

669.14.018.8
К41

А. Б. Кинцел и Руссел Фрэнкс

**ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ
НЕРЖАВЕЮЩИЕ
И ЖАРОУПОРНЫЕ
СТАЛИ**

МЕТАЛЛУРГИЗДАТ • 1945

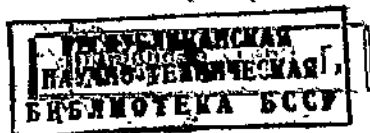
4669.14.018.8

KV1

А. Б. КИНЦЕЛ и Руссел ФРЭНКС



669
KV1

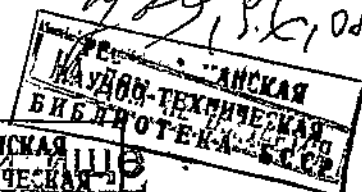
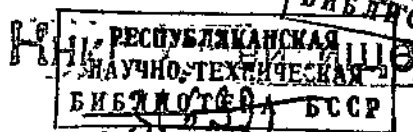


ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ и ЖАРОУПОРНЫЕ СТАЛИ

Перевод, дополнения и редакция
инж. Н. Н. ТИМОШЕНКО

47883

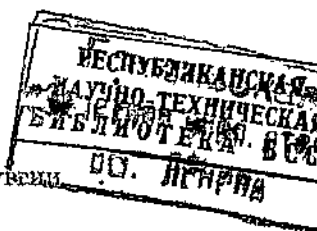
1/29.9.61.08



34436



ГОСУДАРСТВЕННОЕ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
ЛИТЕРАТУРЫ ПО ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ
Москва 1945



СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Глава I. Введение	9
Соотношение фаз. Влияние введения хрома на железо и сталь.	
Основы металлургии нержавеющих сталей.	
Глава II. Плавка высокохромистых сталей	22
Производство высокохромистых сталей с применением ферро-хрома. Производство низкоуглеродистых сортов при помощи хромистой руды. Переплавка отходов высокохромистых сталей. Разливка стали. Выводы авторов.	
Глава III. Обработка сталей, содержащих от 12 до 30% хрома	44
Влияние состава на горячую обработку слитков. Производство сортового проката и труб. Изготовление проволоки и других изделий, получаемых холодной обработкой. Производство толстого и тонкого листа и нержавеющей ленты, Выводы авторов.	
Глава IV. Низкоуглеродистые стали, содержащие от 10 до 18% хрома	57
Механические свойства. Механические свойства модифицированных сплавов железа и хрома. Физические постоянные. Коррозия. Отливка. Сварка. Выводы авторов.	
Глава V. Среднеуглеродистые стали, содержащие от 10 до 18% хрома	113
Структура и превращения. Влияние термической обработки. Сопротивление коррозии. Механические свойства при повышенных температурах. Модифицированные стали, содержащие от 10 до 18% хрома. Выводы авторов.	
Глава VI. Высокоуглеродистые стали, содержащие от 10 до 18% хрома	142
Штамповые стали и стали для волочильного инструмента. Клапанные стали. Выводы авторов.	
Глава VII. Простые и модифицированные хромистые стали, содержащие от 20 до 35% хрома	158
Производство и обработка. Физические константы. Механические свойства. Сопротивление коррозии и окислению. Модифицированные стали, содержащие от 20 до 30% хрома. Выводы авторов.	
Глава VIII. Высокохромистые чугуны, содержащие от 12 до 35% хрома	203
Общая характеристика отливок из высокохромистых чугунов. Влияние термической обработки. Специальные свойства. Состав и применение высокохромистых чугунов. Выводы авторов.	

Глава IX. Структурные состояния сложных сплавов железа и хрома	229
Система железо—хром—никель. Другие системы. Выводы авторов.	
Глава X. Производство и обработка аустенитовых хромоникелевых сталей	249
Плавка и горячая обработка. Разные другие виды обработки. Сварка. Выводы авторов.	
Глава XI. Свойства аустенитовых хромоникелевых сталей	264
Статические свойства при нормальных температурах. Динамические свойства при нормальных температурах. Литые и подвергшиеся сварке аустенитовые хромоникелевые стали. Различные физические свойства. Влияние температуры. Выводы авторов.	
Глава XII. Сопротивление аустенитовых хромоникелевых сталей окислению и коррозии	313
Окисление хромоникелевых сталей. Коррозия хромоникелевых сталей в различных средах. Точечная и интеркристаллитная коррозия. Коррозия в двигателях внутреннего сгорания. Выводы авторов.	
Глава XIII. Модифицированные аустенитовые хромоникелевые стали	347
Хромоникелекремниевые стали. Хромоникелевольфрамовые стали. Хромоникелемолибденовые стали. Влияние титана на аустенитовые хромоникелевые стали. Влияние колумбия (ниобия) на аустенитовые хромоникелевые стали. Прочие модифицированные хромоникелевые стали. Выводы авторов.	
Глава XIV. Хромомарганцевые стали	370
Общий обзор высоколегированных хромомарганцевых сталей. Производство и свойства сталей, содержащих от 16 до 20% хрома и от 8 до 10% марганца. Влияние других элементов. Интеркристаллитная коррозия. Выводы авторов.	
Глава XV. Железохромоалюминиевые стали	406
Производство и механические свойства. Электросопротивление и другие свойства. Выводы авторов.	
Приложение	419
Библиография	422
Именной указатель	449
Предметный указатель	454

ПРЕДИСЛОВИЕ АВТОРОВ

Настоящий том, десятый по намеченному плану и одиннадцатый по фактическому времени выпуска отдельных монографий по сплавам железа¹, является второй и последней частью обзора (с краткими выводами) важнейших опубликованных работ, а также имевшихся в распоряжении авторов неопубликованных материалов по сплавам железа и хрома.

В этом томе говорится о сталях, содержащих больше 10% хрома и обычно называемых «нержавеющими» и «жароупорными». Многие из сталей, рассматриваемых в настоящей монографии, помимо хрома, легированы другими элементами в относительно больших количествах.

Данные по подобным сложным сталям, из которых наиболее важными являются нержавеющие стали типа 18-8, подробно рассматриваются в этом томе, за исключением тех сталей, которые содержат никель в большем количестве, чем хром, и которые уже рассмотрены в монографии по сплавам железа и никеля [503].

При изучении вопросов, освещаемых в этом томе, было предварительно просмотрено приблизительно 9000 статей, касающихся хрома, как легирующего элемента. Из них отобрано 528, касающихся высокохромистых сталей и признанных нами достаточно важными, чтобы включить их в настоящую монографию. Эти 528 литературных источников указаны в хронологическом порядке в библиографии в конце книги².

Кроме того, в настоящем томе читатель найдет значительное количество впервые публикуемых материалов. Источники ранее

¹ Речь идет о серии монографий, издаваемых в США Комитетом по сплавам железа, созданным Обществами инженеров металлургической, автомобильной и других отраслей промышленности совместно с Государственным бюро стандартов США. Прим. перев.

² Библиография нами дополнена литературными источниками, вышедшими в свет после 1939 г. и содержащими наиболее ценные новые данные по нержавеющей и жароупорным сталям. Эти данные частично включены нами в текст перевода, в качестве кратких дополнений. Прим. перев.

неопубликованных данных указаны непосредственно в тексте. Если источник в тексте не указан, то это означает, что данные получены в исследовательских лабораториях Union Carbide and Carbon.

Хотя данный том представляет собой самостоятельную монографию, необходимо коротко сослаться на некоторые материалы, более подробно обсуждаемые в первом томе «Сплавов железа и хрома», касающемся сталей с содержанием хрома не более 10%. Это особенно относится к диаграмме равновесия систем железо—хром и железо—углерод и к материалам, касающимся скоростей превращений. Следует обратить внимание на гл. V первого тома, в которой рассматривается область сплавов железа и хрома в широком аспекте.

Вообще же все наиболее существенные данные по этим вопросам читатель найдет в настоящем томе.

Подготовка книги отличалась в некоторых отношениях от подготовки других монографий по железу, так как в ней рассматривается новая область металлургии. Многие явления уже получили удовлетворительное объяснение, но в то же время выдвинуто много гипотез, требующих более строгого доказательства в будущем.

И практические и теоретические данные по рассматриваемым сталям быстро меняются. Ни в одной области металлургии не наблюдается столь частых изменений в общих воззрениях на природу сталей, на их состав и способы производства, как в области нержавеющей сталей.

Вследствие этого в патентной литературе нередко встречаются типы сталей, которые в научной технической литературе не упоминаются, и в тексте книги иногда приходится ссылаться только на патенты.

Номенклатура и терминология в области нержавеющей и жароупорных сталей еще окончательно не установлены. Встречаются неправильные термины, особенно в области аустенитовых сталей, например, закалка в воду иногда называется отжигом. В предлагаемой книге такие неправильные термины исключены и введены некоторые новые, как термин «полностью умягченное состояние», означающий состояние наименьшей твердости, наблюдаемое у аустенитовых сталей после закалки их с высоких температур в воду.

Термин «нержавеющая» может быть отнесен к большинству

сталей, описываемых в этой книге. Однако эти стали, не подвергаясь ржавлению в одних средах, могут весьма сильно ржаветь в некоторых других средах. Далее, нет ясной границы между жароупорными сталями и чугунами. Наконец, вопросы коррозионной стойкости изучались не всегда с необходимой для научных измерений точностью и здесь часто имеются только неточные качественные характеристики, как «почти не корродирует», «практически коррозиестойчива» и т. д.

Химический элемент, имеющий атомный номер 41, называется нами колумбием, в то время как в Англии и других европейских странах он называется ниобием. К сожалению, международный комитет по атомным весам не имеет единства взглядов относительно правильности названия этого элемента и в американском издании трудов комитета печатается термин «колумбий», в то время как в английском издании — «ниобий».

Между тем и английский химик Меллор считает, что лучше отказаться от термина «ниобий» и вернуться к прежнему «колумбий», ибо Розе открыл ниобий в 1844 г. вторично. Впервые же этот элемент был открыт на 40 лет ранее Хетчетом, который и назвал его колумбием.

Большая часть сталей, рассматриваемых в этом томе, принадлежит к «нержавеющим», подробно описанным в недавно вышедших в свет книгах Монипенни и Тума. Однако план изложения в настоящей монографии и общий подход к предмету резко отличаются от таковых в книгах указанных исследователей, что несколько не уменьшает высокой оценки их работ со стороны авторов: каждая из этих работ явилась неоценимой при подготовке к изданию настоящей книги.

А. Б. Кишцел
Руссел Фрэнкс

Нью-Йорк
Декабрь 1939 г.

ГЛАВА I

ВВЕДЕНИЕ

*Соотношение фаз. Влияние введения хрома на железо и сталь.
Основы металлургии нержавеющей стали*

Хром, как это указывалось в первом томе настоящей монографии, является одним из наиболее важных легирующих элементов в современной металлургии железа. Это становится особенно очевидным при изучении сталей, содержащих более 10% хрома. Промышленное применение их как нержавеющей и как жароупорных материалов непрерывно возрастает.

Высокая стоимость нержавеющей и жароупорных сталей с избытком окупается в тех областях промышленности, где они применяются. Использование высокохромистых сталей дало возможность коренным образом изменить технологию целого ряда химических производств и перейти на более высокие температуры и давления.

Целью настоящей книги является подведение итогов, вытекающих из громадного количества фактов, связанных с применением сталей, содержащих более 10% хрома, как легированных, так и нелегированных дополнительными элементами.

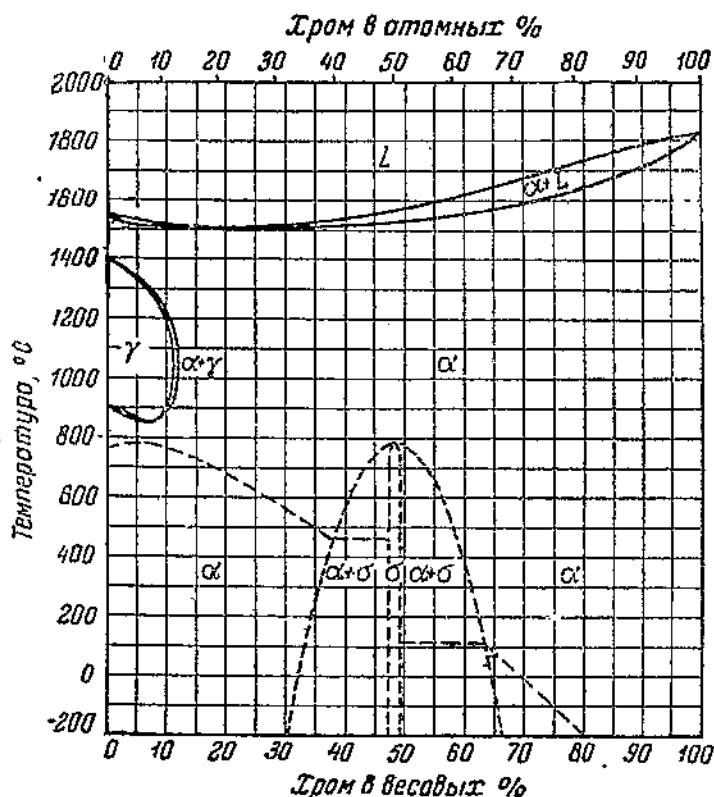
Уже работы первых исследователей (Брилли, Гейнеса, Штрауса, Маурера, Бекета и Гатфильда) показали, что ни один элемент не в состоянии придать стали свойства сопротивления коррозии и окислению в такой степени, как это имеет место в случае применения хрома.

Рассмотрим коротко основные характерные черты системы железо—хром, более подробно рассмотренные в первом томе.

А. СООТНОШЕНИЕ ФАЗ

Для надлежащего понимания явлений, характерных для высокохромистых сталей, необходимо рассмотреть изменения фаз, происходящие в системе железо—хром. Диаграммы состояния дают представление о конечных результатах превращений, происходящих в металле, но не дают представления об их скорости. Вопрос о скорости превращений обсуждается в ряде глав этой книги. Часто считают, что следующим, по важности после железа элементом в стали является углерод. Это положение остается справедливым и для высокохромистых сталей. Без понимания диаграмм состояния системы железо—хром невозможно изучение высокохромистых сталей.

1. Система железо — хром. На диаграмме состояния системы железо — хром можно различить жидкую и три твердые фазы (фиг. 1). Граница жидкой фазы имеет минимум при 22% хрома



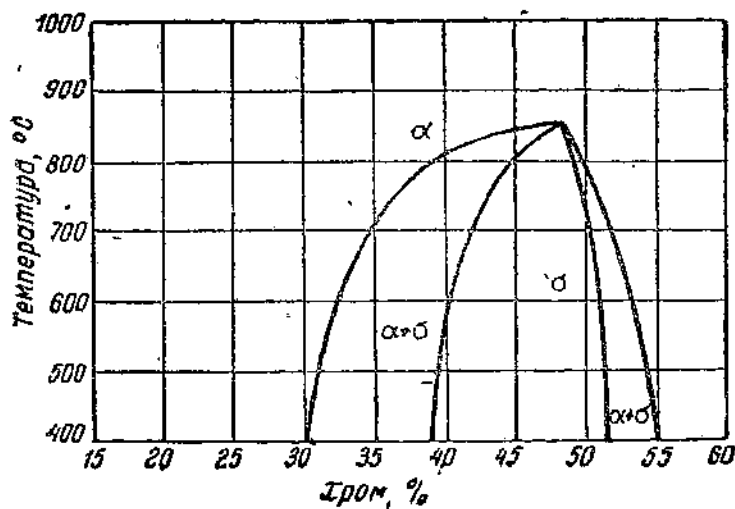
Фиг. 1. Диаграмма состояния системы железо — хром по Кинцел, и Крафтсу [460]

и 1505° С¹. Из твердых фаз преобладающей является альфа-фаза (феррит). В сплавах, лишенных углерода, гамма-фаза (аустенит) существует лишь в сплавах, содержащих менее 11,5% хрома, причем гамма-фаза не может существовать при температурах выше 1400° С или ниже 855° С. Третья твердая фаза, обозначаемая буквой «сигма» (σ), вероятно является интерметаллическим соединением FeCr. Эта фаза не существует при температурах выше 850°С и при содержании хрома меньшем 30 и большем 65%.

Работа Бекета [488], законченная после выхода в свет пер-

¹ Еще недавно Обергофер и Эссер, а также Вефер и Елингхауз считали, что этот минимум соответствует содержанию 14% хрома и температуре 1410° С. Прим. перев.

вого тома настоящей монографии, позволила построить диаграмму, изображенную на фиг. 2. Она показывает пределы существования сигма-фазы в применяемых в промышленности сталях. Об-



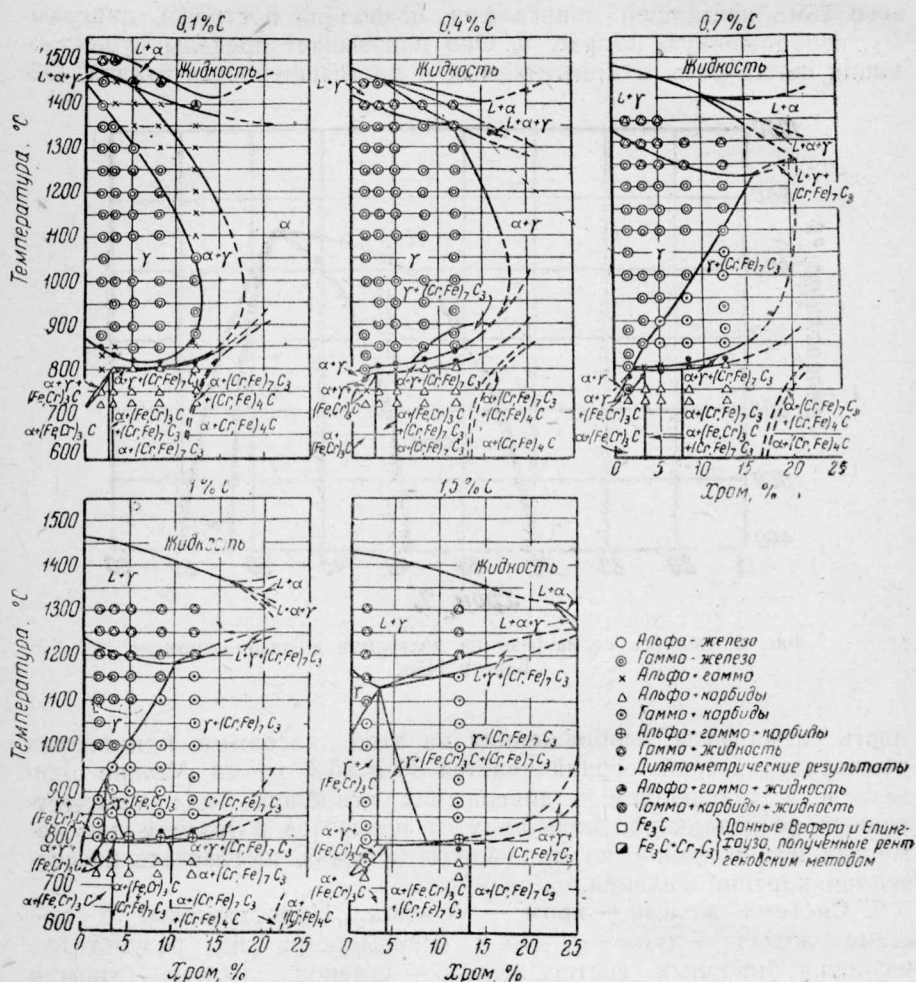
Фиг. 2. Область сигма-фазы на диаграмме железо — хром по Бекету [488]

ласть сигма-фазы, изображенная на этой диаграмме, при низких температурах грубо ограничивается 30 и 55% хрома. Можно ожидать и в дальнейшем в диаграммах подобного типа количественных несовпадений, зависящих от прогресса в технике лабораторных исследований, но мало вероятно, чтобы изменилась качественная картина явления.

2. Система железо — хром — углерод. Представление о системе железо — хром — углерод основывается на результатах изучения бинарных систем железо — углерод, железо — хром и хром — углерод. Система хром — углерод сложна и представляется крайне запутанной тройной диаграммой, в которой принимают участие карбиды Cr_4C , Cr_7C_3 и Cr_3C_2 . Проще всего понять диаграмму состояния системы железо — хром — углерод, рассматривая сечения с постоянным содержанием углерода, параллельные плоскости железо — хром. Серия подобных сечений изображена на фиг. 2а¹.

При содержании углерода, приближающемся к нулю, гамма-фаза исчезает при содержании хрома в количестве около 11,5%; область двухфазных сплавов ($\alpha + \gamma$) при этом очень узка. При увеличении содержания углерода приблизительно до 0,1% область

¹ Фиг. 2а заимствована из первого тома настоящей монографии (стр. 65, фиг. 37). Прим. перев.



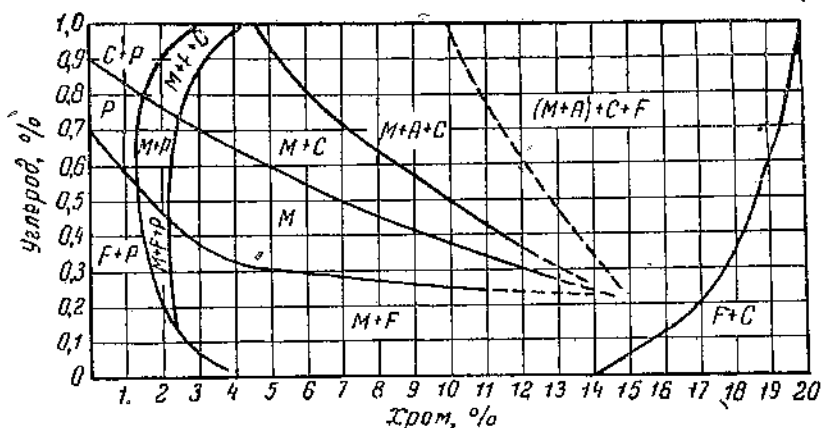
Фиг. 2а. Горизонтальные разрезы диаграммы состояния системы железо — хром — углерод при постоянном содержании углерода по Тофауте, Спонхейеру и Беннеку [503]

существования гамма-фазы расширяется до 13%, а в двухфазных сталях пределы ее существования расширяются до 18% хрома.

При содержании 0.42% углерода предел существования гамма-области расширяется до 18% хрома, а область двухфазных сплавов относится к еще более высоким содержаниям хрома.

3. Превращения в хромистых сталях. Малые количества хрома повышают температуру превращения A_1 (гамма-фаза $\rightleftharpoons$ альфа-

фаза + карбиды), но в сплавах, содержащих больше 10% хрома, это явление не наблюдается. У большинства рассматриваемых нами сталей превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ отсутствует и только у некоторых протекает в весьма ограниченной области. Замедление хромом превращения при охлаждении (особенно у высокохромистых сталей) является причиной многих, часто нежелательных явлений, имеющих важное промышленное значение. Это легко заметить на структурной диаграмме, построенной для сплавов, охлажденных с 950° (фиг. 26)¹.



Фиг. 26. Структурная диаграмма сплавов железа, углерода и хрома, охлажденных на воздухе. Сечение образцов 25 мм. F — феррит; P — перлит; M — мартенсит; A — аустенит и C — карбиды [503]

У высокохромистых сталей, особенно у тех, которые не модифицированы значительными количествами других элементов, наблюдается сильная тенденция к сегрегации всего углерода в тех небольших количествах аустенита, которые могли в этом случае образоваться, что прямо связано с большой растворимостью углерода в аустените. Вследствие этого при температурах прокатки простых высокохромистых сталей с 12—18% хрома могут наблюдаться полосы аустенита, в состав которого вошла большая часть углерода, содержащегося в стали. Это особенно важно потому, что основная масса стали, будучи ферритной, не испытывает превращений, в то время как меньшая ее часть, являющаяся аустенитной при высоких температурах, превращается при охлаждении в мартенсит или в перлит. Имея дело с высокими содержаниями хрома в стали, приходится поэтому рассматривать превращения не в основной массе металла, а в ограниченных участках, подвергавшихся превращениям.

¹ Фиг. 26 заимствована из первого тома настоящей монографии (фиг. 55). Прим. перев.

В. ВЛИЯНИЕ ВВЕДЕНИЯ ХРОМА НА ЖЕЛЕЗО И СТАЛЬ

Как у высокохромистых, так и у низкохромистых сталей отношение содержания хрома к содержанию углерода весьма важно не только с точки зрения фазовых превращений, но и с точки зрения химических свойств стали. Для наглядности коррозионно-устойчивые и жароупорные стали подразделяют на различные группы, базируясь на содержании в них хрома, структурном состоянии и некоторых свойствах.

В первую группу входят стали (и железо), содержащие от 10 до 16 или 18% хрома; следующая — от 16 или 18 до 22% хрома и последняя — свыше 22% хрома. По очевидным причинам аустенитные стали выделяются в самостоятельную группу. Можно оспаривать правильность подобного подразделения, но оно оказалось полезным и удобным для работы.

4. Общее влияние хрома на производство и термическую обработку сталей. При выплавке высокохромистых сталей главным фактором является то, что хром гораздо легче, чем железо, связывается с углеродом и с кислородом. Поэтому в раскисленную стальную ванну, содержащую меньший процент углерода, чем это допускается в готовой стали, вводится малоуглеродистый феррохром. Понизить содержание углерода в ванне после дачи феррохрома можно только за счет одновременного окисления хрома. Восстановление хрома, перешедшего в шлак, возможно при помощи богатого ферросилиция. Отдельные же окислы хрома остаются в металлической ванне и загрязняют, как неметаллические включения, готовую сталь.

Желательно, если не необходимо, применение феррохрома с особо низким содержанием углерода. Так называемый «прямой процесс» — с применением хромистой руды — и выплавка на высокоуглеродистом феррохроме основаны на вышеупомянутом восстановлении окислов хрома из шлака кремнием. Обычно при выплавке стали на заводах применяется феррохром, содержащий не более 0,06%, а иногда даже не выше 0,03% углерода. Вместе с тем широко используются высокохромистые отходы.

При ковке и обработке высокохромистых сталей требуется большая осторожность, особенно в отношении температуры. Подходящими для начала горячей обработки являются температуры: для простых хромистых сталей 1100°, а для аустенитовых сталей 1150°. Верхний предел температуры начала обработки для разных сталей колеблется около 1200°, что является максимально допустимой температурой начала горячей обработки. Высокохромистые стали могут подвергаться и холодной обработке, но с большой осторожностью и с промежуточными умягчающими термическими обработками. Возможна и автогенная резка, но с применением специальной технологии (зигзаг-процесс).

Скорости превращений [191] во всех случаях, за исключением превращения $\delta \rightarrow \gamma$, у высокохромистых сталей невелики и даже малы. В некоторых случаях превращения в твердом состоянии отсутствуют или происходят в ограниченных областях. Например, содержащая 13% хрома сталь для режущих изделий, которую можно условно рассматривать как эвтектоидную¹, может охлаждаться с гораздо меньшей скоростью, чем эвтектоидная углеродистая сталь, для получения одинаковой с ней структуры.

К сожалению, для высокохромистых сталей еще не построены S-образные кривые Бейна, поэтому количественной картины явления нет.

Прибавление никеля изменяет скорости превращений более значительно.

5. Общее влияние хрома на физические и химические свойства сталей. На высокохромистые стали углерод оказывает большее влияние, чем на низкохромистые, а также просто углеродистые стали. При изменении содержания углерода и хрома получаются стали с разнообразными свойствами, начиная от малопрочных, но высокопластичных, до весьма твердых и хрупких. Содержание углерода сильно влияет и на химические свойства сталей. Как правило, чем выше содержание хрома и чем ниже содержание углерода, тем больше устойчивость стали против некоторых видов коррозии. Изменяя соотношение между количествами хрома и углерода, можно снизить стойкость стали против коррозии. Дальнейшее изменение физических и химических свойств стали достигается путем введения никеля. Это приводит к образованию новой категории сталей — аустенитовых нержавеющей — с тремя переменными элементами: углеродом, хромом и никелем.

В отожженном состоянии у сталей с низким содержанием углерода и с содержанием хрома от 12 до 22% наблюдаются весьма малые колебания в прочности. В закаленном и отпущенном состоянии у сталей наблюдается определенное снижение твердости и прочности, как только содержание хрома в них начинает превышать 12%. Если в мягкую сталь, содержащую хром, вводится аустенитобразующий элемент, то твердость и прочность ее увеличиваются и возрастают до тех пор, пока аустенит не становится фазой, стабильной при комнатной температуре.

Образование аустенитовой структуры сопровождается следующими изменениями свойств: прочность слегка увеличивается, отношение предела текучести к сопротивлению разрыву становится низким, а пластичность металла возрастает по сравнению с пластичностью отожженных ферритных сталей.

Важнейшие характеристики аустенитовых сталей объясняются тем, что модифицирующие добавки, аналогичные никелю, смещают положение гамма-области настолько, что даже низкоугле-

¹ Строго говоря, применять этот термин к рассматриваемым сталям нельзя.

родистые высокохромистые стали становятся аустенитовыми при повышенных температурах.

Замедление превращений создает устойчивость аустенита и при комнатной температуре, после того, как сталь была быстро охлаждена с необходимой высокой температуры. Стали, содержащие 18% хрома, 8% никеля и менее 0,1% углерода, являются типичными нержавеющими аустенитовыми сталями, которые широко применяются в промышленности.

Подробное рассмотрение соотношения фаз в системе железо — хром — никель и характеристику роли углерода в этой системе читатель найдет в IX главе. Следует помнить основной факт: в этих сталях при комнатной температуре аустенит является термодинамически нестабильным; поэтому при некоторых условиях возможно частичное превращение в феррит или в феррит и карбиды. Такими условиями являются нагрев до средних температур или механические напряжения после холодной обработки. Влияние подобных частичных превращений подробно описывается в следующих главах.

Наконец, иногда аустенит (твердый раствор γ) перенасыщается углеродом, который после выдержки при некоторых температурах выпадает в виде карбидов, что часто весьма нежелательно.

Возможно получение и других сталей, являющихся двухфазными даже при высоких температурах. Такими типичными наполовину аустенитными, наполовину ферритными при высокой температуре являются стали, содержащие 18% хрома и 8% марганца. И здесь, благодаря чрезвычайной медленности превращений, обусловливаемой высоким содержанием хрома, после закалки с высоких температур можно сохранить двухфазную структуру и при комнатной температуре. Однако и этот оставшийся аустенит под влиянием некоторых условий в свою очередь может распадаться частично, превращаясь в феррит при надлежащих температурах или напряжениях [488].

При возрастании содержания хрома в низкоуглеродистых сталях выше 10% их стойкость против коррозии в активных химических средах заметно увеличивается. Это особенно относится к сопротивлению окислению, которое, повидимому, связано с образованием устойчивой оксидной пленки на поверхности металла. В следующих разделах книги это явление разобрано более подробно.

Введение же никеля и некоторых других легирующих элементов необходимо для противодействия коррозии в средах, являющихся по своему химическому характеру восстановителями, а не окислителями.

Сопротивление хромистых сталей окислению при повышенных температурах возрастает с увеличением содержания хрома. Оно резко возрастает, если содержание хрома становится выше 20%.

С. ОСНОВЫ МЕТАЛЛУРГИИ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

С первого взгляда поведение высокохромистых сталей кажется совершенно необъяснимым. Однако в действительности оно полностью отвечает основным законам общей металлургии. По мере увеличения наших знаний становится ясной зависимость различных сложных явлений от обычных причин, вытекающих из общепринятых представлений о явлениях, которые происходят в сплавах железа.

6. Основные понятия. Общими для металлургов являются следующие представления:

1. Сплавы, не подвергающиеся при всех температурах превращениям, имеют крупнозернистое строение, и механическая обработка является единственным средством измельчения зерна.

2. Структуры, существующие в неустойчивом с термодинамической точки зрения состоянии, быстро переходят в стабильное состояние, если создать подходящие для ускорения превращений температурные условия или напряжения в металле. Частичный переход в стабильную для данной температуры структуру приводит к внутренним напряжениям и к неоднородности металла.

3. Однофазные стали с очень крупным зерном и стали, ставшие многофазными после частичного превращения, часто обладают весьма низкой пластичностью. Однофазные аустенитовые стали являются исключением.

4. При данной прочности сплавы железа обладают тем большей пластичностью, чем меньше содержание в них углерода.

К этим основным для металлургии положениям следует добавить следующие, касающиеся сплавов железа и хрома:

1. Наличие хрома в твердом растворе способствует исчезновению превращения $\alpha \rightarrow \gamma$.

2. Наличие в твердом растворе хрома весьма сильно увеличивает время, необходимое для совершения данного превращения.

3. Хром легко образует карбиды, и эти карбиды растворимы в высокотемпературном аустените, но почти нерастворимы в низкотемпературном аустените или в феррите.

4. Аустенитобразующие элементы, особенно никель, делают высокохромистые стали аустенитовыми при высоких температурах. При этих температурах аустенит находится в термодинамически устойчивом состоянии, но становится неустойчивым при более низких температурах; последние могут быть еще достаточно высоки, чтобы имело место хотя бы частичное превращение. Таким образом аустенит может быть пересыщен углеродом и выделять карбиды при таких же пониженных температурах.

5. Содержание углерода для «эвтектоидного» состава при 12% хрома составляет 0,3%.

6. В высокохромистых сталях возможно появление третьей фазы (сигма-фазы), но превращение $\alpha \rightarrow \sigma$ является даже еще более медленным, чем превращение $\gamma \rightarrow \sigma$. Пользуясь этими основ-

ными положениями, можно заранее предсказать поведение высокохромистых сталей, которое получает вполне логичное объяснение.

7. Простые хромистые стали. Безуглеродистое высокохромистое железо с содержанием более 12% хрома относительно мягко и пластично, но выдержка его при высоких температурах влечет за собой рост зерна и уничтожение пластичности, которая не может быть в дальнейшем восстановлена путем термической обработки. Простые хромистые стали с количеством углерода, достаточным для образования аустенитовой фазы при повышенной температуре, способны принимать закалку, как и простые углеродистые стали, но содержащие больше углерода.

При указанном содержании углерода высокохромистые стали могут подвергаться закалке и отпуску на любую твердость, начиная с твердости инструментальной и пружинной стали и кончая твердостью, приемлемой для обычных конструкционных сталей. Однако стали с высоким содержанием хрома весьма склонны к воздушной закалке, и при нагреве во время производственных операций следует соблюдать осторожность, чтобы избежать понижения их пластичности в результате воздушной закалки.

Высокохромистые стали легко приобретают заэвтектоидный характер. По структуре они соответствуют заэвтектоидным углеродистым сталям, но обладают большей твердостью, без соответствующего понижения пластичности; наличие же карбидов хрома увеличивает их стойкость против износа. Эти стали, несмотря на более низкое содержание углерода, должны обрабатываться и нагреваться подобно инструментальным сталям, ибо они очень чувствительны к нецелесообразному нагреву при термической обработке или к чрезмерному нагреву при механической обработке, шлифовке, обдирке и к другим отклонениям от правильного технологического процесса. Вследствие низкой скорости превращений почти для всех простых хромистых сталей рекомендуется закалка не в воду, а в масло. Одновременное увеличение содержания хрома и углерода вызывает появление в стали крупных карбидов и в дальнейшем образование структуры, по характеру совпадающей со структурой белого чугуна, с тем отличием, что карбиды хрома термодинамически более устойчивы, чем карбиды железа в обычном чугуне.

Если содержание хрома повышается, а содержание углерода остается низким, то можно считать, что решетка железа насыщается атомами хрома и при подходящих температурных условиях сталь становится хрупкой вследствие появления сигма-фазы. Если содержание хрома превышает 50 атом. %, можно, наоборот, считать, что атомная решетка хрома содержит атомы железа. Дальнейшее увеличение содержания хрома приблизительно до 60% приводит в область ферросплавов, которые применяются только как легирующие добавки при выплавке стали.

Рассмотрим теперь аустенитобразующие элементы. Углерод, самый мощный из них, уже рассмотрен выше. Никель может

служить примером металлического аустенитобразующего элемента. При добавке малых количеств никеля в ферритные низкоуглеродистые высокохромистые стали может проявиться гамма-фаза, а после закалки — продукты распада аустенита, например, мартенсит. Эти стали реагируют на отпуск после закалки обычным образом, если не считать общего влияния хрома на скорости превращений.

8. Хромоникелевые аустенитовые стали. Увеличение в высокохромистых сталях содержания никеля до 8% обеспечивает образование при высоких температурах аустенита, большая часть которого после закалки может быть сохранена и при комнатной температуре. Вследствие этого в противоположность наблюдаемому при закалке простых углеродистых сталей явлению, после закалки получается относительно мягкий металл. Отпуск при температуре около 550° является причиной распада части аустенита на феррит и карбиды (в случае присутствия углерода). Это приводит к образованию внутренних напряжений и к уменьшению пластичности и вязкости. Углерод, находившийся в твердом растворе, часто выпадает в виде карбидов по границам зерен, что также ведет к пониженной пластичности металла. В особенности опасно сильное понижение температуры в конце прокатки, ибо оно может вызвать превращение аустенита в феррит и соответствующее уменьшение пластичности металла.

В последнее время выдвигается точка зрения, что образование феррита может быть прямой причиной выпадения карбидов по границам зерен. Более старый и общепринятый взгляд предполагает более простой механизм явления, а именно — изменение растворимости углерода в аустените в зависимости от температуры. При этом считается, что если температура выпадения карбидов равна или близка к 550° , то аустенит способен удержать в растворе только 0,01%, а при температуре закалки (свыше 1000°) в аустените растворяется значительно большее количество углерода.

При закалке эти большие количества углерода находятся в твердом растворе в аустените, а при последующем воздействии повышенных температур или напряжений, или того и другого одновременно, пересыщенный раствор выделяет избыток углерода в виде карбидов, главным образом по границам зерен. Эти карбиды, вероятно, обедняют хромом прилегающие к границам зерен участки металла. В этой гипотезе нет упоминания относительно образования феррита: без доказательства принимается, что феррит может образоваться только случайно и что выпадение карбидов имеет место в сталях с относительно высоким содержанием никеля, при котором, вероятно, не может образоваться феррит. Следует пока считаться с наличием обеих указанных гипотез в ожидании того, что проводимые в настоящее время специальные опыты в ближайшее время приведут к большей ясности в вопросе о механизме выпадения карбидов.

При увеличении содержания ферритобразующих элементов увеличивается тенденция к превращению аустенита в феррит. Область температур, при которых аустенит является устойчивым, уменьшается, и область гамма-фазы исчезает при всех температурах, так что аустенит сохраняется только в области ($\gamma + \alpha$). Это же происходит при увеличении содержания хрома без одновременного увеличения содержания никеля или другого аустенитобразующего элемента.

В присутствии значительных количеств никеля количество хрома, необходимое в решетке альфа-железа для образования сигма-фазы, становится значительно более низким, а скорость превращения $\alpha \rightarrow \sigma$ является функцией не только содержания хрома, но и содержания никеля. Присутствие сигма-фазы ограничивает пластичность металла и вызывает ряд производственных затруднений.

9. Хромомарганцевые аустенитовые стали. Марганец является также аустенитобразующим элементом. Однако при содержании хрома выше 15% в низкоуглеродистых сталях даже при высоких температурах невозможно получить полностью аустенитовую структуру, и такие хромомарганцевые стали по природе своей являются двухфазными. В них аустенит и феррит сосуществуют при высоких температурах и сохраняются в стали после быстрого охлаждения с этих температур. По законам растворимости аустенит богаче марганцем, а феррит хромом. В этих сталях аустенит менее устойчив термодинамически, чем в чисто аустенитовых сталях, и частичное превращение аустенита в феррит, с образованием последнего вдоль плоскостей скольжения, вызывается некоторыми напряжениями и температурными условиями и сильно ухудшает пластичность и сопротивление коррозии. Подобно никелю, марганец ускоряет образование сигма-фазы при более низких содержаниях хрома.

Введение в стали с 18% хрома около 4—6% никеля и марганца в примерно равных количествах приводит к получению двухфазной стали. Если же в такие стали вводить никель в количестве, достаточном для стабилизации аустенита и перевода стали в однофазную при высоких температурах, то такие хромомарганценикелевые стали не отличаются по свойствам от обычных хромоникелевых сталей типа 18-8.

10. Прочие аустенитовые стали. Роль прочих легирующих элементов также не противоречит установленным выше положениям. Молибден, кремний, вольфрам, колумбий (ниобий) и титан чаще всего вводятся в нержавеющие и жароупорные стали и все являются ферритобразующими элементами. Чтобы поддержать ту же степень устойчивости аустенита, следует поэтому для противодействия ферритобразующим элементам вводить достаточное количество аустенитобразующих элементов. Во многих случаях это является весьма существенным условием. Молибден, кремний и вольфрам обеспечивают общее увеличение стойкости против кор-

розин и прочность при высоких температурах. Колумбий и титан вводятся главным образом для устранения интеркристаллитной коррозии и связывания углерода в весьма стойкие карбиды. Вследствие этого нагрев в интервале вредных температур не сопровождается выпадением карбидов, обычно серьезно ухудшающим физические и химические свойства стали.

11. Хрупкость у высокохромистых сталей. У высокохромистых сталей, особенно при содержании в них более 20% хрома, наблюдается хрупкость при комнатной температуре в тех случаях, когда перед тем сталь медленно охлаждалась в интервале средне-высоких температур, серединой которого является 475°. Высокохромистые стали не являются хрупкими ни при температуре 475°, ни при более низких до 100° температурах. Хрупкость появляется только при температурах ниже 100°.

Это явление до сих пор не получило вполне удовлетворительного объяснения. Попытки увязать его с образованием сигма-фазы были безуспешны. Можно было бы объяснить это явление выпадением из твердого раствора какого-либо соединения, но оно пока не обнаружено. Некоторые металлурги считают, что это общезвестная «отпускная хрупкость», наблюдаемая в низколегированных сталях при их медленном охлаждении с температур отпуска. Авторы настоящей монографии не согласны с этим мнением и предпочитают называть рассматриваемое явление «хрупкостью при 475°» до тех пор, пока не будет точно установлена истинная его природа.

ГЛАВА II

ПЛАВКА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Производство высокохромистых сталей с применением феррохрома. Производство низкоуглеродистых сортов при помощи хромистой руды. Переплавка отходов высокохромистых сталей. Разливка стали. Выводы авторов

Плавка высокохромистых сталей — самостоятельная область техники, требующая от металлургов высшей степени опытности и мастерства и правильного представления о лежащих в основе процесса химических реакций. Это особенно справедливо для низкоуглеродистой высокохромистой стали (или железа) и низкоуглеродистых аустенитовых нержавеющей сталей, содержащих относительно большие количества хрома и один или несколько других легирующих элементов. Трудности производства слитков из таких сталей вызываются исключительно высокой химической активностью хрома в расплавленном состоянии, что является контрастом к его инертности при обычных температурах. Хром легко окисляется и притом прежде железа; хром трудно восстановим из его окислов и имеет сильнейшее сродство к углероду.

Как будет видно из дальнейшего изложения, это сродство настолько велико, что расплавленная ванна с высоким содержанием хрома легко теряет последний при плавке с обычным лишенным углерода шлаком. Хром переходит из металла в шлак, как только содержание закиси железа достигает известного предела, несмотря на увеличение содержания углерода в жидком металле. В настоящее время применяется несколько способов выплавки высокохромистых сталей.

Наиболее распространен процесс выплавки этих сталей на феррохроме с низким содержанием углерода. Этим способом изготовляется около 95 % общего количества выплавляемых во всем мире высокохромистых сталей. Плавка ведется в дуговых электропечах типа Геру на отборной шихте с присадкой низкоуглеродистого феррохрома¹. Этот процесс допускает также использование до 40 % отходов нержавеющей стали той же марки, частично заменяющих феррохром.

Второе место занимает процесс выплавки на хромистой руде и отборном скрапе. Хромистая руда забрасывается на шлак и окись хрома восстанавливается кремнием, а металлический хром переходит в ванну. Третий метод описан Бекетом² и Филдом [266]; по

¹ В некоторых случаях с содержанием углерода не более 0,03%. Прим. перев.

² Патент США № 1897017, февраль 1933 г.

этому методу малоуглеродистые высокохромистые стали выплавляют на отборном скрапе и высокоуглеродистом феррохроме, которые вводят в завалку. Обезуглероживание ванны и раскисление шлака ведутся с обратным восстановлением хрома. Применение основного мартеновского процесса для переплавки отходов нержавеющей сталей следует упомянуть как четвертый способ производства высокохромистых сталей. Высокохромистые отходы расплавляют в мартеновской печи специальной конструкции или же в электропечи, причем, насколько возможно, стараются предупредить окисление хрома, содержащегося в скрапе. Этот способ пока еще не вышел из стадии экспериментальной проверки.

А. ПРОИЗВОДСТВО ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ФЕРРОХРОМА

12. Плавка средне- и высокоуглеродистых высокохромистых сталей в дуговой электропечи. Как правило, выплавка высокохромистых нержавеющей сталей для режущих изделий, инструмента и штампов не так трудна, как плавка сталей малоуглеродистых сортов. Производству последних и уделено поэтому наибольшее внимание в настоящей главе. Для плавки средне- и особенно высокоуглеродистых сортов стали можно применить феррохром с содержанием 0,5% углерода и даже больше. Так как углеродистый феррохром дешевле малоуглеродистого, то сталеплавыльщики стремятся иметь в ванне как можно меньше углерода перед дачей феррохрома и применять углеродистый феррохром. При раскислении в электропечи карбидный шлак дает металл более здоровый и с меньшим количеством включений, чем белый рассыпающийся шлак, поэтому при выплавке нержавеющей сталей с высоким содержанием углерода плавку часто ведут под карбидным шлаком, что рекомендуется Филдом [266]. Для выплавки малоуглеродистых сталей необходимо иметь белый рассыпающийся шлак.

13. Плавка малоуглеродистых высокохромистых сталей в электропечи. Большая часть тоннажа малоуглеродистых высокохромистых сталей выплавляется в основных дуговых электропечах. В завалку дается низкоуглеродистый и низкофосфористый скрап, а в случае выплавки сталей типа 18-9 низкоуглеродистая шихта или иногда шихтовая болванка с некоторым содержанием никеля. Иной раз в завалку дается некоторое количество отходов нержавеющей стали той же марки. Этот процесс детально описан во многих работах [143, 191, 245, 266, 316, 406], благодаря чему хорошо известен. В основном процесс складывается из расплавления чистой низкоуглеродистой шихты (в завалку дается от 5 до 15 т) и короткого кипа с дачей от 90 до 220 кг железной руды или прокатной окалины. После выгорания углерода не меньше чем до 0,04% черный (карбидный) шлак скачивают насколько возможно начисто.

Конечный шлак должен быть белым, рассыгающимся; он наводится смесью извести и 75% ферросилиция, причем добавляется некоторое количество плавикового шпата. Соотношение между количествами этих материалов для наводки конечного шлака обычно составляет 7 : 2 : 3. Однако эта пропорция резко изменяется для стали разных марок, а также в зависимости от условий хода самой плавки. Науглероживания стали под таким шлаком, представляющим собой в основном ортосиликат (моносиликат) кальция ($2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$) и содержащим от 60 до 65% CaO , не происходит. При охлаждении шлак рассышается в тончайший белый порошок вследствие резкого изменения объема кристаллической формы силиката при 650° .

Очень важно при выплавке малоуглеродистых высокохромистых сталей давать в печь только тщательно высушенные материалы. В случае применения мокрых и влажных материалов влага диссоциирует в области вольтовой дуги на кислород и водород. Кислород сразу образует в ванне окислы хрома, а водород растворяется и создает газонасыщенность металла. Если в ванну во время плавки введено слишком много кремния, то также создаются условия для увеличения газонасыщенности металла; впрочем, причины этого явления не совсем ясны. Чтобы избежать его, обычно стараются держать количество кремния на уровне около 0,30%.

14. Раскисление малоуглеродистых высокохромистых сталей в дуговой электропечи. Так как в конечный шлак нельзя вводить углерод, то раскисление предвременно производится посредством металлического марганца и молотого 75%-ного ферросилиция, ферросилиция, содержащего цирконий, или других раскислителей. Ферросилиций, если он тонко размолот, обладая малым удельным весом, находится в шлаке во взвешенном состоянии и восстанавливает окислы как в шлаке, так и на поверхности раздела между шлаком и металлом. При этом достигается и частичное раскисление металлической ванны. Конечное раскисление производится безуглеродистым ферромарганцем и ферросилицием. Иногда добавляют 0,1% силикокальция перед самым выпуском стальной с высоким содержанием хрома и никеля. Иногда можно применять алюминий, силикобарий и металлический магний. По Филду [266] присадка магния необходима для улучшения процессов горячей обработки стали; его роль в этих высоконикелевых сплавах типа 18-8 относится больше к сере, чем к кислороду. Однако кальций более употребителен, чем магний.

Судить о температуре расплавленного металла очень трудно, так как высокохромистые стали весьма густы и малоподвижны и кажутся гораздо более холодными, чем в действительности. Хром не оказывает заметного влияния на точку плавления железа. Сплав железа с 25% хрома имеет точку плавления всего на $25-30^\circ$ ниже, чем самое чистое железо. Углерод не влияет в данном случае больше, чем в случае обычных сталей, и высокохромистая сталь, содержащая 0,10% углерода, переходит в твердое состоя-

ние при той же температуре, что и обычная мартеновская нелегированная сталь с тем же содержанием углерода.

Благодаря большим количествам легирующих добавок (на восьмитонную плавку стали типа 18-8 требуется 2300—2700 кг феррохрома и никеля¹) в периоде раскисления необходим строгий контроль температуры. Перед введением феррохрома ванна должна быть перегрета, последний вводится двумя или тремя порциями с промежуточным подогревом ванны. Гатти [316] рекомендует перед дачей феррохрома в печь предварительно подогревать его примерно до 850°. При нагреве металла перед введением феррохрома следует с особенной осторожностью наблюдать за электродами, так как малейшее соприкосновение их с ванной немедленно дает скачок вверх содержания в металле углерода.

Зигель [509] путем изучения расхода энергии в основной дуговой электропечи в зависимости от температуры показал, что предварительный подогрев феррохрома полезен для ускорения раскисления. В случае подогрева феррохрома раскисление начинается почти сразу после дачи его в печь. При холодном феррохроме металлы сначала надо подогревать до надлежащей температуры. При этом предварительный подогрев феррохрома оказывает чрезвычайно благоприятное влияние на строение слитка.

После того как легирующие присадки даны в печь и расплавились, ванну перемешивают и берут пробу металла на температуру. Если нужно, эту же пробу посылают на анализ. Обнаружив в пробе уклонения от заданного анализа, делают небольшие добавки хрома и никеля после получения результатов химического анализа этой пробы. Затем добавляют ферромарганец и ферросилиций и по достижении металлом требуемой температуры дают силикокальций или какой-либо другой конечный раскислитель. По Гудремону [143] феррохром нельзя давать до тех пор, пока ванна полностью не раскислена через шлак ферромарганцем и молотым ферросилицием. Вторая и последняя часть 75%-ного ферросилиция дается перед выпуском. Введение в низкоуглеродистые высокохромистые стали никеля не отражается на процессе плавки стали. Никель не окисляется прежде железа, поэтому его можно присаживать в любое время. Однако на заводах, применяющих электролитический никель и никелевые отходы, эти материалы следует давать в завалку в начале плавки.

В состав нержавеющей стали часто входят и другие легирующие элементы. Молибден, кобальт и медь даются в начале плавки и не осложняют процесса, но такие элементы, как колумбий (ниобий), титан, алюминий и кремний, окисляются еще более легко, чем хром, и даются перед выпуском. Подробности относительно порядка введения их в сталь даны в следующих главах. Особое значение для некоторых сортов нержавеющей стали имеет введение азота. Этого вопроса мы коснемся более подробно.

¹ В США феррохром содержит 70—72% хрома. Прим. перев.

15. Производство стали с применением высокоазотистого феррохрома. Введение азота благоприятно влияет на высокохромистые стали. Данные, приводимые в следующих главах, показывают, что азот уменьшает размеры зерна и улучшает вязкость стали без уменьшения сопротивления коррозии. Азот вводится в форме высокоазотистого феррохрома, содержащего около 0,70% азота и 70% хрома. В зависимости от содержания хрома в стали, которое варьирует от 12 до 30%, содержание азота в стали колеблется от 0,08% до 0,25%. В настоящее время азот широко применяется в США для производства ферритных сталей, содержащих около 25% хрома.

Высокоазотистый феррохром дается в печь совершенно так же, как обычный. То же относится к усвоению феррохрома ванной; 90% азота остается в конечном продукте (стали). Если низкоазотистый и высокоазотистый феррохром вводят одновременно, чтобы получить промежуточное содержание азота в стали, то низкоазотистый феррохром дают первым. Химическое сродство сплавов железа и хрома к азоту имеет важное значение. Вероятно, образуются относительно устойчивые нитриды хрома. Вследствие этого, даже без применения высокоазотистого феррохрома, конечный металл должен иметь заметно больше азота, чем такая же сталь, не содержащая хрома. Количество поглощенного ванной азота колеблется в зависимости от способа выплавки стали, типа печи и т. д. Однако для многих сортов высокохромистых сталей увеличение содержания азота может быть важным фактором, и это должен помнить сталеплавыльщик.

16. Современная американская практика электроплавки низкоуглеродистых высокохромистых и хромоникелевых нержавеющих сталей. Данные о процессе электроплавки низкоуглеродистых высокохромистых сталей и сталей типа 18-8 публикуются крайне редко. Поэтому приводим полные рапорты двух типичных плавов, заимствованные нами из подробной недавно опубликованной работы Фернсуорса и Джонсона [492].

Плавки были проведены в основной 15-т дуговой электропечи типа Геру. Выше линии шлака кладка была выполнена из обыкновенного динасового кирпича. Свод был обычный, также динасовый. Нижняя часть печи была выложена из магнезитового кирпича. Однако рабочая часть подины была наварена особым способом. Вместо доломита была взята смесь из 80% периклаза в зернах размером от 13 до 3 мм и мельче и из 20% тонкоразмолотого намертво обожженного австрийского магнезита. В качестве связующего было применено жидкое стекло (силикат натрия). Этот материал утрамбовывался слоями толщиной от 50 до 75 мм до тех пор, пока не был получен требуемый контур подины. Затем подина была осторожно просушена дровами, и наварка велась при весьма высокой температуре. Все сырые материалы для плавки весьма тщательно отбирались как по физическим свойствам, так и

по химическому составу. Особое внимание обращалось на то, чтобы скрап был однороден по составу и компактен, а также на то, чтобы материалы, даваемые в плавку, были тщательно высушены. Процесс плавки Фернсуорс и Джонсон описывают так.

Сначала в печь загружается тяжелый отборный лом, а затем более легкий. В случае выплавки никельсодержащих сталей большая часть никеля дается в печь вместе с ломом. С точки зрения быстроты плавки и стойкости подины правильное соотношение между тяжелым и легким скрапом имеет существенное значение. Известь в завалку не дают, так как это затягивает плавку. Плавки ведут настолько быстро, насколько возможно. Первые полтора часа работают на высоком вольтаже. Так как работа на длинной дуге причиняет ущерб боковым стенкам и своду печи, то после частичного расплавления завалки переходят на низкий вольтаж. Во время расплавления в необходимых случаях в ванну дается молибден в виде молибдата кальция. Немедленно после расплавления в ванну дается руда, и после того, как кипение ванны заканчивается, сразу берут первую пробу для химического анализа. Углерод определяется очень быстро при помощи карбометра, и по углероду ведется плавка в тот промежуток времени, когда химическая лаборатория производит анализ на марганец, никель, молибден и другие элементы. При однородной шихте и заранее известном анализе анализ первой пробы редко расходится с заранее рассчитанными количествами этих элементов, поэтому данные анализа первой пробы никак не отражаются на ходе плавки. Как только углерод окисляется в желаемой степени и его содержание становится достаточно низким, окислительный шлак удаляется.

Необходимость избежать поглощения водорода при выплавке нержавеющей стали имеет особое значение. Источником водорода может явиться влага атмосферы и влажность применяемых материалов. Стали тем чувствительнее к поглощению водорода, чем ниже содержание углерода и хрома.

Состояние шлака является решающим в плавке. Металл не так чувствителен к водороду, когда он находится под карбидным или под слегка окисленным (полуокислым) шлаком. Поэтому для некоторых марок стали и при определенных условиях белый известково-силикатный шлак становится опасным. Конечно, такой шлак приемлем, если в него добавить весьма небольшое количество молотого кокса (без заметного увеличения содержания углерода в шлаке).

Вместе с тем всегда желательно кончать плавку под белым рассыпающимся шлаком, относительно бедным окислами. Раскисление чаще всего ведут кремнием и в некоторых случаях алюминием¹. Известково-силикатные и известково-алюминиевые шлаки надлежащего состава должны при охлаждении рассыпаться в белый порошок.

¹ Для ферритных сталей. Прим. перев.

Приводим типичный анализ известково-силикатного шлака:

60,72 ^u / ₀ CaO;	26,22 ^u / ₀ SiO ₂ ;	2,3 ^u / ₀ Al ₂ O ₃ ;
0,76 ^u / ₀ FeO;	5,42 ^u / ₀ MgO;	0,01 ^u / ₀ P.
0,33 ^u / ₀ Cr ₂ O ₃ ;	0,97 ^u / ₀ S;	

При выплавке хромоникелевых нержавеющих сталей содержание углерода в ванне после дачи руды должно быть не выше 0,03%. Затем окислительный шлак скачивается полностью (начисто) и вводится шлаковая смесь, состоящая из извести, молотого 75%-ного ферросилиция и добавляемого отдельно плавикового шпата. Отношение CaO : SiO₂ должно быть равно от 2 до 1½. Для образования белого шлака достаточно ввести при помощи ферросилиция кремний в количестве 0,5% от веса завалки. После образования белого шлака опять берут пробу на анализ и дают предварительно нагретый феррохром. В безуглеродистом феррохроме промышленного производства гарантируется содержание не более 0,06% углерода; такой феррохром применяется, когда содержание углерода в готовой стали не должно превышать 0,07%. Чтобы избежать непопадания в анализ по хрому, всю шихту и феррохром весьма тщательно взвешивают. Феррохром дается такими порциями, чтобы не слишком снизить температуру ванны. При расчете добавок никаких поправок на выгорание хрома или марганца не делают, так как плавка ведется под белым шлаком. На выгорание кремния, однако, делается поправка. Подробный ход плавки указан в табл. 1.

Проблема переплавки отходов нержавеющих сталей также чрезвычайно важна; те же авторы описывают ведение этого процесса. Обычно скрап можно переплавлять в дуговой электропечи без заметного повышения содержания углерода в металле (от электродов). Обычно поглощение углерода компенсируется окисленностью поверхности скрапа, так что этот углерод окисляется вновь. Высокохромистый скрап не окислен с поверхности и имеет громадное сродство к углероду.

Введение железной руды окисляет весьма значительное количество хрома, прежде чем удастся хоть сколько-нибудь снизить содержание углерода. Углерод же поглощается ванной в самом начале плавки, пока скрап не расплавлен. После образования первой лужицы жидкого металла и покрытия ее защищающим слоем шлака опасность дальнейшего науглероживания резко понижается. Для переплавки скрапа нержавеющих сталей предложены самые разнообразные методы; некоторые из них с точки зрения экономичности весьма спорны. При надлежащем контроле можно работать с большим процентом отходов нержавеющей стали с верхним пределом по углероду не более 0,12%, но при таких условиях трудно добиться в конечном анализе стали содержания углерода, ограниченного верхним пределом в 0,07%. Скрап с наиболее низким содержанием углерода переплавляется в индукционных печах. Если в готовом металле указан верхний предел содержания углерода 0,12%, то положение облегчается. В таком слу-

Таблица 1

Журнал плавки 15-т основной дуговой электропечи¹

Анализы	Содержание элементов, %						
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni
Заданный	Не больше 0,07	0,40—0,60	0,30—0,50	Не больше 0,025	Не больше 0,025	17,50—18,50	8,75—9,25
Ковшевой пробы	0,067	0,44	0,41	0,011	0,015	17,94	8,93
Время	Добавки	Замечания	Анализы металла, %				
			C	P	Ni		
10 ч. 35 м.		Выпуск предыдущей плавки	0,03				
10 ч. 45 м.	10 886 кг обычного лома, 1406 кг никеля	Начало завалки					
11 ч. 05 м.		Ток включен (220 в)					
11 ч. 45 м.	140 кг извести	Переключили на среднюю ступень напряжения (170 в)					
12 ч. 20 м.	90 кг извести	Перешли на низкое напряжение (110 в)					
12 ч. 30 м.	180 кг руды						
12 ч. 45 м.		Ванна перемешана, первая проба					
12 ч. 50 м.		Скачивание шлака					
13 ч. 00 м.		Первый шлак полностью удален					
13 ч. 10 м.	230 кг извести, 80 кг молотого ферросилиция, 25 кг плавикового шпата	Первая проба на анализ					
13 ч. 30 м.			0,027	0,015	11,40		
13 ч. 50 м.	103 кг никеля	Перемешивание ванны	0,06% C; 71,58% Cr; 0,72% Si				
14 ч. 10 м.		Проба на температуру					
14 ч. 45 м.	1400 кг феррохрома	Анализ феррохрома:					
.....							
15 ч. 10 м.		Ванна перемешана, проба на температуру					
15 ч. 20 м.	65 кг ферромарганца	Анализ ферромарганца:	82,0% Mn; 0,46% C				
15 ч. 25 м.	70 кг извести, 24 кг 76%-ного ферросилиция						

¹ По Фернсуорсу и Джонсону [492].

Продолжение табл. 1

Время	Добавки	Замечания	Анализы металла, %		
			C	P	Ni
15 ч. 35 м.	56 кг 76 $\frac{1}{2}$ -ного ферросилиция в кусках	Ванна перемешана; проба на температуру Выпуск плавки			
15 ч. 50 м.					
16 ч. 00 м.					

¹ По Ферисуорсу и Джонсону [492].

чае в завалку можно дать до 50% отходов нержавеющей стали. Остальное количество вводится в виде шихтовых углеродистых слитков или блюмсов с содержанием углерода не более 0,03%. Чтобы избежать повышения содержания углерода в процессе плавки, принимают существенные меры предосторожности во время самой завалки и плавки. Шихтовая болванка и прокатные концы из мягкого железа загружают первыми и прямо под электроды. Железную руду в количестве, от 1 до 2% от веса завалки помещают сверху мягкого железа. Тяжелые концы блюмсов нержавеющей стали и прибыльные части слитков укладывают по окружности вдоль стенок так, чтобы полностью избежать контакта с электродами. Легковесные нержавеющие отходы распределяют по окружности печи сверху тяжеловесных.

Плавку начинают на высоком напряжении с нагрузкой около половины и до полной мощности, но так, чтобы обеспечить возможно более длинную дугу и избежать малейшего контакта между скрапом и электродами. По расплавлению вводят шлаковую смесь, состоящую из извести, песка и плавикового шпата. Ее начинают забрасывать в печь немедленно по образовании под электродами лужицы жидкого металла с тем, чтобы прикрыть ее шлаком. После полного расплавления шлак раскисляют смесью дробленых ферросилиция и извести. Берут пробу на анализ и часть шлака, скачивают. Ферросилиций дают в количестве, недостаточном для полного раскисления шлака и металла, но достаточном для того, чтобы в металле анализ показал небольшое содержание кремния.

Белый известковый шлак крайне опасен с точки зрения поглощения плавкой нержавеющей стали водорода. Состав переплавляемых нержавеющих отходов должен быть точно известен, и поэтому большую часть предварительно нагретого феррохрома вводят прежде, чем лаборатория успеет дать анализ расплавленного металла. В дальнейшем делается небольшая корректировка последней порцией присаживаемого феррохрома. Журнал плавки нержавеющей стали с использованием отходов нержавеющей стали приведен в табл. 2.

Таблица 2

Журнал плавки 17⁰/₀-ной хромистой стали в 15-т основной дуговой электропечи¹

Анализы	Содержание элементов, %					
	C	Mn	Si	S	P	Cr
Заданный	Не больше 0,10	0,30—0,50	0,30—0,50	Не больше 0,125	Не больше 0,025	16,50—17,50
Ковшевой пробы . .	0,086	0,43	0,43	0,012	0,016	17,30

Время	Добавки	Замечания	Анализы металла, %			
			C	Mn	Si	Cr
8 ч. 10 м.		Выпуск предыдущей плавки				
8 ч. 20 м.	5900 кг мягкого железа с содержанием 0,06% C, 8600 кг отходов нержавеющей стали и 180 кг железной руды	Начало заважки. Анализ отходов нержавеющей стали: 0,09% C; 17,20% Cr				
8 ч. 50 м.		Ток включен на высокое напряжение				
9 ч. 05 м.	140 кг извести, 54 » плавикового шпата, 54 » песка					
9 ч. 50 м.	140 т извести, 54 кг плавикового шпата, 54 » песка	Перешли на среднее напряжение				
10 ч. 25 м.		Перешли на низкое напряжение				
10 ч. 40 м.		Ванна перемешана				
10 ч. 45 м.	70 кг молотого 75%-ного ферросилиция					
10 ч. 55 м.		Ванна перемешана				
11 ч. 00 м.		Первая проба на анализ				
11 ч. 10 м.		Начало скачивания шлака				
11 ч. 20 м.		Конец скачивания шлака, половина или 2/3 шлака удалены				
11 ч. 25 м.	140 кг извести, 1120 » феррохрома	Анализ феррохрома: 0,06% C; 70,20% Cr				

Продолжение табл. 2

Время	Добавки	Замечания	Анализы металла, %			
			C	Mn	Si	Cr
11 ч. 40 м.	1120 кг феррохрома	Анализ тот же Ванна перемешана. Проба на температуру	0,07	0,25	0,08	9,03
12 ч. 00 м.						
12 ч. 30 м.						
12 ч. 40 м.	70 кг извести, 23 « молотого 75%-ного фер- росилиция	Анализ ферромарган- ца: 0,60%С; 82,0%Mn Ванна перемешана. Проба на температуру Выпуск плавки: 90 кг силикокальция(62%Si) дано в ковш				
12 ч. 55 м.	43 кг ферромарганца					
13 ч. 10 м.						
13 ч. 20 м.						

¹ Фернсуорс и Джонсон [492]. Плавка велась с применением отходов нержавеющей стали.

Фернсуорс и Джонсон также описывают дуплекс-процесс (индукционная печь — дуговая электропечь). Этот процесс обеспечивает без трудностей передел отходов нержавеющей сталей с содержанием углерода ниже 0,07%.

17. Русский процесс с применением феррохрома. От переводчика. Авторы использовали статью инж. В. Г. Сперанского «Производство нержавеющей кислотоупорных сталей в дуговых электропечах «Запорожстали», опубликованную в журнале «Домез» за 1935 г., № 6. В то время плавка велась на белых шлаках с высоким расплавлением по углероду с дачей в завалку передельного и зеркального чугунов и с интенсивным и длительным кипом. В процессе окисления непрерывно подсаживался в печь ферромарганец. Так как в настоящее время этот способ «Запорожсталию» оставлен, то мы описывать его не будем. С точки зрения авторов этот применявшийся нами в 1934 г. процесс весьма необычен¹.

¹ Прим. переводчика. I-я Всесоюзная конференция по нержавеющей трубам (Ленинград, 1939 г.) подробно рассмотрела применяемые на заводах Союза методы выплавки нержавеющей стали и единодушно пришла к выводу о необходимости перехода на метод выплавки, разработанный Кировским заводом в Ленинграде. Этот метод обеспечивает получение здоровой нержавеющей стали типа 18-8 и других, причем плавка, как и при чисто американском методе, протекает вдвое быстрее, чем это было описано в упомянутой выше статье инж. В. Г. Сперанского. При этом не страдает, как наблюдалось ранее, футеровка печи, а расход добавочных и электроэнергии сводится к минимуму. С

18. Особенности химического анализа плавки и раскисления низкоуглеродистых высокохромистых сталей. В § 13 и 14 мы установили, что наилучшим раскисляющим агентом для нержавеющей сталей, выплаваемых на низкоуглеродистом скрапе, является кремний, добавляемый к белому шлаку. Производство таких высокохромистых сталей требует особых условий во время расплавления и рафинировки, тесно связанных с высоким сродством расплавленного хрома к углероду, что приводит к чрезмерной трудности обезуглероживания расплавленной ванны, содержащей хром. В расплавленном металле хром не только связывается с углеродом в весьма прочные карбиды, но образует эти карбиды с газами, содержащими соединения углерода. Хотя в этом направлении проведено мало работ и еще меньше их опубликовано, все же хорошо известно, что любые попытки декарбюризации ванны с высоким содержанием хрома при помощи шлака, богатого окислами железа, приводят к окислению хрома, который переходит в шлак, а содержание углерода в ванне при этом иногда даже возрастает. Однако это наблюдается не всегда, так как удалось добиться понижения содержания углерода с 0,10 до 0,03%¹, в то время как шлак содержал от 3,5 до 5% хрома. Это окисление углерода сопровождалось следующими изменениями в содержании хрома:

	Содержание хрома в металле %	Анализ шлака	
		Cr ₂ O ₃	FeO
Перед дачей железной руды	7,55	10,13	6,52
После дачи железной руды	4,36	22,60	9,52

небольшими изменениями новый метод выплавки стали принят теперь всеми заводами Союза. Плавки ведутся методом переплава на специальной шихтовой болванке с низким содержанием углерода и марганца. Период дефосфорации и окисления сведен к минимуму (20—30 минут), причем перед спуском шлака как содержание углерода, так и содержание марганца достигает 0,02—0,03%. После тщательного удаления окислительного шлака немедленно производится предварительное раскисление ванны малоуглеродистым или безуглеродистым ферромарганцем.

Второй период плавки проводится под весьма тонким слоем полукислого шлака. После дачи ферромарганца проверяется температура металла и в печь при поднятых электродах двумя большими порциями вводится подогретый феррохром. На дачу феррохрома затрачивается около 30 минут, в то время как раньше его вводили мелкими порциями в течение двух и более часов. Затем производится раскисление ванны молотым 75%-ным ферросилицием. Ферротитан дается в печь перед выпуском при поднятых электродах, после чего ванна перемешивается, чтобы обеспечить наиболее равномерное распределение титана в стали. Алюминий в печь или в ковш не дается совсем. Металл из печи выпускается вместе со шлаком, так как полукислый шлак прекрасно коагулирует.

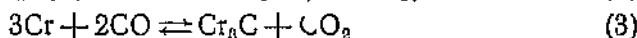
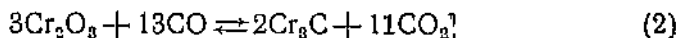
¹ Частное сообщение С. Е. Williams, Battelle Memorial Institute, 14 декабря, 1938 г.

Этот результат показывает, что поведение углерода зависит от состояния шлака и температурных условий. По Форсайту [359] степень диссоциации окиси хрома (Cr_2O_3) на хром и кислород бывает весьма незначительна при той же высокой температуре, при которой степень диссоциации FeO гораздо значительнее. В результате газовая фаза в системе равновесия



гораздо богаче содержанием окиси углерода, чем при подобном же восстановлении окиси железа при помощи углерода.

Реакции:



могут протекать слева направо только тогда, когда концентрация окиси углерода в газовой фазе ниже, чем при наступлении равновесия для реакции (1). Форсайт утверждает, что в результате реакций (1), (2) и (3) науглероженную ванну, содержащую хром, можно обезуглеродить с минимальным окислением хрома только тогда, когда упругость диссоциации окисляющего агента эквивалентна упругости диссоциации окиси хрома. Было найдено [263], что это согласуется с практикой; высокохромистые стали легче обезуглеродить, применяя шлак, содержащий не FeO , а Cr_2O_3 . При шлаке, содержащем FeO , легче окисляется хром, чем железо или углерод. Кремний окисляется весьма быстро обычным черным, содержащим FeO шлаком и очень медленно — окислительным шлаком, содержащим Cr_2O_3 .

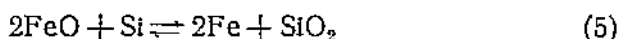
В. ПРОИЗВОДСТВО НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СОРТОВ ПРИ ПОМОЩИ ХРОМИСТОЙ РУДЫ

Вследствие высокой стоимости низкоуглеродистого феррохрома, большие усилия были направлены к освоению производства высокохромистых сталей с низким содержанием углерода на хромистой руде. Процесс состоит в расплавлении низкоуглеродистого, низкофосфористого скрапа или мягких шихтовых слитков в основной дуговой электропечи и в возможно полном удалении углерода. Затем наводится шлак, содержащий в надлежащей пропорции хромистую руду, чтобы получить в стали необходимое содержание хрома и восстановить хром из его окиси кремнием. Приходится иметь дело с большими количествами шлака, и возникает ряд других вопросов, подлежащих разрешению. Два процесса с применением хромистой руды запатентовано¹. По каждому

¹ 1) Процесс Гамильтон-Эванс — английские патенты № 174271 (1932), 211210, 213737 и 262206 и 2) процесс Уайлда — английский патент 198423; патенты США № 1925182 и 1954400.

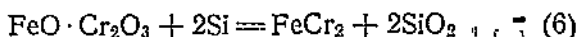
из этих процессов опубликовано весьма мало данных. Слегка касается процесса Уайлда Филд [266] и немного говорит о процессе Гамильтон-Эванс Монипени [191].

19. Процесс Уайлда. Процесс Уайлда состоит в расплавлении низкоуглеродистого чистого по фосфору лома, причем, как обычно, стараются провести наиболее полное окисление углерода для снижения, насколько возможно, его содержания. После этого черный шлак удаляют начисто. Далее вводят в печь хромистую руду и 75%-ный ферросилиций, давая руду в избытке, чтобы избежать перехода кремния в ванну. Образующийся шлак время от времени удаляют. По сообщению Арнеса¹, в настоящее время работают по такому способу с одновременным использованием отходов нержавеющей сталей. При расплавлении, разумеется, большая часть хрома из скрапа окисляется и переходит в шлак. Эти окислы хрома вместе с хромистой рудой восстанавливаются затем ферросилицием, причем происходят следующие реакции:



По окончании этих реакций удаляют восстановительный шлак и берут пробу для химического анализа. Плавка заканчивается под белым шлаком, который раскисляется ферросилицием, как описано в § 14. Если необходимо, то вводят небольшое количество низкоуглеродистого феррохрома с добавкой обычных количеств низкоуглеродистого ферромарганца и ферросилиция, и плавка выпускается. Некоторые подробности этого процесса приводятся у Монипени (191).

20. Процесс Гамильтон-Эванса. Этот процесс описывается Монипени [191] и Форсайтом [359]. Он основан на применении так называемого «приемного» шлака, который, по Форсайту, вероятно, содержит около 35% CaO; 20% MgO; 20% SiO₂; 3—4% FeO + Fe₂O₃; 4—6% Cr₂O₃ и около 15% Al₂O₃. После удаления начального окислительного шлака в печи наводят «приемный шлак» и когда он разойдется, поднимают температуру и дают смесь хрома и ферросилиция. Хром восстанавливается и переходит в металл. В шлаке теряется около 25% находившегося в руде хрома; а для восстановления хрома эффективно используется около 65% ферросилиция. Было замечено [143], что при восстановлении хрома по реакции



¹ Частное сообщение W. B. Arness от 24 марта 1938 г.

в металлической ванне не может быть получено больше 13% хрома¹.

21. Разновидности процесса с хромистой рудой. Гудремон [143] описывает производство высокохромистой стали в основной мартеновской печи с шихтой из чугуна, скрапа, хромистой руды и ферросилиция.

Липперт [466] недавно описал производство высокохромистых сталей для фасонного литья в электропечи однофазного типа с прямой дугой.

Печь имеет два вращающихся графитовых электрода диаметром 250 мм, с внутренней полостью диаметром 112 мм. Электроды вставлены с двух противоположных концов печи с легким наклоном к горизонту, так что ток через ванну не проходит. Хромистая руда загружается в форме брикетов, длиной 75 мм и около 100 мм в диаметре. Брикеты изготавливаются из смеси, состоящей из 100 частей руды, 14 частей кокса и 3 частей связующего вещества. При помощи вольтовой дуги сначала на поду печи расплавляется 1000 кг скрапа, после чего в печь загружают брикеты из руды сквозь имеющиеся в электродах отверстия. По Липперту, в результате восстановления окиси хрома наблюдается увеличение содержания хрома в ванне и одновременное окисление углерода, кремния и марганца. Ввиду чрезвычайно высокой температуры ванны (около 1870°) применяются специальные огнеупоры. Длительность плавки 1 т низкоуглеродистой высокохромистой стали составила 3 часа, а расход энергии около 1000 квт·ч на тонну.

22. Исследования Форсайта (Forsyth) в области процесса на хромистой руде. Эти исследования производились на плавках в лабораторной печи. В завалку давалось малоуглеродистое железо, по расплавлению которого наводился «приемный» шлак. Шлаковая смесь вводилась небольшими порциями и только после того, как предыдущая порция полностью расплавилась. Шлак разжижался плавиковым шпатом, затем давалась смесь хромита с ферросилицием, также отдельными порциями, после чего печь каждый раз плотно закрывалась. Типичные приемочный и конечный шлаки имели такой состав:

¹ Проф. Самарин и инж. Поляков (МИС) предложили в 1940 г. получать нержавеющую сталь в мартеновской печи при помощи хромистой руды, восстанавливаемой силикохромом и 75%-ным ферросилицием. На поверхности металла заводился так называемый «приемный» шлак высокой основности, а на него уже загружалась восстановительная смесь. Приемный шлак должен при высокой основности обладать жидкоподвижностью, причем добавлять для этой цели FeO и плавиковый шлак нельзя, так как последний будет разрушать кладку печи. Классические исследования Мак-Кефферн показали, что наилучшие результаты дает добавка Al_2O_3 и MgO . В лабораторных опытах авторы применили шлак состава: 10—14% SiO_2 ; 12—15% Al_2O_3 ; 6—8% Cr_2O_3 ; 38—40% CaO и 25% MgO . Коэффициент извлечения хрома при плавках на 5-кг печи был 85%, а на 100-кг печи — 65%. При этом была получена плавка с содержанием 22% хрома, вопреки имевшимся в литературе указаниям, что нельзя получить металл, содержащий более 13% хрома. Прим. перев.

Шлак	Содержание, %						
	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	FeO	MnO
Прямочный	35,1	21,4	17,6	16,4	4,4	4,0	0,30
Конечный	23,1	26,0	28,2	17,3	2,3	1,4	0,26

Анализ слитка показал содержание углерода 0,26%; хрома 12,2%; кремния 0,6 и марганца 0,14%.

Полученные на значительном количестве таких малых плавков результаты привели Форсайта к выводу, что низкие температуры благоприятствуют восстановлению хрома. Это оспаривается большинством металлургов и прямо противоречит выводам, полученным в процессе с полыми электродами. Эффективность использования ферросилиция для восстановления окиси хрома составила 75—81%. Шлаки имели весьма большой объем и вес их был почти равен весу металла. Конечный шлак содержал не больше FeO, чем обычный белый шлак. Несмотря на то, что перед выпуском шлак не удалялся и его было очень много, слитки были здоровы и не имели включений. Данные Форсайта о расходе электроэнергии и тепловом балансе процесса мало интересны, так как они относятся к лабораторным плавкам малого веса.

С. ПЕРЕПЛАВКА ОТХОДОВ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Таких отходов получается гораздо больше, чем при горячей и холодной обработке углеродистых и малолегированных сталей. Процесс, описанный в § 16 (по Фернсуорсу и Джонсону) [492], не позволяет использовать отходы нержавеющих хромистых и хромоникелевых сталей полностью; вследствие этого велись опыты по переплавке шихты, полностью состоящей из отходов: 1) в индукционной печи, 2) в дуговой электропечи и 3) в малых мартеновских печах.

23. Плавка отходов высокохромистых сталей в индукционной печи. Индукционная печь (высокой или низкой частоты) является агрегатом, в котором можно переплавлять высокохромистый скрап с весьма небольшой потерей хрома от окисления без увеличения содержания углерода. Применение для этой цели 6-т печи низкой частоты типа Рехлинг-Роденгаузер мощностью 800 квт описано у Смита [245], Филда [266], Гатти [316] и недавно у Фернсуорса и Джонсона [492]. Завалка производится вручную, и печь выплавляет около 4000 кг за каждые 3 часа (около 1500 кг расплавленного металла остается в печи, чтобы можно было производить следующую плавку). Стоимость плавки не дороже, чем в дуговой электропечи, так как более высокая стоимость футеровки подины и ручной загрузки печи компенсируется экономией

из-за отсутствия расхода электродов. Объем шлака весьма мал, а судить о температуре труднее. В печах высокой и низкой частоты металл окисляется неравномерно по всему объему металла и окисление носит несколько случайный характер. Однако индуцируемые токи обеспечивают в дальнейшем однородность металла.

На многих заводах установлены печи высокой частоты типа Аякс-Нортроп (Ajax-Northrup) емкостью до 4 т специально для переплавки отходов высокохромистых сталей с низким содержанием углерода. Такие печи могут обеспечить переплав отходов в специальной атмосфере. По окончании плавки металл выливается из тигля в ковш полностью, и вообще эксплуатация печей высокой частоты отличается большей легкостью и разнообразием вариантов технологического процесса, чем эксплуатация печей низкой частоты.

24. Плавка высокохромистых отходов в дуговой электропечи. Переплав высокохромистых сталей в дуговой печи возможен даже при условии, чтобы в готовой стали было меньше 0,10% углерода, но для правильного ведения процесса требуется большое искусство. Процесс начинается с завалки небольшого количества железа с низким содержанием углерода. Затем наводится шлак в объеме, достаточном для дальнейшего ведения плавки, сразу по окончании завалки всей металлической части шихты. Шлак — обычный известковосиликатный; он раскисляется небольшой порцией металлического марганца, 75%-ного ферросилиция или другого раскислителя. Затем под образовавшийся слой шлака начинают загружать отходы высокохромистой стали так, чтобы они ни в коем случае не соприкасались с графитовыми электродами. Работу ведут при поднятых электродах на более высоком вольтаже, чем обычно, т. е. на возможно более длинной дуге, насколько это допускает температура свода. Скрап загружается относительно малыми порциями, шлак имеет слегка зеленоватый оттенок, благодаря добавкам ферросиликоциркония или ферросилиция, понижающим вязкость шлака, который благодаря этому легко обволакивает относительно легкие весные нержавеющие отходы. По окончании загрузки в печь всех отходов дается конечная добавка металлического марганца, исправляется шлак и вводится небольшое количество феррохрома для корректировки анализа по хрому. Плавка заканчивается и выпускается обычным путем.

Другой способ переработки скрапа нержавеющей стали в дуговой печи — это способ прямого восстановления. Нержавеющий скрап дается в завалку сразу, некоторая часть хрома окисляется и переходит в шлак. Высокохромистый шлак после добавки в него хромистой руды по расчету обрабатывается 75%-ным ферросилицием для восстановления хрома, как описано в § 19.

Третий способ передела отходов высокохромистых сталей в дуговой печи заключается в одновременном переплаве нержавеющей отходов со скрапом, содержащим относительно мало хрома.

После расплавления получается нежелательно высокое содержание углерода. Для уменьшения содержания углерода приходится давать железную руду при одновременном весьма резком повышении температуры (до 1800—1850°). После этого плавка идет нормально и шлак обрабатывается, как обычно, для понижения содержания окислов.

25. Переплав высокохромистых отходов в мартеновской печи. Недавно были проведены опыты выплавки низкоуглеродистых высокохромистых сталей только на отходах в специально сконструированной малой мартеновской печи типа Боссгардта, работающей на газогенераторном газе. Тоур и Липперт [445] описывают типичную плавку, проведенную в такой 3,5-т печи.

Завалка состоит из усадочных концов блюмсов с небольшим количеством низкоуглеродистого феррохрома. Металл расплавляют медленно. На всю плавку весом 3000 кг наводится шлак, вес которого составляет всего 75 кг. Он состоит из равных частей плавленого шпата, 75%-ного ферросилиция и силикокальция, содержащего 30% кальция. Затем добавляется безуглеродистый ферромарганец. Таким образом в печи как бы совершается процесс без рафинировки. Авторы утверждают, что можно работать не только на блюмсах, но и на таком легковесном скрапе, как обрезки, выдавки от штамповки и пр., причем получается высококачественная сталь. С. Тоур в частном сообщении указывает, что хотя процесс засекречен, но он может утверждать, что качество стали получается высокое, удовлетворяющее всем требованиям относительно чистоты, коррозионной устойчивости, обрабатываемости и механических свойств. С 1937 г. ведется регулярное промышленное производство в отапливаемых природным газом мартеновских печах, с завалкой от 4 до 6 т. Эти печи построены вместо печей Боссгардта, причем качество металла не изменилось. Однако шлаковый режим пришлось изменить.

Из сказанного выше очевидно, что наличие большого количества методов переплавки нержавеющей отходов указывает на ряд трудностей, возникающих при решении этой задачи. Возможно, что в будущем будут предложены и более простые методы. В конечном счете вопрос о целесообразности переплавки скрапа высокохромистых сталей — в первую очередь экономическая проблема.

Д. РАЗЛИВКА СТАЛИ

Все высокохромистые стали разливаются в уширяющиеся вверх изложницы с утепленными надставками. По Гудремону [143] применяется как сифонная разливка, так и разливка сверху, и опыт показывает, что ни один из этих способов не имеет решающих преимуществ перед другим. Благодаря высокой температуре затвердевания большинства высокохромистых сплавов и силь-

ному разъедающему влиянию их на огнеупоры, в особенности значительному при выплавке сталей типа 18-8, частицы, вымываемые из литников и центральной при сифонной разливке попадают в слиток. С другой стороны, Гудремон указывает, что при сифонной разливке слитки получаются с лучшей поверхностью. Это очень важное обстоятельство, так как зачистка поверхности заготовки и чистого сорта нержавеющей сталей является дорогостоящей операцией.

26. Предосторожности при разливке. Фернсуорс и Джонсон [492] указывают, что разливка нержавеющей сталей в основном не отличается от разливки обычных высококачественных сталей, но приходится применять различные предосторожности, чтобы избежать загрязнения металла. При выпуске печь по мере опораживания наклоняют так, чтобы уровень шлака находился все время выше выпускного отверстия. Ковшевой кирпич должен быть безупречного качества. Размеры стаканчика изменяются в зависимости от типа стали и развеса слитков; обычно он имеет диаметр несколько больший, чем в случае выплавки малолегированных сталей. Ковш прогревается до наиболее высокой достижимой температуры. Для получения хорошей поверхности слитков крайне важно выдерживать необходимую скорость разливки. Изложницы применяются такие же, как и при выплавке малолегированных ответственных сталей.

Стали наиболее сложных типов, например сталь с 25% хрома и 20% никеля, лучше отливать в изложницы с меньшим поперечным сечением. Однако во многих случаях размеры слитка диктуются размерами конечного профиля металла после прокатки иликовки. При подготовке к разливке обычных сталей изложницы смазывают смолой или лаком. При разливке нержавеющей сталей это недопустимо, так как может привести к повышению содержания углерода в стали. Вместо смолы или лака в этом случае применяют покрытие внутренней поверхности изложниц спиртовым раствором шеллака, в который добавляется алюминиевый порошок; это покрытие не требует подогрева изложниц выше 50°.

27. Процесс разливки аустенитовых высокохромистых сталей. Высокохромистые стали различных типов (аустенитового, мартенситового, полужермидного и ферритного) заметно различаются между собой как по способу разливки, так и по промежуточной обработке слитков до повторного нагрева их перед ковкой или прокаткой. Разливка низкоуглеродистых сталей типа 18-8 или других с высоким содержанием хрома и никеля, если они являются чисто аустенитовыми, не представляет трудностей. По Смитту [245] здесь нет пределов для увеличения размеров слитка (например, отливались слитки весом в 30 т).

Аустенитовые хромоникелевые стали, а по Гудремону [143] и все другие аустенитовые стали, при остывании в квадратной с закругленными углами изложнице образуют широкую зону столбчатых кристаллов, расположенных перпендикулярно к стенкам из-

ложницы. На поперечном разрезе такого слитка можно видеть «знаменитую» резко выраженную транскристаллизацию стали; снимки с таких темплетов приводятся у Смита [245], в книге Тума [373] и в других источниках. Транскристаллизация повидимому обуславливается большим интервалом температур застывания таких сталей и их малой теплопроводностью. Так как фазовые превращения в аустенитовых сталях не происходят, то слитки можно раздвигать горячими и немедленно передавать на повторный нагрев перед прокаткой. Хотя величину зерна при помощи отжига уменьшить и нельзя, однако, нагрев до высоких температур дает возможность перевести в раствор некоторые выделившиеся карбиды.

Благодаря развитию столбчатых кристаллов, слитки аустенитовых сталей должны быть весьма чувствительны к температуре горячей обработки и требуют малых обжатий на первых пропусках при прокатке.

28. Разливка мартенситовых и ферритных высокохромистых сталей. Мартенситовыми являются высокохромистые стали с содержанием около 14% хрома и от 0,20 и более углерода. По Пармитеру [390] при разливке нержавеющей сталей для режущих изделий особенно следует опасаться поверхностных мелких трещинок, внутренней сегрегации слитков и неметаллических включений. В основном свойства слитков нержавеющей сталей для режущих изделий аналогичны свойствам прочных высоколегированных инструментальных сталей, принимающих воздушную закалку. Слишком горячая и слишком быстрая отливка и слишком быстрое остывание слитков вызывают образование поверхностных трещин. По Гудремону [143] зона транскристаллизации у этих сталей зависит от температуры и скорости разливки, но она всегда обнаруживается (в большей или меньшей степени). Благодаря наличию у этих сталей критической точки A_3 можно изменить величину зерна путем отжига. Охлаждение слитков мартенситовых хромистых сталей должно производиться как можно медленнее. Сперанский [406] рекомендует выдерживать их в изложницах от 12 до 16 часов или раздвигать через 1—2 часа после разливки, но потом сразу направлять на 24-часовой отжиг.

Ферритные низкоуглеродистые стали с содержанием от 16 до 30% хрома и полуферритные стали с 0,12% углерода и 12—15% хрома показывают очень слабую тенденцию к транскристаллизации, развивающуюся в слое глубиной не более 1 мм [143], что в три-четыре раза меньше глубины зоны столбчатых кристаллов в сталях мартенситового типа.

Полуферритные стали имеют обычно мелкозернистое строение. Наоборот, ферритные стали чрезвычайно крупнозернисты, причем величину их зерна можно уменьшать путем легирования стали азотом.

Е. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Плавка высокохромистых сталей является специальной проблемой, потому что хром весьма легко образует соединения с кислородом и углеродом. Поэтому плавка должна протекать в таких условиях, чтобы в конце процесса можно было избежать как окисления, так и науглероживания металла. Чем меньше требуемое содержание в стали углерода, тем труднее эта задача. Хотя и предложено много процессов с введением в сталь хрома в иной форме, чем безуглеродистый феррохром, однако в настоящее время большая часть всего тоннажа нержавеющих сталей выплавляется на безуглеродистом феррохроме, и этот процесс является как бы стандартным.

2. Стандартный процесс выплавки нержавеющих сталей без использования нержавеющих отходов заключается в завалке шихты, иногда содержащей никель, иногда не содержащей его, и в предельно возможном окислении углерода, с тем, чтобы получить наиболее низкое содержание последнего (0,02—0,03%). Затем удаляется шлак и ванна раскисляется малыми количествами марганца и ферросилиция или ферросиликоциркония. Наводится новый известково-силикатный шлак и дается низкоуглеродистый феррохром через шлак, который непрерывно раскисляется малыми добавками молотого ферросилиция или аналогичного по действию раскислителя. После окончательного раскисления марганцем и ферросилицием или после дачи силикокальция или иных добавок плавка выпускается.

3. В завалку с успехом можно давать до 40% отходов нержавеющих сталей. Скрап можно вводить как вместе с нержавеющими отходами, так и несколько ранее. Благодаря применению отходов часть хрома переходит в шлак и вновь восстанавливается при помощи ферросилиция или других раскислителей. После этого в ванну присаживается феррохром. Для такого процесса применяются как дуговые, так и индукционные электропечи.

4. В случае необходимости давать в шихту более 40% отходов нержавеющей стали можно пользоваться как дуговыми, так и индукционными электропечами. В последнем случае задача избежать науглероживания отходов отпадает. После расплавления из шлака восстанавливается при помощи ферросилиция перешедший в него хром, и анализ корректируется по хрому путем ввода в печь безуглеродистого феррохрома. Для переплавки отходов можно применять специально сконструированные малые мартеновские печи.

5. При помощи процессов прямого восстановления производятся относительно небольшие количества нержавеющих сталей¹.

¹ Размеры производства по такому способу на заводе Rustless Iron and Steel Corp. в Балтиморе (США) в 1940 г. резко увеличились. В конце 1940 г. закончена реконструкция завода стоимостью 25 млн. долл. На заводе теперь работают три 12-т и две 16-т дуговые электропечи с производительностью 75 000 т слитков нержавеющей стали в год. Выплавка стали на хромистой руде на заводе «Rustless Iron» увеличилась за 5 лет в 10 раз. [540]. Прим. перев.

Процесс основан на даче хромистой руды и ферросилиция на шлак и восстановлении хрома. Чтобы уменьшить большие объемы шлака, рационально при выплавке стали по такому способу вводить в шихту максимальное количество отходов нержавеющей стали. Это резко уменьшает расход хромистой руды и объем шлака. Возможен вариант работы на высокоуглеродистом феррохроме с переходом хрома в шлак при одновременном выгорании углерода и с последующим восстановлением хрома при помощи 75%-ного ферросилиция.

6. Азот в виде высокоазотистого феррохрома можно вводить в нержавеющие стали в процессе плавки. Наиболее оправдавшая себя практика заключается в присадке этого материала по окончании дачи обычного феррохрома.

7. Отливка нержавеющих сталей производится только в изложницы, уширяющиеся кверху. Разливка сверху преобладает над сифонной разливкой. При производстве чисто хромистых сталей, в особенности сталей для режущего инструмента, слитки невелики, но зато при выплавке аустенитовых сталей размеры слитков могут быть неограниченно велики.

8. Нержавеющие стали имеют склонность к газонасыщению, которого можно избежать применением сухих материалов, а также заботливым наблюдением за тем, чтобы содержание кремния в ванне было минимальным до самого конца плавки.

9. Хотя химизм процесса с точки зрения условий равновесия изучен, однако приложение этих знаний на практике требует одновременно большого опыта и искусства сталеплавыльщика. Самое лучшее описание недостаточно для воспроизведения различных методов выплавки нержавеющих сталей, так как она требует практического опыта и даже искусства.

ГЛАВА III

ОБРАБОТКА СТАЛЕЙ С СОДЕРЖАНИЕМ ОТ 12 ДО 30% ХРОМА

Влияние состава на горячую обработку слитков. Производство сортового проката и труб. Изготовление проволоки и других изделий, получаемых холодной обработкой. Производство толстого и тонкого листа и нержавеющей ленты. Выводы авторов

Технологические процессы горячей обработки высокохромистых слитков значительно изменяются в зависимости от содержания хрома и углерода. Несомненно, что углерод оказывает большее влияние на обрабатываемость стали, чем хром.

При содержании 12—16% хрома даже низкоуглеродистые стали закаливаются на воздухе, а увеличение содержания углерода свыше 0,10% сильно увеличивает способность к воздушной закалке. Увеличение содержания углерода делает стали более твердыми при температурах начала горячей механической обработки, а также при более низких температурах по мере хода прокатки. Стали, содержащие мало углерода и от 16 до 30% хрома, не принимают закалки, но в них наблюдается явление роста зерна, весьма сильно влияющее на горячую механическую обработку. Увеличение содержания углерода так же сильно затрудняет горячую обработку сталей с 16—30% хрома, как и обработку сталей с более низким содержанием хрома.

А. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НА ГОРЯЧУЮ ОБРАБОТКУ СЛИТКОВ

Размеры слитков при ковке и прокатке сталей высокохромистых марок зависят от содержания в них углерода. В этом отношении можно подразделить рассматриваемые стали на пять групп с содержанием: а) от 12 до 14% хрома и от 0,30 до 0,40% углерода (стали для режущих изделий); б) от 16 до 18% хрома и от 0,60 до 1% углерода (стали для режущих изделий); в) от 12 до 14% хрома и от 1 до 2% углерода (штамповые стали и сталь для волочильных досок); г) от 12 до 14% или от 16 до 18% хрома и не более 0,12% углерода (коррозиоустойчивые стали) и д) от 20 до 30% хрома при содержании углерода не более 0,25% (жароупорные стали).

Смит [245] считает, что высокоуглеродистые стали групп а, б и в предпочтительно отливать в слитки сечением не более 250 мм, в то время как низкоуглеродистые стали групп г и д могут отливаться в слитки весом до 10 т. Монипенни в частном со-

общении указывает, однако, что слитки из стали для режущих изделий (групп а и б), регулярно отливаемые на английских заводах, имеют квадратные сечения со стороной 350 мм, а слитки прочих групп нержавеющей стали отливаются весом в 5 т и более. Жароупорные 25%-ные хромистые стали также отливаются в слитки крупного развеса. Чрезмерная крупнозернистость литой стали в таких слитках вызывала раньше большие трудности при горячей механической обработке, но в настоящее время найдены способы осторожного нагрева слитков перед ковкой или прокаткой. Затруднения полностью устраняются при введении в высокохромистую сталь от 0,15 до 0,20% азота.

Введение таких модифицирующих добавок, как молибден, вольфрам, никель или ванадий, изменяет характеристики сталей с точки зрения горячей обработки лишь незначительно.

Вследствие резко выраженной крупной дендритной кристаллизации слитков высокохромистых сталей для обработки их требуется особая технология, и форма слитков имеет при этом важное значение. Рекомендуются слитки с рифлеными гранями. Лист рекомендуется прокатывать из слябов, прокатанных из обычных крупных квадратных слитков. Однако ни одна форма слитка и ни один развес не могут быть признаны подходящими для всех случаев прокатки, — это зависит как от конечного профиля проката, так и от химического состава металла.

29. Нагрев высокоуглеродистых сталей для режущих изделий. Эти стали подвергаются воздушной закалке, вследствие чего условия нагрева слитков перед прокаткой имеют первостепенное значение. Пармитер [121] указывает, что слитки раздают горячими и сажают на предварительный прогрев в отопляемую газом полумуфельную печь с температурой от 760 до 815°, затем нагревают до температуры начала обработки, которая производится в пределах 925—1100°. Слитки после томления их при температуре подогрева постепенно и с равномерной скоростью начинают прогреваться до температуры 1100°; этот подъем температуры необходимо осуществлять в кратчайший срок, который более длителен, чем для простой углеродистой стали только вследствие низкой теплопроводности высокохромистых сталей.

Если по каким-либо причинам слитки приходится охлаждать до комнатной температуры, то нагрев их следует вести очень медленно, чтобы избежать появления трещин на поверхности в результате воздушной закалки. Для зачистки или вырубки поверхностных дефектов слитки сначала подвергаются отжигу в интервале температур от 845 до 900° или отпуску до 700°. Зачистка дефектов, в особенности трещин на гранях, необходима потому, что они не завариваются при прокатке.

30. Ковка и прокатка высокоуглеродистых сталей. Рассматриваемые стали редко прокатываются непосредственно из слитков. Обычно слитки обжимают под молотами на заготовку; по наблюдениям Пармитера [121], Цилера [251], Томпсона [298] и Фиске

[314] первые обжатия требуют большой осторожности. Для прогрева и нагрева до 1100° обычно рекомендуется затрачивать 1 час на каждый дюйм (25,4 мм) толщины, затем начинать ковку с небольших обжатий так, чтобы не повредить поверхностный слой более плотного металла, прикрывающий зону трансформации в слитке. Цилер [251] подчеркивает, что температура началаковки не должна превышать 1150° , чтобы избежать пережога металла и растрескивания вследствие образования ледебурита (карбидной структуры). Постепенно в процессековки обжатия увеличивают, причем металл многократно подогревают, чтобы металл никогда не охлаждался в процессековки ниже 780° . Затем поковку отжигают при $845-900^{\circ}$, очищают от окалины путем травления или пескоструйной обработки, а дефекты удаляют вырубкой или зачисткой наждачными кругами. Снайдер [405] сообщает, что травление высокоуглеродистых высокохромистых сталей производится в растворах, содержащих от 10 до 15% серной кислоты при нагреве до $65-75^{\circ}$ с добавлением небольших количеств соляной кислоты. Более подробные данные приведены в последующих главах. При зачистке наждаком следует опасаться чрезмерного нагрева металла в месте зачистки и образования вследствие воздушной закалки местных поверхностных трещинок.

Зачищенная заготовка куется или катается на окончательные размеры. И в этом случае заготовка сначала выдерживается до полного прогрева при температуре 760° , затем быстро нагревается до 1100° , т. е. до температуры начала окончательной горячей обработки. Нагрев производится в нагревательных печах с обычной атмосферой. Слишком большая выдержка при 1100° приводит к чрезмерному росту зерна. Фиске [314] указывает, что при надлежащем нагреве рассматриваемые стали прокатываются так же легко, как и обычная сталь. Томпсон же [298] указывает, что при горячей штамповке высокохромистых высокоуглеродистых сталей стойкость штампов понижается до 75% от обычной для углеродистых сталей. Лучше прокатывать металл на старых станах с ручной задачей металла в валки.

Конечный продукт прокатки иликовки опять отжигают и зачищают от окалины травлением или пескоструйной обработкой, а иногда и обточкой. После закалки и отпуска, которые часто требуются для этих сталей, также производится зачистка и шлифовка металла. Толстые и тонкие листы, прутки и проволока, а также трубы изготавливаются методами, описываемыми ниже для низкоуглеродистых сталей, за исключением того, что должна соблюдаться температура обработки, указанная для высокоуглеродистых сталей.

31. Нагрев, ковка и прокатка низкоуглеродистых сталей, содержащих от 12 до 30% хрома. Среди сталей этой группы различают:

а) стали нержавеющие и жароупорные, содержащие от 12 до 14 или от 16 до 18% хрома и не более 0,12% углерода и б) ста-

ли, содержащие от 20 до 30% хрома и не более 0,25% углерода. Иногда они модифицируются добавками никеля, молибдена, кремния, меди и других элементов. В то время как стали с 12—14% хрома склонны к воздушной закалке, более высокохромистые стали не закаляются на воздухе. Это обстоятельство должно быть в центре внимания при нагреве сталей, содержащих от 12—14% хрома, в то время как при нагреве более высокохромистых сталей следует опасаться только роста зерна.

Обычно слитки низкоуглеродистых высокохромистых сталей обжимаются на блюмингах. Вследствие низкой теплопроводности этих сталей предпочитают раздвигать слитки в горячем состоянии и работать на горячем посаде слитков в колодцы или в пламенные нагревательные печи, ибо это предупреждает возможность образования трещин. Во избежание обезуглероживания и чрезмерного роста зерна Джонсон и Серджесон [230] рекомендуют предварительное томление слитков при температуре около 870° и затем быстрый нагрев до 1100°. Например, 20-дюймовые (508-мм) круглые или квадратные слитки нагревались всего от 10 до 15 часов, причем за это время они тщательно прогревались при более низкой температуре, затем постепенно прогревались до температуры начала горячей обработки, которая не должна превышать 1150°. Выдержка при этой температуре недопустима, так как она не только ведет к обезуглероживанию и к чрезмерному росту зерна, но и к разрушению металла при прокатке.

Чтобы избежать надрывов по углам и на поверхности металла, первые обжатия при прокатке должны быть весьма небольшими. В случае появления трещин прокатку следует прекратить и подогревать металл до необходимой температуры.

В случаековки нагрев ведут медленнее, а температуру началаковки выдерживают на 30° ниже температуры, допустимой для прокатки. Опыты Джонсона и Серджесона показывают, чтоковка под молотом лучшековки под прессом, так как времясоприкосновения с холодным металлом в первом случае короче иковка лучше измельчает крупные столбчатые кристаллы у слитка. После первого нагрева обжатие на сторону не должно превышать 12 мм, но после того, как слиток обжат на 75% от первоначального размера, можно давать обжатия по 25 мм на сторону без подогрева и опасности появления трещин. В течениековки кромки слитка следует обжимать, чтобы избежать образования трещин по углам. Конечная температура какковки, так и прокатки должна быть не ниже 870°.

В. ПРОИЗВОДСТВО СОРТОВОГО ПРОКАТА И ТРУБ

32. Прокатка квадратных и круглых профилей. Сортвые профили размером более 75 мм в диаметре прокатываются или куются непосредственно из слитков, а профили меньших размеров — из зачищенной заготовки. Для зачистки заготовок с 12—14%

хрома требуется предварительно отжигать их при 845°, или подвергать высокому отпуску при температуре около 700°. Джонсон и Серджесон [230] указывают, что при прокатке высокохромистых сталей лучше пользоваться тихоходными немеханизированными станами. Вследствие большого уширения этих сталей при прокатке рекомендуется иметь валки со специальной калибровкой.

Горячекатаный мелкосортный металл подвергают отжигу. Пирс и Гросман [393] и другие авторы до и после них указывают, что стали с 12—14% хрома должны отжигаться при температурах от 705 до 760° в течение нескольких часов (в зависимости от толщины) и охлаждаться на воздухе. Эти стали принимают закалку, начиная с 955°. После закалки в масло сталь подвергается отпуску при температурах в интервале между 315 и 540° или между 600 и 700°. Монипенни подчеркивает, что отпуск в интервале от 550 до 600° вредно отражается на стойкости этих сталей против коррозии, в остальном можно самым широким образом варьировать их термическую обработку.

Стали с 16—18% хрома умягчаются после охлаждения на воздухе, следующего за выдержкой при 760—790°; 25%-ные хромистые стали быстро охлаждаются с 900° для той же цели. После умягчения эти стали очищаются от окалины. Снайдер [405] предложил травление в 10%-ном растворе соляной кислоты с добавлением 0,5% плавиковой при температуре от 55 до 65°; однако травление серной кислотой с добавлением хлористого натрия также дает удовлетворительные результаты. Круглые профили идут затем в обточку или шлифовку, а для получения размеров менее 6 мм — на протяжку на проволоку.

33. Прокатка бесшовных труб. Бесшовные трубы производятся в промышленных масштабах из низко- и высокоуглеродистых высокохромистых сталей, но главным образом — из низкоуглеродистых и из катаной заготовки. В литературе нет подробных описаний технологии производства, но Ноуэлл [384] указывает, что технологический процесс в основном не отличается от процесса производства обычных труб. Чтобы избежать дефектов на внутренней поверхности труб, очень важно обеспечить точность настройки стана, правильность центровки заготовки и хорошее состояние поверхности прошивных пробок.

Прошивные пробки и пробки автомат-станов изготавливаются из стали специального состава, применение которой обеспечивает возможность прошивки и прокатки высококачественных труб большой длины. Интервал температур прошивки и прокатки невелик. Ноуэлл указывает, что стали с 16—18% и с 25—30% хрома весьма мягки при повышенных температурах и поверхность их легко воспринимает дефекты валков и прокатного инструмента. Перегрев заготовки вызывает рост зерна, дефектность поверхности труб и их разрывы. Для прошивки этих сталей требуется не большая мощность, чем для прошивки обычной углеродистой стали, в то время как для прошивки сталей с 12—15% хрома требуется

гораздо бо́льшая мощность. Для производства нержавеющей труб обычно используют стали следующего анализа (в %):

Элементы	Тип 1	Тип 2	Тип 3
Углерод	0,12	0,12	0,15
Марганец	0,50	1,25	0,75
Кремний	0,50	0,50	0,60
Сера	0,03	0,03	0,03
Фосфор	0,03	0,03	0,03
Хром	12,0—14,0	16,5—17,5	26,0—30,0

За немногими исключениями бесшовные трубы из таких сталей применяются после полного отжига. В редких случаях трубы типа 1, но с несколько большим содержанием углерода, подвергаются закалке и отпуску. Механические свойства труб указаны в табл. 4 (§39). Точность определений этих величин зависит от диаметра и толщины стенок труб, а также от того, испытывается ли на разрыв целая труба или только полоска, вырезанная из трубы. Но обычно холоднотянутые или горячекатаные трубы малых диаметров более мягки и пластичны, чем горячекатаные больших диаметров, несмотря на одинаковые условия их отжига. При протяжке труб через фильеры главная особенность производства заключается в способах смазки труб. Наиболее подходящим видом смазки явилось горячее освинцование труб погружением их в ванну с расплавленным свинцом, прикрытую слоем флюса особого состава. Трубы погружаются в расплавленный свинец нагретыми до 200° или же, как это принято для Дудзель-процесса, холодными. Освинцованные трубы из стали с 18% хрома подвергаются холодной протяжке с обжатием до 15% за один пропуск. После нескольких протяжек необходимо удалять свинец¹, отжигать, травить и снова освинцовывать трубы для продолжения холодной протяжки до требуемого размера.

С. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПРОВОЛОКИ И ДРУГИХ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧАЕМЫХ ХОЛОДНОЙ ОБРАБОТКОЙ

Высокохромистые стали протягиваются на проволоку обычно на барабанах, из бунтов горячекатаной катанки диаметром около 6 мм и весом около 20 кг. Подавляющая часть холоднотянутой проволоки изготавливается из хромоникелевой стали типа 18-8, и только небольшая часть тонкой проволоки изготавливается из чисто хромистых сталей. Уайлс и Фаиндли [413] указывают, что для стали большинства марок первая операция заключается в отжиге прутков или бунтов проволоки диаметром 6 мм; затем произво-

¹ Растворением в азотной кислоте. Прим. перев.

дится удаление окалины травлением в горячем 10%-ном растворе серной кислоты. После этого, как обычно, следует промывка, известкование и сушка. В некоторых случаях прутки освинцовываются, причем для первых протяжек низкоуглеродистых сталей с 25% хрома это считается необходимым. Стали же с другим анализом, например с 12—14% или с 16—18% хрома, сразу после известкования смазываются сухим мылом и протягиваются.

34. Предосторожности при протяжке проволоки. Особо важны скорость протяжки и род материала, из которого изготовлены фильеры. Лучшие результаты получаются при малых скоростях протяжки по сравнению со скоростями протяжки углеродистых сталей и в случае применения волочильных досок из высокоуглеродистой высокохромистой стали. Из такого материала изготавливаются фильеры диаметром от 6 до 12 мм. При протяжке на меньшие размеры применяются фильеры из сверхтвердых сплавов, содержащих карбиды вольфрама. Горячекатаные профили перед протяжкой должны быть зачищены от дефектов (закатов и волосовин), и окалина должна быть тщательно удалена. При травлении от окалины применяются окалиноломатели и металлические щетки, а также перемешивание травильного раствора. Остающиеся на проволоке вмятины от окалины в дальнейшем становятся очагами коррозии. Проволоку малых диаметров следует отжигать в печах для светлого отжига (с защитной атмосферой из водорода или азота). Этим устраняется необходимость в травлении после отжига. Уайлс и Файндли [413] указывают, что проволока из низкоуглеродистой стали с 16—18% хрома применяется для сит и грохотов, плетеных ремешков для часов, в издательском деле для брошюровочных работ и идет на изготовление различных изделий холодной штамповкой и высадкой.

35. Изготовление винтов, болтов и гаек. Крепежные материалы, например мелкие винты, болты и гайки диаметром менее 10 мм, изготавливаются из отожженной проволоки. Подобно метизам из обыкновенной углеродистой стали, они изготавливаются при помощи холодной высадки и штамповки и нарезки резьбы. Важно, чтобы проволока не имела поверхностных дефектов. Петерка [391] описывает изготовление этих изделий из низкоуглеродистой стальной проволоки с 12—14%, 16—18% и 20—30% хрома. Высокоуглеродистые стали не выдерживают штамповки и других деформаций в холодном состоянии. Проволоку покрывают смазкой из смеси извести с мылом или с животным жиром, иногда омедняют.

Петерка [391] считает, что для холодной обработки отожженных высокохромистых сталей этого типа требуется затрата энергии примерно на 30—40% большая, чем для обработки простых углеродистых сталей. Производительность при высадке высокохромистых сталей составляет 40—70% от производительности, которую возможно получить при высадке нелегированных углеродистых сталей. Осложнения вызываются главным образом быстрым износом инструмента и трудностью заполнения головок бол-

тов и винтов и выступающих углов у изделий. Поэтому выгодно изготавливать инструмент из штамповой стали-лучших марок. После холодной высадки или вырезки изделия из 12—14%-ной хромистой стали не требуют термической обработки, если их диаметр меньше 3 мм и деформация совершалась в один прием. При диаметре более 3 мм изделия необходимо термически обрабатывать. Термическая обработка не требуется после простого плющения проволоки из стали с 16—18% хрома, если ее диаметр меньше 5 мм; при диаметре больше 5 мм термическая обработка необходима. Охлаждение на воздухе с 955°, которое сопровождается последующим отпуском при 700°, рекомендуется для сталей, содержащих от 12 до 14% хрома. Стали с 16—18% хрома следует охлаждать на воздухе после нагрева до 705—730°, стали с 20—30% хрома надо быстро охлаждать с 900°. Окалина удаляется в 10%-ном растворе серной кислоты с 10% каменной соли (NaCl) при 80°, после чего изделия промывают и погружают в 30%-ный раствор азотной кислоты¹.

Пазы в головках винтов прорезаются с обычными скоростями пилами из быстрорежущей стали с мелкими зубьями.

Для болтов и винтов, изготавливаемых путем однократной высадки, Петерка рекомендует применять автоматную нержавеющую сталь. Трудность нарезки винтов из нержавеющей стали заключается еще в том, что они требуют нарезки в 4—5 ниток, в то время как углеродистая сталь — всего в 2—3 нитки.

Сразу после изготовления все названные выше крепежные материалы помещают в очистные барабаны, заполненные мыльной водой, и не подвергают никакой шлифовке, если она специально не оговорена. За этой операцией следует повторное пассивирование в 10—20%-ном растворе азотной кислоты в течение 20 мин. при нагреве до 60°. При этом все мелкие частицы инструментальной стали, приставшие к нержавеющей металлу, растворяются. Готовые метизы помещают в кадмированные ящики, чтобы предупредить возможность соприкосновения их с ржавчиной. Для отделения винтов и других изделий из углеродистой стали от смешанных с ними изделий из нержавеющей стали их опускают на 2 мин. в раствор медного купороса. Метизы из углеродистой стали покрываются слоем меди, после чего легко могут быть отобраны. Болты и гайки диаметром больше 12 мм изготавливаются горячей штамповкой. Начальная температура штамповки 1100°, конечная — около 900°, исключая стали с 16—18% хрома, для которых температура конца штамповки должна быть около 760°, если хотя бы обеспечить мелкозернистость стали. Томпсон [298] утверждает, что высадка головок должна производиться в несколько приемов во избежание возникновения чрезмерных напряжений в металле. Далее следуют отжиг и травление болтов и гаек, выполняемые так, как было описано выше.

¹ Для пассивирования их поверхности. Прим. перев.

Д. ПРОИЗВОДСТВО ТОЛСТОГО И ТОНКОГО ЛИСТА И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ ЛЕНТЫ

Кертис [354] относит к толстым нержавеющим листам листы толще 5 мм ($3/16''$). Тонкий лист около 5 мм толщиной прокатывался до размера 2300×5200 мм. Плиты толщиной в 16 мм прокатывались шириной до 4100 мм, длиной до 7600 мм ($300''$). В конечном счете размеры листов зависят от возможностей прокатного стана и развеса слитка, т. е. при желании можно изготавливать листы и больших размеров. Обычно толстые листы прокатываются из предварительно зачищенных холодных слябов без промежуточного подогрева раската. Однако иногда слишком большие плиты приходится в середине прокатки сажать в печь на промежуточный подогрев¹.

Кертис предупреждает против: 1) непосредственной прокатки слитков на плиты; 2) прокатки листов из слябов чрезмерной длины и резко суживающихся к одному концу; 3) прокатки листов из слябов с глубокой вырубкой дефектов на боковых узких гранях и 4) прокатки листов из слябов с вогнутыми боковыми гранями, так как из-за вогнутости этих граней получают значительный закат на готовых листах и большие потери металла при обрезке боковых кромок. Идеальный сляб должен иметь длину в полтора-два раза превышающую ширину; отношение толщины сляба к толщине листа должно быть между 15:1 и 20:1, а продольные кромки сляба прямыми или слегка выпуклыми.

36. Прокатка толстых листов. Слябы предварительно подогревают до 870° и томят при этой температуре в печи, затем металл быстро нагревают до температуры начала прокатки, т. е. до 1150° . Предварительный подогрев необходим, чтобы избежать как внутренних трещин, так и трещинок на поверхности слябов. Вначале прокатка ведется без поливки валков⁶ водой, чтобы сохранить температуру металла, так как прокатка ведется с меньшими обжатиями, чем обычно, и вместе с тем желательно обходиться без промежуточного подогрева. Количество «сухих» пропусков зависит от размеров сляба и толщины листа: в случае больших по площади и более тонких листов количество пропусков без поливки валков водой должно быть больше. Из-за опасности перегрева валков рекомендуется после прокатки одного нержавеющего листа прокатывать несколько листов углеродистых. Лучшими станами для прокатки толстого нержавеющего листа являются деверсивные станы дуо и кварто. При первых пропусках окалина удаляется при помощи поваренной соли или мокрых метел. Обжатия составляют примерно 60% от обычных для углеродистого ме-

¹ Это практически приходилось наблюдать на заводе Лукенс Стил Компани при прокатке нержавеющих плит особо больших размеров. Плиты на промежуточной толщине снимали с роллганга и пересаживали их на 30 мин. в расположенную рядом со станом шелевую печь для подогрева перед дальнейшей прокаткой. Прим. перев.

талла. Правку и обрезку производят после отжига листов. Листы из низкоуглеродистой стали с 16—18% хрома подвергают высокому отпуску при 760—790° с последующим охлаждением на воздухе, а листы из сталей с 20—30% хрома подвергаются быстрому охлаждению после отжига при 900°. Окислы удаляют при помощи пескоструйной обдувки или травлением при 80° в 10%-ном растворе серной кислоты, в который добавлено 10% поваренной соли. После этого листы промывают водой и погружают на короткое время в 30%-ный раствор азотной кислоты.

После пескоструйной обработки пассивирование поверхности в азотной кислоте обязательно.

37. Горячая и холодная прокатка тонких листов и лент. Обычно тонкий лист прокатывают из слябов. Джонсон и Серджесон [230] указывают, что чаще всего применяются слэбы размером 65 × 350 × 750 мм. Низкоуглеродистые слэбы из стали с 12—14% или с 16—18% хрома нагреваются и выдерживаются при температуре от 815 до 870°, а стали с 25% хрома нагреваются до температуры в пределах 815—980°.

До 6 мм слэбы прокатывают с обжатиями от 15 до 25% за один пропуск и в горячем состоянии правят и разрезают на карточки, из которых затем выкатывают тонкие листы окончательных размеров на обычных тонколистовых станах. Различие в технологии состоит в том, что нержавеющий лист требует частых подогревов и обжатий порядка 15% за один пропуск, в то время как для углеродистого листа чаще всего применяются обжатия в 25%.

Чтобы обеспечить получение мелкого зерна, температура конца прокатки низкоуглеродистых сталей с 12—14% и 16—18% хрома должна быть около 650°. По этой же причине температура конца прокатки сталей с 25% хрома должна находиться в пределах 650—815°.

По окончании прокатки тонкие листы травят для удаления окислов и разрезают на заданные размеры. Отжиг низкоуглеродистых сталей с 12—14% и 16—18% хрома состоит в коротком нагреве до 760—800° и охлаждении на воздухе. Эта операция обычно выполняется в методических или непрерывных печах. При содержании углерода выше 0,12% рекомендуется производить отжиг в закрытых ящиках при 845—870° с последующим медленным охлаждением их. Листы же стали с 25% хрома отжигаются при 900° с последующим быстрым охлаждением их. Снайдер считает [405], что тонкие листы лучше травить в растворах, содержащих от 10 до 15% серной и от 5 до 25% соляной кислоты при нагреве до 75°. В случае затруднений с полным удалением окислов листы протирают щетками и погружают в 10%-ный раствор азотной кислоты, содержащий дополнительно около 2% плавиковой кислоты при температуре 55°. Необходимо производить пассивирование металла погружением в 20%-ный раствор чистой азотной кислоты при 55°.

Холодная прокатка дает возможность получить лучшую поверхность листа и обычно производится на станах кварто. После одного пропуска с обжатием 10% лист отжигают, травят и направляют в дальнейшую холодную прокатку. Листы проходят окончательную правку на валковых правильных машинах или на правильных машинах для правки натяжением. Полоса и лента также прокатываются из слэбов, дающих моток длиной около 30 м.

Прокатка начинается с гораздо более высоких температур, чем прокатка тонкого листа на тонколистовых станах. Ленты и штрипсы из стали с 12—14% и 16—18% хрома прокатываются с начальной температуры 1100°, а из стали с 25% хрома с 1150°. Слябы нагреваются в методических печах с толкателями и покрываются сверху тонкими листами, чтобы ограничить образование окалины. Горячая прокатка производилась на реверсивном универсальном стане и штрипсы сматывались в бунты, которые отжигались при 760—815°, если сталь содержала от 12 до 14% хрома. При содержании хрома 16% и выше возможен отжиг в печах непрерывного действия. Бунты из стали с 12—14% хрома и менее 0,10% углерода также можно подвергать отжигу в непрерывных печах. Мотки из стали с 12—14% хрома и более 0,12% углерода отжигают в ящиках. Иногда такую сталь применяют для режущих изделий, так как после нормализации она приобретает твердость около 45 по шкале С Роквелла; эта твердость может быть повышена путем холодной прокатки. Мотки полосы и ленты травят теми же способами, что и тонкие листы.

Холоднокатаная лента из стали с 16—18% хрома производится в больших количествах на станах кварто тандем. Прокатка сопровождается отжигом при 815—845° и травлением в нагретом до 55—65° 10%-ном растворе соляной кислоты, содержащем 0,50% плавиковой кислоты.

38. Шлифовка и полировка¹. Шлифовка листов и ленты высокохромистых сталей обычно производится после холодной прокатки, так как это облегчает шлифовку. Смит [245] и Снайдер [405] подробно описывают технологию шлифовки на кругах из ткани или матерчатых цилиндрах с поверхностью, смазанной клеем для удержания абразивного вещества. Обычно применяют наждак с размерами частиц от 60 до 80 меш в начале шлифовки и около 120 меш в дальнейшем. Для получения зеркальной поверхности применяют еще более тонкие абразивные порошки.

Направление шлифовки изменяют от одного барабана к другому, чтобы уничтожить штрихи от шлифовки в предыдущем направлении. Нельзя пользоваться барабаном, на котором перед тем шлифовалась обычная углеродистая сталь: частицы простого угле-

¹ Термины «шлифовка» и «полировка» часто применяются как синонимы. Вообще же термин «шлифовка» обозначает операцию, производимую сухой (без применения смазки), а «полировка» — операцию, при которой применяется густая смазка или масло. Прим. перев.

родистого металла загрязняют поверхность высокохромистой стали и могут вызвать коррозию последней. Различают следующие виды стандартной отделки листов и ленты из нержавеющей стали:

- 1) горячая прокатка, отжиг и травление;
- 2) полная чистовая отделка — блестящая холодная прокатка;
- 3) полная чистовая отделка — матовая;
- 4) стандартная полировка одной или обеих сторон;
- 5) стандартная полировка щеткой из дерева тампико одной или обеих сторон;
- 6) тонкая блестящая полировка одной или обеих сторон;
- 7) зеркальная чистовая отделка одной или обеих сторон.

Шлифовка выполняется со скоростью 270—370 м/мин. Стоимость полировки, которая производится с гораздо более высокими скоростями, порядка 2000 м/мин, можно понизить тщательной предварительной шлифовкой, избегая образования глубоких царапин или перегретых участков. Излишек густой смазки портит чистовую отделку.

Е. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Стали всех марок с содержанием хрома от 12 до 30%, изготавливаемые в промышленном масштабе, с успехом куются или прокатываются. Для обеспечения этого иногда приходится ограничивать размеры слитков; рекомендуется точно соблюдать температурный режим и при нагреве стали предварительно подвергать ее топлению.

2. Высокоуглеродистые штамповые стали и инструментальные стали для режущего инструмента прокатывают, следуя обычной для инструментальной стали практике, из ковanej заготовки. Эти стали применяются для производства ножей, штампов, волоочильного инструмента и изделий, к которым предъявляется требование высокой износостойчивости. Они подвергаются закалке, отпуску и обдирке на окончательные размеры. Режущий инструмент шлифуется.

3. Низкоуглеродистые коррозионно- и жароупорные стали обычно прокатываются из крупных слитков на блюмингах, а далее чистовые размеры — на небольших механизированных прокатных станах. Бесшовные трубы из нержавеющей стали прокатывают так же, как из углеродистого металла, но для их прокатки требуется более точная настройка станов и более строгое соблюдение температурного режима прошивки и прокатки¹. Кроме бесшовных труб, из высокохромистых сталей изготавливают круглые и квадратные сортовые профили, проволоку, толстые и тонкие листы, ленту и крепежные материалы. Высокохромистые стали всех марок, за исключением жароупорных, применяются в отожженном состоя-

¹ А также однофазная структура стали при температурах прошивки. Прим. перев.

нии с полным удалением окалины, или в состоянии после отжига, травления и холодной прокатки, или, наконец, в состоянии после отжига, удаления окалины, холодной прокатки и повторного отжига.

4. Удаление окалины травлением или другим способом является важной операцией в технологии изготовления нержавеющих сталей. Вследствие крепости и плотности окалины и относительно высокой коррозионной устойчивости высокохромистых сталей их приходится травить в специальных реагентах и с большей осторожностью, чем легированные стали.

5. Все низкоуглеродистые коррозионноустойчивые стали неизменно подвергаются пассивированию в азотной кислоте для создания максимально возможного сопротивления коррозии. Тонкий лист, полосу и ленту часто шлифуют и полируют до получения зеркальной поверхности.

6. В данной главе условия обработки высокохромистых сталей освещены в самых общих чертах, более подробные данные приведены в последующих главах при описании сталей различных типов.

ГЛАВА IV

НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ ОТ 10 ДО 18% ХРОМА

Механические свойства. Механические свойства модифицированных сплавов железа и хрома. Физические постоянные. Коррозия. Отливка. Сварка. Выводы авторов

Сплавы, содержащие не более 0,10—0,12% углерода и от 10 до 18% хрома, широко применяются в промышленности благодаря их способности сопротивляться коррозии как при нормальных, так и при несколько повышенных температурах. Нержавеющая сталь (или «нержавеющее железо») этого сорта подразделяется на две группы: 1) с содержанием хрома 10—14% и 2) с содержанием хрома от 15 до 18%.

Стали первой группы восприимчивы к закалке; при высоких температурах в этих сталях образуется достаточное количество аустенита, способного давать мартенсит даже при охлаждении на воздухе. Последующий отпуск при температурах до 815° включительно дает возможность изменять в широких пределах твердость, прочность и вязкость сталей этой группы. Они, например, применяются для изготовления таких ответственных деталей, как лопатки паровых турбин. Однако у сталей этой группы сопротивление коррозии не так велико, как у сталей некоторых других видов: они часто ржавеют после пребывания на открытом воздухе.

Стали второй группы не подвергаются в такой степени закалке (часто они совершенно к ней невосприимчивы) и хорошо сопротивляются коррозии в гораздо более разнообразных и суровых условиях, чем стали первой группы.

Важное значение этой группы сталей вытекает хотя бы из факта широкого использования их для изготовления аппаратуры, применяемой в производстве азотной кислоты. После надлежащей обработки эти стали сопротивляются атмосферной коррозии при любых условиях. Они применяются для отделки автомобилей и других аналогичных целей в тех случаях, когда сопротивляемость ржавлению является главным требованием.

Стали обеих групп успешно подвергаются горячей и холодной обработке, хорошо выдерживают глубокую вытяжку и кручение, пригодны для изготовления заклепок и сварки. Прочность их при повышенных температурах меньше, чем у аустенитовых хромоникелевых сталей, хотя до определенных температур они равноценны им и даже более устойчивы против коррозии, в особенности стали с 15—18% хрома в атмосфере с газами, содержащими

серу. Стали обеих групп достаточно хорошо сопротивляются скислению при повышенных температурах, стали первой группы — до 815°, стали второй группы — до 870°.

А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

При медленном охлаждении структурные изменения в сталях с 10—14% хрома даже при низком содержании углерода аналогичны таковым в обыкновенных углеродистых сталях. При этом и механические свойства сталей обоих видов примерно совпадают. Однако в закаленном и отпущенном состоянии временное сопротивление и предел текучести у этих хромистых сталей гораздо выше, чем у сталей углеродистых, при сравнимых содержаниях углерода. В зависимости от температуры высокого отпуска резко меняются их вязкость и пластичность. Наиболее полезные свойства стали с 10—14% хрома приобретают после закалки и отпуска, а стали с 15—18% хрома — после отжига¹.

39. Механические свойства отожженных сталей. Чтобы иметь возможность определять механические свойства, которые можно было бы ожидать после отжига, были исследованы данные Мак-Эдем [48], Монипени [191], Джайлса [362], Кривобока и некоторых заводов [450, 483, 484]. При изменении содержания хрома от 10 до 18% закономерности в изменении механических свойств не наблюдается. При верхнем пределе по углероду (0,15%) сталь получает наибольшую прочность и твердость. Наиболее низкое временное сопротивление разрыву (44,5 кг/мм²) наблюдалось у стали с 0,08% углерода и 11,78% хрома, а наиболее высокое (61 кг/мм²) у стали с 0,12% углерода и 11,97% хрома. Величина предела текучести колебалась от 26 до 42 кг/мм², удлинение на 50,8 мм от 25 до 50%, сокращение площади поперечного сечения от 57 до 75% и твердость по Бринеллю от 137 до 170. Данные о механических свойствах некоторых высокохромистых сталей приведены в табл. 3.

¹ С увеличением содержания хрома выше 14% замыкается γ -область, т. е. температуры превращения $\text{Fe}\alpha \rightarrow \text{Fe}\gamma$ и $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\delta$ совпадают. Низкоуглеродистые стали, содержащие до 14% хрома, находятся внутри этой области и являются аустенитными и закалывающимися, а стали с содержанием хрома в 15% и более (при весьма низком содержании углерода) расположены вне γ -области (γ -петли) и являются ферритовыми и незакалывающимися. Их твердость можно повысить лишь путем наклепа.

Так как практически и низкоуглеродистые стали содержат достаточное количество углерода для частичного образования аустенита, то и в ферритных сталях имеется всегда в небольшом количестве аустенит, т. е. в результате закалки твердость их может незначительно повышаться.

По мере повышения содержания в стали углерода, замкнутая γ -область расширяется вправо, и для получения ферритной стали требуется дальнейшее увеличение содержания хрома. Таким образом при данном содержании хрома способность к закалке зависит от содержания углерода. Прим. перевод.

Таблица 3

Механические свойства некоторых высокохромистых сталей
в отожженном состоянии

Состав, %		Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на 50,8 мм (2"), %	Сокращение площади, %	Твердость по Бринеллю	Номер источника по указателю в конце книги
C	Cr						
0,10	11,9	46,9	26,15	37	67,8	137	191
0,09	15,25	53,78	28,12	32,5	72,2	147	362
0,09	16,25	52,09	33,18	50	60,1	—	450
0,08	17,25	55,89	37,26	34,5	—	179	450
0,12	18,92	50,97	30,68	32,5	63,3	149	450
0,13	20,52	58,21	37,89	25	58	163	499

Почти все бесшовные трубы, изготовленные из низкоуглеродистых сталей с содержанием хрома от 12 до 14 и от 16,5 до 18,5%, применяются в полностью отожженном состоянии. Данные о механических свойствах для таких труб, а также труб из сталей с содержанием хрома от 26 до 30% приведены в табл. 4. Как видно из этой таблицы, указанные свойства сильно колеблются, что отчасти зависит от размеров труб и от расположения и размеров образцов, о чем говорилось в предыдущей главе. Полный анализ сталей, приведенных в табл. 4, был дан выше, в § 33.

Таблица 4

Механические свойства высокохромистых труб с низким содержанием углерода по Ноуэллу [384]

Свойства	12% -ная хромистая отожженная сталь	18% -ная хромистая отожженная сталь	28% -ная хромистая горячекатаная отожженная сталь
Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	45,7—54,8	49,2—59,8	52,7—63,3
Предел текучести, кг/мм ²	24,6—31,6	28,1—42,2	31,6—42,2
Удлинение на образце 50,8 мм (2"), %	25—35	27—38	15—30
Твердость по Бринеллю	135—160	140—180	160—195
Твердость по шкале Роквелла	75—85	78—90	84—95

40. Влияние температуры закалки. Мошель [74] подвергал закалке в масло с температур от 870 до 980° образцы стали с 0,08% углерода и 11,10% хрома. Механические свойства этих сталей после закалки приведены в табл. 5. Мошель пришел к выводу, что для сталей с 10—14% хрома наилучшие результаты дает

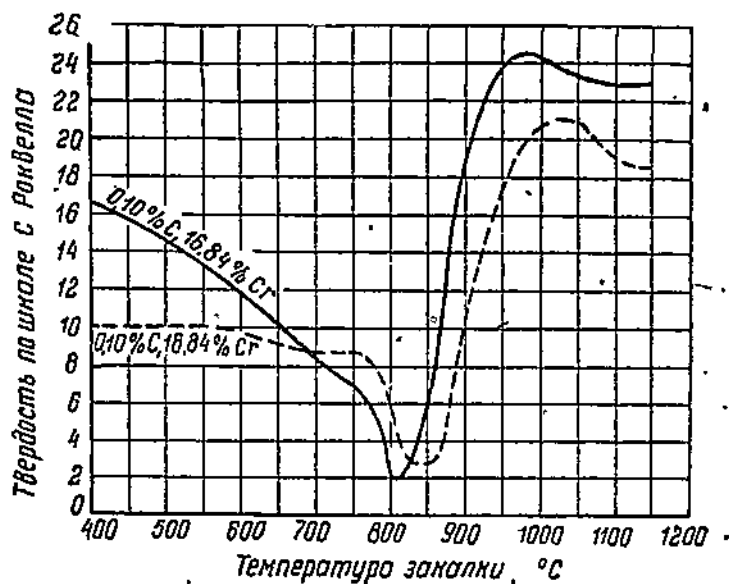
закалка с 955°. Иногда получают хорошие результаты и при закалке с температуры 980°. Стали с 10—14% хрома, будучи нагреты до этих температур, находятся в аустенитовом состоянии, т. е. однофазны.

Таблица 5

Механические свойства сталей с 0,08% углерода и 11,10% хрома после закалки в масло с температуры от 870 до 980°

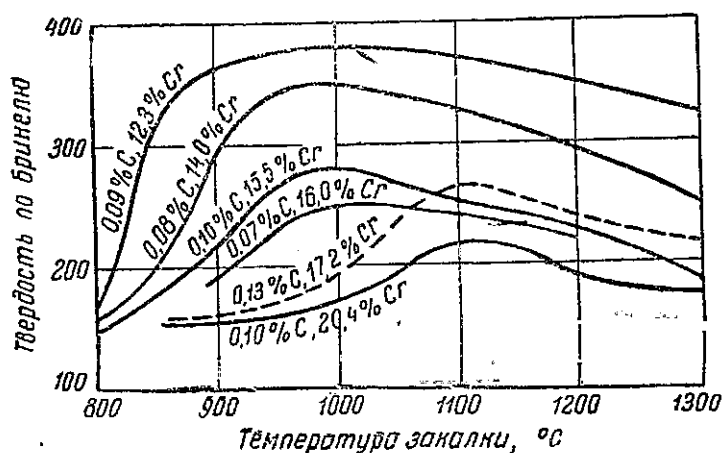
Температура закалки в масло, °С	Временное сопротивление, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Предел упругости, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм (2"), %	Сжатие площади поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Изоду, фг/фн
870	68,7	53,1	42,2	27	70,3	207	66
900	71,7	67,3	43,6	29	69,3	235	66
925	74,5	64,3	48,5	21	65,2	235	63
955	71,7	64,0	53,1	22,5	67	235	62
980	73,8	63,3	50,3	21	68,2	235	59

Влияние температуры закалки на твердость двух сталей, содержащих 16,84 и 18,84% хрома, установлено Кривобоском [378] и показано на фиг. 3. Эти стали принимают частичную закалку в интервале температур 900—1000°. Значение минимума твердос-



Фиг. 3. Влияние температуры закалки на твердость хромистых сталей с 16,84 и 18,84% хрома по Кривобоку [378]

ти при 800° не установлено. Диаграмму Кривобока следует сравнить с кривыми Монипенни [191], изображенными на фиг. 4. По мере увеличения содержания хрома повышается температура закалики и уменьшается способность к закалке и твердость. Таким образом, данные Кривобока и Монипенни совпадают.



Фиг. 4. Влияние температуры закалики на твердость сплавов железа и хрома по Монипенни [191]

Некоторые другие механические свойства сталей после закалики приведены в табл. 6.

Таблица 6

Механические свойства некоторых хромистых сталей после закалики в масле с 930 до 980°

Состав, ‰		Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм (2"), ‰	Сжатие площади поперечного сечения, ‰	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Изоду фт/фн	Исследователи
C	Cr							
0,07	11,7	115,3	104,7	13,5	42	...	28	Эйтчисон [24]
0,07	13,3	110,3	92,6	18,5	51	...	12	Эйтчисон [24]
0,12	От 12 до 16	125,1	112,8	15,0	51	364	...	Шарпу [201]
0,12	От 10 до 13,5	127,9	125,8	18,0	63	363	57**	Crucible Steel Co [450]
0,12*	От 10 до 13	140,6	94,2	10,0	35	418	24	Rustless Iron and Steel Corporation [506]

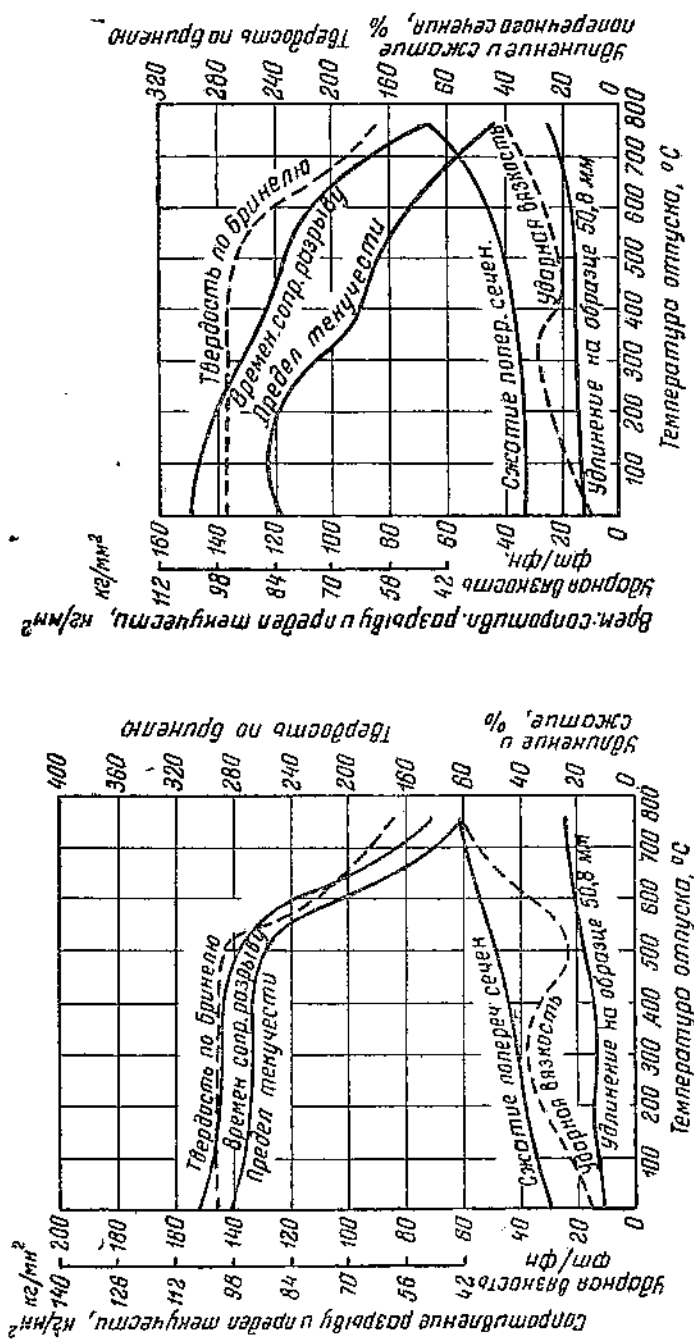
Все стали содержали также не больше 0,50% кремния и от 0,25 до 0,6% марганца.

** Образец Шарпи.

41. Влияние отпуска на свойства закаленных высокохромистых сталей. Общее влияние отпуска на механические свойства подвергнутых закалке в масло хромистых сталей, содержащих 0,09% углерода и 12,21, 14,02 и 15,25% хрома, показано на диаграммах (фиг. 5, 6 и 7), построенных Джайлсом [362]. Все образцы закалывались при температуре 1010°. Из фиг. 5 видно, что временное сопротивление разрыву, предел текучести и твердость резко понижаются в относительно узком интервале температур отпуска. Особенно замечателен провал на кривых ударной вязкости, показывающий хрупкость этих сталей после отпуска при средних температурах. По Джайлсу отпускная хрупкость «связана с распадом мартенсита и образованием троостита. Этот промежуточный между мартенситом и глобулярным перлитом продукт распада оказывает наиболее резко выраженное влияние на группу сталей с низким содержанием хрома».

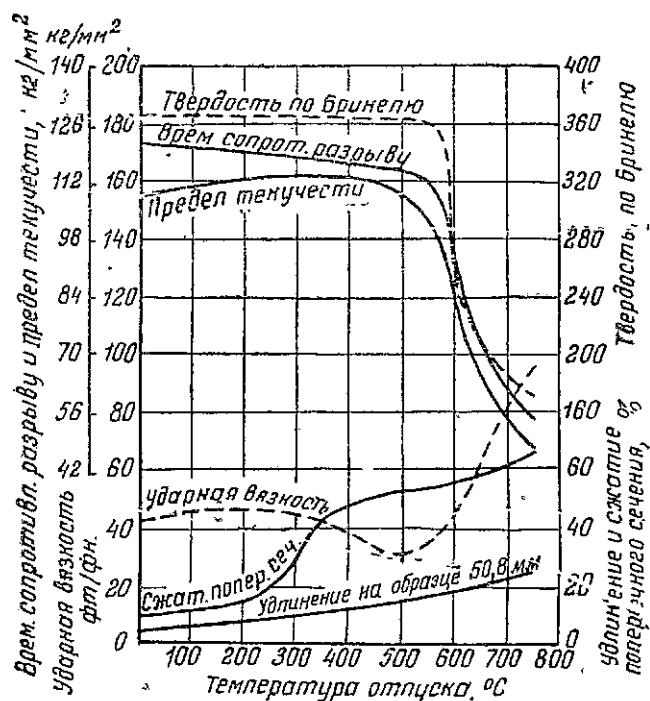
На фиг. 8 показано изменение механических свойств при изменении содержания хрома для сталей, подвергнутых закалке, закалке и отпуску при 540° и закалке и отпуску при 650°. С повышением температуры отпуска наблюдается постепенное уменьшение прочности и постепенное увеличение пластичности. Наиболее заметно на диаграмме быстрое понижение для закаленной стали сопротивления удару с возрастанием содержания хрома, хотя одновременно наблюдается почти равноценный рост пластичности металла, характеризуемый величиной сжатия поперечного сечения. При всех условиях термической обработки ударная вязкость уменьшается при увеличении содержания хрома. Свойства железохромистых сплавов, приводимые различными исследователями, в разной степени согласуются между собой. На диаграммах, изображенных на фиг. 9, 10, 11, 12, 13 и 14, данные Эйчисона [24], Шаршу [201], Бекета [350], Джайлса [362] Rustless Iron and Steel Corp. [506] и Crucible Steel Co of America [450] по возможности объединены и нанесены в виде заштрихованных полос.

Временное сопротивление разрыву, повидимому, мало изменяется при температурах отпуска до 500°. Слабый изгиб кверху, также заметный и у кривой твердости, наблюдается около 800° и показывает, что здесь достигается минимум твердости. Очень похожая заштрихованная полоса значений предела текучести показана на фиг. 10. Наиболее правильную форму имеет кривая удлинений (фиг. 11). Непрерывное увеличение удлинения связано, вероятно, со снятием напряжений. При этом увеличение наклона полосы начинается почти при той же температуре, при которой начинается падение временного сопротивления, и связано со структурными превращениями в металле. Данные по сжатию поперечного сечения (фиг. 12) слишком разбросаны на диаграмме и не дают возможности начертить нижнюю границу для полосы. Поэтому вычерчена кривая максимальных ожидаемых значений. То же затруднение возникло и при построении

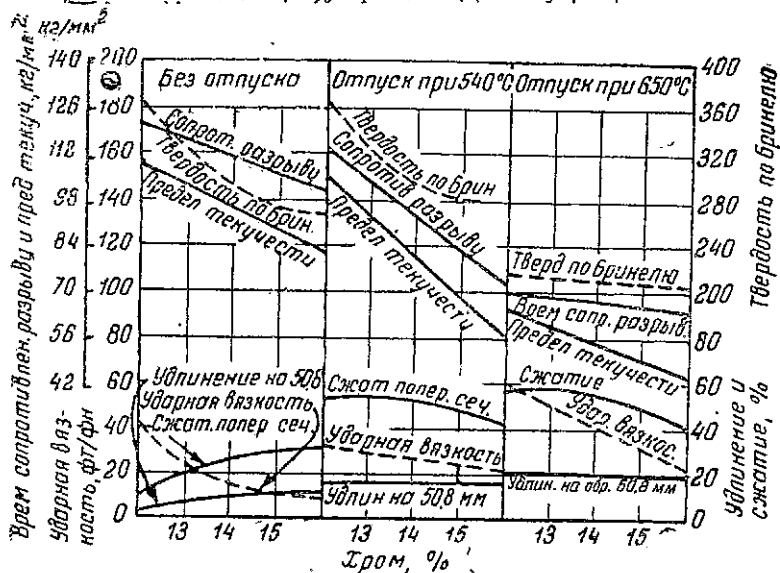


Фиг. 5. Влияние отпуски после закалки с 1010° С для стали с 12,2% хрома по Джайлсу [362]

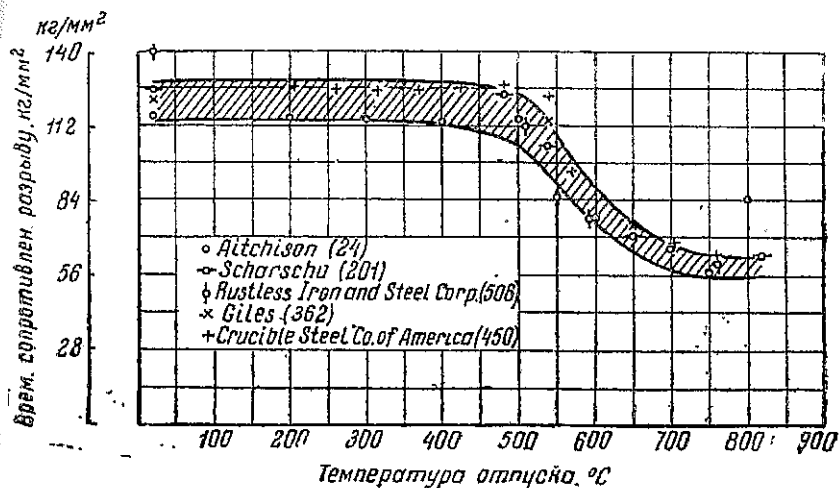
Фиг. 6. Влияние отпуски после закалки с 1010° С для стали с 14% хрома по Джайлсу [362]



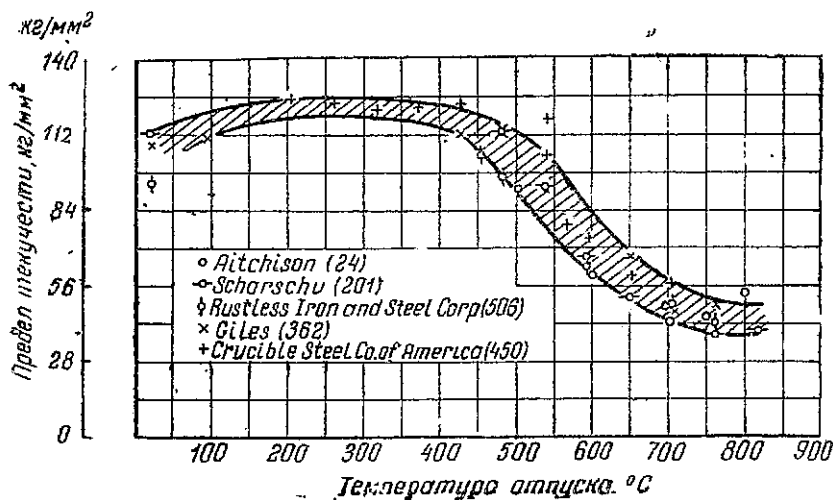
Фиг. 7. Влияние отпуска после закалки с 1010°C для стали с 15,25% хрома по Джайлсу [362]



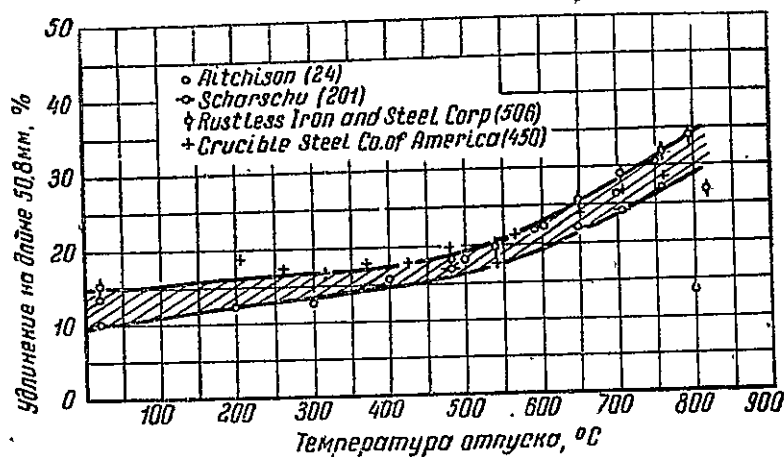
Фиг. 8. Влияние состава на закаленные и отпущенные хромистые стали по Джайлсу [362]



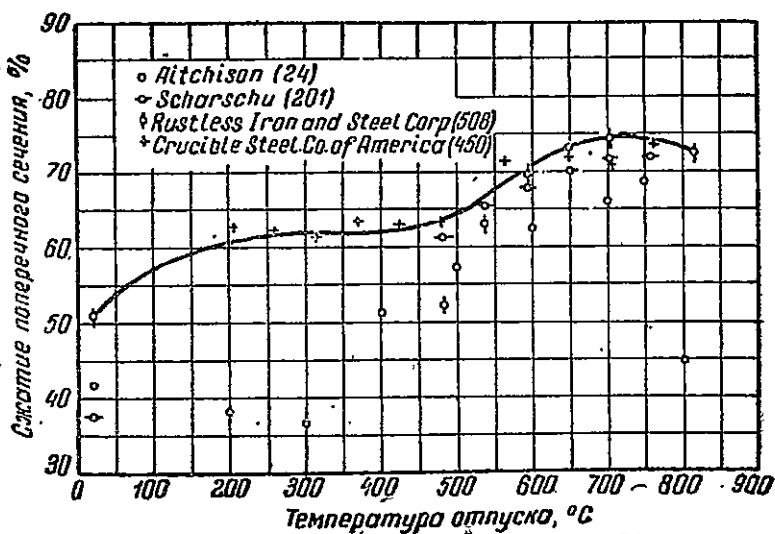
Фиг. 9. Сводные данные по временному сопротивлению разрыву для термически обработанных хромистых сталей



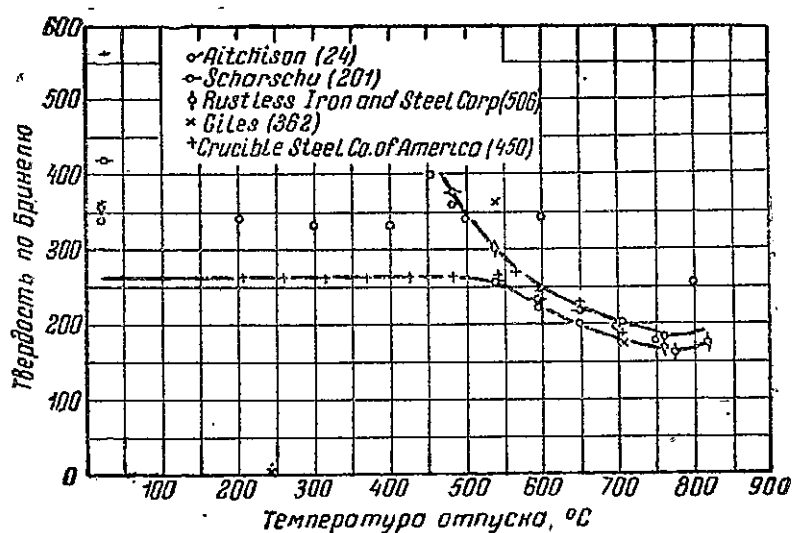
Фиг. 10. Сводные данные по пределу текучести для термически обработанных хромистых сталей



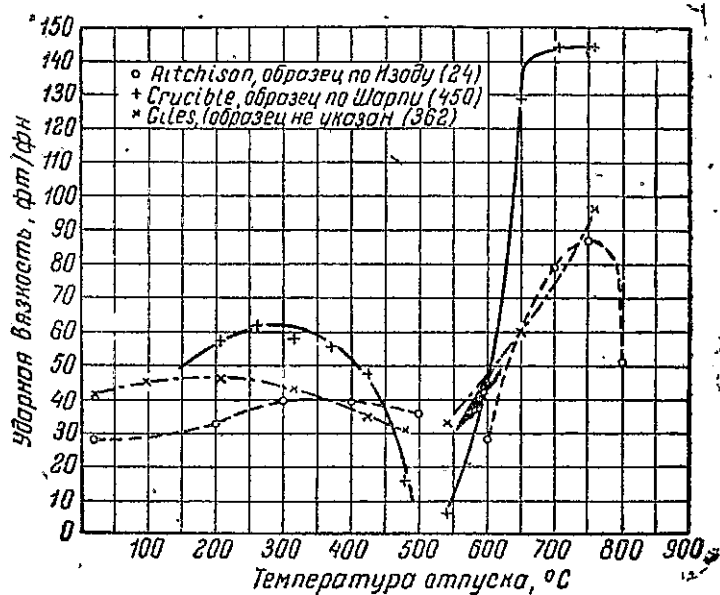
Фиг. 11. Сводные данные по удлинению для термически обработанных хромистых сталей



Фиг. 12. Сводные данные по сжатию площади поперечного сечения для термически обработанных хромистых сталей



Фиг. 13. Сводные данные на твердость по Бринелю для термически обработанных хромистых сталей



Фиг. 14. Сводные данные по сопротивлению удару для термически обработанных хромистых сталей

кривой твердости для температур отпуска ниже 500° , так как соответственные значения их колеблются от 265 до свыше 400, как показано на фиг. 13. При более высоких температурах отпуска данные относительно хорошо согласуются между собой. Они показывают, что наиболее низкая возможная твердость (около 165) достигается при отпуске около 775° . Данные по ударной вязкости (фиг. 14) показывают минимальное сопротивление удару в случае отпуска при температурах, близких к 500° .

42. Влияние механической обработки на свойства сплавов железа и хрома. По данным одного завода [450],ковка низкоуглеродистых сталей, содержащих от 10 до 14% хрома, должна начинаться при $1120-1175^{\circ}$ и заканчиваться при столь низких температурах, как 760° . Для сталей с 15—18% хрома тот же завод рекомендует другие пределы температур: $1040-1120^{\circ}$. Если нужны повторные подогревы, то последние не должны превышать 1040° . Операцииковки должны заканчиваться при температурах между 705 и 815° .

Однако другой завод [506] рекомендует избегатьковки при температурах ниже 870° . Влияние различной технологииковки для двух сталей, содержащих около 18% хрома, показано в табл. 7. Примечательны свойства случайно приведенного в таблице холодноотянутого образца.

Низкоуглеродистые сплавы железа и хрома без затруднений подвергаются холодной обработке, причем у сталей, способных принимать закалку, твердость и временное сопротивление разрыву после термообработки больше, чем после холодной обработки. Согласно Джайлсу [362] отожженные прутки диаметром 12,7 мм могут быть безопасно доведены до размера 1,6 мм холодной прокаткой или протяжкой. Это относится и к полосе, для которой возможно обжатие за один проход на 2,4 мм. Поэтому технологию холодной обработки можно подобрать для обеспечения требуемых конечных свойств металла. Влияние холодной обработки иллюстрируется данными табл. 8.

Сталь с 12,21% хрома, прокатанная в полосу толщиной 0,58 мм, в состоянии частичного наклепа имела твердость по шкале С Роквелла 15 и временное сопротивление разрыву 81 кг/мм². В полностью закаленном состоянии ее твердость составляла по шкале С Роквелла 44, а временное сопротивление разрыву 123 кг/мм². Путем холодной прокатки или протяжки эта сталь может дать временное сопротивление разрыву до 134 кг/мм²; в этом состоянии модуль упругости при растяжении был 19 700 кг/мм², а модуль упругости при сдвиге 7870 кг/мм². Влияние отжига на свойства прутков диаметром 19 мм, холодноотянутых, ободренных и отшлифованных, из стали с 0,12% углерода и 12% хрома было установлено Рисом [42] и показано в табл. 9. Выдержка в течение некоторого времени при температуре $300-375^{\circ}$ вызывает, как и у углеродистых сталей, заметное увеличение предела упругости.

Таблица 7

Влияние механической обработки на свойства хромистых сталей по Мошелю [74]

Состав, %		Состояние	Временное сопротивление, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Предел упругости, кг/мм ²	Удлинение на 50,8 мм (2"), %	Сжатие площади поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Ризоду, фт/фн
C	Cr								
0,05	17,42	В состоянии поставки	47,8	26,7	22,1	38,5	76,0	145	27—54
		Послековки (1065 900°) . .	66,8	34,0	22,8	20,0	48,6	192	—
		Послековки от 1065° до потемнения	71,0	47,5	28,1	19,0	44,0	228	7
		Послековки от 760° до потемнения	57,3	47,1	41,5	24,0	70,3	187	9
0,12	18,24	Горячекатаная . .	63,3	47,5	36,9	28,0	58,8	202	. . .
		Ковка при 790° до потемнения . .	64,7	53,1	45,0	26,0	66,3	212	28
		То же, при 1055—900°	79,1	49,2	33,7	6,0	10,4	228	. . .
		То же, при 1065—705°	81,9		30,2	13,5	19,2	223	. . .
		Холоднотянутая .	72,1	62,2	55,5	22,0	66,6	223	7

Таблица 8

Влияние холодной обработки на свойства двух хромистых сталей по Джайлсу [362]

Содержание хрома, %	Состояние металла	Временное сопротивление, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм (2"), %	Сжатие площади поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю
12,21	Отожженный	52,4	29,5	31,0	67,2	143
12,21	Обжат с 12,7 до 0,8 мм	61,2	56,2	29,0	63,8	170
15,25	Отожженный	53,8	28,1	32,5	72,2	147
15,25	Обжат с 12,7 до 0,8 мм	60,3	54,8	30,0	68,0	187

Таблица 9

Влияние отжига на свойства холодногнущей стали с 0,12% углерода и 12% хрома по Энсу [42]

Отжиг в течение 1 часа при температу- ре, °C	Испытания на растяжение					Испытания на сжатие	
	временное со- противление разрыву кг/мм ²	предел упру- гости, кг/мм ²	предел теку- чести, кг/мм ²	удлинение на об азне 50,8 мм (2") %	сжатие по- переч- ного сечения %	предел упру- гости, кг/мм ²	предел теку- чести, кг/мм ²
100	58,3	11,0	50,5	28,5	70	14,2	44,0
200	58,3	12,6	50,5	28,0	70	14,2	41,0
300	59,2	22,0	51,2	27,0	70	18,9	42,4
375	59,8	31,8	52,0	24	69	28,5	47,0
450	53,0	31,8	42,0	32	73	31,5	40,7
500	51,0	29,8	42,0	32	72	30,0	40,7
650	51,8	20,6	31,5	37	74	32,3	33,0

43. Листы и полоса, содержащие от 15 до 18% хрома. Содержание углерода в сталях с 15—18% хрома обычно бывает ниже 0,12%. Это обеспечивает наибольшую пластичность после низкотемпературного отжига. Свойства рассматриваемых сталей подобно свойствам углеродистых сталей зависят от толщины листа; она оказывает заметное влияние на пластичность; у более толстых листов величины удлинения имеют наибольшие значения. Джонсон [372] приводит данные для поперечных и продольных (по направлению прокатки) образцов (табл. 10 и 11). Стали с 15—18% хрома хорошо служат при температурах до 790° и дают переменные результаты при 845°. Интервала 470—495° следует избегать, так как длительная выдержка при этих температурах после остывания стали вызывает появление в ней хрупкости.

44. Предел усталости низкоуглеродистых сплавов железа и хрома. Значения предела усталости и отношения сопротивления усталости к временному сопротивлению разрыву по данным Мак-Эдема, Мура, Мошеля и Спеллера и Мак-Коркля и Мумма собраны в табл. 12. При надлежащей термической обработке предел усталости составляет не менее половины временного сопротивления разрыву. Руссел и Уилкер [199] исследовали чисто хромистую нержавеющую сталь при —40°, наряду с некоторыми другими сталями. Все испытанные стали показали увеличение предела усталости, временного сопротивления разрыву и твердости по сравнению с соответствующими показателями при комнатной температуре, причем нержавеющая сталь (содержавшая 0,07% углерода и 13,85% хрома) была относительно хрупка при ударе.

Таблица 10

Механические свойства низкоуглеродистых тонких листов с содержанием от 15 до 18% хрома по Джойсону [372]

Толщина мм	Временное сопротивле- ние разрыву, кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение в % на образце:			Твер- дость по шкале В Рок- велла
			50,8 мм	101,6 мм	203,2 мм	

Горячекатаные, отожженные и протравленные листы

0,48	52,7	39,0	22	20	15	79
0,03	51,3	29,5	27	20	16	81
0,78	51,7	31,5	29	22	17	79
0,96	51,0	35,5	29	22	17	81
1,27	53,0	34,0	31	24	19	78
1,6	52,5	38,0	30	23	18	82
2,0	57,5	38,7	26	21	17	84
2,7	54,5	35,1	18	22	18	82
3,6	51,5	38,0	33	27	20	80
4,3	51,1	35,1	35	27	20	79
6,3	51,4	31,5	34	27	20	79
12,7	50,8	31,2	38	30	21	80

Холоднокатаные (после одного пропуска)

0,94	54,0	38,0	26	20	15	83
1,27	55,0	37,3	29	22	17	83
2,21	58,0	44,5	27	21	16	84

Отожженные, протравленные и полированные

0,48	53,7	41,5	20	17	13	81
0,63	53,0	36,0	27	20	15	82
0,94	55,0	40,8	27	20	15	83
1,6	53,5	40,9	28	22	17	83
2,0	59,5	47,5	27	20	15	84
3,6	55,2	44,3	29	22	16	82

Таблица 11

Механические свойства продольных образцов полосы в мотках, содержащей 0,09% углерода и 16,53% хрома по Джонсону [372]

Толщина полосы мм	Состояние металла	Временное сопро- тивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение в % на образце			Твердость по шкале В Роквелла
				50,8 мм	101,6 мм	203,2 мм	
4,57	Горячекатаный	97,5	73,4	12	7,5	4,5	103
4,57	Отожженный	49,2	31,8	31	23	20	82,5
1,9	Нагартованный	82,0	78,3	6	3,5	2	105
1,9	Умягченный	55,0	37,5	25	22	16,5	84
1,2	Нагартованный	78,0	75,0	4	2,5	1	102
1,2	Умягченный	52,0	32,6	30	24	20	78
0,8	Нагартованный	79,1	75,6	3	1,5	1	98
0,8	Умягченный	50,2	38,3	30	25	20	78

Таблица 12

Сопротивление усталости некоторых высокохромистых сталей¹

Исследователь	Состав стали, %		Температура, °C		Временное сопротивление разрыву σ_b , кг/мм ²	Сопротивление усталости σ_z , кг/мм ²	$\frac{\sigma_z}{\sigma_b}$	Вид испытания
	C	Cr	закалка	отпуск				
Мак-Эдем [48]	0,08	11,78	980	480	118,5	52,0	0,45	Вращающаяся консоль
				540	117,0	54,8	0,47	То же
				595	77,0	42,5	0,56	" "
				705	58,4	31,6	0,54	" "
				Охлаждение с печью	44,5	22,7	0,49	" "
Мошель [74]	0,08	11,10	Не указано		109,8	64,6	0,58	Вращающаяся балка
"	0,08	14,26	То же		49,5	33,0	0,66	То же
"	0,07	12,67	" "		85,0	43,5	0,51	Вращающаяся консоль
Мак-Эдем [117]	0,07	12,67	" "		85,0	47,5	0,56	То же
	0,11	12,71	980 650		—	35,0	—	" "
Спеллер, Мак-Коркль и Мумма [128]	0,07	18,56	После прокатки		54,0	31,6	0,59	" "
Мур [51]	0,03	13,47	То же		58,0	28,1	0,42	Вращающаяся балка

¹ Сопротивление усталости, или предел усталости, есть напряжение, ниже которого металл может выносить бесконечное количество циклов напряжения без разрушения. Прим. перев.

45. Коррозионная усталость. Изделия из высокохромистой стали часто работают в атмосфере пара. Представляют интерес собранные в табл. 13 результаты испытаний такой стали, произведенных Фуллером [179]. Испытанию подвергался сплав с 0,1% углерода и 12,5% хрома, термически обработанный по трем вариантам. Группа образцов, обработанных по первому варианту, с наиболее низким временным сопротивлением, показала заметное уменьшение сопротивления усталости с повышением температуры. Промежуточная группа показала весьма небольшое уменьшение сопротивления усталости при подъеме температуры до 370°. При отсутствии напряжений все образцы не имели дефектов от коррозии.

Поведение группы с наивысшим временным сопротивлением было аналогично поведению промежуточной группы. Коррозионные испытания в водных растворах, выполненные Спеллером, Мак-Корклем и Мумма [128], показывают, что предел усталости

Таблица 13

Коррозионная усталость стали с 0,12% углерода и 12,5% хрома, при различных вариантах термической обработки по Фуллеру [179]

Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел пропорциональности, кг/мм ²	Удлинение на разрыве длиной 50,5 мм	Сжатие поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю	Условия испытания	Сопротивление усталости, кг/мм ²
49,9	23,2	37	74	201	Воздух при комнатной температуре	23,9
					Пар 44 кг/см ² , 150°	20,4
					Пар 160 кг/см ² , 370°	11,1
71,7	44,3	26	70	219	Воздух комнатной температуры	42,9
					Пар, выпускаемый в атмосферу	23,2
					Пар и воздух в ящике при 75°	36,6
					Пар под атмосферным давлением при 100°	38,0
					Пар под давлением 43,8 кг/см ² , 150°	38,7
					Пар под давлением 112 кг/см ² , 180°	38,0
					Пар под давлением 160 кг/см ² , 370°	38,0
71,7	44,3	26	70	219	Образец, подвергнутый коррозии в течение 1 недели во влажном паре и воздухе комнатной температуры	42,9
					Пар под атмосферным давлением при 100°	23,9
					Пар под давлением 43,8 кг/см ² при 150°	38,0
						38,0
91,6	56,2	21	66	236	Воздух комнатной температуры	39,8
					Пар под давлением 44 кг/см ²	38,0

уменьшается при увеличении концентрации хлоридов в растворе. Сталь, содержащая 0,07% углерода и 18,56% хрома, при испытании на воздухе (образец был покрыт вазелином) после прокатки имела предел усталости 31,6 кг/мм². Предел усталости понизился до 26,7 кг/мм² после пребывания образца в воде из питтсбургского водопровода и до 25,3 кг/мм² после местной коррозии в синтетической водопроводной воде. Исследование коррозионной усталости было предложено для повторных и попеременных напряжений Гоуфа и Совита [453]. Среди исследованных была сталь с 0,12% углерода и 14,75% хрома. После термической обработки (закалка с 950° и отпуск при 650°) были проведены испытания на воздухе и в 3%-ном растворе поваренной соли. Однако, вследствие отсутствия остановки в падении кривой $\log S - \log N$ (напряжение — число циклов) предел усталости для случая обрызгивания соляным раствором не был найден.

Овальная проволока испытывалась Хэвенем [228], причем были получены следующие малоубедительные результаты:

Состав, %			Временное сопротивле- ние раз- рыву кг/мм ²	Предел ус- тойчивости при кручении кг/мм ²	Предел усталос- ти при кручении в карбонатной воде кг/мм ²
C	Cr	Ni			
0,09	12,63	0,53	102,6	25,7	12,7
0,10	18,34	...	82,0	24,6	19,3

46. Влияние температуры на результаты испытаний при растяжении. По данным одного завода [506] : низкие температуры до — 40° оказывают незначительное влияние на величину показателей механических свойств при растяжении низкоуглеродистых сталей с содержанием хрома от 10,0 до 13,5%. Поэтому такие стали пригодны для холодильного оборудования, что видно из табл. 14.

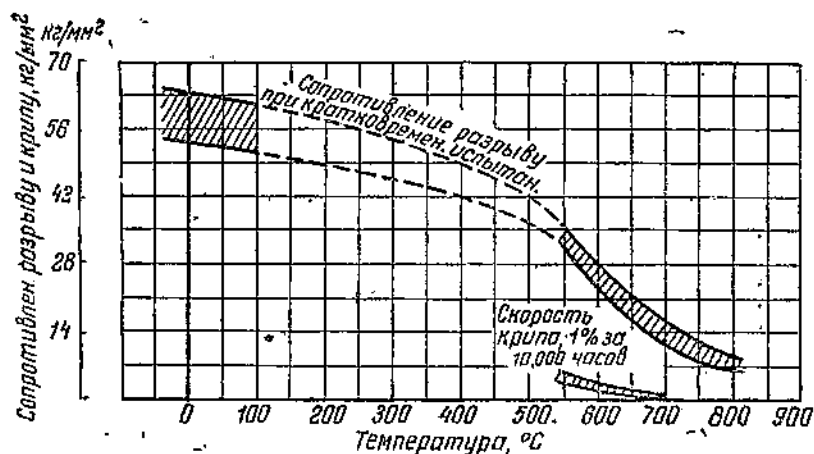
Таблица 14

Свойства стали с содержанием от 10 до 13,5% хрома и содержанием углерода не больше 0,12% при температурах ниже 0° по данным Rustless Iron and Steel Corp. [506]

Свойства	Температура испытания	
	20 °C	—40 °C
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	52,7	51,1
Удлинение на образце 50,8 мм, %	34	20
Твердость по Бринеллю	140	150
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	115	10
Сопротивление усталости, кг/мм ²	31,6	33,7

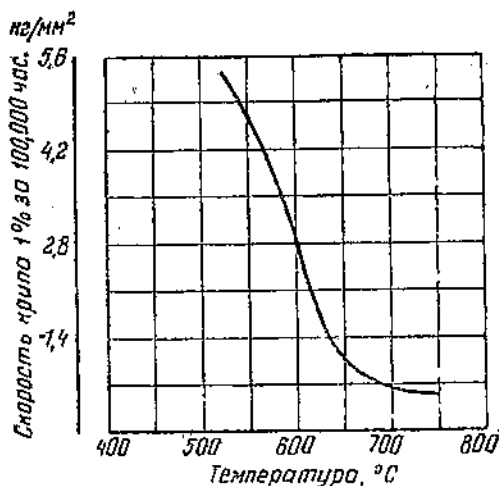
Влияние повышенных температур на результаты кратковременных испытаний на растяжение и на крип сталей с содержанием хрома от 16 до 20% обозначено в виде заштрихованных полос на фиг. 15, которая построена по данным Кривобока [499].

Многие данные более раннего времени были получены при испытаниях несовершенными способами, поэтому не следует рассматривать данные, приводимые Монипени [50], Мак-Ветти и Мошелем [92], Кларком и Уайтом [110] и Кантером и Спрингом [148]. Предпочтение следует отдать исследованиям последнего времени и, в частности, «Сборнику данных по имеющимся характеристикам крипоустойчивости металлов и сплавов при высоких температурах» [487], а также статье Джиллета [521]. Коффин и Суиншер [216] испытывали сплавы, содержащие 0,11% углерода, 2,8% никеля и 12,5% хрома и 0,18% углерода и 13,4% хрома. Сопротивление крипу при 450° (удлинение 1% за 100 000 часов)



Фиг. 15. Влияние температуры на результаты испытания на крип и на растяжение для низкоуглеродистых сталей с 16—20% хрома (за основу были взяты данные Кривобока [499])

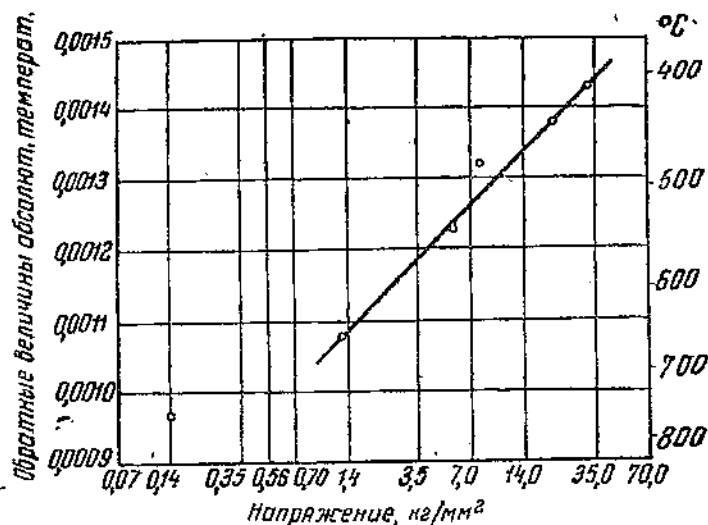
составило около $8,5 \text{ кг/мм}^2$. Эта цифра хорошо согласуется с данными Джонсона [372], показанными на фиг. 16.



Фиг. 16. Сопротивление крипу (удлинение 1% за 100 000 час) низкоуглеродистых сталей с 14—18% хрома. Вычерчено по данным Джонсона [372]

Позднейшие и наиболее полные данные по крипу низкоуглеродистых сталей с 12—18% хрома приведены в упомянутом

«Сборнике», но они не позволяют сделать достаточно строгих обобщений. На фиг. 17 построена на основании этих данных зависимость между обратными абсолютными температурами и логарифмами напряжений, соответствующих скорости крипа 0,1%



Фиг. 17. Напряжения при крипе (удлинение 0,1% за 1000 час), вычерченные как логарифмы напряжений, отнесенные к обратным величинам абсолютных температур, для сталей с 16—18% хрома и низким углеродом [487]

за 1000 часов. Зависимость, близкая к прямолинейной, наблюдается на участке температур от 700° и ниже. Стремление облегчить интерполирование является единственным оправданием того, что зависимость на этом участке температур изображена в виде прямой.

47. Сопротивление удару в зависимости от содержания хрома. Кривобок [378] показал, что при комнатной температуре сопротивление удару высокохромистых сплавов железа начинает резко падать при содержании хрома свыше 15%. Это поведение не зависит от содержания углерода и от термической обработки и не отражается на прочих результатах механических испытаний на растяжение.

Подобные же результаты для образцов, подвергавшихся сварке, были получены Ходжем [367], хотя в этом случае нижний предел содержания хрома был 14%, т. е. ближе к нижнему концу интервала хрупкости. Некоторые исследователи [272] высказывают мнение, что это явление аналогично явлению, встречающемуся у трансформаторного железа, и что здесь нет нужды искать объяснения в появлении новой фазы.

Даже железо высшей чистоты становится хрупким ниже определенной температуры.

При нагреве восстанавливается вязкость и трансформаторного и чистого железа; это изменение происходит внезапно, и у трансформаторного железа температура восстановления вязких свойств увеличивается с возрастанием содержания кремния.

Данные Серджесона [204] и Кривобока [378] показывают, что это положение также справедливо и для случая увеличения содержания хрома в сплавах железа и хрома.

Переход от хрупкого к вязкому состоянию для стали с 13% хрома наблюдается при температурах значительно ниже комнатной, а для сталей с 18% хрома — при температурах значительно выше комнатной. Поэтому некоторые высокохромистые стали, показавшие хрупкость во время испытаний при комнатной температуре, могут прекрасно выдерживать ударные напряжения при некоторых повышенных температурах, чем и пользуются на практике.

В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА И ХРОМА

При увеличении содержания хрома от 12—14% до 16—18% увеличивается коррозионная стойкость во многих средах, но стали уже не могут быть подвергнуты термической обработке с целью заметно изменить механические свойства. Чтобы повысить восприимчивость к закалке, в высокохромистые стали вводят дополнительные легирующие элементы.

48. Влияние никеля. Добавление небольших количеств никеля к низкоуглеродистым сталям с 10—14% хрома увеличивает их способность к закалке на воздухе, причем это не сопровождается значительной потерей вязкости и коррозионной стойкости. Первое обстоятельство иллюстрируется данными табл. 15, полученными Монниенни [191].

Таблица 15

Влияние никеля на низкоуглеродистую 13%-ную хромистую сталь после закалки на воздухе при 950° и замачивания в воде при 700° по Монниенни [191]

Состав, %			Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на об. разд. 50,8 мм	Сжатие поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю		Ударная вязкость по Изоду, фт/фн
C	Cr	Ni					после закалки	после отпуска	
0,09	13,7	0,10	58,0	46,5	32,5	68,8	241	179	100; 96; 106
0,08	13,3	0,46	64,1	54,0	32,0	68,8	340	217	98; 98; 101
0,08	13,6	0,80	70,5	61,5	29,0	63,7	351	241	86; 86; 83
0,10	14,1	1,23	76,5	63,0	25,5	55,8	418	255	65; 62; 65

При этом Мониненни указывает, что добавка никеля не всегда полезна и что это связано с формой и поперечным сечением изделий, определяющими возможный процент введения никеля. Введение около 1% никеля в крупные поковки или сорт может облегчить термическую обработку путем закалки и отпуска. При малых сечениях повок или проката такое количество никеля может оказаться вредным, так как увеличивает опасность появления трещин при охлаждении после прокатки иликовки. Закаливаемость на воздухе, вызываемая никелем, особенно заметна у низкоуглеродистых сталей с содержанием около 4% никеля. Вследствие этого, если требуется мягкий материал, то никель нежелателен и во всяком случае содержание 1% никеля является пределом.

Мошель [383] рекомендует для пружин, устойчивых против коррозии, применять сталь, содержащую не более 0,12% углерода, 13% хрома и 2% никеля. У этой стали требуемое временное сопротивление наиболее успешно достигается в результате холодной прокатки или протяжки отожженных прутков или полосы. Небольшие количества никеля, не уменьшая коррозионной стойкости, также дают возможность закаливать стали с 15—18% хрома, которые относительно слабо закаливаются без никеля. Влияние термической обработки на сталь, содержащую 18% хрома и 2% никеля, определил Бэрнеби [349], данные которого приведены в табл. 16. Эта сталь имела ту же коррозионную устойчивость, что и сталь без никеля, но хорошо термически обрабатывалась и имела высокую ударную прочность.

Таблица 16

Механические свойства стали, содержащей 0,09% углерода, 17,8% хрома и 2,08% никеля, закаленной при 950° (образец сечением 28,6 мм) по Бэрнеби [349]

Температура отпуска °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце $l = 50,8$ мм %	Твердость по Бринелю	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн
400	94,0	78,0	20	269	79; 60; 61
500	91,0	72,5	22	265	96; 88; 88
600	68,0	54,0	28,5	225	86; 75; 94
650	67,0	51,5	30	217	84; 84; 88
700	70,2	—	28	231	83; 83; 80
750	73,0	—	27,5	241	81; 79; 77

Еще большая прочность может быть достигнута у сталей этой группы с содержанием никеля 1—2%, если содержание хрома ограничено примерно 16%. Данные для сталей 16-1 приведены в табл. 17.

Таблица 17

Механические свойства после отпуска стали 16-1, закаленной в масло при 950°

Состав, %			Температура отпуска, °C	Временное сопро- тивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,7 мм %	Сжатие попереч- ного сечения, %	Твердость по Бринеллю
C	Cr	Ni						
0,11	16,55	1,12	—	—	—	—	—	364
0,11	16,55	1,12	450	121,0	102,0	16	48	364
0,11	16,55	1,12	525	117,0	90,0	20	53	311
0,11	16,55	1,12	750	79,5	59,0	26	58	196
0,08	16,20	2,19	—	—	—	—	—	364
0,08	16,20	2,19	525	104,0	89,0	22	55	302

Таблица 18

Механические свойства хромистых сталей с 16—18% хрома и 2—3% никеля, закаленных в масло при 950° и отпущенных¹

Состав, %			Отпуск		Временное сопро- тивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на об- разце 50,8 мм, %	Сжатие попереч- ного сечения, %	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
C	Ni	Cr	температу- ра, °C	время, час						
0,10	2,19	16,20	525	1,5	104	88,0	16	54	19	302
			750	3	—	—	—	—	41	269
0,10	3,06	16,24	525	1	120,5	110,0	16	55	30	302
			750	3	—	—	—	—	51	277
0,10	2,14	17,28	525	1	110,0	87,2	19	60	40	311
			750	3	—	—	—	—	62	241
0,10	3,22	17,10	525	1	109,0	97,5	19	60	44	302
			750	3	—	—	—	—	45	269
0,08	2,10	18,11	525	1	116,0	92,0	20	53	48	302
			750	3	—	—	—	—	64	228
0,12	3,17	18,37	525	1	122,0	86,0	15	50	22	311
			750	3	—	—	—	—	22	293

¹ Образцы охлаждались с печью с температуры 750° и на воздухе с температуры 525°.

Другие данные приведены в табл. 18. Двухпроцентная никелевая сталь дает наилучшую комбинацию свойств при содержании хрома между 17 и 18%. При трех процентах никеля, очевидно, образуется слишком много аустенита; поэтому несмотря на высокую прочность эта сталь с трудом умягчается путем отпуска, а когда твердость удается снизить, то одновременно относитель-

но низко падает вязкость. Это, повидимому, связано с сохранившимся аустенитом и его последующим распадом при отпуске.

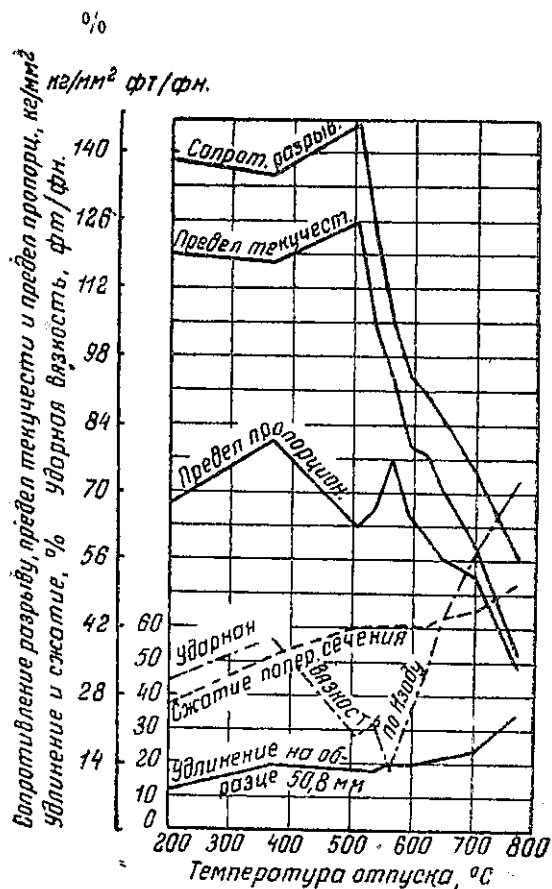
49. Влияние добавки 1% меди. Добавка меди меняет пове-

дение стали при термической обработке, механические свойства при растяжении и сопротивлении коррозии. Опыты с 13%-ными хромистыми сталями, проведенные Паркером [389], показывают, что введение меди в количестве 1% является наиболее благоприятным, так как при этом не меняется поведение стали при горячей прокатке и ковке и получаются наиболее благоприятные результаты в отношении сопротивления коррозии. Поскольку дело касается сталей, принимающих закалку, добавка меди имеет целью обеспечить однородность результатов термической обработки.

Кроме того, наличие меди обеспечивает большую твердость после закалки. Для сплавов, содержащих 1% меди, температуры отпуска должны быть на 10—55° выше, чем для сталей, не содержащих меди, если мы

хотим получить те же твердость и временное сопротивление разрыву.

На фиг. 18 изображены данные, полученные для термически обработанной стали, содержащей 0,12% углерода, 13,24% хрома и 1,11% меди. До отпуска прутки были подвергнуты горячей прокатке на круг 25,4 мм и охлаждены на воздухе. Получились замечательные результаты в отношении временного сопротивления разрыву после закалки на воздухе, вторичного твердения при



Фиг. 18. Механические свойства стали с 0,12% углерода; 13,24% хрома и 1,11% меди после горячей прокатки охлаждения на воздухе и при различных температурах отпуска по данным Паркера [389]

температуре 510° , малого влияния на механические свойства отпуска и необычного поведения предела пропорциональности при температурах отпуска, лежавших ниже 565° . Паркер объяснил это поведение следующим образом: при температуре отпуска 205° сталь удерживает некоторое количество аустенита и сохраняет напряжения, от горячей прокатки и закалки. При 370° часть напряжений снимается, что увеличивает коэффициент упругости стали. При 510° остаточный аустенит превращается в мартенсит, что увеличивает временное сопротивление и напряжения в металле (см. на фиг. 18 ударную вязкость). В интервале $510-565^{\circ}$ мартенсит разлагается на структурные составляющие, типичные для низкоуглеродистых высокохромистых сталей при этих температурах, характеризующихся понижением упругих свойств и сопротивления удару и коррозии. При еще более высоких температурах структура становится стабильной, а свойства нормальными. По данным Саклатвала и Деммлера [124] малые добавки меди заметно повышают твердость после закалки у низкоуглеродистых сталей с 12% хрома. Монипенни [191] указывает, что при содержании 1,2% меди слегка увеличивается твердость. Он также вводил 5 и 10% меди в сталь с 14—16% хрома и нашел, что медь в противоположность никелю не приводит к получению аустенитовой стали; Липперт [467] указывает, что позднее Дигби испытал углеродистые стали с 15—18% хрома, содержавшие от 8 до 10% меди и нашел, что их следует скорее отнести к ферритному, чем к аустенитовому классу.

Стали оказались двухфазными, причем одна составляющая была богата медью, а другая железом. Высокомедистая фаза была названа «кипрской составляющей»¹; так как точка ее плавления лежит около 1050° , то необходимо начинать ковку таких сталей при температурах 1040° . Результаты испытаний термически обработанных образцов, вырезанных после горячей обработки металла, приведены в табл. 19.

Таблица 19

Механические свойства закаленных на воздухе и отпущенных низкоуглеродистых хромомедистых сталей, заимствованные у Липперта [467]
(по данным Дигби)

Свойства	Сталь с 18 ⁰ / ₀ хрома и 8—10 ⁰ / ₀ меди	Сталь с 15 ⁰ / ₀ хрома и 8—10 ⁰ / ₀ меди
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	67,0—73,0	91,0—128,0
Предел текучести, кг/мм ²	51,0	77,0—84,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	29	21—22
Сжатие поперечного сечения, %	57	50—55
Твердость по Бринелю	250—260	300—315
Ударная вязкость по Изоду в фт/фн	66	50—120

¹ Точно: «Cypritic constituent».

50. Влияние меди плюс кремний. Согласно Де-Ври (De Vries) [355] низкоуглеродистые с 16% хрома стали, содержащие по 1% меди и кремния, прекрасно куется и катаются. Рекомендуется для обычных по составу кремниемедехромистых нержавеющих сталей следующий график нагрева: выдержка при 815° и затем подъем температуры до 1150° со скоростью 1 час на 1 дюйм (25,4 мм) толщины. Конец горячей обработки должен быть не ниже 815°. Шестидюймовая полоса этой стали, изготовленная наилучшим образом, имела механические свойства, указанные в табл. 20. Кратковременные высокотемпературные испытания приведены в табл. 21, показывающей, что эти стали обладают значительным удлинением и довольно высоким временным сопротивлением разрыву при температурах горячей прокатки. Добавление меди и кремния улучшает механическую обрабатываемость сплавов железа и хрома, в особенности если они были подвергнуты термической обработке с закалкой на воздухе или в воду.

Таблица 20

Механические свойства стальной ленты, содержащей 0,08% углерода; 16,08% хрома; 0,75% кремния и 1,13% меди, после охлаждения на воздухе по Де-Ври [355]

Толщина мм	Температура, с которой велось охлаждение на воздухе °C	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение, %	
			на образце длиной 50,8 мм	на образце длиной 101,6 мм
1,0	815	55,0	36,5	28,7
0,5	800	55,0	32,0	24,0

Таблица 21

Кратковременные испытания при высоких температурах стали с 0,06% углерода; 14,52% хрома; 0,98% меди и 0,78% кремния по Де-Ври [355]

Температура испытания °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %
980	4,7	3,6	60,0	69,5
1040	3,3	2,3	60,2	73,7
1095	2,6	1,8	60,0	80,0

Эти стали нагартовываются и поэтому легко прокатываются на тонкий лист и протягиваются на проволоку. Они хорошо сплю-

щаются и принимают требуемую форму, а в отожженном состоянии могут навиваться, подвергаться холодной прокатке, бортованию и изгибу. Низкоуглеродистые не поддающиеся закалке хромистые стали характеризуются относительно низким временным сопротивлением разрыву и низким пределом упругости (во всех состояниях, исключая сильно нагартованное состояние). Медь и кремний частично исправляют эти недостатки. Механические свойства четырех плавок этого типа сталей при различных вариантах термической обработки приведены в табл. 22.

Таблица 22

Механические свойства низкоуглеродистых сталей, содержащих от 12 до 16% хрома с добавкой меди и кремния [355]

Состав, %				Температура закали, °C	Среда для закали	Температура отпуска, °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел пропорциональности кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения, %	Твердость по Бринелю
C	Cr	Si	Cu								
0,12	12,56	1,18	1,15	925	Масло	425	132,0	95,0	16,5	56,8	—
				955	Воздух	425	143,0	98,5	16,5	57,5	—
0,08	15,85	0,82	1,35	925	Вода	540	100,0	45,2	21	61,5	—
				925	Масло	650	72,5	40,3	25	63,5	—
0,05	15,40	0,78	1,00	После горячей прокатки	Воздух	540	77,0	42,2	27	67,5	—
				790	"	—	47,0	35,3	35,5	75,5	—
				790	"	205	54,0	35,3	35,2	76,4	—
				790	"	540	64,7	42,2	30	71,7	—
0,0	16,56	0,73	0,94	815	Воздух	—	55,0	32,3	44	68,2	163
				845	Вода	—	58,6	37,8	39	66,8	163
				845	Масло	675	57,7	38,6	34	71,9	179
				845	Воздух	730	54,6	34,1	40,5	74,3	166

51. Влияние молибдена. Чтобы сделать более мелкозернистой структуру, увеличить способность коваться, прокатываться, протравливаться и обрабатываться резанием низкоуглеродистых сталей с 12—15% хрома, в них иногда вводят около 0,5% молибдена. Мошель [74] упоминает о применении таких сталей в больших количествах. Монипенни [191] публикует данные, которые показывают, что у стали с 0,97% молибдена, 0,08% углерода, 13,20% хрома и 0,80% никеля повышается температура превращения и уменьшается способность к закалке на воздухе по сравнению с хромомолибденовыми сталями, упоминаемыми Мошелем. Маурер [469] сообщает о 18%-ных хромистых сталях с содержанием молибдена от 1,5 до 2%, весьма стойких против коррозии и имевших повышенную свариваемость по сравнению со сталью без молибдена.

52. Влияние вольфрама. Сталь, содержащая не более 0,12% углерода, 12—14% хрома и от 2,5 до 3,5% вольфрама, была предложена для изготовления аппаратуры, применяемой при крекинге нефти. Имеются сведения, что эта сталь при повышенных температурах имеет большую прочность, чем сталь, не содержащая вольфрама, но точными данными авторы не располагают.

Содержащие вольфрам 13%-ные хромистые стали лучше сохраняют твердость после длительного нагрева при 500°, чем стали, содержащие никель или молибден или не содержащие никаких добавок. Это видно из следующих недавно полученных Шаршу¹ данных:

Выдержка при 500° С час.	Твердость по Бриеллю стали			
	не содержа- щей никаких добавочных элементов	содержавшей, %		
		2,5 Ni	3,5 W	1,2 Mo
После закалики	337	411	344	388
30	319	276	341	331
47	319	276	341	331
825	215	229	285	262
10 000	184	200	294	250

Основная сталь (без добавок) содержала от 0,08 до 0,13% углерода и от 12,9 до 13,3% хрома. Образцы охлаждались на воздухе с температуры 955° перед обработкой при 500°. Потеря твердости у вольфрамсодержащего материала составила только 14% против 50, 46 и 36% у материалов, содержащих либо никель без дополнительных добавочных элементов, либо молибден.

53. Влияние азота. Закаливаемость низкоуглеродистых сталей с 10—18% хрома значительно возрастает после введения в них азота (обычно азот вводят в виде феррохрома, содержащего около 70% хрома и 0,7% азота). Фрэнкс [360] показал, что это введение не сопровождается отпускной хрупкостью или уменьшением коррозиестойчивости. Кроме того введение азота вызывает уменьшение размеров зерна. Некоторые результаты приведены в табл. 23. Из данных этой таблицы можно заключить, что для получения наибольшей прочности и вязкости стали с 10—14% хрома должны содержать от 0,05 до 0,10% азота, а стали с 15—18% хрома — от 0,08 до 0,16% азота.

54. Влияние колумбия (ниобия) и титана. В 1933 г. Бекет и Фрэнкс описали влияние колумбия и титана на низкоуглеродистые сплавы железа и хрома. Колумбий в количествах, превышающих содержание углерода в 8—10 раз, а титан в 5—7 раз, уничтожает мартенситовую структуру у сталей с 15—18% хрома,

¹ С. А. Scharschu, частное сообщение от 2 июня 1939 г.

Таблица 23

Влияние азота на низкоуглеродистые стали с содержанием хрома от 11 до 14% и от 15 до 18% по Фрэнксу [360]

Состав, %			Закалка в масло при температуре °C	Температура отпуска, °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение в образце 50,8 мм %	Сжатие попереч- ного сечения, %	Ударная вязкость по Изоду фт/фн	Твердость по Бринелю
C	Cr	N								
0,07	13,44	0,025	950	—	106,0	97,5	10	15	5	293
0,07	13,44	0,025	950	600	67,0	46,5	23	60	58	187
0,07	13,44	0,025	—	750	55,0	30,7	30	71	101	137
0,07	13,19	0,08	950	—	136,0	125,0	5	11	4	402
0,07	13,19	0,08	950	800	86,5	74,8	21	65	60	228
0,07	13,19	0,08	—	750	63,5	47,0	26	66	100	179
0,10	16,25	0,03	—	750	50,5	29,5	30	56	60	137
0,10	17,2	0,031	—	750	54,0	33,0	28	56	48	140
0,07	17,95	0,032	—	750	50,5	31,5	29	60	42	140
0,07	16,39	0,12	—	750	64,5	42,7	27	66	86	183
0,06	17,23	0,11	—	750	66,2	44,0	27	61	62	179
0,08	18,46	0,17	—	750	72,2	47,3	25	57	61	174

сохраняя хромистый феррит и образуя карбиды. Эти «нейтрализующие углерод» добавки умягчают материал; большие добавки, избыток которых нерастворим в феррите, увеличивают прочность и твердость стали. Некоторые экспериментальные данные приведены в табл. 24.

Позднее Тофауте [477] определил свойства отожженных сталей с содержанием от 16 до 18% хрома без добавок и с добавками таких элементов, как титан, тантал, колумбий (ниобий) и молибден. Результаты испытаний образцов, вырезанных из тонкого листа, приведены в табл. 25. Из этих предварительных испытаний Тофауте заключил, что модифицированные таким образом стали при дальнейшей обработке показывают улучшенные свойства и большее сопротивление коррозии.

55. Влияние других добавок. Содержание кремния в количествах, превышающих обычное для низкоуглеродистых хромистых сталей, в некоторых случаях желательно. Влияние на 12%-ную хромистую сталь кремния, вводимого в количестве до 3%, описано Гроссманом [85]; этот элемент расширяет область дельта подобно хрому, но в значительно более сильной степени, чем последний. Он способствует образованию и существованию феррита, который уменьшает способность стали к воздушной закалке, увеличивает размеры зерна и, как следствие этого, уменьшает прочность при ударе. Такое же влияние кремний оказывает и на низкоуглеродистые стали с 16—18% хрома. Алюминий действует в том же направлении, что и кремний.

Таблица 24

Влияние кобальта (ниобия) и титана на низкоуглеродистые стали с содержанием от 10 до 18% хрома по Бекету и Фрэнксу [308]

Состав, %				Термическая обработка	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю
C	Cr	Nb	Ti						
0,10	12,42	1,18	—	После горячей прокатки .	44,9	27,6	30	53	121
0,10	12,42	1,18	—	4 часа при 750° и охлаждение на воздухе	45,3	26,0	31	65	116
0,10	12,42	1,18	—	10 мин. при 900° и охлаждение на воздухе	44,0	27,4	37	73	112
0,11	13,35	—	0,85	После горячей прокатки .	44,4	25,3	25	70	126
0,11	13,35	—	0,85	4 часа при 750° и охлаждение на воздухе	44,4	27,4	28	70	112
0,11	13,35	—	0,85	10 мин. при 900° и охлаждение на воздухе	45,0	25,3	33	75	112
0,13	18,65	—	0,78	После горячей прокатки .	50,0	34,3	31	69	131
0,13	18,65	—	0,78	4 часа при 750° и охлаждение на воздухе	53,2	35,0	29	66	131
0,13	18,65	—	0,78	10 мин. при 900° и охлаждение на воздухе	47,7	28,0	32	66	118
0,07	19,20	—	1,00	После горячей прокатки .	50,9	36,5	22	41	149
0,07	19,20	—	1,00	4 часа при 750° и охлаждение на воздухе	48,7	30,2	31	65	187
0,07	19,20	—	1,00	10 мин. при 900° и охлаждение на воздухе	50,9	31,6	29	63	118

Таблица 25

Механические свойства отожженных низкоуглеродистых хромистых сплавов с добавкой или без добавки молибдена, титана, тантала или кобальта (ниобия). Образцы взяты из ленты толщиной 0,6 мм по Тофауте [477]

Состав, %				Другие элементы	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение ($\epsilon=1,3 \sqrt{A}$), %
C	Si	Mn	Cr				
0,10	0,35	0,47	16,5	Нет	51,2	34,0	24,2
0,11	0,85	0,49	17,9	1,24 Ti	55,7	36,0	23,4
0,13	0,39	0,42	17,4	2,10 Mo	51,6	32,0	23,7
0,04	0,44	0,36	18,2	Нет	40,5	24,5	27,3
0,06	0,4	0,41	16,8	0,88 Ti	53,0	35,0	22,1
0,04	0,42	0,41	17,5	1,09 Ta; 0,09 Nb	47,0	25,1	23,6
0,05	0,55	0,55	18,4	0,09 Ta; 0,71 Nb	53,6	35,0	19,0
0,04	0,35	0,47	19,2	0,31 Ta; 0,85 Nb	47,0	30,4	17,0
0,05	0,30	0,27	17,4	2,08 Mo	55,0	38,0	24,1
0,05	1,83	0,52	18,1	Нет	61,2	46,5	14,2

Монипенни [191] указывает, что при содержании 1% алюминия низкоуглеродистая сталь с 12% хрома делается неспособной к закалке, крупнозернистой, а ударная вязкость ее становится низкой. Сталь этого типа выплавляется в США для применения в тех случаях, когда должна быть гарантирована неспособность стали воспринимать закалку на воздухе. Она содержит не больше 0,08% углерода, 11,5–13,5% хрома и от 0,10 до 0,20% алюминия. При таком количестве алюминия безалюминиевая сталь частично еще сохраняет вязкость. Влияние больших количеств алюминия, вводимых в специальные стали, рассмотрено ниже в главе XVI.

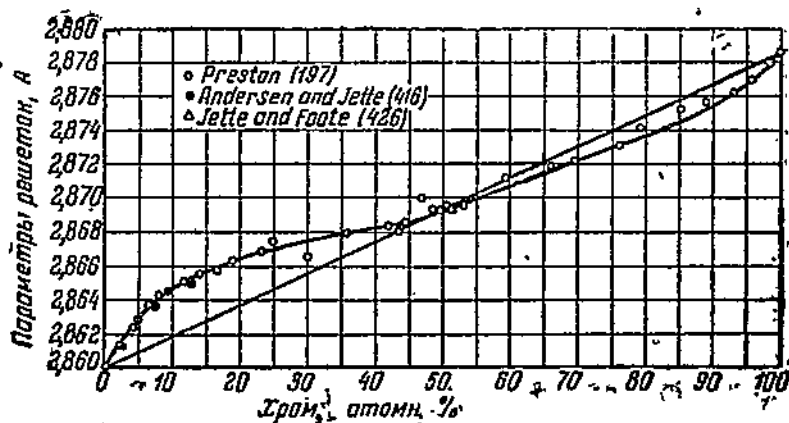
Сера в повышенном количестве вводится в низкоуглеродистые стали с 10–14% хрома для облегчения обработки резанием. Пальмер установил, что обрабатываемость этой стали резанием начинает возрастать, когда содержание в ней серы достигает 0,12%, и становится наибольшей при содержании серы в количестве 0,30%. Однако при содержании серы свыше 0,20% становится почти невозможной горячая механическая обработка стали. Эту трудность устраняют, вводя вместо серы сульфид циркония, благодаря которому сталь не проявляет хрупкости до 1150°. Мошель [74] установил, что введение серы понижает показатели механических свойств у поперечных образцов и мало влияет на величину этих показателей у продольных образцов. Пальмер [104] изучал также влияние введения в сталь до 0,50% фосфора; он не оказывает серьезного отрицательного влияния на способность стали к горячей механической обработке, но его введение не дает никаких преимуществ.

56. Науглероживание и нитрирование. Так как низкоуглеродистые стали с 10–18% хрома в первую очередь применяются как хорошо сопротивляющиеся коррозии, то вполне понятно почти полное отсутствие данных об их цементации или нитрировании, так как эти операции понижают стойкость против коррозии. Для полноты изложения можно упомянуть о работах Видавского [480] по цементации и Джонса [325] по нитрированию этих сталей. Первый нагревал сталь с 0,12% углерода и 13,9% хрома с науглероживающей смесью при разных температурах и в течение различного времени. При температурах 900° и выше углерод легко поглощался, образуя цементированный слой.

Джонс производил опыты со сталью, содержавшей 0,14% углерода, 1,7% никеля и 17,8% хрома. Нитрирование при температурах от 500 до 640° давало повышение поверхностной твердости до 900 единиц Виккерса. При возрастании температуры увеличивалась глубина нитрированного слоя без понижения твердости. При нитрировании в две стадии—24 часа при 500–510° и 24 часа при 600–610°, поверхностная твердость достигала 1150 единиц Виккерса и глубина слоя 0,25 мм. Чтобы получить однородную твердость, перед нитрированием необходимо было удалить с поверхности стали окалину.

С. ФИЗИЧЕСКИЕ ПОСТОЯННЫЕ

57. Параметры пространственной решетки и удельные объемы. Результаты исследований Престона [197], Андерсена и Джетте [416], а также Джетте и Фута [426] по определению параметров пространственной решетки, прекрасно совпадают между собой, что видно на фиг. 19.



Фиг. 19. Параметры решеток сплавов железа и хрома при 20°

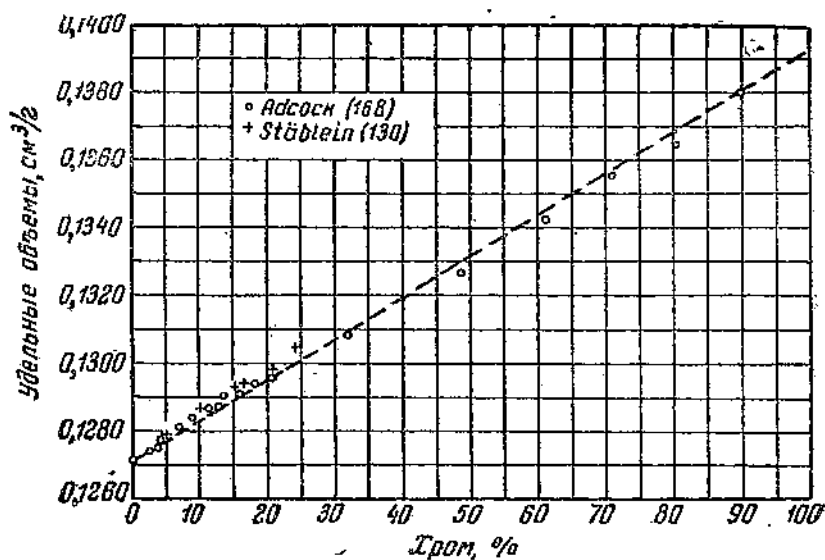
Охлаждение велось возможно быстро, чтобы предотвратить выделение сигма-фазы, однако наличие положительных и отрицательных отклонений от прямой линии все же показывает тенденцию к образованию сигма-фазы.

Значения удельных объемов, измеренные Эдкком [168] и Штеблеином [130], нанесены на диаграмму фиг. 20. Они отложены против соответствующих весовых процентов хрома, ибо, как известно из термодинамики, удельные объемы (но не плотности) идеального раствора находятся в линейной зависимости от весовых процентов. Отклонения измеренных величин от теоретической прямой аналогичны отклонениям на фиг. 19 для параметров решетки.

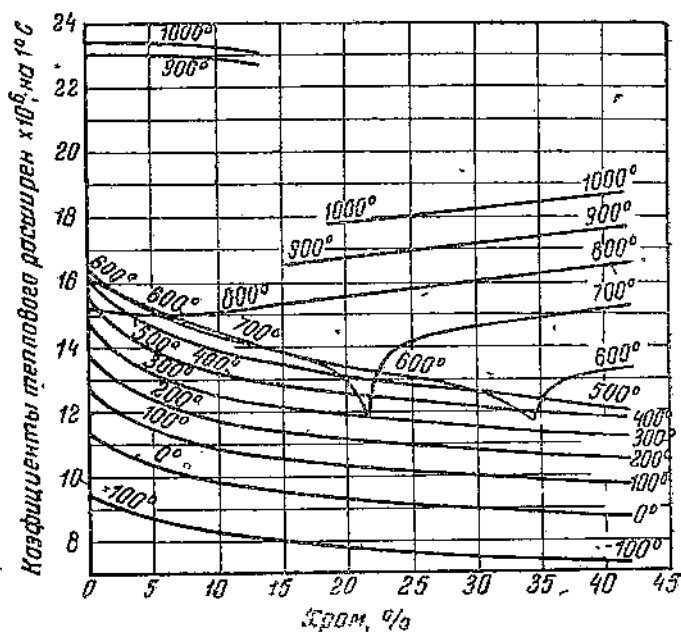
Согласно Бенедиксу и др. [109] удельный объем при температуре плавления сплава железа с 13,7% хрома составляет 0,1387 см³/г, а при температуре 1600° он равен 0,1420 см³/г.

58. Тепловое расширение. Первые же небольшие добавки хрома к железу вызывают относительно большое уменьшение коэффициента расширения, как ясно видно из диаграммы на фиг. 21, составленной Шевенаром [81].

В пределах температур, при которых сплавы являются магнитными, влияние хрома по мере увеличения его содержания уменьшается. Коэффициент же расширения для немагнитных (при



Фиг. 20. Удельные объемы сплавов железа и хрома при 20°



Фиг. 21. Коэффициенты теплового расширения сплавов железа и хрома по Шевенару [81]

высоких температурах) сплавов непрерывно растет по мере увеличения содержания хрома. Наконец, у двух кривых для сплавов, состоящих из альфа-фазы (в левом верхнем углу диаграммы), коэффициент расширения медленно понижается с увеличением концентрации хрома.

Данные других исследователей совпадают с данными Шевенара. Так, Руф [105] нашел, что от 0 до 250° средний коэффициент расширения уменьшается с $12,6 \times 10^{-6}$ для чистого железа до $9,3 \times 10^{-6}$ для сплава железа с 50% хрома.

Таблица 26

Средний коэффициент линейного расширения некоторых хромистых сталей с содержанием 0,12% углерода по Джонсу и Хесельвуду [498]

Температура, °C		Средний коэффициент линейного расширения $\times 10^{-6}$ для сталей с содержанием хрома, %			
от	до	11,96	17,48	24,53	32,27
20	200	11,15	10,70	10,40	10,20
20	300	11,45	11,03	10,70	10,50
20	400	11,70	11,30	11,00	10,80
20	500	12,00	11,55	11,30	11,00
20	600	12,30	11,80	11,50	11,10
20	700	12,55	12,05	11,70	11,40

Данные для серии сплавов, содержавших около 0,12% углерода, недавно опубликованы Джонсом и Хесельвудом [498]. Они приведены в табл. 26. Эти данные, а также более ранние измерения Хиднерта и Суини [88] для сплавов, содержащих от 0,09 до 0,13% углерода и от 12 до 16% хрома, показывают, что коэффициент расширения у этих важных сплавов немного меньше, чем у чистого альфа-железа, но не сильно отличается от него.

59. Теплопроводность. Наиболее достоверные данные по теплопроводности помещены в табл. 27. Теплопроводность чистых

Таблица 27

Теплопроводность некоторых отожженных хромистых сталей по Шелтону и Свенджеру [294]

Марка стали	С о с т а в, %							Теплопроводность ¹ —ватт (см) °C при температуре в °C:				
	C	Cr	Ni	Mn	Si	S	P	100	200	300	400	500
A ₁	0,08	15,19	0,05	0,35	0,20	0,017	0,020	0,261	0,262	0,262	0,262	0,262
A ₂	0,07	12,00	0,23	0,09	0,09	0,010	0,015	0,249	0,259	0,268	0,277	—
A ₃	0,14	14,61	0,70	0,19	0,12	0,015	0,020	0,243	0,247	0,252	0,256	0,261
A ₄	0,10	26,00	0,18	0,40	0,45	0,008	0,013	0,209	0,219	0,229	0,238	0,243

¹ 1 ватт на 1 см на 1°C = 0,239 кал/сек/см² (°C/см).

металлов и низколегированных сталей уменьшается с увеличением температуры, тогда как для высоколегированных сталей справедливо обратное.

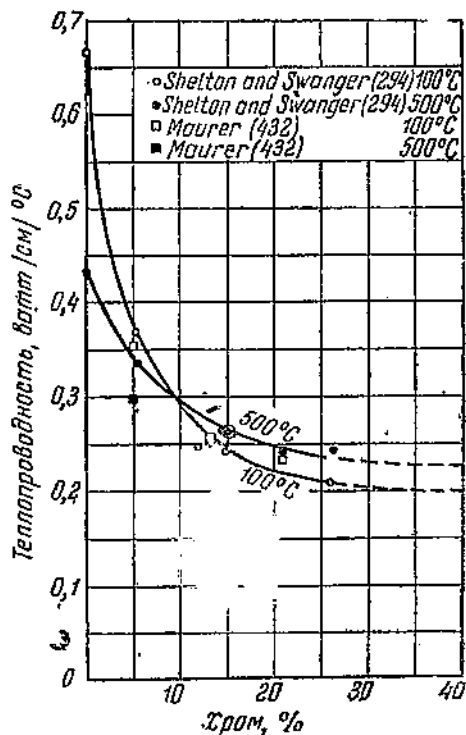
Что сплавы железа и хрома не представляют исключения, видно из диаграммы на фиг. 22.

Обе кривые показывают, что U-образная кривая, свойственная твердым растворам, имеет место и в случае сплавов железа и хрома.

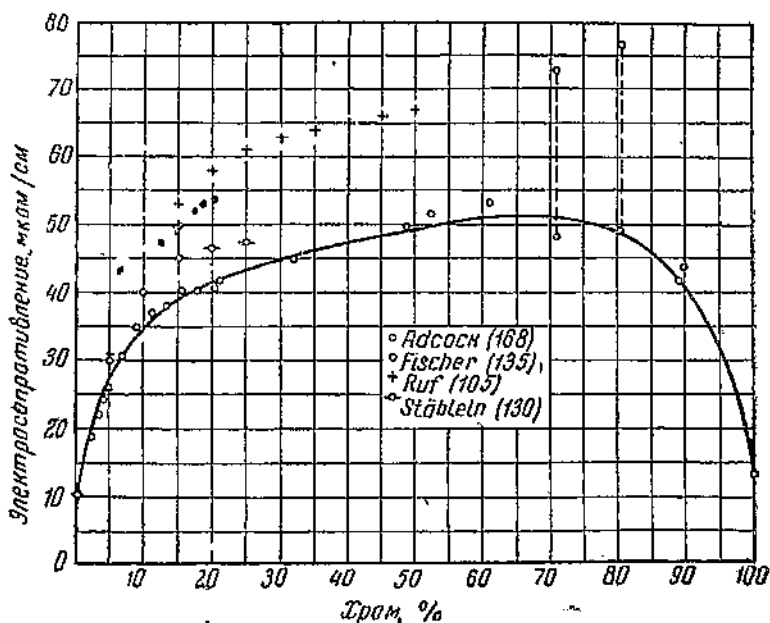
При этом данные Маурера находятся в полном соответствии с данными Шелтона и Свенджера.

Однако другие данные показывают, что теплопроводность стали с 0,07% углерода и 13,08% хрома не изменялась от 30 до 1100°. Подобное же поведение при нагреве до 400° показала сталь с 20,63% хрома (при том же содержании углерода), но по мере приближения к 1000° теплопроводность увеличивалась в возрастающей степени и вместо 0,234 достигла 0,293 ватт на 1 см на 1°.

60. Электрические свойства. Наиболее обширные данные об электросопротивлении сплавов железа и хрома при 20° отображены на диаграмме фиг. 23. По тщательности изготовления образцов данные Эдкока [168] наиболее надежны. Это доказывается тем обстоятельством, что при одном и том же содержании хрома значения электросопротивления, полученные Руфом [105], Штеблейном [130] и Фишером [135] для менее чистых сплавов, превышают значения, полученные Эдкоком, и разнятся между собой. Неустойчивые результаты Эдкока для сплавов, содержащих приблизительно от 70 до 80% хрома, показывают необходимость дальнейшего изучения этой области диаграммы, хотя ее практическое значение (содержание хрома свыше 70%) сомнительно. Кривая на фиг. 23 соответствует чистым сплавам Эдкока. Электросопротивление промышленных сплавов должно быть выше, чем у более чистых сплавов; оно должно иметь величину, близкую к величине



Фиг. 22. Теплопроводность сплавов железа и хрома

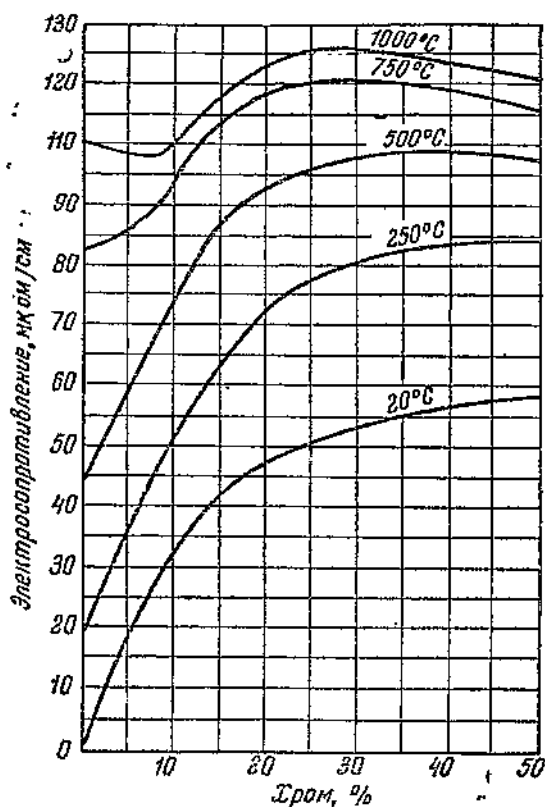


Фиг. 23. Электросопротивление сплавов железа и хрома

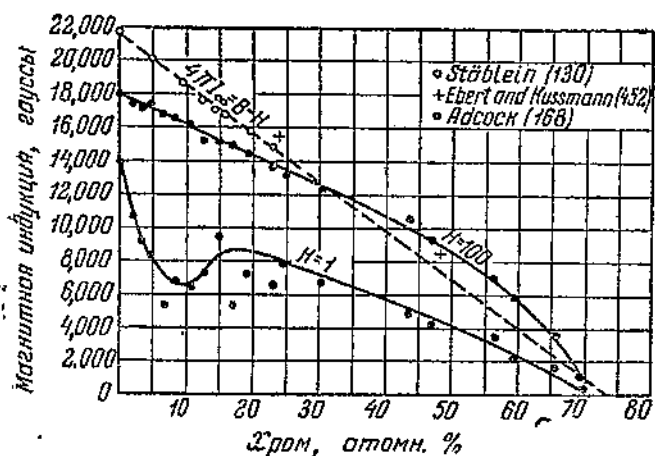
нам, полученным Руфом и Фишером. Кривые сопротивления для более высоких температур даны Руфом (фиг. 24).

По данным Фуллера, который для сравнения определял электродвижущую силу для меди, электродвижущая сила для пяти сплавов, содержащих до 29,4% хрома, значительно понижается по мере увеличения содержания хрома (при температурах от 0 до 100°). Руф [105] вел наблюдения над платиной и сплавами железа и хрома, с содержанием до 50% хрома при температурах до 1000°. Подобные же данные приведены Беллейем [171], но они отличаются по величине от более точных данных Руфа.

61. Магнитные свойства. Данные по намагничиванию сплавов железа и хрома при комнатной температуре отображены на диаграмме фиг. 25. Полученные Штэблейном [130] и Эбертом и Кусманом [452] наивысшие значения интенсивности намагничивания (числа, равные $4\pi \cdot I_\infty$, где I_∞ — магнитное насыщение) показывают линейную зависимость интенсивности намагничивания от числа атомных процентов хрома и возможность его падения до нуля при числе атомных процентов хрома, равном 75. Исчезновение ферромагнетизма в составах с простыми отношениями атомов замечено и у других сплавов. Другие кривые на фиг. 25 показывают магнитную индукцию для полей с напряжением в один и в 100 эрстед; они построены по данным Эдкокка [168]. Разброс величин индукции для слабого поля, показанный на фиг. 25, не является необычным.



Фиг. 24. Влияние температуры на электросопротивление сплавов железа и хрома по Руфу [105]



Фиг. 25. Магнитная индукция сплавов железа и хрома

В табл. 28 приведены данные о магнитных свойствах сплавов с 10—20% хрома, собранные Фишером [135], повидимому, для промышленных сплавов, менее чистых, чем у Эдкока. Наивысшие значения магнитной проницаемости и наименьшие потери на гистерезис были получены для образцов, содержащих 17,5 и 18,7% хрома, чему приписывается минимальная магнитострикция этих сплавов¹.

Показатели магнитных свойств, приведенные в табл. 28 для сталей с 10—20% хрома, значительно ниже, чем соответствующие показатели для специальных магнитных сталей. Поэтому стали с 10—20% хрома могут представлять интерес только в тех случаях, когда от материала, используемого для магнитной цепи, требуется высокая стойкость против коррозии. Сплавы железа и хрома как магнитный материал не имеют промышленного значения.

Таблица 28

Сводка магнитных свойств хромистых сталей, отожженных в вакууме при 1000° по Фишеру [135]

Содержание хрома, %	Максимальная магнитная проницаемость	Индукция при максимальной магнитной проницаемости, гауссов	Коэрцитивная сила в эрстедах при максимальной индукции		Остаточный магнетизм при максимальной индукции		Потеря на гистерезис за 1 магнитный цикл в эрг/см ³ при максимальной индукции	
			10 000 гауссов	5 000 гауссов	10 000 гауссов	5 000 гауссов	10 000 гауссов	5 000 гауссов
10	620	7000	5,90	4,30	6450	3190	15 600	5090
12,5	676	5880	4,50	2,95	5400	2780	11 900	3510
15	974	6260	3,80	2,85	7350	3370	10 800	3440
17,5	1660	5360	2,25	1,40	7700	3640	6 900	1840
18,7	1890	5500	2,0	1,40	7350	3680	6 200	1770
20	975	7300	5,0	3,54	8300	3410	13 700	4090

Д. КОРРОЗИЯ

Среди прочих распространенных легирующих элементов хром придает железу наиболее замечательное свойство: сопротивляемость коррозии. Железохромистые сплавы с 12% хрома прекрасно сопротивляются ржавлению. Сопротивление коррозии в более широком смысле становится наибольшим при содержании хрома в 20%, но обрабатываемость и показатели механических свойств настолько изменяются при увеличении концентрации хрома, что они, а не поведение в условиях коррозии решают вопрос о возможности применения таких сталей в каждом данном случае.

¹ Магнитострикция — свойство ферромагнитных тел изменять под влиянием магнитного поля свои размеры. Прим. переп.

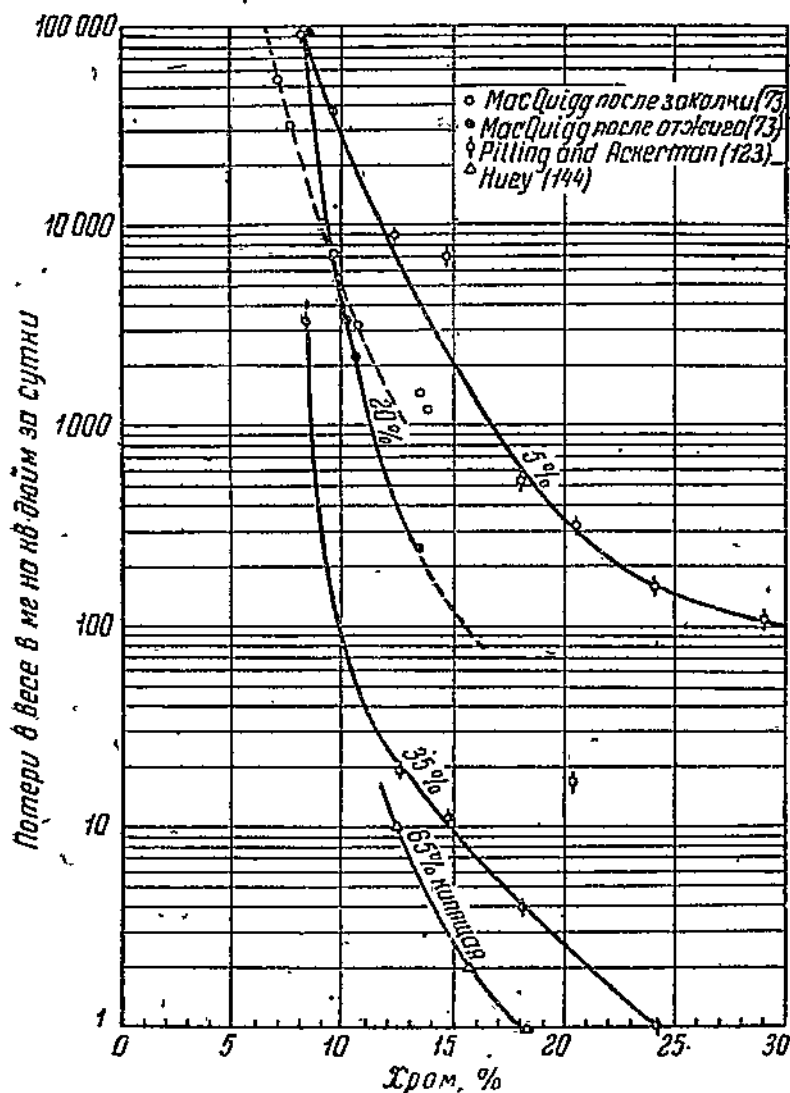
Выдающимся свойством высокохромистых сталей является их способность пассивироваться при соответствующих условиях, когда металл подвергается воздействию достаточно сильной окислительной среды, способной образовать и поддерживать устойчивую оксидную пленку. Пассивное состояние обозначает, что скорость коррозии в окислительной среде сведена к ничтожной величине, но что коррозия не предотвращена полностью. Чем больше содержание в стали хрома, тем больше возможность создания оксидной пленки в различных средах. Содержание углерода также имеет очень важное значение, в особенности если оно превышает предел растворимости, так как выпадение карбидов уменьшает сопротивление коррозии.

Для достижения наибольшего сопротивления коррозии необходимо при помощи термической обработки предупредить выпадение карбидов из твердого раствора.

Обобщения, касающиеся поведения в условиях коррозии, разумеется, приложимы ко всем материалам, а не только к низкоуглеродистым хромистым сталям, почему их необходимо учитывать при рассмотрении модифицированных сплавов железа и хрома в других местах этой книги.

62. Коррозия в азотной кислоте. Сплавы железа и хрома широко применяются в промышленности азотной кислоты. По Мак-Кею и Вортингтону [431] обычными являются скорости коррозии около $1,5 \text{ мг}^1 \text{ на см}^2 \text{ в день}$ и меньше. В более сильно разведенных кислотах коррозия возрастает; для азотной кислоты это наблюдается при концентрациях ниже 20%. Но стали, содержащие 18% хрома и больше, сопротивляются коррозии и при этих концентрациях удовлетворительно. Некоторые фактические данные приведены на фиг. 26. Потери в весе по данным Пиллинга и Аккермана [123] больше, чем по другим данным, полученным в промышленных условиях. Очевидно, образцы Пиллинга и Аккермана были подвергнуты термической обработке, не способствующей повышению коррозионной устойчивости. Испытания производились в аэрированных и перемешиваемых 5- и 35%-ных растворах азотной кислоты при 30°. Другие кривые построены по данным Мак-Квигга [73] и Хьюн (Huey) [144]. Стали с содержанием хрома от 12 до 14% обычно разедаются кипящей кислотой с концентрацией от 1 до 20%. Более крепкие кислоты не действуют на эти стали ни при комнатной температуре, ни в состоянии кипения. На заводах, производящих азотную кислоту путем фиксации атмосферного азота, растворы HNO_3 получают крепостью от 55 до 65%. Кривая для 65%-ного раствора кипящей азотной кислоты показывает, что чисто хромистые стали являются коррозиестойкими в этих условиях. Если же кислота содержит хлориды или другие галогенные ионы, то данными фиг. 26 следует пользоваться

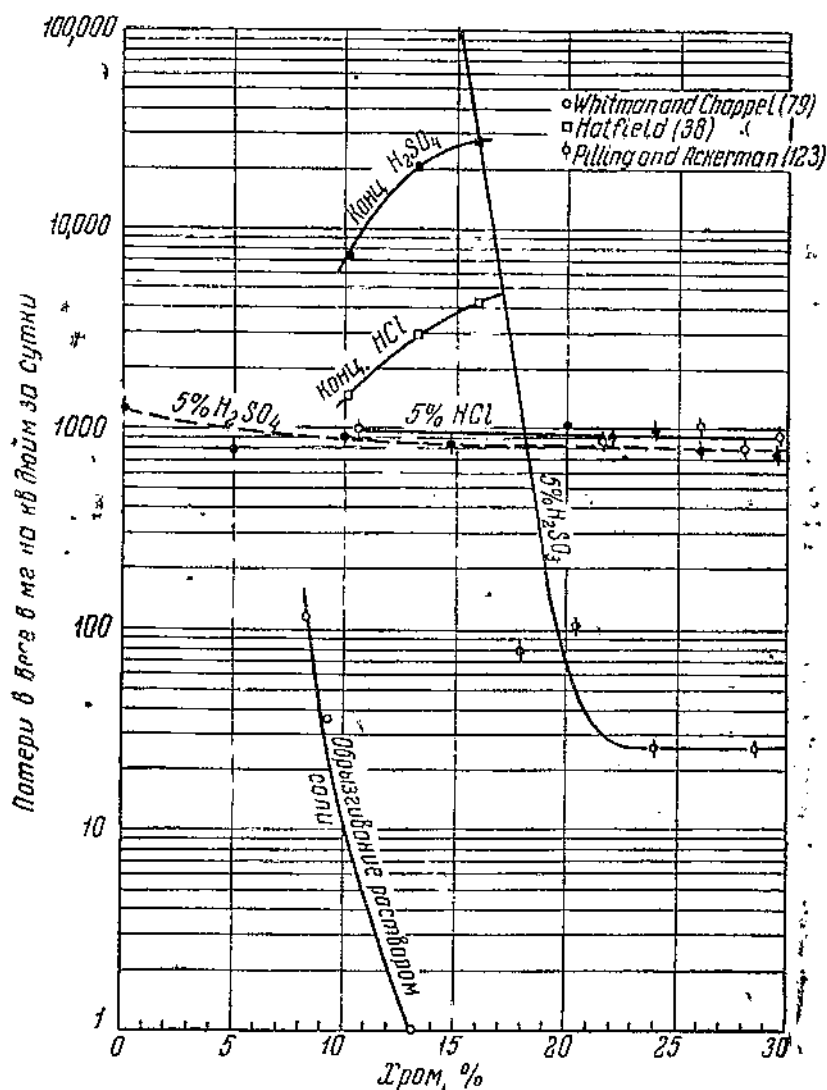
¹ 10 мг на кв. дюйм.



Фиг. 26. Коррозия сплавов железа и хрома в азотной кислоте

с осторожностью, так как галоиды разрушают пассивирующую пленку. Азотная кислота, изготовляемая из селитры, обычно загрязнена солями галоидов.

63. Коррозия в других средах. Данные, характеризующие разъедаемость сплавов железа и хрома в соляной, серной и сернистой кислотах, полученные Гатфильдом [38] и Аккерманом и



Фиг. 27. Коррозия сплавов железа и хрома в различных средах

Пиллингем [123], отображены в диаграмме на фиг. 27. Соляная кислота легко разъедает хромистые стали и только в особых случаях, по данным Мак-Кея и Вортингтона [431], удалось добиться пассивного состояния поверхности, пользуясь сталями, содержащими существенные количества никеля и молибдена.

Серная кислота разъедает высокохромистые стали, если раствор не имеет достаточной окислительной способности, чтобы образовать оксидную пленку.

По данным Пиллинга и Аккермана, пассивный слой не образуется у всех хромистых сталей с содержанием хрома от 0 до 30% при испытании на коррозию в аэрированном и перемешиваемом 5%-ном растворе серной кислоты. По их же данным пассивирующее действие сернистой кислоты уже заметно проявлялось на сталях, содержавших 20% хрома и выше. Кривая потерь в весе при коррозии от обрызгивания раствором поваренной соли, вычерченная по данным Уитмена и Чэппелла [79], показывает, что 12—14%-ные хромистые стали обладают значительной устойчивостью против коррозии в этой среде. Данные, характеризующие сопротивление коррозии в различных средах, в том числе и в органических кислотах, приведены в табл. 29. Хромистые стали обладают высокой устойчивостью против коррозии от пищевых продуктов.

84. Атмосферная коррозия. Некоторые хромистые стали не изменяют своего внешнего вида под воздействием наружной атмосферы. Низкоуглеродистые стали с 11—14% хрома слегка ржавеют, но дальше этого процесс ржавления не идет.

По Мак-Кею и Вортингтону [431], стали с 18% хрома сохраняют свой блеск после продолжительного пребывания на воздухе как в деревенской, так и в городской атмосфере, слегка ржавеют в промышленных газах умеренного действия и разъедаются в суровом по воздействию сернисто-промышленном, а также в морском воздухе.

65. Сопротивление окислению. Сплавы хрома с никелем, хрома с никелем и железом и хрома с железом прекрасно служат при высоких температурах благодаря тому, что образуют очень плотно прилегающие к металлу оксидные пленки.

На обыкновенной углеродистой стали образуется заметная окалина при температурах выше 540°. На сталях с 11—14% хрома окалина не образуется до температуры 815°. При увеличении содержания хрома до 16—18%, окалина не образуется до 870°. Это подтверждено недавними исследованиями Присса, Ричардсона, Симистера и Кобба [526], которые исследовали низкоуглеродистые стали с содержанием хрома около 13 и около 17%.

Сопротивление окалинообразованию в различной промышленной атмосфере зависит и от содержания хрома и от состава атмосферы. Окислы хрома в начальный период образуют плотную пленку, но эта пленка может быть разрушена механическим путем, что часто искажает правильность количественных измерений сопротивления стали окалинообразованию. В табл. 30 приведены данные Гатфильда [86] об окалинообразовании некоторых сплавов в среде чистого кислорода.

Таблица 29

Сопротивление коррозии в различных средах низкоуглеродистых сталей, содержащих от 10 до 18% хрома, по данным Rustless Iron and Steel Corporation [506]

Условные обозначения: У—полная устойчивость против коррозии;
Л—легкое воздействие среды, допускающее применение сталей;
Б—быстрая коррозия.

Среда	Концентрация %	Темпера- тура	Сопротивление коррозии сталей с	
			14—18% хрома	10—13,5% хрома
Кислоты:				
Уксусная	5	Комнатная	У	Л
„	20	„	Л	Б
„	100	„	Б	У
Уксусный ангидрид	—	„	У	У
Бензойная	5	Кипения	У	У
Борная	5	„	У	У
Масляная	5	„	У	У
Карболовая	5	„	У	У
Лимонная	5	Комнатная	Л	Л
„	25	Кипения	Б	Б
Хромовая кислота химически чистая	10	Комнатная	Л	Л
Муравьиная	5	„	Б	Б
Галловая	5	„	У	У
Соляная	Все concentra- ции	—	Б	Б
Плавиковая	То же	—	Б	Б
Молочная	5	Комнатная	Б	Б
Малоновая	5	„	У	У
Азотная	5	„	У	Л
„	50	„	У	У
Олеиновая	Концентриро- ванная	95°С	У	У
Щавелевая	5	Комнатная	Л	Б
Фосфорная	5	„	Л	Л
Стеариновая	Концентриро- ванная	95°	У	У
Серная	Разбавленная	Комнатная	Б	Б
„	Концентриро- ванная	„	У	У
Серная с сульфатами	Различная	„	У	У
„ с нитратами	„	„	У	У
Сернистая	Насыщенная	Комнатная	Л	Б
Дубильная	10	„	У	У
Винная	10	„	Б	Б

Продолжение табл. 29

Среда	Концентрация %	Темпера- тура	Сопротивление коррозии сталей с	
			14—18% хрома	10—13,5% хрома
Соли и основания:				
Сульфат алюминия	10	Комнатная	Б	Б
Хлористый алюминий	5	»	Б	Б
Фтористый алюминий	5	»	Б	Б
Гидроокись аммония	Все концен- трации	»	У	У
Бромистый аммоний	5	»	Л	Л
Хромистый	5	»	Л	Л
Углекислый	Все концен- трации	Любая	У	У
Азотнокислый аммоний	5	Комнатная	У	У
Щавелевокислый аммоний	5	»	У	У
Фосфорнокислый	5	»	У	У
Сернокислый	10	»	Л	Л
Хлористый барий	10	Кипение	Л	Б
Хлористый кальций	5	Комнатная	У	Л
Хлорноватокислый кальций	3	»	Л	Б
Гидрат окиси кальция	5	»	Б	Б
Хлористая медь	1	»	У	У
Цианистая медь	Ванны для электролиза	»	У	У
Сернокислая медь	5	»	У	У
Хлорное железо	10	»	У	У
Азотнокислое железо	5	»	Б	Б
Сернокислое	5	»	У	У
Сернисто-кислое	5	»	У	У
Хлористый магний	5	»	У	У
Гидрат окиси магния	Насыщенный раствор	»	Л	Л
Сулема	Разбавленный раствор	»	У	У
Двуххромовокислый калий	5	Кипение	Б	Б
Бромистый калий	5	Комнатная	У	У
Углекислый калий	Все концен- трации	»	Л	Л
Хлористый калий	5	»	У	У
Едкое кали	5	»	У	У
Азотнокислый калий	5	»	У	У
Сернокислый	5	»	У	У
Уксуснокислый натрий	5	»	У	У
Углекислый натрий	Все концен- трации	»	У	У
Хлористый натрий	5	»	Л	Л
Бромистый	5	»	Л	Л
Фтористый	5	»	Л	Л
Едкий натр	10	»	У	У

Продолжение табл. 29

Среда	Концентрация %	Темпера- тура	Сопротивление коррозии сталей с	
			14—18% хрома	10—13,5% хрома
Хлорноватокислый натрий . . .	5	Комнатная	Б	Б
Азотнокислый натрий	Все концен- трации	„	У	У
Фосфорнокислый натрий . . .	5	„	У	У
Сернистый натрий	5	„	У	У
То же	Насыщенный раствор	„	Б	Б
Сернистый натрий	То же	„	У	У
Сернистокислый натрий . . .	5	„	Л	Л
Двухлористое олово	5	„	Б	Б
Четырехлористое олово . . .	5	„	Б	Б
Хлористый цинк	5	„	Л	Б
То же	5	Кипение	Б	Б
Сернистый цинк	5	Комнатная	У	У

Прочие реагенты

Этиловый спирт	—	Комнатная	У	У
Метиловый спирт	—	„	У	У
Анилин	—	„	У	У
Пиво	—	„	У	У
Бензин	—	„	У	У
Сметана и молоко	—	„	У	У
Кофе	—	Кипение	У	У
Сидр	—	—	У	У
Эфир	—	—	У	У
Пищевые продукты	—	—	У	У
Формальдегид	—	—	У	У
Фруктовые соки	—	—	У	У
Льняное масло	—	Горячее	У	Л
Мясо	—	—	У	У
Растительные соки	—	Горячие	У	У
Уксус	—	—	У	У
Уксус с солью	—	Горячий	У	Л
Мокрый уголь или зола . . .	—	—	У	У

Таблица 30

Кислородная коррозия некоторых хромистых сталей по Гатфильду [86]

Состав, %		Увеличение в весе в мг/см ² в день при темпе- ратурах (°C)			
Cr	Ni	700	800	900	1000
13,1	—	67	570	840	27 500
18,5	—	180	220	570	870
17,7	8	320	315	820	1 700
12	60	72	148	280	530

Дальнейшее увеличение содержания хрома оказывается полезным. Так, Хейндлгофер и Ларсен [275] нашли, что при 1100° сталь с 27% хрома образует в 100 раз меньше окалины, чем железо. Чтобы обеспечить сопротивление стали разведанию от SO_2 при высоких температурах, содержание в ней хрома необходимо. По Мак-Кею и Вортингтону [431] наилучшими в этом смысле являются сплавы железа с 30% хрома. Более полные данные о сплавах, пригодных для службы при высоких температурах, приведены в этой книге ниже.

Е. ОТЛИВКА

Низкоуглеродистые стали с высоким содержанием хрома часто применяются в виде отливок. Литературных данных по этому вопросу мало, и мы ограничимся краткими извлечениями из работ Штрауса [248], Джонса [374, 375], «Справочника по отливкам металлов» [343] и Лемуана [379]. Джонс говорит, что отливки с содержанием не более 0,15% углерода и 10—14% и 16—18% хрома производятся в довольно больших количествах. Если содержание углерода ограничено верхним пределом в 0,12%, возрастают затруднения при отливке тонких изделий. Для обеспечения жидкоподвижности стали приходится идти на ее перепрев, а это ведет к росту зерна и вызывает необходимость в предосторожностях, чтобы избежать излишней усадки металла и образования раковин.

66. Отливки, содержащие от 10 до 14% хрома. Для изготовления отливок применяются те же по составу стали, что и для поковок. Джонс [374] указывает, что для повышения временного сопротивления и предела текучести без заметной потери вязкости иногда добавляется до 1% никеля.

Отливки с таким анализом не дают полной закалки. Для получения лучших результатов закалку или нормализацию их проводят с температур выше 1010°C (1850 °F). Коррозионная устойчивость у литых изделий не ниже, чем у кованных. Отливки рассматриваемого анализа применяются главным образом для изготовления клапанов, зубчатых колес, вентилях и частей насосов, работающих в умеренно корродирующих средах. Для повышения обрабатываемости режущими инструментами в сталь вводится от 0,25 до 0,45% серы.

По данным Штрауса [249] и Джонса [374], можно привести следующие типичные составы и механические свойства для этой группы отливок из нержавеющей стали:

Химический анализ (в %)

Углерода	от 0,08 до 0,12	Марганца	от 0,3 до 0,6
Хрома	11,5 до 14,0	Серы не более . . .	0,05
Никеля	0,25 до 1,0	Фосфора не более .	0,05
Кремния	0,5 до 1,0		

Механические свойства

Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	от 51,7 до 70
Предел текучести	31,6 » 45,7
Удлинение на образце 50,8 мм (2"), %	18 » 25
Сжатие поперечного сечения, %	30 » 50
Твердость по Бринеллю	150 » 200

Плотность отливок составляет от 7,6 до 7,8 г/см³; при механической обработке резанием они ведут себя так же, как среднеуглеродистые стали.

67. Отливки, содержащие от 16 до 20% хрома. Трудность изготовления фасонного литья с 16—20% хрома и малым содержанием углерода заключается, по Джонсу [374], в том, что приходится настолько поднимать температуру разливки стали, в особенности при изготовлении тонкостенных изделий, что неизбежно образование крупнозернистого хрупкого строения металла. Это иллюстрируется данными табл. 31.

Таблица 31

Влияние температуры разливки на механические свойства отливок, содержащих 0,2% углерода и 18% хрома по Джонсу [374]

Механические свойства.	Горячая разливка	Разливка при температуре на 45°C ниже
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ² . . .	45,5	61,9
Предел текучести, кг/мм ²	35,0	36,2
Удлинение на образце (l=50,8 мм.), %	3,1	6,8
Сжатие поперечного сечения, %	2,7	6,2

Для улучшения качества отливок прибегают: 1) к разливке при возможно низкой температуре в специально спроектированные литейные формы, 2) к повышению содержания углерода до 0,2—0,3%, что улучшает жидкоподвижность стали при заполнении форм, но понижает коррозионную стойкость. Чтобы избежать этого, в последнем случае повышают содержание хрома до верхнего предела (20%) или вводят медь, чтобы противодействовать влиянию углерода.

Штраусс [248] и Джонс [374] приводят данные о механических свойствах сталей, содержащих от 16 до 20% хрома, которые показывают, что при увеличении содержания углерода свыше 0,10% повышается прочность и понижается пластичность. Показатели механических свойств стали стандартного состава с 0,2—0,3% углерода и 16—20% хрома при содержании никеля не более 1% лежат в следующих пределах:

Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	от 56 до 74
Предел текучести, кг/мм ²	38 » 54,7
Удлинение на образце 50,8 мм, %	5 » 12
Сжатие поперечного сечения, %	6 » 15
Твердость по Бринеллю	180 » 200
Плотность, г/см ³	7,6

Допуск на усадку $\frac{3}{16}$ дюйма на 1 фут (1,55 см на 1 м). Температура разлива от 1510 до 1595°. Таким образом, рассматриваемые стали обладают меньшей пластичностью, чем стали с 10—14% хрома, но во многих случаях, когда более важное значение имеет сопротивляемость коррозии, это не является недостатком. Механическая обработка резанием литых сталей с 16—28% хрома не труднее, чем обработка среднеуглеродистых или малолегированных конструкционных литых сталей примерно той же твердости по Бринеллю. Термическая обработка заключается в простом отжиге с выдержкой при 815—845° в полтора раза больше, чем для подобных отливок из углеродистой стали, охлаждении с печью до 595° и последующем охлаждении на воздухе.

Сопротивление коррозии у сталей с 16—20% хрома больше, чем у сталей с 10—14% хрома. Джонс указывает, что они применяются для отливок тела клапанов двигателей, оборудования установок для производства азотной кислоты и для нефтяной и паровой аппаратуры. Эти сплавы приобретают более высокую сопротивляемость повышенным температурам благодаря прибавке меди; отливки с 16—20% хрома применяются, например, для выхлопных труб.

Ф. СВАРКА

Применение сварки при изготовлении некоторых видов нержавеющей оборудования является насущной необходимостью. Хотя низкоуглеродистые стали с 10—18% хрома и можно сваривать, но требуются специальные предосторожности, чтобы получить здоровые, чистые высококачественные швы. Обычно применяют автогенную (кислородно-ацетиленовую) и электродуговую сварку, но некоторые¹ предпочитают атомно-водородную сварку. Техника кислородноацетиленовой сварки описана Миллером [190], который перечисляет необходимые при этом предосторожности. Факел пламени должен быть достаточно большим, чтобы обеспечить надлежащее плавление. Слишком большое количество тепла вызывает кипение расплавленного металла и, как следствие, пористость шва. Пламя должно быть нейтральным, так как избыток ацетилена вызывает поглощение углерода металлом шва (что ведет к понижению коррозионной устойчивости). В пламени не должно быть также избытка кислорода, который образует окислы, растворяющиеся в металле шва и обуславливающие низкое качество сварки.

¹ Частное сообщение G. R. Brophy (Брофи).

Миллер рекомендует применять подкладные^{*} полоски, в особенности, если свариваются тонкие части, и, чтобы предупредить окисление металла во время сварки, покрывать флюсом шов по всей его длине с верхней и нижней поверхности изделия.

Без подходящего флюса практически невозможно, независимо от толщины плиты, получить полное оплавление металла на всю глубину шва; сварку надо доводить до конца настолько возможно быстрее, без образования лужиц расплавленного металла и вести ее только с одной стороны. Если требуется двухсторонняя сварка, то свариваемое изделие перед сваркой со второй поверхности должно быть подогрето.

Так как низкоуглеродистые стали с 10—14% хрома закаляются на воздухе, то швы должны быть отожжены при 650—750°, чтобы устранить хрупкость. По мнению Миллера, при отсутствии печей для отжига шва можно пользоваться сварочной горелкой, хотя отжиг в печах дает лучшие результаты.

Те же предосторожности необходимы при сварке низкоуглеродистых сталей с содержанием хрома от 15 до 18%. Хотя эти стали и менее склонны к воздушной закалке, но они характеризуются значительным ростом зерна в зоне шва и соседних с ним зонах, что делает металл относительно хрупким. Поэтому необходим отжиг при 650—750° с последующим охлаждением на воздухе. Приводим следующие данные Миллера для листов толщиной 1,25 мм из стали с 15—18% хрома:

Механические свойства	Листы перед сваркой	Сварной шов после отжига в печи
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	54	52
Предел текучести, кг/мм ²	45	36
Удлинение на образце 50,8/мм, %	31,0	11,6

Дуговая сварка описана Ходжем [367]. Необходимо обеспечить тщательный контроль металла шва, не допуская повышения содержания в нем углерода. Для сварки нержавеющей стали применяются электроды специального состава меньшего сечения, чем для сварки листов углеродистой стали той же толщины. Обмазка должна защищать дугу и расплавленный металл от атмосферного воздействия, чтобы предохранить шов от раковин. Обмазка содержит ферромарганец, ферротитан или алюминий, углекислый кальций, плавиковый шпат и кремнезем (кварц)¹.

¹ Кварц может быть заменен полевым шпатом. Прим. перев.

Ходж указывает, что для сварки низкоуглеродистых сталей с содержанием хрома от 10 до 18% электродами того же состава применяется ток меньшей силы и напряжения, чем для сварки этих сталей углеродистыми электродами эквивалентного диаметра. Так как характеристики дуги изменяются в зависимости от состава обмазки, то надлежащий ток устанавливается только опытом, причем предпочитается обратная полярность тока и постоянный ток переменному.

Учитывая склонность сталей с 10—14% хрома к воздушной закалке, их перед дуговой сваркой подогревают, а после сварки немедленно направляют на отжиг. Для уменьшения склонности к воздушной закалке Ходж рекомендует применять стали, содержащие при 10—14% хрома 0,04—0,05% углерода, если требуется лишь умеренное сопротивление коррозии¹.

Стали с более высоким содержанием хрома рекомендуется подогревать до 95°. Неотожженный шов хрупок, но даже после отжига сопротивление удару будет значительно меньше, чем у сталей с меньшим содержанием хрома. Как указано в § 47, это является неизбежным следствием повышения содержания хрома. Поэтому при выборе материала для химической промышленности приходится тщательно взвешивать, что важнее — высокие показатели механических свойств или высокая коррозионная устойчивость.

Ввиду выхода в свет книги Спрероджена и Клауссена [527] с объемистым обзором литературы по сварке нержавеющих и жароупорных сталей, в том числе и низкоуглеродистых с 10—18% хрома, мы дальше останавливаться на сварке не будем. В выводах к этой главе указано влияние сварки на механические свойства, а также влияние на сварку молибдена, азота, титана, кобальта (ниобия) и других легирующих элементов.

Г. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Низкоуглеродистые стали с 10—18% хрома содержат не более 0,12% углерода, и только в отдельных случаях допускается содержание углерода не более 0,15%. Обычно они делятся на две группы: 1) с содержанием от 10 до 14% хрома и 2) с содержанием от 15 до 18% хрома.

2. Стали обеих групп можно подвергать горячей и холодной механической обработке, глубокой вытяжке, навивке, сварке, гибке и сплющиванию. Как в литом состоянии, так и послековки и горячей прокатки они обладают хорошими механическими свойствами и устойчивостью против коррозии. Они склонны к воздушной закалке, и их конечная твердость широко меняется в зависимости от температур отпуска. Наилучшие свойства были получены после закалки на воздухе или в масло с температуры 955° и после отпуска (в зависимости от предъявляемых требований) при

¹ Частное сообщение Е. Н. Wychе.

температурах до 815°. Низкоуглеродистые стали с содержанием хрома от 15 до 18% получают значительно меньшую твердость после закалки, чем стали с меньшим содержанием хрома. При содержании в этих сталях 0,1% углерода аустенит образуется только частично, и твердость после закалки с тех же температур может быть повышена незначительно. Вязкость и пластичность у сталей этой группы ниже, чем у сталей с меньшим содержанием хрома, но все же после правильной термической обработки они обладают замечательными пластическими свойствами, в особенности в ковном состоянии.

3. Предел усталости сталей с 10—14% хрома составляет около половины временного сопротивления разрыву. Важным свойством хромистых сталей является их высокая прочность при довольно высоких температурах по сравнению с прочностью углеродистых сталей. Эти стали коррозиестойчивы при таких средних по суровости условиях коррозии, какие имеют место в производстве фруктовых соков, пищевых продуктов и напитков. Они ржавеют на открытом воздухе, но слой ржавчины не прогрессирует в глубину. Эти низкоуглеродистые стали (а не стали для режущих изделий, содержащие около 0,3% углерода и 13% хрома) не изменяют сопротивления коррозии после закалки и отпуска, т. е. низкоуглеродистые стали в отожженном состоянии устойчивы во многих корродирующих средах.

4. Низкоуглеродистые стали с 15—18% хрома устойчивы в более суровых условиях коррозии, и если их время от времени чистить, то они долго сохраняют светлую поверхность на открытом воздухе. Они широко применяются для отделки автомобилей, довольно устойчивы в концентрированной азотной кислоте как при нормальной, так и при повышенной температуре, почему их применяют в азотной промышленности.

5. Обе группы сталей обладают заметным сопротивлением окислению при повышенных температурах. Применение сталей с 10—14% хрома обычно рекомендуется до температуры 815°, а стали с 15—18% хрома до температуры 870°.

6. Эти стали пригодны для изготовления сварных конструкций, но если при сварке не принять мер предосторожности, то можно столкнуться с трудностями. Так как стали с 10—14% хрома закаливаются на воздухе, то если необходимо сохранить пластичность, вязкость и низкую твердость металла, места сварки надо отжечь. Перед сваркой необходим подогрев. Стали с 15—18% хрома дают доброкачественные, но менее вязкие и пластичные швы, которые надо отжигать для снятия напряжений. Для получения наилучшей вязкости сварной конструкции содержание хрома в стали следует ограничить 17% и прибегать к последующему отжигу шва. Устойчивость против коррозии мест сварки у сталей обеих рассматриваемых групп одинакова с устойчивостью металла, не подвергавшегося сварке.

7. В отожженном состоянии обе группы сталей можно подвер-

гать механической обработке резанием, аналогично обычным сталям, но рекомендуется применять меньшие подачи и скорости резания. Повышенную обрабатываемость при некотором уменьшении сопротивления коррозии можно получить введением в сталь дополнительных элементов.

8. Для улучшения некоторых свойств в стали обеих групп вводятся добавки других металлов. Для улучшения закаливаемости сталей особенно подходит никель. Для достижения высокой степени сопротивления коррозии, связанной с высокой твердостью и прочностью в стали с 10—14% хрома при содержании не более 0,12% углерода, вводится около 1% никеля. Чтобы повысить закаливаемость сталей с 16—18% хрома и относительно низким содержанием углерода, добавляется около 2% никеля. При этом материал одновременно достигает высокой прочности и значительной коррозионной устойчивости.

9. Для повышения обрабатываемости резанием в стали с содержанием 10—14% хрома вводится сера. Молибден повышает обрабатываемость, облегчает резание, возможность штамповки, а также в противоположность сере скорее увеличивает, чем уменьшает сопротивление коррозии.

10. Чтобы уменьшить склонность к воздушной закалке, в стали с 10—14% хрома добавляют от 0,1 до 0,2% алюминия, но это понижает вязкость стали.

11. Для повышения прочности стали с 10—14% хрома при высоких температурах вводится вольфрам.

12. Сопротивляемость окислению при высоких температурах увеличивает кремний, подобно алюминию он также уменьшает склонность к воздушной закалке. В стали с 15—18% хрома часто вводят до 2,5% кремния.

13. Чтобы повысить сопротивляемость коррозии и показатели механических свойств, в стали с 15—18% хрома добавляют около 0,75% кремния и около 1% меди. Введение 1% меди в сталь с 10—14% хрома вызывает увеличение твердости при закалке и способность к более равномерной термической обработке. Была также предложена добавка от 8 до 10% меди к стали с 15—18% хрома, чтобы улучшить сопротивление коррозии и механические свойства.

14. Колумбий (ниобий), тантал и титан, будучи добавлены в количествах, достаточных, чтобы связать углерод, уменьшают склонность к воздушной закалке сталей с 10—14% хрома. Эти же добавки повышают пластичность низкоуглеродистых сталей с 15—18% хрома, но они мало применяются в США. Стали, содержащие 2% молибдена, с добавлением титана или колумбия, обладают повышенной сопротивляемостью коррозии. Эти стали предназначены преимущественно для службы в слабых растворах хлоридов, которые весьма сильно разъедают чисто хромистые стали.

15. Азот улучшает характеристики после закалки сталей как с 10—14% хрома, так и с 15—18% хрома. Увеличение закаливаемости не сопровождается уменьшением вязкости; действительно, добавка азота в количестве от 0,08% до 0,14% несомненно повышает вязкость сталей с 15—18% хрома. Введение азота не уменьшает сопротивления коррозии сталей с 10—18% хрома.

16. С точки зрения применения в промышленности, низкоуглеродистые стали с 10—14% и с 15—18% хрома являются наиболее ценными типами нержавеющей стали. Большие количества сталей первого типа идут на изготовление турбинных лопаток, которые должны обладать высокой сопротивляемостью разъеданию острым паром при высоких температурах. Рассмотренные стали весьма подходят также для работы в средах с корродирующей способностью средней силы [клапанные гнезда, штоки (стебли) клапанов, прутки и т. д.]. Стали с 15—18% хрома применяются в виде толстых листов, прутков, труб, болтов, гаек и заклепок, хорошо сопротивляющихся действию азотной кислоты. Эти стали производятся в больших количествах в виде полированных полос и тонких листов, применяемых для декоративных целей (для наружной и внутренней отделки). Наконец, эти стали применяются как противостоящие коррозионному действию пищевых продуктов и широко используются для отделки автомобилей.

ГЛАВА V

СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ ОТ 10 ДО 18% ХРОМА

Структура и превращения. Влияние термической обработки. Сопротивление коррозии. Механические свойства при повышенных температурах. Модифицированные стали, содержащие от 10 до 18% хрома. Выводы авторов

Среднеуглеродистые стали с 10—18% хрома имеют состав в пределах составов нержавеющей сталей, впервые предложенных Брирли¹ (Brearley) и Гейнесом (Haynes)² в качестве сталей для режущего инструмента и сталей, стойких против коррозии. Стали Брирли особенно рекомендовались для изготовления лезвий ножей и содержали от 9 до 16% хрома и менее 0,9% углерода. Гейнес запатентовал коррозионноустойчивые стали, содержащие от 8 до 60% хрома и до 1% углерода, причем он предпочитал пределы 10—25% хрома и 0,1—0,5% углерода. Брирли дал много полезных указаний по сталям для режущего инструмента и особенно рекомендовал сталь с 13% хрома и по 0,3% углерода, марганца и кремния. Он указал, что лезвие должно быть закалено, отпущено и отшлифовано, чтобы противостоять ржавлению. Все выводы Брирли сохраняют свою актуальность по настоящее время, и хотя теперь для изготовления режущего инструмента часто применяют стали и с более высоким содержанием углерода и хрома, стали Брирли также широко используются для режущих изделий.

При проведении ранних опытов Брирли выплавлял сталь в тиглях, но вскоре этот метод был заменен электроплавкой. Выплавка этих сталей описана в главе II, а горячая механическая обработка — в главе III. Здесь следует только отметить особенности обработки сталей с 0,3—0,4% углерода. Эти закаливающиеся на воздухе стали отливаются только в малые слитки. Трудность горячей обработки вызывается необычной комбинированной склонностью к красноломкости и к воздушной закалке.

Тенденция к закалке на воздухе у высокоуглеродистых хромистых сталей была замечена еще в 1892 г. Гадфильдом [1] и была изучена многими исследователями [20, 22, 53], которые подчеркивают необходимость тщательного томления металла, медленного охлаждения и осторожного нагрева.

¹ Патент США № 197256, 1916 г.

² Патент США № 1229404, 1917 г.

В недавно опубликованных работах Цилера [251] и Мортон и Румлера [234] рекомендуется стали для режущих изделий со средним содержанием углерода перед ковкой предварительно подогреть до 785° . Эти исследователи указывают температурыковки от 980 до 1205° и советуют давать при прокатке тот же подогрев и те же температуры, что при ковке рассматриваемых сталей. При внимательном и осторожном проведении первых обжатий можно самые сложные профили изготавливать без трещин.

А. СТРУКТУРА И ПРЕВРАЩЕНИЯ

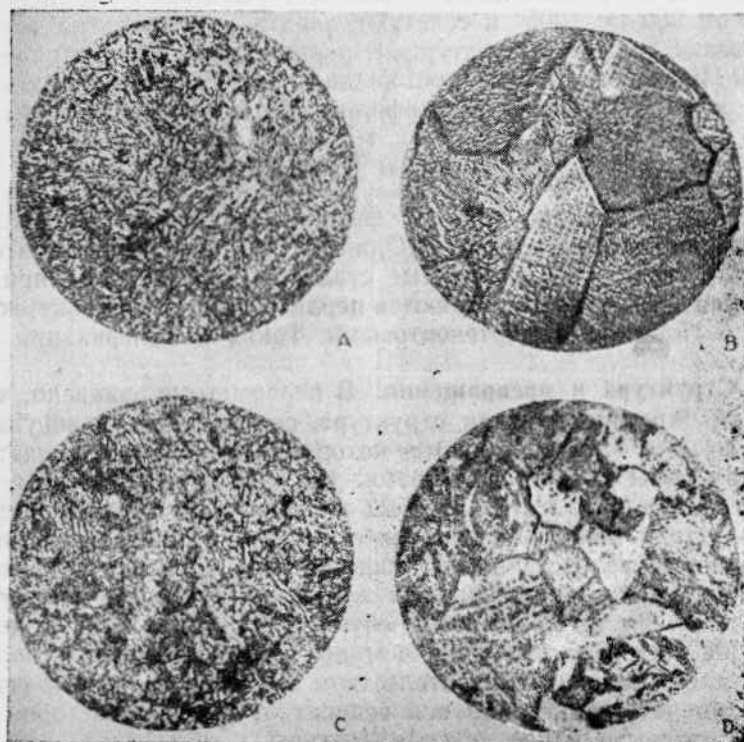
Влияние термообработки на физические свойства нержавеющей сталей широко изучено. Один из ранних исследователей, Гийе [2] указал, что хромистые стали с $0,4\%$ углерода при содержании до 6% хрома являются перлитовыми, а при содержании от 6 до 15% хрома мартенситовыми. Такая классификация ошибочна.

68. Структура и превращения. В первом томе указано, что в 12% -ной хромистой стали структура, содержащая совокупность альфа-фазы и карбидов хрома, которая имеет грубое сходство с перлитом, почему обычно и называется ошибочно перлитом, содержит около $0,3\%$ углерода. Там же показано, что превращения в такой стали происходят при более высоких температурах, чем в углеродистой, вследствие чего минимальная температура закалки выше. Далее, хром задерживает диффузию углерода, почему для одних и тех же превращений требуются более длительные периоды нагревания и охлаждения, чем при термообработке углеродистых сталей. Важным обстоятельством является то, что практические температуры превращений зависят от тепловой истории стали и от скорости изменения температуры.

Подробные экспериментальные данные можно найти в работе Бейна и Девенпорта по скоростям распада аустенита (см. книгу Эпштейна «Сплавы железа и углерода» [421]). Хотя в этой книге и нет достаточных данных по высокохромистым сталям, чтобы дать исчерпывающую картину скоростей превращения, однако общая концепция кинетики распада аустенита и для рассматриваемой группы сталей сохраняет свое значение. Установлено, что упомянутая задержка диффузии углерода вызывает запаздывание превращений в хромистых сталях по сравнению с превращениями в углеродистых сталях.

69. Влияние нагрева и горячей обработки. Температура 1000° или несколько более низкая достаточна, чтобы растворить все свободные карбиды, содержащиеся в хромистой стали для режущих изделий, что подтверждается исследованиями Зейделя и Горвица [14], Френч и Ямаучи [17], Монипенни [21, 22], Холла [26], Гийе [30], Рапатца [54] и Бейна [133]. Если же поднять температуру закалки значительно выше 1000° , то последует заметный рост зерна и показатели механических свойств будут ни-

же, чем при закалке с более низкой температуры. Микрофотографии Френч и Ямаучи, изображенные на фиг. 28, ясно показывают рост зерна после закалки при высокой температуре.

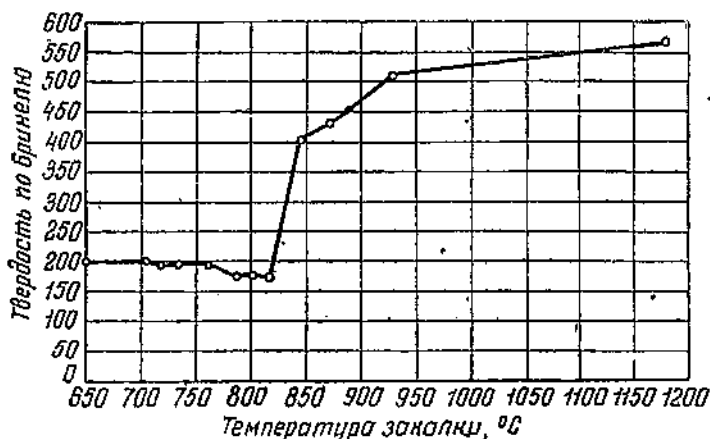


Фиг. 28. Рост зерна в стали с 0,3% углерода и 13,5% хрома: А — закалка в масло с 850°, В — закалка в масло с 1150°, С — закалка в масло с 950°, отпуск в течение 30 мин. при 435°; D — закалка в масло с 1150° и отпуск в течение 30 мин. при 540° $\times 500$ по Френч и Ямаучи [17]

Подобные же результаты получил Рапатц. Последний указывает также на появление по границам зерен в сталях с 14% хрома и около 1% углерода новой структурной составляющей при нагреве свыше 1150°. Эта составляющая вредно отражается на свойствах и особенно вредит при горячей прокатке; вредные последствия нагрева свыше 1150° не могут быть исправлены последующей термической обработкой. Этим же можно объяснить происхождение мягких пятен, обнаруженных Шенмэккером [106] и Бейном [133] после закалки с температур, приближающихся к 1200°. Рапатц назвал указанную составляющую «ледебуритной». Рассмотрение диаграммы состояния показывает вероятность при температурах выше 1150° начинающегося плавления этой составляющей.

В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

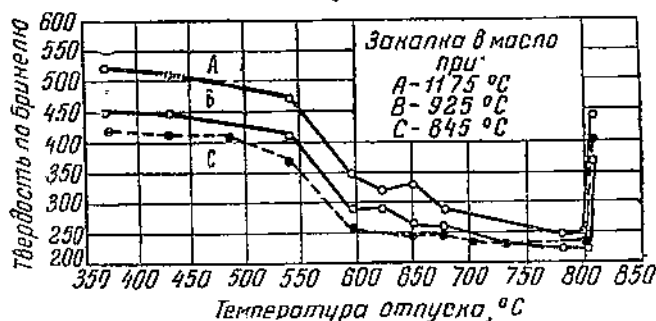
70. Влияние закалки и отпуска. Влияние закалки с температур от 650 до 815° на твердость стали, содержащей 0,33% углерода, 0,46% марганца, 0,45% кремния и 11,2% хрома, было исследовано Зейделем и Горвицем [14]. Результаты исследований отображены на диаграмме фиг. 29 и показывают, что:



Фиг. 29. Влияние температуры закалки на твердость стали с 0,33% углерода и 11,02% хрома по Зейделю и Горвицу [14]

- 1) для растворения карбидов и повышения твердости необходимы температуры выше 815°;
- 2) наивысшая твердость практически достигается при закалке с температуры 925°.

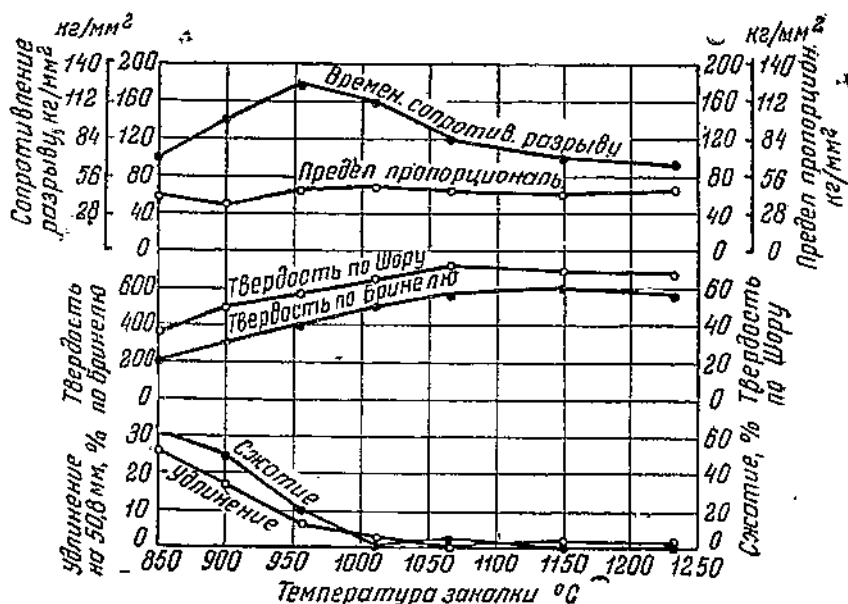
Полученные Зейделем и Горвицем данные о влиянии отпуска между 370 и 815° на твердость той же стали, предварительно закаленной с 1175, 925 и 825°, воспроизведены на фиг. 30. Они пока-



Фиг. 30. Влияние отпуска после закалки в масло на твердость той же стали по Зейделю и Горвицу [14]

зывают; что закалка с 1175° с последующим отпуском не дает большого преимущества по сравнению с закалкой с 925° и последующим отпуском.

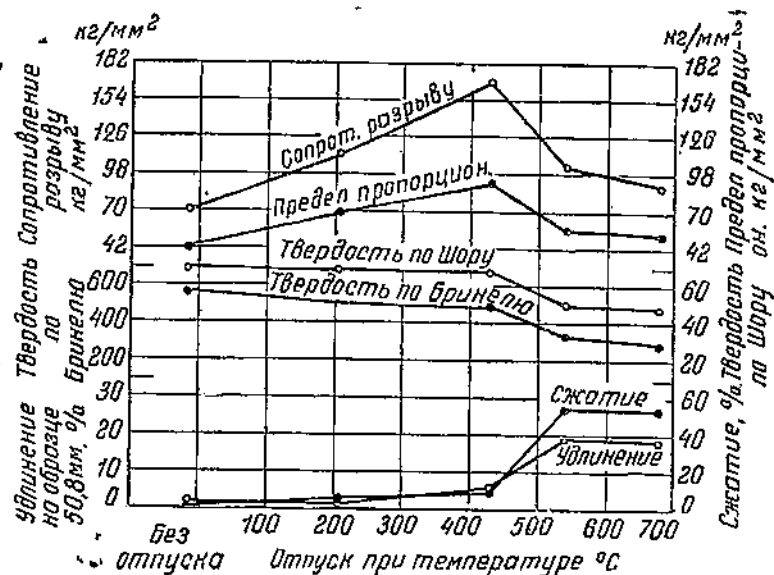
Подобные же данные, полученные (фиг. 31, 32 и 33) Френч и Ямаучи [17] для стали, содержащей 0,27% углерода, 0,69% кремния, 0,52% марганца и 12,40% хрома, подтверждают, что при закалке с 955° получают более высокие показатели механических свойств, чем при закалке с 1150° и последующем отпуске. При столь высокой температуре закалки резко понижаются удлинение



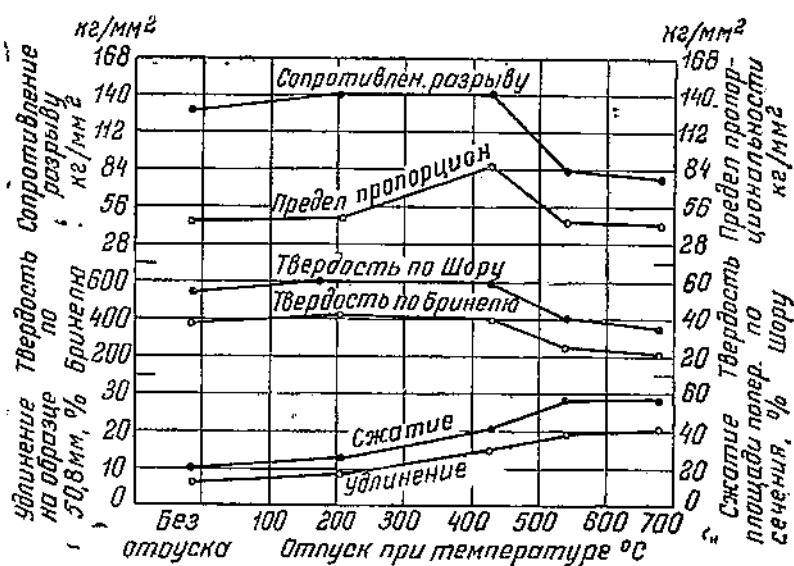
Фиг. 31. Влияние температур закалки на механические свойства стали с 0,27% углерода, 0,69% кремния, 0,52% марганца и 12,40% хрома по Френч и Ямаучи [17]

и сжатие площади поперечного сечения. В этой работе показано также, что при всех температурах отпуска до 450° временное сопротивление и твердость не уменьшаются. При температуре отпуска 650° наблюдается понижение твердости и временного сопротивления.

Тоур [444] в своем обширном исследовании показал, что температура и время выдержки являются весьма важными факторами при закалке и отпуске изделий небольшого поперечного сечения, например пружин из нержавеющей стали. Для образцов не более 12 мм в диаметре было найдено, что максимальная ударная вязкость по Изоду при твердости по шкале С Роквелла 39

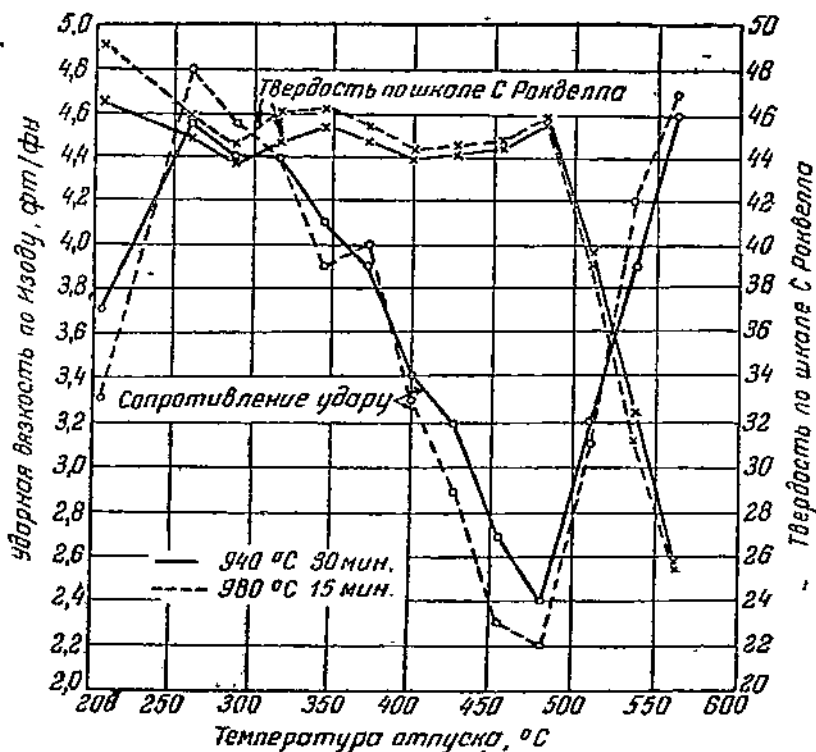


Фиг. 32. Влияние отпуска на механические свойства той же стали, что и на фиг. 31, закаленной в масло с температуры 955° по Френч и Ямаучи [17]



Фиг. 33. Влияние отпуска на механические свойства той же стали, что и на фиг. 31, закаленной в масло с 1150° по Френч и Ямаучи [17]

получалась в случае выдержки перед закалкой в течение 30 минут при температурах от 925 до 940°C, или в случае выдержки в течение 15 минут при температурах от 980 до 995°C. Выдержка в течение 60 минут оказалась нежелательной при всех температурах закалки. Тоур считает наиболее экономичной выдержку в течение не более 15 минут при температуре 980°. Влияние отпуска показано на фиг. 34. Интервал отпускной хрупкости ясно виден.



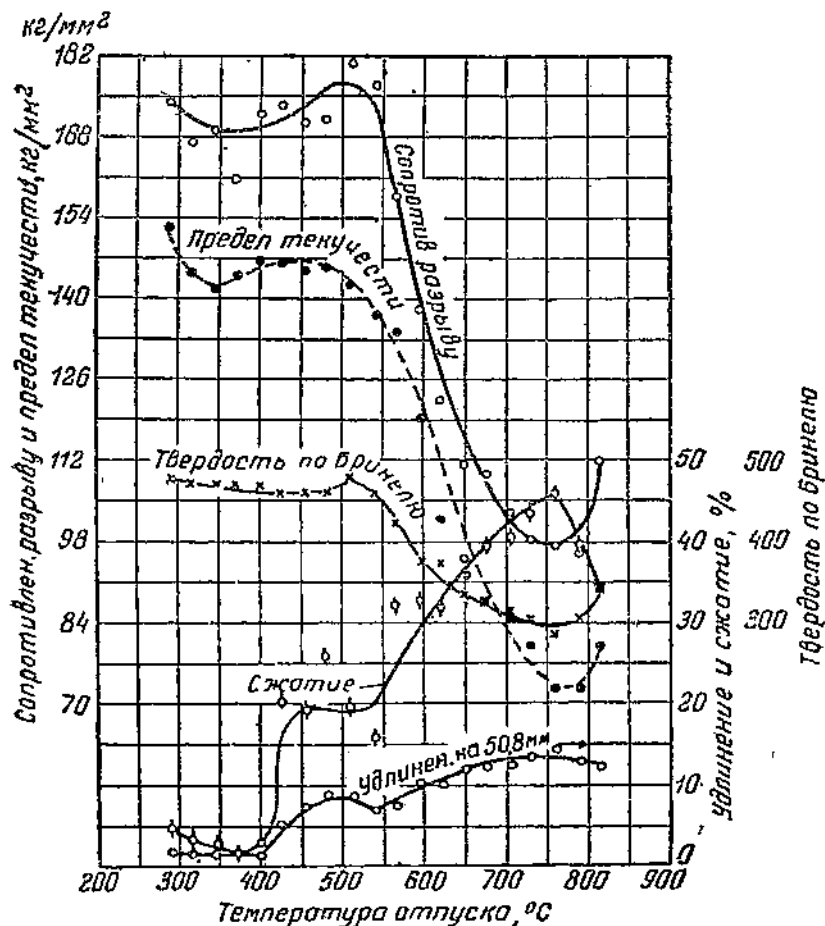
Фиг. 34. Влияние отпуска на твердость и сопротивление удару стали, содержащей приблизительно 0,3% углерода и 13,5% хрома по Тоур [444]

Для обеих температур закалки максимальная ударная вязкость была получена в результате 2-часового отпуска при температуре 260—290°.

Гийе [30] нашел, что наилучшее сочетание твердости и вязкости наблюдается в случае закалки в масло при температуре 950—1000° с последующим отпуском до 495°. Данные по 10 плавкам, приведенные Пармитером [53], нанесены на диаграмму фиг. 35.

Нержавеющие стали рассматриваемого состава применяются не только для изготовления режущего инструмента, но и для вы-

полнения конструкций, требующих сопротивления коррозии в сочетании с большей, чем у обычных сталей, прочностью.



Фиг. 35. Влияние отпуска на механические свойства стали, содержащей приблизительно 0,3% углерода и 13% хрома, закаленной в масло с температуры 995°. Нанесенные на чертеж точки представляют средние значения из трех испытаний по каждой из 10 плавки. По данным Пармитера [53]

Некоторые данные Абрама [43], приведенные в табл. 32, показывают, что при повышении температуры отпуска от 600 до 700° временное сопротивление разрыву уменьшается, а удлинение и сжатие площади поперечного сечения пропорционально возрастают, резко возрастает также ударная вязкость. Исследования Абрама показали [306], что нержавеющая сталь обладает относительно высоким модулем упругости.

Таблица 32

Механические свойства нержавеющей сталей после закалки в масло
и отпуска (по Абраму [43])

Состав, %			Отпуск в течение 1 часа при темпера- туре, °C	Временное сопро- тивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Предел пропорцио- нальности, кг/мм ²	Удлинение на об- разце 50,8 мм, %	Сжатие поперечно- го сечения, %	Ударная вязкость по Изоду фт/фн	Твердость по Бри- неллю	Модуль упругости (интервал напряже- ний от 6,2 до 37,4 кг/мм ²), тыс. кг/мм ²
C	Si	Cr									
После закалки при 950°											
0,31	0,31	14,20	600	102,4	84,2	70,0	18	55	29	305	22,4
			650	86,5	67,4	48,4	23	50	37	262	23,0
			700	76,0	54,7	36,5	28	67	63	228	22,1
0,43	0,13	12,37	600	98,3	77,5	57,8	17	51	10	302	22,8
			650	84,6	65,8	48,6	21	55	16	254	22,6
			700	70,9	56,4	40,7	26	59	26	238	22,3
0,15	0,11	13,50	600	92,7	77,5	57,7	21	63	27	285	21,9
			650	77,2	61,6	45,5	24	66	39	233	22,0
			700	68,3	50,5	42,2	28	69	107	206	22,1
После закалки при 1000°											
0,31	0,31	14,20	600	105,4	84,3	61,0	19	50	—	317	22,3
			650	91,1	70,2	50,1	23	56	—	280	22,5
			700	81,4	57,8	42,3	26	62	—	244	22,4
0,15	0,11	13,50	600	95,8	73,7	53,3	22	63	—	271	21,5
			650	77,7	62,7	45,6	25	65	—	236	21,8
			700	60,3	50,8	40,7	29	67	—	207	21,6

71. Усталость. Имеющиеся данные показывают, что предел усталости нержавеющей стали для режущих изделий составляет приблизительно половину от временного сопротивления разрыву, независимо от способа термической обработки. Например, для 9 отожженных образцов с 0,35% углерода и 15,3% хрома Кьерман [33] нашел среднее значение 27,3 кг/мм² (временное сопротивление разрыву подобной стали в отожженном состоянии — около 65 кг/мм²). Бэкон [257] указывает, что сталь с 0,24% углерода и 13,4% хрома после закалки в масло при 970—1000° и отпуска при температуре от 580 до 750° показала предел усталости 38,2 кг/мм² при временном сопротивлении разрыву 75 кг/мм².

Более обширные данные Мак-Эдема [48] приведены в табл. 33.

Таблица 33

Усталость некоторых сталей с содержанием хрома от 12 до 16%
(по Мак-Эдему [48])

Состав %			Охлаждающая среда	Температура ступен- ска, °С	Временное сопро- тивление разрыву кг/мм ²	Сопротивление скручиванию, кг/мм ²	Предел усталос- ти при числе циклов 10 ⁶ кг/мм ²	
C	Cr	Cu					перемен- ный изгиб образца, за- жатого од- ним концом	перемен- ное скру- чивание
0,08	11,78	—	Масло	480	116,5	—	51,9	—
				540	115,2	—	53,9	—
				595	76,7	—	42,8	—
				745	58,3	—	31,5	—
0,42	12,26	—	С печью вода	—	44,5	—	21,7	—
				540	120,0	77,4	61,6	30,2
				650	85,0	58,4	43,8	25,9
0,40	15,21	—		480	115,0	77,4	59,2	28,0
				565	86,3	65,4	43,8	21,0
				650	81,0	51,5	41,7	21,0
				—	77,1	49,5	48,7	16,8
0,61	15,81	1,10	Вода	480	139,6	83,2	80,2	32,9
				—	69,9	53,3	38,2	15,4
0,85	14,99	—	Без термообра- ботки	480	161,2	105,3	72,9	45,5
				565	117,4	91,0	63,1	41,4
				650	92,0	61,1	50,8	25,9
				—	77,8	59,0	35,1	15,2

Эти стали также подвергались испытаниям на коррозионную усталость Мак-Эдемом [102, 151], Мэтьюсом [286] и Гоуф и Сопвитом [453]. Оценка результатов подобных испытаний затруднительна, ибо имеются доказательства, что в условиях коррозии предел усталости не достигается. Например Гоуф и Сопвит нашли, что сталь, содержащая 0,25% углерода, 17,1% хрома и 1,2% никеля, термически обработанная на временное сопротивление 92 кг/мм², разрушилась при нагрузке около 28,4 кг/мм² после 10 миллионов циклов повторно-переменных напряжений при обрывании 3%-ным соляным раствором.

Однако вопреки лабораторным испытаниям имеется много примеров удовлетворительных технических характеристик описываемых сталей в условиях повторяющихся высоких напряжений и коррозии.

72. Сопротивление скручиванию и другие свойства. Результаты испытаний на сопротивление скручиванию и другие свойства сталей для режущего инструмента приведены Аустинем [37] и

Людвигом [326]. Данные последнего по модулю упругости при кручении¹ (модуль упругости при сдвиге) нержавеющей стали при температурах от 20 до 405° были получены для стали, содержащей 0,38% углерода, 0,27% марганца, 0,21% кремния, 0,22% никеля и 14,07% хрома. Образцы были предварительно нагреты до 675°, затем закалены в масло с 980° и отпущены при 480°.

Как видно из следующей таблицы, модуль упругости при кручении этой стали относительно мало изменяется при повышении температуры испытания:

Температуры испытания °C	26	170	220	280	350	405	475
Модуль упругости при кручении, кг/мм ²	8200	8036	7840	7749	7510	7208	6870

В табл. 34 Гатфильд [59] показал, что стали для режущих изделий имеют относительно низкую теплопроводность. Это указывает на необходимость осторожного нагрева и охлаждения указанного материала и на большую длительность прогрева до середины поперечного сечения изделия. Коэффициент расширения

Таблица 34

Различные свойства сталей для режущих изделий с 14% хрома
(по Гатфильду [59])

Содержание углерода, %	Состояние металла	Плотность г/см ³	Средний коэф. линейного расширения в пределах от 20° до 200° C	Электропро- тивление м ком/см	Теплопровод- ность кал/сек/см ²	Теплоемкость при 20° C кал/г/°C	Максимальная магнитная проницаемость
0,33	После закалки и низкого отпуска	7,73	0,0000109	63,2	0,0405	0,115	75
0,33	После закалки и отпуска	7,67	0,0000110	77,7	0,0363	0,117	700
0,16	После закалки и высокого отпуска	7,69	0,0000115	74,6	0,0428	0,118	810

¹ Подсчитанному по формуле:

$$G = S + \frac{\theta}{L} = \frac{583PRL}{d^4\theta},$$

где G — модуль кручения в фунт/кв. дюйм;

P — нагрузка в фунтах; R — плечо рычага в дюймах;

L — длина образца в дюймах; d — диаметр образца в дюймах; θ — угол скручивания в градусах.

такой же, как у сталей углеродистых, а электросопротивление гораздо выше. Влияние хрома на величину электросопротивления было изучено Эдвардсом и Норберн [16], которые пришли к выводу, что если содержание хрома превышает содержание углерода не более, чем в 4,3 раза, то хром оказывает незначительное влияние на электросопротивление, если сталь отожжена.

Чувствительность к отпускной хрупкости у сталей для режущих изделий носит неустойчивый характер. Данные табл. 35, приводимые Монипенни [191], относятся к сталям, содержащим около 0,3% углерода и 13% хрома. Образцы были закалены при 900°, снова нагреты до 700°, а затем закалены в воду или охлаждены вместе с печью. В каждом случае медленно охлажденные образцы были более хрупкими, чем образцы быстро охлажденные. Однако подобное поведение непостоянно. Монипенни там же приводит результаты испытаний для сталей двух плавок почти одинакового состава; только одна из них имела признаки отпускной хрупкости. Причины такого поведения неясны. Тоур [444], данные которого приведены в § 70 (фиг. 34), установил заметную отпускную хрупкость стали при 455—480°.

Таблица 35

Влияние скорости охлаждения на ударную вязкость стали с содержанием 0,3% углерода и 13% хрома (по Монипенни [191])

Условные обозначения стали	Термообработка	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Изоду фт/фн
1	Закалка в воду	251	45, 45
	Охлаждение с печью	251	22, 21, 20
2	Закалка в воду	241	44, 38, 38
	Охлаждение с печью	235	25, 23, 25
3	Закалка в воду	255	35, 38, 30
	Охлаждение с печью	248	19, 19, 19

С отпускной хрупкостью, вызванной воздушной закалкой, можно встретиться при различной обработке рассматриваемых сталей. Вообще, если применяются надлежащие флюсы, нержавеющие стали можно сваривать любыми известными способами, исключая сварку кузнечную (под молотом). Но в случае сварки стали для режущих изделий воздушная закалка вызывает появление хрупкости в сварном шве и в соседней со швом зоне. Чтобы избежать этого, необходимо отжечь сварную конструкцию, закалить ее и отпустить. При различных способах пайки (медью, серебром, оловянным припоем) должны быть приняты меры предосторожности.

т. е. надо иметь мощный слой флюса и температуру несколько выше, чем при пайке углеродистых сталей. Однако эта температура значительно ниже температуры критической для воздушной закалки.

Обзор литературы по сварке сталей для режущих изделий опубликован недавно Спрерадженом и Клауссеном [527].

С. СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ

Выдающейся особенностью нержавеющих сталей для режущих изделий является их сопротивляемость коррозии. Она значительно возрастает, если сталь находится в закаленном состоянии, а поверхность ее тщательно отшлифована. Отпуск для снятия закалочных напряжений следует производить весьма осторожно, потому что заметное умягчение стали связано с потерей коррозионной устойчивости. Наиболее исчерпывающие данные о коррозионных испытаниях сталей для режущего инструмента собрал Монипенни [191]. Однако и приводимых нами данных достаточно для большинства случаев.

73. Влияние отпуска. Работы Гатфильда [12], Монипенни [22], Пармитера [53] и других доказывают, что высокие температуры отпуска опасны для коррозионной устойчивости чисто хромистых сталей для режущих изделий, вследствие чего необходимо избегать отпуска при температурах выше 500° , если желательно сохранить максимальное сопротивление коррозии. В табл. 36 показано влияние отпуска на коррозию в различных средах, по данным Пармитера [53].

Общепринято объяснять влияние отпуска на коррозионную устойчивость нержавеющей стали зависимостью коррозионной стойкости от нахождения хрома полностью в твердом растворе. Если часть хрома связана с углеродом в карбиды хрома, как самостоятельную составляющую, то твердый раствор обедняется хромом и коррозионная стойкость уменьшается. Это явление и наблюдается при отпуске выше 480° .

Работа Эванса [111] показывает, что сопротивление коррозии высокохромистых сталей зависит от образования сплошной оксидной пленки на поверхности. При выделении карбидов в мелкодисперсном состоянии, как это происходит в случае отпуска при температуре выше 480° , возникают местные напряжения, могущие повредить пленку и уменьшить сопротивление коррозии.

74. Сопротивление разъеданию органическими кислотами. Широкое применение рассматриваемых сталей показывает, что они удовлетворительно сопротивляются действию химических реагентов, встречающихся в различных пищевых продуктах. Установлено, что кислоты, содержащиеся в апельсинах, лимонах, яблоках, помидорах и т. п., не действуют на эти стали; щелочи, мыло, аммиак и другие подобные вещества также не реагируют со сталью.

Таблица 36

Влияние отпуска на сопротивление ржавлению (по Пармитеру [53])¹

Температура отпуска, °C	Твердость по Бринеллю	Твердость по склеро- скопу	Показатель сопротивления ржавле- нию при воздействии		
			10% -ной CuSO ₄	33,5% -ной азотной кислоты	5% -ной уксусной кислоты
Без отпуска	600	86	100	100	100
205	590	86	100	100	100
260	600	86	100	100	100
315	590	85	100	100	100
370	590	85	100	100	100
425	590	85	100	100	100
480	550	83	95	100	95
510	500	78	95	100	90
540	475	76	95	100	90
565	450	73	90	100	90
595	400	67	85	100	90
620	375	64	80	100	90
650	350	61	70	95	85
675	325	57	65	95	85
705	315	52	60	95	85
760	275	48	50	95	85
815	325	57	25	90	80
После отжига	185	32	25	96	75

¹ Показатель сопротивления ржавлению был определен на образцах диаметром 37 мм, высотой 25 мм, закаленных при 995° в масле и отпущенных, как указано в таблице, по появлению пятен после выдержки в растворе CuSO₄ в течение 6 мин., в азотной кислоте в течение 2 мин., а также после того как высохнет уксусная кислота; он означает сравнительное воздействие в процентах.

Стали для режущих изделий не корродируют от крови, спиртов, углекислых солей, растворов сахара, борной кислоты, олеиновой и стеариновой кислот и от пара. Соляная кислота, хлор, хлориды, иодиды, серная кислота и ее соли легко разъедают эти стали, так же как уксусная кислота в концентрациях, применяемых для приготовления уксуса. Общий иммунитет сталей рассматриваемого типа к действию органических соединений является причиной широкого их применения в домашнем хозяйстве.

75. Коррозия в кислотах, соленой воде и под воздействием атмосферы. Очень давно [1] было открыто, а затем подтверждено Гатфильдом [38], что чисто высокохромистые стали коррозиестойчивы в окислительных средах (например в азотной кислоте) и в атмосфере, но хуже, чем углеродистые стали, сопротивляются воздействию восстановителей.

Гатфильд [38] производил коррозионное испытание на образ-

цах из сравнительно чистого железа и из хромоникелевой стали и вывел заключение, что хром увеличивает растворимость железа в серной и соляной кислотах, но сильно уменьшает растворимость его в азотной кислоте.

Раудон и Криницкий [34] испытали в разведенной соляной кислоте и в атмосферном воздухе отожженные стали, содержавшие от 4 до 13 с небольшим процентов хрома. Никакой сопоставимости между поведением в соляной кислоте и в атмосфере не оказалось; в первой среде все стали сильно корродировали, а во второй среде коррозия при содержании хрома около 13% практически не наблюдалась. Далее, они, как и Курно [217] и многие другие, установили, что при воздействии атмосферы наибольшее сопротивление коррозии наблюдается, если поверхность отполирована. Коррозию закаленной и отпущенной нержавеющей стали при длительном пребывании в наружной атмосфере исследовал Гатфильд [31]. Он обнаружил, что в промышленной атмосфере вблизи Шеффилда (Англия) 13,5%-ная хромистая сталь потускнела, но дальнейшее ржавление не происходило. Он же нашел, что даже после хорошей шлифовки и полировки нержавеющая сталь в морской воде подвергается точечной коррозии. При подобных же опытах Фрайнд [138] нашел, что отожженные, очищенные от окислы и отшлифованные образцы нержавеющей стали при частичном погружении в морскую воду сильно разъедались вблизи ватерлинии, а на образцах, полностью погруженных в морскую воду и подвергнутых ее действию в течение почти 5 лет, была обнаружена сильная точечная коррозия.

Пармитер [121] изучал сопротивление коррозии сталей для режущих изделий в течение многих месяцев при всякой погоде: сырой, сухой, морозной и снежной. Полированные поверхности остались светлыми. Образцы, помещенные в проточную богатую растворенным кислородом воду, также сохранились без изменения. А в атмосфере промышленного предприятия все образцы быстро потускнели. Пармитер объяснил это наличием сернистых соединений и других продуктов сгорания топлива в воздухе.

Он также установил, что рассматриваемые нержавеющие стали не представляют исключения из правила, по которому две металлические пластинки при их контакте в растворе электролита дают гальванический ток и корродируют. Он показал, что при контакте нержавеющей пластинки с медью, бронзой и латунью на первой наблюдается потускнение и точечная коррозия.

76. Сопротивление окислению. Монипеппи [41] указывает, что высокохромистые нержавеющие стали значительно превосходят по стойкости против окисления при повышенных температурах углеродистые и другие стали до 825—850°. Данные Монипеппи представлены на фиг. 36 и относятся к образцам диаметром 15,9 мм, нагревавшимся в газовой муфельной печи. Температура поднималась от интервала к интервалу и образцы вынимались для взвешивания каждые 24 часа. Потери в весе высчитывались в процентах к

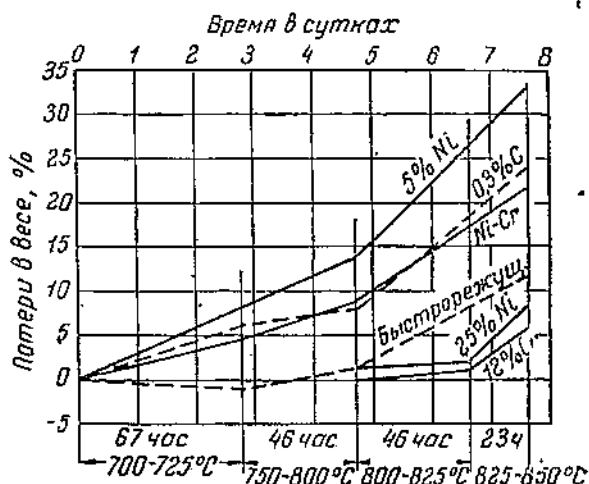
первоначальному весу. Подобные же результаты получил Дикенсон [27], подвергая нагреву до различных температур с общей выдержкой в 100 часов отшлифованные цилиндры закаленной в масло стали, содержащей 0,21% углерода и 14,7% хрома. Через промежутки около 5,5 часов образцы вынимали из печи, чистили и затем снова нагревали. Поэтому данные табл. 37 относятся к начальному периоду образования окислы. Для сравнения приведены данные для углеродистой стали с содержанием 0,3% углерода.

Гатфильд [86] указал, что сопротивление окислению является функцией состава атмосферы и температуры нагрева.

Скорости окисления двух сталей при различных температурах (по Дикенсону [27])

Таблица 37

Температура, °C	Увеличение в весе в мг/кв. дюйм за сутки	
	Сталь с 0,30% C	Сталь с 14,70% Cr
575	1,004	Нет
675	2,976	186
725	6,696	372
775	13,392	744
875	37,200	2604



Фиг. 36. Сопротивление образованию окислы у различных сталей. 12%-ная хромистая сталь содержала 0,32% углерода. По Монниени [41]

Табл. 38 показывает, что в атмосфере кислорода сталь с 13% хрома довольно устойчива против образования окислы до температуры 900°, но быстро окисляется, если повысить температуру до 1000°.

Вместе с тем очевидно, что в атмосфере пара, углекислоты и сернистого ангидрида (SO₂) верхним пределом удовлетворительной устойчивости против окисления является 800, а не 900°.

Таблица 38

Коррозионное воздействие различных газовых сред при высоких температурах на простую углеродистую сталь и нержавеющую сталь по Гатфильду [56].

Состав стали, %				Термообработка стали	Среда	Увеличение в весе в мг/кв. дюйм за сутки при			
C	Si	Mn	Cr			700°	800°	900°	1000°
0,17	0,18	0,67	—	Нормализация при 900°	Кислород . . .	1 042	2 976	8 341	17 086
0,32	1,32	0,25	13,12	Закалка в масле при 1000° и отпуск при 800°	Кислород . . .	223	190	278	9 130
0,17	0,18	0,67	—	Нормализация при 900°	Пар	367	2 197	7 483	23 105
0,32	1,32	0,25	13,12	Закалка при 1000°. Отпуск при 800°	Пар	52	57	1 490	3 984
0,17	0,18	0,67	—	Нормализация при 900°	CO ₂	1 002	3 673	7 491	9 346
0,32	1,32	0,25	13,12	Закалка при 1000°. Отпуск при 800°	CO ₂	81	87	1 604	6 228
0,17	0,18	0,67	—	Нормализация при 900°	SO ₂	987	4 164	17 700	
0,32	1,32	0,25	13,12	Закалка при 1000°. Отпуск при 800°	SO ₂	39	104	993	5 861 ¹

¹ Полностью превратился в сернистое железо.

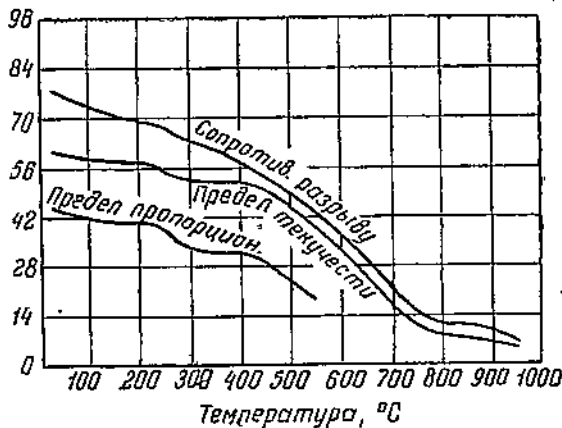
Влияние атмосферы на окалинообразование при повышенных температурах было подчеркнуто Везером [341], который нашел, что высокохромистые стали перестают сопротивляться образованию окалины при 500°, если в атмосферу ввести значительное количество сероводорода.

Пфейл [122] опубликовал объемистый труд по изучению окислов стали с 12,23% хрома, подвергнутой нагреву последовательно до разных температур до 1000° включительно. Он нашел, что образуются три различных слоя окислов. Средний и наружный слой содержали меньше 1% хрома, в то время как слой, непосредственно прилегающий к стали, содержал в 3,5 раза больше хрома, чем железа. Это показывает, что хром начинает предохранять металл от прогрессирующего окисления, когда достаточное количество хрома сконцентрируется в наиболее глубоком слое поверхностной пленки и образует непроницаемое покрытие.

Д. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Данных о свойствах нержавеющей стали для режущих изделий при высоких температурах немного. Они представляют собой главным образом результаты кратко-

кг/мм²



Фиг. 37. Механические свойства при кратковременных испытаниях стали, содержащей 0,36% углерода и 11,2% хрома по Френчу [29]

Результаты испытаний закаленной и отпущенной стали, содержавшей 0,31% углерода и 12,75% хрома, проведенных Френчем [29], показаны на фиг. 37. Результаты кратковременных испытаний приводят также Генишоу [87], Гатфильд [101] и Ранке и Генри [333]. Гоуф [223] дает таблицу (см. табл. 39), показывающую ненадежность кратковременных испытаний.

77. Испытания на крип. Данные по длительным испытаниям при высоких температурах нержавеющей стали для режущих изделий

Таблица 39

Испытания при высоких температурах стали, содержащей 0,29% углерода и 13,7% хрома [223]

Температура испытания °C	Напряжения в кг/мм ²			
	при разрыве через 10 мин.	при разрыве при- близительно через 5 дней	при разрыве при- близительно через 25 дней	При удлинении на 10 ⁻⁵ мм на 1 мм в сутки приблизительно через 40 дней
400	59,6	48,6	43,9	30,6
500	48,6	22,8	20,4	7,07
600	32,2	7,8	5,46	1,26

также крайне скудны. Первые сведения Дикенсона [27], появившиеся в 1933 году, уже устарели. Инглис [146 и 170] получил затем для стали с 0,27% углерода и 14—15% хрома данные о напряжениях при удлинении на 10⁻⁶ дюйма на дюйм в день (приблизительно 0,4% за 10 000 часов). Эти напряжения были равны при 350° 34,3 кг/мм², при 450°—20,3 кг/мм², при 550°—3,15 кг/мм².

Таблица 40

Результаты испытания на крип стали с 0,31% углерода и 12,90% хрома

Температура испытания, °C	20	150	290	650	785
Сопротивление крипу (удлинение 1% в год), кг/мм ²	55,0	51,5	51,5	0,91	0,32

В табл. 40 приведены впервые публикуемые данные для 13% хромистой стали. Образцы были нормализованы при 900°, закалены в масло при 980° и отпущены при 675°. Для скорости крипа в 1% в год (8760 часов) напряжения до температуры 290° практически не менялись. При температуре 650° напряжение немного выше, чем у углеродистой стали с 0,4% углерода, но значительно ниже, чем у аустенитовой хромоникелевой стали.

Е. МОДИФИЦИРОВАННЫЕ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ ОТ 10 ДО 18% ХРОМА

До сих пор в этой главе рассматривались стали, анализ которых приблизительно совпадает с первоначально предложенным Брилли, а именно стали, содержащие 13% хрома и по 0,3% углерода, марганца и кремния. Этому анализу придерживаются по двум важным причинам:

1) если уменьшить содержание углерода ниже 0,3% или при 0,3% углерода увеличить содержание хрома выше 13%, уменьшается твердость стали;

2) если для получения большей твердости повысить содержание углерода, то вязкость стали резко уменьшится. Уменьшение же количества хрома снижает коррозионную устойчивость. Однако Пармитер [121] показал, что одновременное повышение содержания и хрома и углерода полезно для сталей рассматриваемого класса.

78. Влияние высокого содержания углерода. Высокоуглеродистые сорта хромистых нержавеющей сталей содержат около 17% хрома и 0,7—1% углерода. Они идут на изготовление ножей и хирургического инструмента, для которых требуется сочетание высокой режущей способности с полным отсутствием ржавления и коррозии. Они же применяются для изготовления шарикоподшипников, насосных клапанов, оборудования, работающего под воздействием перегретого пара, нефтенасосов, прачечных машин, оборудования для закупорки бутылок с молоком. В основном эти стали похожи на стали с содержанием 0,3% углерода.

Стали с 17% хрома и 1% углерода описаны Мортонем и Румлером [234]. При нагреве слитков этой стали перед ковкой требуется предварительная выдержка их при 785—815° для снятия напряжений, возникающих при отливке. В нагретом состоянии металлы проявляют склонность к образованию трещин, поэтому ковку производят в интервале 1205—980°.

Чтобы избежать образования трещин, Мортон и Румлер рекомендуют отпускать поковки при 870° с замедленным последующим охлаждением их. Результаты опытов по закалке в масле приведены в табл. 41. Наибольшая твердость достигается при закалке с 1040°.

Таблица 41

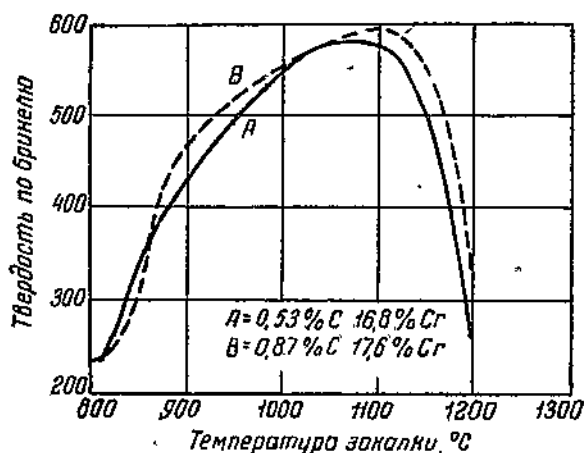
Влияние закалки в масло при разных температурах на твердость стали, содержащей около 10% углерода и 17% хрома по Мортону и Румлеру [234]

Температура закалки, °С	980	1010	1025	1040	1050	1065
Твердость по шкале С Роквелла . . .	55—58	56—59	57—60	61—63	59—63	59—62

Это интересно сопоставить с данными Монипенни [191], отображенными на диаграмме фиг. 38. Из этой диаграммы видно, что у сталей с несколько более низким содержанием углерода наибольшая твердость достигается после закалки в интервале 1050—1100°.

Для устранения полосчатости карбидов в катаном материале также необходим нагрев до 1050—1100°, Мортон и Румлер указывают, что нагрев под закалку выше 1050° вызывает рост зерна и что металл становится менее вязким, чем при закалке с несколько более

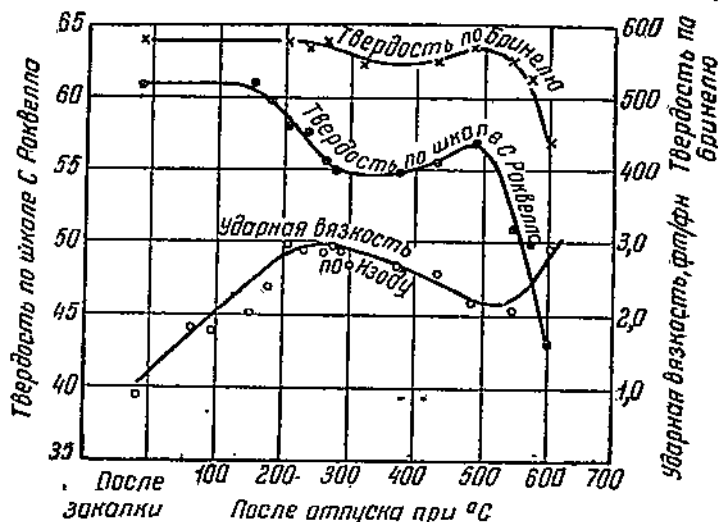
низких температур. Диаграмма фиг. 39 характеризует влияние температур отпуска после закалки при 1040° на твердость и вязкость



Фиг. 38. Влияние температуры закалки на твердость по Бринеллю средне- и высокоуглеродистых 17%-ных хромистых сталей по Монипени [191]

сталей (рассматриваемого типа). Из этой диаграммы видно, что оптимальные значения твердости и вязкости получаются, если производить отпуск при температурах ниже 425° с последующим быстрым или медленным охлаждением.

В случае отпуска при температурах выше 595° следует рекомендовать скорее быстрое, чем медленное охлаждение, потому что отпуск в интервале $440-580^{\circ}$ вызывает понижение ударной



Фиг. 39. Влияние отпуска на сопротивление удару и твердость сталей, содержащих 1,0% углерода и 17% хрома, закаленных в масло при 1040° [234].

вязкости, вследствие чего следует избегать отпуска в этом интервале температур,

79. Влияние кремния. Кремний в количествах, больших, чем это требуется для раскисления стали, вводится для повышения температуры превращения и уменьшения склонности сталей к воздушной закалке. Добавка 2—3% кремния вызывает крупнозернистость. Кремний понижает твердость ножевых сталей после закалки, но после закалки и отпуска стали с высоким содержанием кремния имеют большую твердость, чем подобные же стали, но с низким содержанием кремния. Кремний уменьшает ударную вязкость рассматриваемых сталей.

Абрам [43] исследовал свойства сталей с нормальным и с относительно высоким содержанием кремния после закалки в масло с 950° и с 1000° и отпуска в интервале 600—700°. Его данные, приведенные в табл. 42, показывают, что при увеличении содержания крем-

Таблица 42

Влияние кремния на механические свойства среднеуглеродистых сталей с содержанием хрома 13—14 % по Абраму [43]

Состав, %			Отпуск в теч. 1 часа при темпе- ратуре, °C	Временное сопро- тивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Предел пропор- циональности кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %/о	Сжатие попереч- ного сечения, %	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю	Модуль упруго- сти, тыс. кг/мм ² *
C	Si	Cr									
0,15	0,11	13,50	600	92,7	77,2	57,6	21	63	27	285	21,9
			650	77,2	61,6	45,5	24	66	39	283	22,0
			700	65,5	50,5	42,2	28	69	107	206	22,1
0,17	1,35	13,90	600	72,2	47,2	35,9	27	62	29	229	20,5
			650	69,5	47,0	34,5	27	64	13	222	20,7
			700	65,9	42,9	31,1	32	67	14	210	20,6
0,31	0,31	14,20	600	102,3	84,1	60,9	18	55	29	305	22,4
			650	86,5	67,2	48,4	23	60	37	262	23,0
			700	76,0	54,7	40,6	28	67	63	228	22,1
0,35	1,43	14,70	600	98,0	76,7	53,2	19	54	13	296	22,7
			650	84,8	69,4	53,2	22	55	17	274	22,4
			700	84,0	60,2	50,1	27	59	23	249	22,4

Закалка в масло при 950°

0,15	0,11	13,50	600	95,7	73,5	53,2	22	63	—	271	21,6
			650	78,3	62,9	45,5	25	65	—	236	21,8
			700	60,8	51,0	40,7	29	67	—	207	21,6
0,17	1,35	13,90	600	97,6	69,3	45,1	22	57	—	276	20,9
			650	84,0	46,2	43,7	24	60	—	259	21,3
			700	78,0	55,3	39,2	27	61	—	238	20,0
0,31	0,31	14,20	600	105,0	84,0	60,9	19	50	—	317	22,2
			650	92,4	70,1	50,1	23	56	—	280	22,5
			700	81,5	57,5	42,0	26	62	—	244	22,4
0,35	1,43	14,70	600	108,5	85,6	65,4	19	50	—	326	22,2
			650	101,5	78,4	59,5	21	53	—	301	22,1
			700	91,0	66,5	53,2	24	57	—	270	21,9

*) В интервале напряжений от 6,2 до 37 кг/мм².

ния свыше 1% необходимо повышать температуры закалки и отпуска и что при этом ударная вязкость ощутительно понижается. Эртель и Вюрт [93] показали, что стали с 15% хрома, 0,5% углерода и с содержанием до 5% кремния заметно теряют способность к закалке при повышении содержания кремния более 1%. При содержании от 3 до 5% кремния стали становятся незакаливаемыми и хрупкими.

Относительно влияния кремния на коррозионную стойкость Абрам [43] сделал вывод, что содержание кремния в количестве немного большем 1% не повышает сопротивления атмосферной коррозии. Для среднеуглеродистых 14%-ных хромистых сталей он обнаружил повышение устойчивости против коррозии в морской воде, если сталь содержала повышенный процент кремния и была закалена, отпущена и отполирована.

Монипенни [191] проверил действие уксусной кислоты на нормальную ножевую сталь и такую же, но с содержанием кремния 1,26%, состав которых приведен в табл. 43. Влияние кремния на сопротивляемость коррозии было слабо выражено. После закалки при 900° нормальная сталь имела твердость по Бринеллю 495 и не поржавела; в то время как высококремнистая сталь, также термически обработанная, имела твердость 286 и слегка поржавела. Повысив температуру закалки до 950°, он получил для малокремнистой стали твердость по Бринеллю 555, а для высококремнистой — 430; при этом оба сорта стали не поржавели. После закалки и отпуска стали обоих сортов подверглись коррозии; подобный же результат был получен после их отжига.

Таблица 43

Влияние кремния на кислотоупорность 13%-ных хромистых сталей по Монипенни [191]

Кислоты	Концентрация раствора %	Потери в весе за 1 час, г/м ²	
		сталь А ¹	сталь В ¹
Соляная	10	2,5	2,65
Азотная	Нормальный	5,6	2,4
Серная	5	7,1	2,8
Серная	35	112	30,3
Серная	50	6,0	8,7
Уксусная	5	0,61	0,63
Лимонная	6	1,1	0,5
Щавелевая	Нормальный	0,3	0,3

¹ Сталь А содержала 0,39% углерода; 0,11% кремния и 13,6% хрома; сталь В содержала 0,38% углерода; 1,26% кремния и 13,8% хрома.

Из табл. 43 видно, что кремний в количестве немного большем 1% неодинаково влияет на кислотоупорность стали в разных средах. Кроме того, Монипенни [191] установил, что легирование кремнием нержавеющей ножевой стали вредно отражается на устойчивости их против коррозии в горячих концентрированных растворах азотной кислоты. Эванс [111] также указывает, что введение 3,5% кремния снижает коррозиестойкость нержавеющей стали в крепкой азотной кислоте.

Эртель и Вюрт [93], проводя серию коррозионных испытаний сталей состав которых приведен в табл. 44, нашли, что кремний слегка увеличивает сопротивляемость коррозии в соляной и в азотной кислотах и оказывает слабое влияние на коррозиестойкость в морской воде или уксусной кислоте.

Ортель и Вюрт провели также испытания на образование окалин при 900°, причем увеличение содержания кремния дало положительные результаты (табл. 44). С увеличением содержания кремния показатели механических свойств хромистых нержавеющей сталей ухудшаются.

Таблица 44

Результаты испытания сталей на окисляемость при 900° в течение 45 часов по Эртелю и Вюрту [93]

Состав %			Степень окисления
C	Si	Cr	
0,10	0,44	15,10	Окисляется
0,15	0,32	14,76	То же
0,28	0,25	15,45	" "
0,8	1,02	13,50	Полностью окисляется
0,11	2,78	14,41	Получается гладкая серая поверхность без окалины
0,08	3,84	13,38	То же
0,15	4,70	14,96	" "
0,38	0,86	15,44	Полностью окисляется
0,36	2,88	15,41	Получается гладкая серая поверхность без окалины

80. Влияние марганца. Бекет¹ сделал вывод, что марганец в небольшом проценте действует подобно никелю, увеличивая прокаливаемость сталей с 13—15% хрома. Он проводил опыты на сталях с несколько большим содержанием хрома и меньшим содержанием углерода, чем это обычно принято для сталей, идущих на изготовление режущих изделий. Как видно из табл. 45, у закаленных и отпущенных образцов при увеличении содержания марганца твердость и временное сопротивление возрастают, а удлинение падает. Твердость этих сталей отличается от твердости ножевых сталей с 0,3% углерода и 13% хрома. Монипенни [191] показал, что у этой

¹ Патент США № 1333151, 1929 г.

стандартной нержавеющей стали для режущих изделий увеличение содержания марганца не увеличивает заметно твердости. Неопубликованные данные показывают, что при содержании более 3% марганца холодная механическая обработка сталей, даже в отожженном состоянии, затруднительна, а сопротивление коррозии значительно понижается. С другой стороны, установлено, что увеличение содержания марганца до 2% повышает способность стали к горячей обработке.

Таблица 45

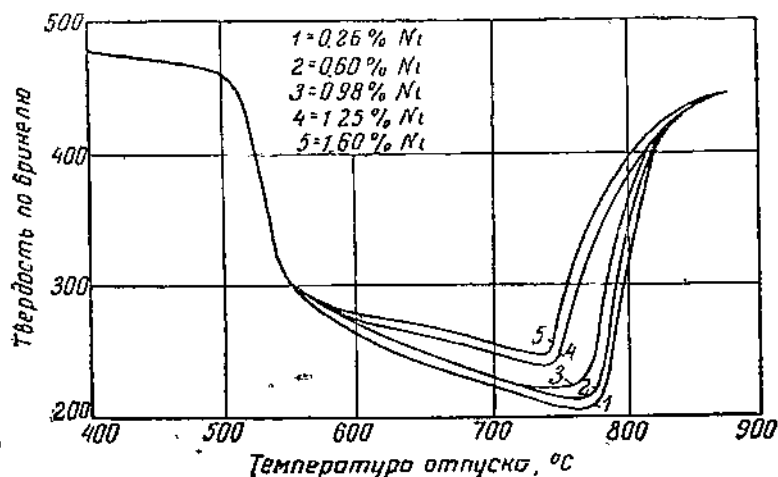
Механические свойства 16—17%-ных хромистых сталей, содержащих от 1 до 3% марганца

Состав %				Закалка в масле с выдержкой 10 минут при температуре, °C	Твердость по Бринеллю	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Предел пропорциональности, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Модуль упругости, тыс. кг/мм ²
C	Si	Cr	Mn							
0,20	0,30	16,17	1,06	925	387	132,5	62,4	35,4	10	22,9
				950	364					
				975	418					
				1000	430					
0,20	0,30	15,74	2,49	950 ¹	357	142,8	66,2	42,7	7	23,1
				925	387					
				950	444					
				975	460					
0,18	0,30	17,04	1,98	1000	477	106,2	56,8	35,2	—	20,6
				950 ¹	418					
				925	302					
				950	321					
0,18	0,30	16,97	2,78	975	321	117,8	63,4	32,6	—	—
				1000	332					
				950 ¹	321					
				925	321					
				950	332					
				975	340					
				1000	340					
				950 ¹	332					

¹ После отпуска в течение 3 час. при 450° и охлаждения на воздухе.

81. Влияние малых количеств никеля. Стали для режущих изделий обычно содержат незначительные количества никеля, попадающие в них из скрапа; но в некоторых случаях специально добавляются небольшие добавки никеля. Никель в количествах, недостаточных для сохранения заметных количеств аустенита, все же понижает температуры превращения, в особенности при охлаждении. Он увеличивает прокаливаемость сталей и в некоторой степени тормозит влияние отпуска после закалки. Это показано Монипени [191] в диаграмме, приведенной на фиг. 40. Из этой диаграммы

ясно, что никель не оказывает заметного влияния на показатели механических свойств рассматриваемых сталей при закалке с 900° и после последующего отпуска при температурах до 550°. В случае отпуска при более высоких температурах никель повышает твердость. Результаты для сталей № 2 и № 5, имевших совершенно одинаковый химический состав, за исключением содержания никеля особенно наглядны.



Фиг. 40. Влияние никеля на сопротивление отпуску после закалки стали, содержащей от 0,34 до 0,40% углерода и от 11,0 до 11,30% хрома [191]

Таблица 46

Влияние никеля на склонность к воздушной закалке 11%-ных хромистых сталей, содержащих 0,34—0,40% углерода по Монипени [191]

№ сталей	Содержание никеля, %	Начальная температура °C	Время пребывания во второй печи час.	Твердость по Бринеллю образцов, закаленных в воде после выдержки во второй печи при		
				700 °C	650 °C	600 °C
1	0,26	900	0,5	183	228	228
			1	179	228	228
			2	179	228	228
5	1,60	900	0,5	444	340	340
			1	387	255	269
			2	332	228	228
1	0,26	1060	1	196	217	217
			2	192	217	217
			4	192	217	217
			8	183	202	217
			1	578	321	269
5	1,60	1060	2	495	277	255
			4	460	241	217
			8	351	223	217

Таблица 47

Механические свойства сталей 16-1 после закалки в масле при 975° и отпуска

Состав, %			Отпуск		Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Предел пропорциональности кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Твердость по Бринеллю
C	Ni	Cr	°C	длительность, час.					
0,17	1,29	15,16, ¹	450	3	141,8	124,3	94,1	9	387
			500	1	128,8	109,9	81,4	15	332
			550	0,5	114,8	98,0	66,5	13	321
			650	0,5	98,7	84,7	54,3	16	277
			750	8	79,8	52,5	31,5	23	207
0,11	1,15	4,55	450	3	121,8	101,5	62,7	16	364
			500	1	136,5	108,5	—	18	351
			550	0,5	102,5	78,4	—	18	302
			650	0,5	78,1	61,6	—	21	228
			750	0,5	73,5	50,4	—	26	212

¹ Образцы этой стали для испытания на разрыв были взяты из листа толщиной 6 мм; образец другой стали диаметром 12,2 мм был выточен из круга 25 мм.

Таблица 48

Влияние углерода на механические свойства сталей, содержащих 17—18% хрома и 2% никеля, после охлаждения на воздухе с 950° и закалки в воду при 650° по Монипени [191]

Состав, %			Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %	Ударная вязкость по Изоду фт/фн	Твердость по Бринеллю
C	Ni	Cr						
0,11	2,18	18,00	77,4	57,0	27,5	62,2	87,83,88	241
0,16	2,30	17,20	77,0	61,0	24,0	61,5	68,78,68	248
0,21	2,46	17,60	85,5	61,5	21,0	53,4	50,60,56	269
0,27	2,20	17,90	94,0	71,4	20,0	55,8	46,42,47	277
0,35	2,01	17,40	106,0	96,2	17,0	47,2	20,20,18	302

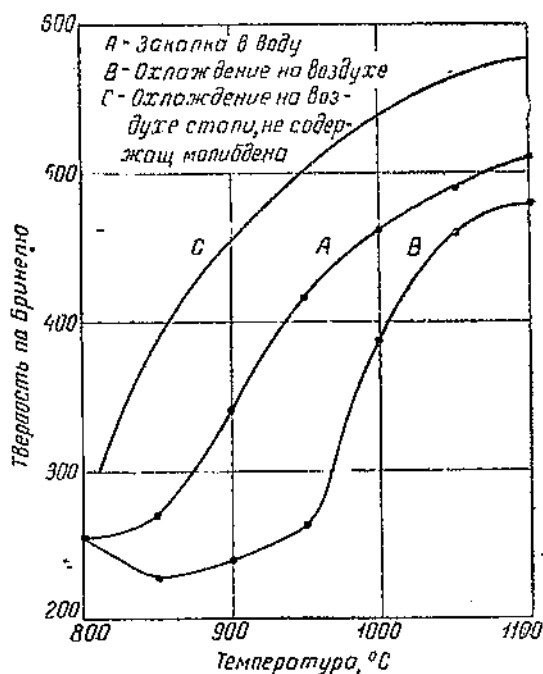
Таким образом, малые количества никеля служат для увеличения прокаливаемости стали и для обеспечения возможности повысить содержание хрома в сталях, которые должны принимать полную закалку. Это дает возможность получать превосходные механические свойства у сталей более коррозиестойчивых, чем стандартные 12—14%-ные хромистые стали.

82. Влияние молибдена. До недавнего времени в нержавеющие стали для режущих изделий редко вводили молибден, хотя еще

в 1910 г. Борхерс и Моннарц взяли патент на повышение сопротивляемости рассматриваемых сталей химическим воздействиям путем введения в них молибдена. Эртель и Вюрт [93] исследовали ножевые стали с содержанием 0,3% углерода, 14% хрома и 0,3—0,4% молибдена. Они показали, что введение от 1 до 3% молибдена повышает температуру $A_{с1}$ и уменьшает склонность к воздушной закалке. Они же нашли, что для полной прокаливаемости стали, содержащие молибден, должны нагреваться до температуры от 1000 до 1050° или до несколько более высокой температуры. Диаграмма, построенная на основании данных Монипенни (фиг. 41), подтверждает это для сталей, содержащих 2% молибдена. Молибден повышает сопротивляемость коррозии рассматриваемых сталей в слабых растворах соляной, серной, уксусной и азотной кислот, а также в морской воде и в слабых растворах лимонной, винной и других органических кислот.

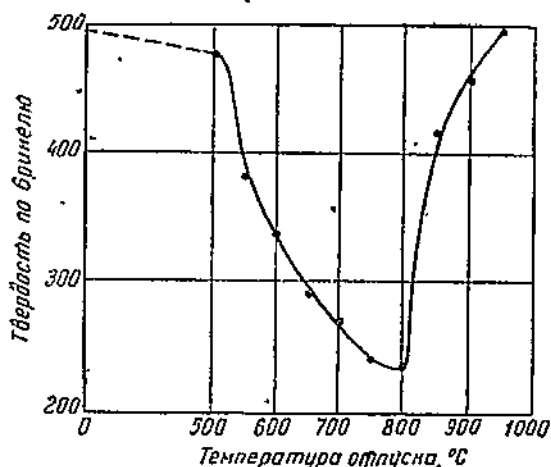
Вследствие этого в ножевую сталь некоторых сортов добавляют до 2% молибдена, чтобы предохранить от ржавления лезвия режущих инструментов. Модифицированная ножевая сталь с 0,75% молибдена широко применяется при изготовлении специального режущего инструмента, так как хорошо сохраняет режущую кромку. Добавка молибдена, не изменяя режима закалки, дает большую свободу при отпуске стали.

83. Влияние вольфрама. Монипенни [191] указывает, что хотя и можно было ожидать увеличения прокаливаемости при малых добавках вольфрама, но добавление 1,4% вольфрама в 12%-ную хромистую сталь не дало заметного эффекта. Он приводит диаграмму, изображенную на фиг. 42, и сообщает, что после отжига легирован-



Фиг. 41. Влияние температуры закалки на твердость по Бринеллю для стали с 0,24% углерода, 12,8% хрома и 2,28% молибдена по сравнению со сталью с таким же содержанием хрома и углерода, но не содержащей молибдена

ные вольфрамом стали заметно тверже, чем того же анализа нержавеющей стали без вольфрама. Однако, в противоположность молибдену, вольфрам не увеличивает сопротивляемость коррозии у ножевых сталей под воздействием уксусной, соляной, серной и других кислот и даже уменьшает стойкость против коррозии в азотной кислоте.



Фиг. 42. Влияние отпуска на сталь, содержащую 0,32% углерода; 11,6% хрома и 1,40% вольфрама, охлажденную на воздухе с 1000°. После отпуска образцы охлаждались в воде [191]

уксуса и лимонного сока. Он указывает, что необходимое количество меди зависит от содержания хрома и обычно не превышает 1,5%. Введение меди наиболее полезно для сталей с содержанием углерода меньше 0,15%. Монипенни указывает, что добавка 1,2% меди слегка увеличивает твердость высокохромистых сталей, действуя подобно добавке малых количеств никеля. С другой стороны, он подчеркивает разницу между влиянием меди и никеля: даже большие количества меди не могут обеспечить полностью аустенитовой структуры нержавеющей стали. В этом отношении показательно, что растворимость меди в твердом растворе нержавеющей стали ограничена несколькими процентами.

85. Влияние титана. Титан считается «нейтрализатором углерода» в нержавеющих сталях. Влияние более значительных добавок титана было исследовано Комптоном и Кларком [448], которые испытывали стали четырех видов, содержавшие от 0,2 до 0,3% углерода, около 17,5% хрома и до 2% титана. Для обеспечения крипоустойчивости наиболее эффективной оказалась добавка 0,25% титана. Этого же количества достаточно, чтобы увеличить сопротивление окислению при температурах от 870 до 980°, что видно из следующих данных:

Содержание титана %	0	0,25	1,11	1,97
Среднее увеличение веса за 1000 часов г/кв дюйм	0,0593	0,0035	0,0094	0,0121

84. Влияние меди. Медь обычно не вводится в нержавеющие стали для режущих изделий, хотя она и поднимает коррозионную стойкость в некоторых средах и прокаливается. Саклапвала [55] утверждает, что добавка меди полезна при стали в таких средах, как 5%-ная серная кислота, 5%-ная соляная кислота, рудничные воды, водные растворы

86. Применение. Вскоре после того как Брирли указал, что стали, содержащие около 0,3% углерода и 13% хрома, пригодны для изготовления режущих изделий, другие исследователи вскоре указали целый ряд равнообразных применений их, в связи с комбинацией высоких показателей механических свойств с коррозионной устойчивостью. Еще в самом начале применения нержавеющей стали Гадфильд [11], Эйткинсон [15, 24], Марбл [20], Пармитер [53], Гатфильд [60], Хэндфорд [226] и др. нашли, что нержавеющей стали для режущих изделий пригодны также для изготовления клапанов, золотников, клапанных седел, шарикоподшипников, турбинных лопаток, деталей насосов и пр. Этот материал оказался полезным для изготовления матриц горячей штамповки, пробойников, форм для литья, сосудов для выпаривания, колец шарикоподшипников, хирургического инструмента, зубоврачебного инструмента, оптических приборов, механического оборудования и инструмента (толщиномеры, угольники и т. д.).

Хултгрэн [45] указывает, что нержавеющей стали ножевого типа достаточно прочны для шарикоподшипников и что их механические свойства ниже, чем у обычной шарикоподшипниковой стали с 1% углерода и 1,5% хрома. Эти свойства, как видно из следующей главы, улучшаются с увеличением содержания углерода. С другой стороны, для изготовления турбинных лопаток вместо стали для режущих изделий в настоящее время применяются стали с более низким содержанием углерода. Точно также применяют вместо сталей для режущих изделий хромистые стали других типов, обычно идущие на клапаны двигателей внутреннего сгорания.

Хотя рассматриваемые стали нашли широкое применение для режущих изделий, они не применяются для резцов по металлу, а только для дерева и других относительно мягких материалов, при резке которых не приходится сталкиваться с высокой твердостью или температурой. Они не сохраняют твердости при температуре красного каления, подобно быстрорежущим сталям.

Г. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Из среднеуглеродистых сталей с содержанием хрома от 10 до 18% наиболее широко применяются для режущего инструмента стали с 0,3% углерода и 13% хрома или с содержанием 0,7—1,0 углерода и 17% хрома. Оба сорта обладают оптимальными свойствами после закалки и отпуска с последующей шлифовкой их поверхности. В этом состоянии 17%-ная хромистая сталь обладает большей твердостью и сопротивляемостью износу и коррозии.

2. Практика выплавки этих сталей мало отличается от ранее описанной. Но последующая обработка требует больших предосторожностей, чем обработка прочих хромистых сталей, вследствие склонности рассмотренных сталей к воздушной закалке. Трудности обработки можно устранить при помощи тщательного соблюдения режима нагрева и охлаждения, указанных в табл. 49.

Таблица 49

Рекомендуемые температуры горячей обработки давлением и термической обработки сталей, содержащих от 13 до 17% хрома

О п е р а ц и я	Температура °C	Твердость	
		по Бринеллю	по шкале Роквелла
1	2	3	4

Состав стали: 0,30 — 0,40% С; 0,30 — 0,50% Мп; 13,0 — 14,0% Cr; 0,20 — 0,40% Si; не больше 0,03% S и не больше 0,03% P

Предварительный нагрев	785—815	—	—
Ковка	925—1095	—	—
Умягчающий отжиг	860—885	165	—
Отжиг перед механической обработкой	760—785	220	—
Закалка	970—1010	550	56
Отпуск	175—480	—	56—51

Состав стали: 0,65 — 0,75% С; 0,40 — 0,60% Мп; 16,0 — 17,0% Cr; 0,30 — 0,50% Si; не больше 0,03% S и не больше 0,03% P

Предварительный подогрев	785—815	—	—
Ковка	925—1095	—	—
Умягчающий отжиг	885—915	200	—
Отжиг перед механической обработкой	760—785	230	—
Закалка	995—1050	600	60
Отпуск	150—425	—	60—54

3. После закалки, отпуска и шлифовки рассматриваемые стали обладают высокой коррозионной устойчивостью в водопроводной воде, паре, фруктовых и мясных соках, в кислотах и солях, пищевых продуктах, аммиаке, щелочных растворах и смазочных маслах, жидких и густых. Одновременно они достаточно устойчивы против атмосферной коррозии, не говоря уже о комнатном воздухе. В наружном воздухе эти стали иногда приобретают темнокоричневый налет, после удаления которого обнаруживается неповрежденная поверхность. При некоторых условиях в промышленной атмосфере возможна точечная коррозия (питтинг). Разъедание соляной, серной и сернистой кислотами и хлоридами может быть весьма значительным.

4. Применяя отпуск при разных температурах, а также варьируя содержание хрома и углерода, можно широко изменять механические свойства. Стали, склонные к воздушной закалке, должны медленно охлаждаться после обработки при повышенных температурах, а если их необходимо охлаждать на воздухе, то после охлаждения необходим отпуск для снятия напряжений. Это особенно относится к сталям, которые подвергаются сварке, горячей клепке или пайке. В полностью отожженном состоянии все ножевые стали легко подвергаются механической обработке.

5. При наличии в сталях для режущих изделий больше 1% кремния они труднее поддаются горячей механической обработке. При повышении содержания кремния до 3% они становятся хрупкими и практически не принимают закалки. Такая добавка кремния повышает сопротивляемость образованию окалины и коррозии в некоторых средах, в других же средах, особенно в среде азотной кислоты, кремний понижает коррозионную устойчивость.

6. Увеличение в сталях для режущих изделий содержания марганца до 1—2% повышает прокаливаемость и облегчает горячую механическую обработку. Если содержание марганца увеличить до 6% и более, то стали становятся в значительной степени аустенитовыми (см. гл. XIV).

7. Добавление от 0,5 до 2,0% никеля резко увеличивает прокаливаемость, значительно больше, чем введение тех же количеств марганца. Никель вводится, чтобы улучшить прокаливаемость тех сталей ножевого типа, которые имеют пониженное против обычной содержание углерода и повышенное содержание хрома.

Если никель вводится в сталь, не предназначенную для режущего инструмента, то он служит для повышения механической прочности сталей типа 18-2 или 16-1. Эти стали содержат меньше 0,20% углерода и более коррозионноустойчивы, чем стали для режущего инструмента с более высоким содержанием углерода. Они в основном являются конструкционными сталями.

8. Добавление малых количеств молибдена или вольфрама повышает температуру закалки сталей для режущего инструмента. Молибден также увеличивает коррозионную устойчивость в некоторых средах. С целью предупредить легкое ржавление лезвий ножей из нержавеющей стали иногда полезно вводить в сталь до 2% молибдена. Широко применяется ножевая сталь с содержанием 0,75% молибдена.

9. Состав нержавеющей сталей для режущего инструмента весьма мало изменился с 1914 г., когда Брирли начал производство таких сталей. Несмотря на тенденцию к более высокому содержанию хрома и углерода, наряду с улучшением технологии изготовления этих сталей, до сих пор производится значительное количество сталей по предложенному Брирли анализу и несколько меньшее количество сталей, модифицированных небольшим процентом различных легирующих элементов.

ГЛАВА VI

ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫЕ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ от 10 до 18% ХРОМА

Штамповые стали и стали для волочильного инструмента. Клапанные стали. Выводы авторов

Высокоуглеродистые высокохромистые стали, т. е. сплавы, содержащие от 1,0 до 2,5% углерода и, обычно, около 12% хрома, характерны своей способностью оказывать высокое сопротивление износу. Так называемые «штамповые стали» идут на изготовление шлифовального инструмента и валков; внутренней облицовки; форм для изготовления кирпича, матриц, штампов для холодной штамповки и глубокой вытяжки, волочильных досок для проволоки, формовочного инструмента и валков, калибров и т. д. Чтобы удовлетворить спрос рынка, изготавливают стали разных марок. Если, например, требуется наибольшее возможное сопротивление удару, то применяют сталь с пониженным содержанием углерода или же добавляют ванадий, молибден или оба эти элемента вместе, обычно в количествах, не превышающих 1%. Наконец, имеется марка стали с несколькими процентами кобальта.

Впервые высокоуглеродистые высокохромистые стали появились в 1892 г., когда Гадфильд [1] опубликовал обширное исследование сплавов, содержащих от 1,25 до 2,15% углерода и от 11 до 17% хрома. Они ковались с трудом или вообще не поддавались ковке и казались малообещающими. В результате позднейших исследований была установлена удовлетворительная технология их горячей обработки.

Идея применения высокоуглеродистых высокохромистых сталей для изготовления волочильного инструмента, согласно утверждениям Кокса, принадлежит англичанину Куэрничу (Р. К. Kuehnrich, см. дискуссию по сообщению Уилса [412] и Тлача)¹. После опытов в 1895 г. со сталью, содержащей 3,5% хрома, Куэрнич начал опыты с высокохромистыми сталями в 1903 г. Была выбрана сталь, содержащая от 1,4 до 2,5% углерода и около 15% хрома. По сообщению Кокса, два американских инженера, изучив в Париже замечательные высокохромистые стали, вернулись в 1908 г. в США и начали на заводе Midvale Steel Company исследования, которые были оформлены патентом², относящимся к сталям с 1—2% углерода и 15—20% хрома. В то время в эти стали часто добавляли

¹ Частное сообщение Виктора Тлача.

² Патент США № 1206902 от 5 декабря 1916 года.

около 1% никеля, благоприятно влияющего на ковкость. Дальнейшие исследования в поисках заменителей для вольфрамовой быстрорежущей стали во время войны 1914—1918 гг. привели к открытию модификации, содержащей кобальт. Эта сталь, содержащая около 1,4% углерода, 13% хрома, 3% кобальта, 0,5% никеля и 0,6% молибдена, была первой в 20 веке, закалывающейся на воздухе сталью, получившей промышленное применение; первая плавка была отлита в Америке в 1916 г.

А. ШТАМПОВЫЕ СТАЛИ

Большая часть изготавливаемых в настоящее время высокоуглеродистых высокохромистых сталей для штампов вовсе не содержит других легирующих элементов, либо содержит в относительно малых количествах молибден или ванадий, или оба эти элемента вместе. Причиной прекращения производства модификации, содержащей кобальт, было улучшение металлургической технологии, давшее возможность получать удовлетворительные результаты с менее дорогими легирующими элементами.

В технической литературе почти нет данных о сталях рассматриваемого типа, если не считать обзорных работ Джилла [113] и Уилса [412], опубликованных в 1929 и в 1935 гг.; единственными источниками для информации являются патентные заявки и объявления. Исключение составляют статьи Эртеля [75] и Шмидта и Юнгвирта [202], но они потеряли свое значение в настоящее время.

87. **Выплавка и разливка.** В дополнение к данным, приведенным в главах II и III, добавим данные Уилса [412]. Высокохромистые высокоуглеродистые стали можно выплавлять в тиглях или в электропечах; в последнее время выплавка производится главным образом в основных электропечах. В швалку дается около 30% высокоуглеродистого высокохромистого скрапа, а остальное составляет крупный высококачественный стальной лом с низким содержанием серы и фосфора. По расплавлению содержание углерода и хрома понижается до 75—80% от содержания, соответствующего анализу заданных в печь отходов. После скачивания шлака ванна науглероживается электродным боем. Затем выводится раскислительный шлак, состоящий из извести, плавленого шпата и кокса. По получении белого шлака ванну нагревают и добавляют несколько приемов феррохром, чтобы предупредить чрезмерное охлаждение ванны. Остальные легирующие элементы (если они необходимы по анализу стали) даются в него перед самым выпуском, так же как при выплавке быстрорежущей стали, т. е. при достаточно высокой температуре металла.

Высокоуглеродистая высокохромистая сталь, содержащая около 1% ванадия, наиболее вязка, наиболее склонна к усадке, почему ее следует разливать медленно. Обычные размеры слитков небольшие: квадрат 200 мм (350 кг) и квадрат 300 мм (700 кг).

88. **Горячая обработка.** Высокоуглеродистые высокохромистые

стали относительно тверды при высоких температурах и должны нагреваться и коваться с большой осторожностью. Очень важно соотношение между количествами углерода и хрома. При достаточно высоком содержании углерода и при содержании хрома более 20%ковка становится невозможной. Для сталей, содержащих обычное количество хрома (от 10,5 до 12%), верхний предел по углероду не должен превышать 2,6%, если требуется обеспечить хорошую горячую обрабатываемость материала, а минимальное содержание углерода должно быть 1%.

Крусибл Стилл Компани рекомендует следующую технологию горячей обработки [519]: «Нагрев следует вести постепенно, начиная с низкой температуры, до 1095° и прекращать ковку при снижении температуры до 900°, после чего поковка должна быть повторно нагрета. Послековки холодная поковка должна быть подвергнута высокому отпуску при 955—980°С для снятия напряжений».

Уилс рекомендует несколько иные температуры, что видно из приводимого им графика нагрева: слитки или заготовки выдерживаются несколько часов при температуре 760°, затем температура постепенно поднимается до 1040°. Выше 1065°нагрев вреден. Эта предельная температура на 30°ниже, рекомендуемой Крусибл Стилл Компани; в то же время по Рэпатцу [54] хрупкая ледебуритная составляющая появляется при температурах выше 1100°. Присутствие этой составляющей, описанной уже в § 69, ведет к надрывам металла при горячей механической обработке. Предварительный подогрев для квадратного слитка сечением 200×200 мм должен быть около 16 часов (2 часа на 1 дюйм толщины), для слитка сечением 300×300 мм — около 24 часов. Восемидюймовые слитки куются на четырехдюймовые (100 мм) заготовки с двух повторных нагревов при температуре концаковки 845—870°. Эта температура также ниже предлагаемой Крусибл Стилл Компани, но она выше указанной в главе III (§ 30) для сталей с более низким содержанием углерода.

Обжатие слитков прокаткой не практикуется. Однако после первого обжатия путемковки, в результате которой увеличивается пластичность металла благодаря уничтожению карбидной сетки и трансформации слитка, полученную заготовку можно без труда перекачивать на станах. После прокатки иликовки сталь охлаждается на спокойном воздухе. Для снятия напряжений, возникающих при ковке, Крусибл Стилл Компани рекомендует немедленный подогрев до 955—980°с последующим охлаждением на спокойном воздухе.

89. Отжиг. Высокоуглеродистые высокохромистые стали обычно отжигаются для обеспечения холодной механической обработки. По Уилсу [412] они в течение 6—8 часов нагреваются до температуры 870—900°, томятся при этой температуре от 8 до 12 часов, затем охлаждаются в течение 24—36 часов. Крусибл Стилл Компани практикует отжиг по следующему методу. Сталь пакуют в

ящички или трубы, заполненные инертными материалами, медленно нагревают до 900°, выдерживают при этой температуре 1 час, охлаждают с печью до 790°, томят 3—4 часа, охлаждают со скоростью 10° в час до 650°, затем охлаждают «естественно», вместе с печью. Такая сложная обработка имеет целью обеспечить удовлетворительную механическую обрабатываемость стали в холодном состоянии.

90. Влияние отжига на отливки. Гросс [493] для определения влияния отжига на микроструктуру обработал литую сталь, содержащую 1,47% углерода и 11,81% хрома, путем отжига при различных температурах и в течение различного времени. Подобная обработка вызывает выпадение карбидов. В зависимости от степени их выпадения матрицы, после охлаждения на воздухе, имеют мартенситовую, перлитовую или смешанную структуру. Количество выделившихся карбидов зависит от температуры и длительности отжига. Отжиг производят в трех температурных интервалах выше 850°, между 850 и 600° и между 600—400°. При отжиге в первом температурном интервале получаются наиболее твердые матрицы (структура мартенсит+простит); при отжиге во втором температурном интервале получается перлитная структура и сталь, легко поддающаяся механической обработке; при отжиге в третьем температурном интервале образуется мартенситная структура. Нагрев до более низких температур не дает никакого эффекта.

Были изучены стали, модифицированные вольфрамом, никелем и марганцем: вольфрам способствует закалке и выпадению карбидов, а никель и марганец производят противоположный эффект.

91. Термическая обработка. Практика термической обработки на разных заводах неодинакова, однако имеются черты, общие в практике всех заводов. Рассматриваемые стали отличаются низкой теплопроводностью, вследствие чего медленно поглощают тепло. Карбиды переходят в раствор весьма медленно. Поэтому для получения максимальной твердости и прочности на износ изделия следует выдерживать дополнительное время при температуре закалки.

Обычно сталь подогревается и выдерживается при температурах ниже температуры закалки; кроме того, она обычно защищается восстановителями — древесным углем, активными или уже бывшими в употреблении карбюризаторами, чугунными спружками. При употреблении активных карбюризаторов образуется цементированный слой.

По Уилсу [412] в пламенных печах создается атмосфера, в которой при температурах закалки получается минимальная окалина. В других электрических и отопляемых углем печах образование окалины предотвращается тем, что на подину засыпают древесный уголь и прекращают доступ воздуха извне. В последнее время печи с контролируемой атмосферой стали доступными заводам. Благодаря этому экономится много времени при закалке изделий большими садками.

Температура закалки, необходимая для получения максимальной твердости, зависит от состава стали. В общем, чем больше содержание углерода, тем ниже температура, требуемая для закалки. Это вполне согласуется с данными различных источников, приведенными в табл. 50. Там же указаны температуры подогрева, закалочная среда и температуры отпуска. Бросаются в глаза большие расхождения в температурах предварительного подогрева, что указывает на отсутствие жестких требований в этом отношении. Что же касается температур закалки, то они весьма близки для сравнимых по химическому анализу сталей и не превышают 1040° в соответствии с данными Уилса [412] о росте зерна и о короблении при закалке, которые при высокой температуре становятся чрезмерными. Рассматриваемые стали одинаково хорошо закаляются как в масле, так и на воздухе, но для получения максимальной твердости сталей с наибольшим содержанием углерода требуется закалка их в масло. Рекомендуется быстрый отпуск, обычно в интервале $205-315^{\circ}$, хотя в специальных случаях применяются и более высокие температуры.

92. Изменения размеров при термической обработке. Инструментальные стали, включая стали высоколегированных сортов, претерпевают при закалке, отпуске и старении изменения размеров; это имеет важное значение при изготовлении точного измерительного инструмента.

Френч [25] и Скотт [27] приводят данные для стали, содержащей около 1,2% углерода и 18% хрома, т. е. для полужакаливаемой стали, отличной от 12%-ной хромистой. Однако некоторые выводы Скотта интересны:

- 1) начальное сжатие после отпуска больше после закалки в воду, чем после закалки в масло, и больше в случае закалки с более высоких температур, чем с более низких;
- 2) на окончательное сжатие эти факторы влияют мало;
- 3) у всех закаленных, но не отпущенных сталей наибольшее сжатие наблюдается при 100° , а не при обычной комнатной температуре. После 6 месяцев пребывания стали на атмосферном воздухе сжатие оказалось таким же, как после выдержки в течение 1 часа при 100° .

Изменения размеров при отпуске высокоуглеродистых высокохромистых сталей трех стандартных марок подробно описаны Уилсом [412]. Приблизительные анализы их приведены в табл. 50. Цилиндрические образцы имели строго параллельные плоскости на концах и замерялись до и после закалки и после отпуска. Результаты замеров отображены в диаграмме на фиг. 43 для отпуска в течение 1 часа при каждой температуре.

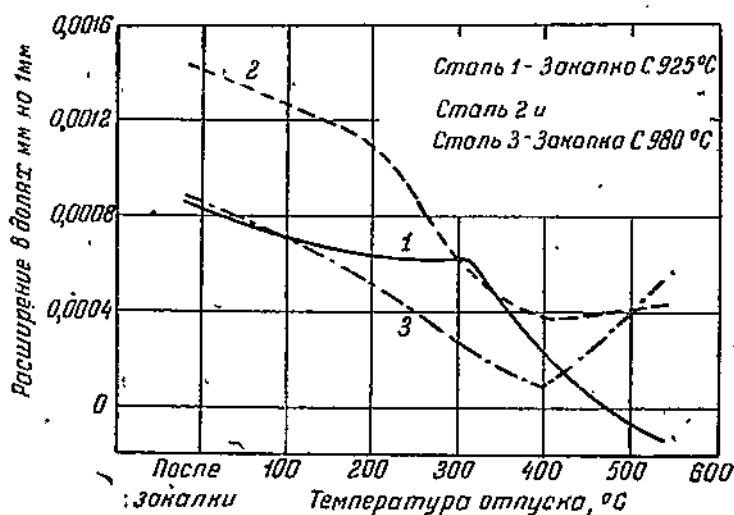
Изменения размеров для сталей 2 и 3 были определены, чтобы выявить влияние различной термической обработки.

Результаты показали, что после закалки с $980-1040^{\circ}$ с охлаждением на воздухе, т. е. при обработке, дающей максимальную твердость, коробление было весьма невелико и среднее изменение дли-

Рекомендуемые температуры термообработки высокоуглеродистых высокохромистых сталей

Источник	Название стали	С о с т а в, %					Температура подогрева °C	Температура закалки °C	Среды закали	Температура отпуска °C
		C	Cr	Mo	V	Co				
Crucible Steel Company [519]	H. Y. C. C.	2,25	12,0	—	0,25	—	705—760	955—995	Масло	205—315
	A. I. R. D. I. . . .	2,25	12,0	1,0	0,25	—	705—760	955—1025	Воздух или масло	205—315
	C. C. A.	1,50	12,0	0,8	0,25	—	705—760	980—1010	То же	205—315
	La Belle 24 . . .	1,10	12,0	1,0	0,25	—	705—760	1010—1040	„	205—315
	1 . . .	2,40	11,5	—	—	—	—	900—955	Масло	205—315
Уилс [412]	2 . . .	2,10	12,0	—	1,0	—	—	955—1010	„	205—315
	3 . . .	1,55	12,0	0,8	0,25	—	595	955—1010	Воздух или масло	205—315
	A . . .	2,38	12,5	—	—	—	—	925—980	—	—
Джилл [113]	B . . .	2,12	13,2	—	0,8	—	—	935—1010	—	—
	C . . .	1,88	12,2	0,5	—	3,5	—	955—1010	—	—
	D . . .	2,17	13,4	—	—	—	—	955—1010	—	—
	E . . .	1,60	17,0	—	—	—	—	1040—1095	—	—
	H . . .	2,19	12,0	—	0,7	0,7	—	955—1010	—	—
Metals Handbook [516]	12 . . .	2,10	12,0	—	—	—	815	970—995	Масло	205—540
	10 . . .	2,10	12,0	—	1,0	—	85	970—995	„	205—540
	13 . . .	1,50	12,0	0,75	—	—	815	980—1025	Воздух	205—540
								925—980	Масло	205—540

ны составило 0,0009 мм на 1 мм. Для стали 2 при закалке на максимальную твердость в масло при 955—1040° среднее изменение длины составило 0,00152 мм на 1 мм. После отпуска в течение 2 часов при 205° была получена твердость по шкале С Роквелла эт



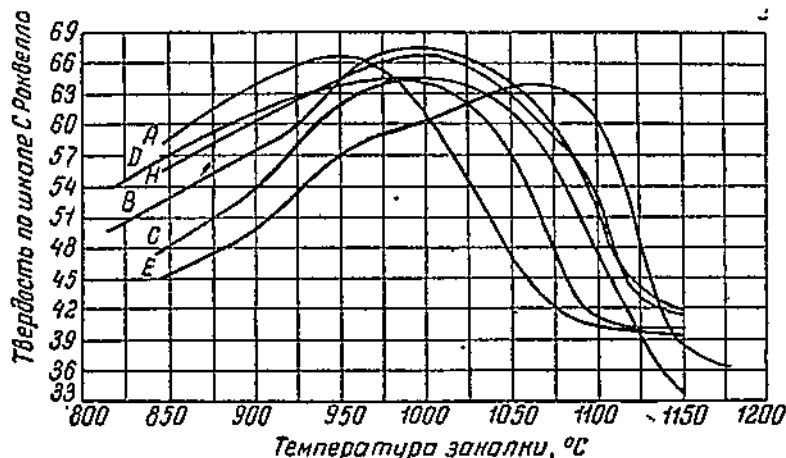
Фиг. 43. Влияние отпуска на расширение высокоуглеродистых хромистых штамповых сталей по Уилсу [412]. Составы приведены в табл. 50

62 до 64, а среднее расширение для стали 3 составило 0,00052 мм на 1 мм, а для стали 2 составило 0,0010 мм. По мере повышения температуры отпуска величина расширения уменьшалась и при температурах, вызывающих явление вторичной закалки, т. е. от 400 до 425°, была минимальной. В общем высокоуглеродистые высокохромистые стали считают малодеформирующимися при термической обработке.

93. Влияние термической обработки на механические свойства. Обычно для определения влияния термической обработки на высокоуглеродистые высокохромистые стали измеряют их твердость. Обширные данные приводятся Бейном [44], Джиллом [113] и Уилсом [412]. Стали, исследованные Бейном, содержали 2,22% углерода и 10,56% хрома и 1,70% углерода и 15,65% хрома. Они подвергались закалке в масло при температурах, начиная от 870 и до 1205°. При этом наибольшая твердость была обнаружена для первой стали при закалке с 980°, а для второй — с 1040°.

Многочисленные испытания сталей, состав которых приведен в табл. 50, произвел Джилл [113]. Образцы кубической формы со стороной куба, равной 19 мм, перед нагревом для закалки в масло подвергались полному отжигу при температуре 885°. Стали нагревались до температуры закалки за 20—30 минут с одной и той же

скоростью нагрева и выдерживались при этой температуре 15 минут, за исключением стали Е (содержавшей 17% хрома), которая была выдержана в течение 35 минут. Результаты испытаний на твердость отображены на диаграмме фиг. 44. Самая низкая темпе-

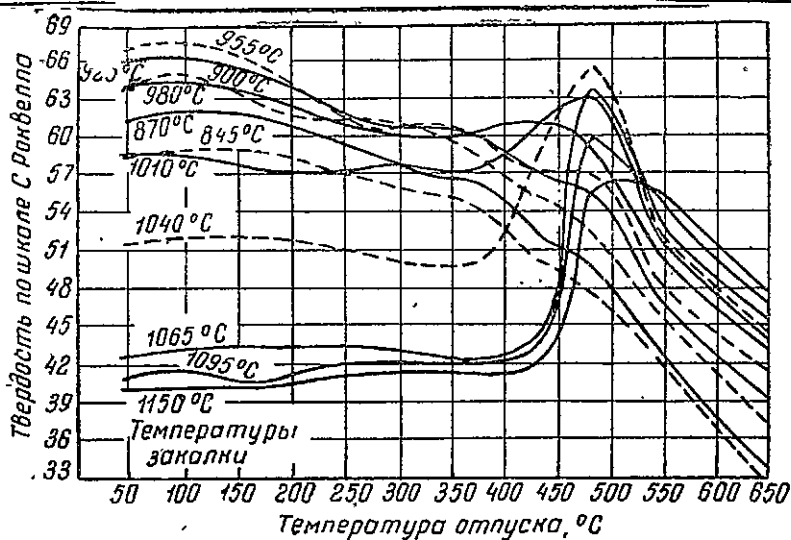


фиг. 44. Влияние температуры закалки на твердость высокоуглеродистых хромистых штамповых сталей [113]. Состав сталей указан в табл. 50

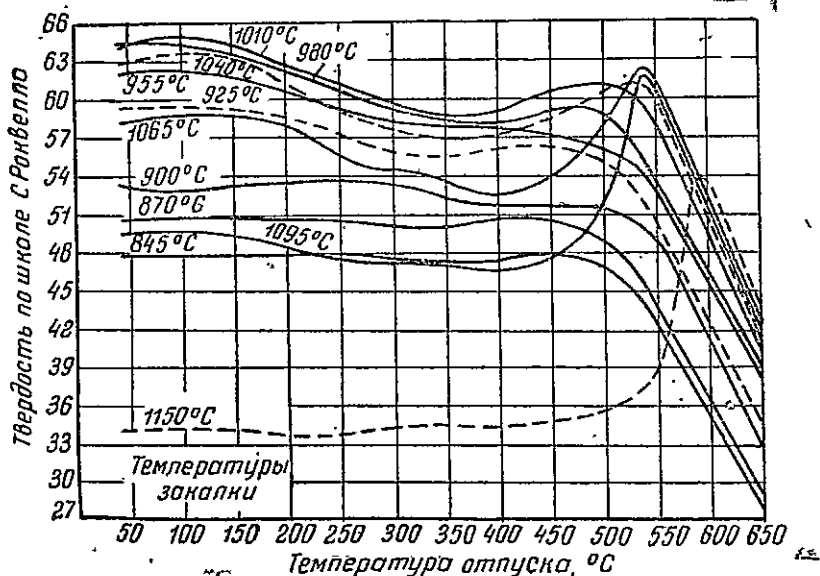
ратура закалки, необходимая для получения максимальной твердости, была получена для стали А (около 2,4% углерода и 12,5% хрома), а наивысшая для стали Е. Остальные во всех случаях имели примерно одну и ту же температуру, т. е. около 980—1010°.

Для отпуска образцы Джилла нагревались до 150—650° в течение 45 минут, выдерживались при каждой температуре отпуска 30 минут, затем охлаждались на воздухе. Результаты для сталей А и С приведены в диаграммах на фиг. 45 и 46. Исследования Джилла были подтверждены данными Уилса [412], относящимися к трем видам стали, состав которых приведен в табл. 51. Кроме того, Уилс приводит данные о влиянии температур отпуска на ударную вязкость и на результаты испытаний на сжатие. Данные по ударной вязкости приведены в диаграмме на фиг. 47. Совершенно ясно, что сопротивление удару и чувствительность к температуре отпуска меньше у сталей с более высоким содержанием углерода. Результаты испытаний на сжатие приведены в табл. 51.

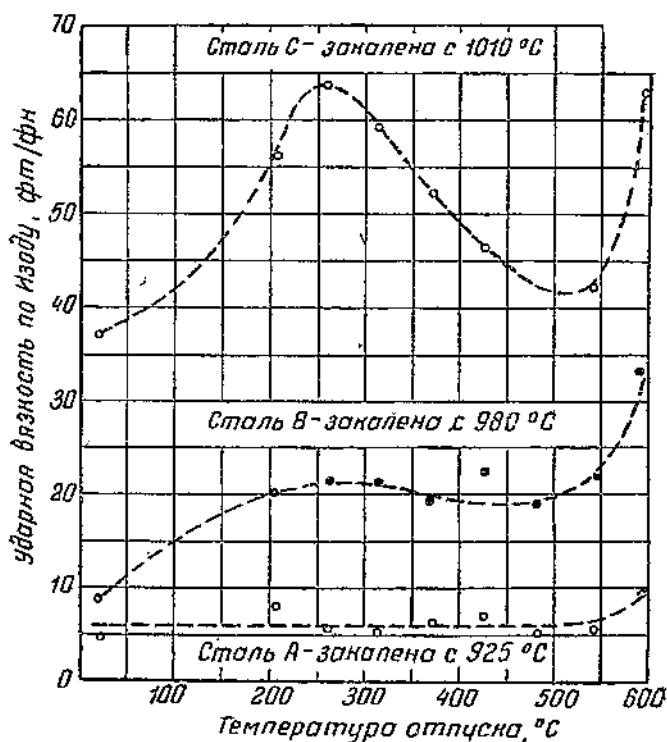
Изменения твердости и сопротивления удару для стали, содержащей 1,18% углерода, 18% хрома и 1,2% кремния приводятся Сиско [107]. Кривая твердости для различных температур закалки совпадает с приведенными выше кривыми.



Фиг. 45. Влияние отпуска на твердость закаленной штамповой стали, содержащей 2,38% углерода и 12,5% хрома [113]



Фиг. 46. Влияние отпуска на твердость закаленной штамповой стали, содержащей 1,38% углерода, 12,2% хрома; 3,5% кобальта и 0,5% молибдена [113]



Фиг. 47. Влияние отпуска на сопротивление удару закаленных высокоуглеродистых хромистых штамповых сталей [412]. Составы сталей приведены в табл. 51.

Таблица 51.

Влияние температуры отпуска на сопротивление сжатию для трех высокоуглеродистых высокохромистых сталей по Уилсу [412]

Марка стали	С о с т а в, %				Закалка в масло при тем- пературе °C	Сопротивление сжатию в кг/мм ² после отпуска при:		
	C	Cr	Mo	V		205 °C	315 °C	455 °C
А	2,40	11,5	—	—	925	307,0	278,0	212,0
В	2,10	12,0	—	1,0	995	297,0	273,0	250,0
С	1,55	12,0	0,8	0,25	995	284,0	255,0	230,0

94. Прочие свойства. На диаграмме фиг. 48 приведены данные об изменении удельного объема в зависимости от температуры закалки для стали, содержащей 2,19% углерода, 12,01% хрома; 0,72% ванадия и 0,66% кобальта. Эти данные вычислены из величин плотностей, приведенных Джиллом [113]. Сравнение этой кривой с кривой изменения твердости в зависимости от температуры закалки (сталь Н, фиг. 44) показывает их сходство. Вполне вероятно поэтому, что максимум на кривой твердости соответствует наибольшему количеству мартенсита, так как максимум на кривой удельных объемов соответствует тому, что удельный объем мартенсита больше удельных объемов как феррита, так и аустенита. Значения удельного объема для отожженной стали показывают, что удельный объем 12%-ной хромистой стали примерно на 0,001 см³/г больше, чем у углеродистой стали с тем же содержанием углерода.

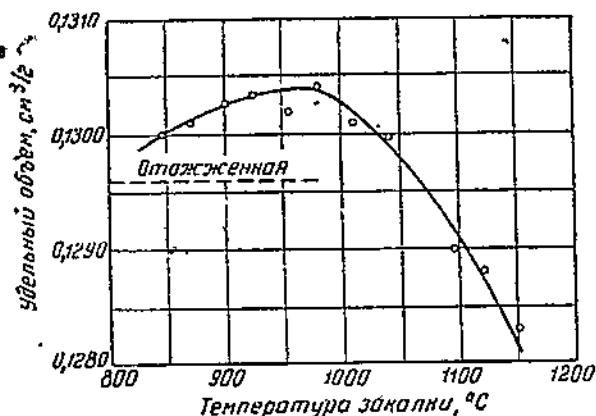
Коэффициенты линейного расширения стали, содержащей 1,78% углерода и 18,28% хрома, приведены в табл. 52. Они незначительно отличаются от коэффициентов для углеродистой стали.

Таблица 52

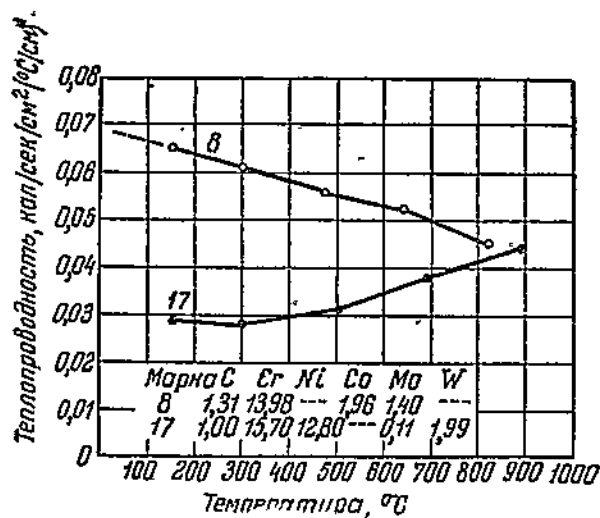
Коэффициенты линейного расширения стали с 1,78% углерода и 18,28% хрома (по данным Кокса, см. дискуссию по докладу Уилса [412])

Термообработка	Интервалы температур °C	Коэффициент линейного расширениях 10 ⁶ на 1 °C
Отжиг при 885 °C	30—205	9,0
	30—425	10,4
	30—650	10,8
	30—785	11,7
	205—425	11,5
	425—650	12,8
	650—785	13,7
Закалка в масло при 1010 °C	—8 до +22	12,0
Отпуск при 425 °C	—0 до +95	12,4

Величины теплопроводности по Шмидту и Манну [440] приведены на фиг. 49. Уменьшение теплопроводности по мере повышения температуры, показанное для стали 8. Повидимому, характерно для сталей, рассматриваемых в этой главе. Кривая для стали 17, содержащей существенное количество никеля, показывает увеличение теплопроводности с увеличением температуры, характерное для железохромоникелевых сплавов.



Фиг. 48. Влияние температуры закалки на удельный объем хромованадиникобальтовой штамповой стали. Вычерчено по данным Джилля [113]



Фиг. 49. Теплопроводность высокоуглеродистых хромистых сталей по Шмидту и Манну [440]

95. Механическая обработка и обрабатываемость. Как указано в начале этой главы, высокоуглеродистые высокохромистые стали, содержащие около 3% кобальта, рассматривались во время первой мировой войны, как возможный заменитель вольфрамсодержащих быстрорежущих сталей. В настоящее время общепризнано, что кобальтовая сталь не может заменять вольфрамомолибденовые стали. Как пример данных об испытаниях хромистокобальтовых сталей можно назвать данные, приведенные в сообщении Бакстера в дискуссии по докладу Мэтьюса [13].

Благоприятные данные были получены Хейфецом [320] для стали, содержащей 1,2% углерода, 14,16% хрома и 0,55% ванадия, примененной для изготовления спиральных сверл; но эти данные нуждаются в проверке.

Общепризнано, что высокоуглеродистые высокохромистые стали всех сортов можно подвергать механической обработке. Разумеется, обрабатываемость наиболее высока после полного отжига и уменьшается по мере увеличения содержания углерода.

96. Сопротивление износу. Лабораторные испытания на износ трудно увязать с практикой фактической службы изделия. Однако Френч и Гершман [83] изобрели отчасти удовлетворяющий этому условию прибор для испытания на износ цилиндрических калибров напильной высокоуглеродистой сталью, алюминиевыми сплавами и перлитным чугуном. Хромированные и нитрированные калибры изнашиваются весьма мало, однако, калибры из высокоуглеродистой высокохромистой стали, из стеллита и из быстрорежущей стали изнашиваются еще меньше. Большая сопротивляемость износу является характерным свойством сталей, рассматриваемых в настоящей главе.

97. Механические свойства при повышенных температурах. Гудремон и Эмке [115] приводят результаты кратковременных испытаний на разрыв для сталей: А — с содержанием 1,5% углерода и 13,5% хрома и В — с содержанием 1,2% углерода, 13,1% хрома и 1,5% вольфрама:

Температура °C	Сталь А		Сталь В	
	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²
700	15,3	12,0	16,0	10,9
800	9,5	6,5	8,7	6,5
900	7,8	5,9	—	—

Подобные же результаты были получены Пэйдж и Партриджем [154] для стали, содержащей 1,41% углерода, 11,7% хрома, 2,94% кобальта и 0,38% молибдена. По Хэндфорсу [226] сопротивление удару этой стали возрастает при повышении температуры.

Длительное выдерживание при повышенной температуре уменьшает сопротивляемость удару при комнатной температуре, но не влияет на результаты испытаний при высоких температурах.

В. КЛАПАННЫЕ СТАЛИ

Главные требования к клапанной стали сводятся к следующему:

- 1) отсутствие образования окалины при работе клапана в условиях высокой температуры;
- 2) твердость и прочность клапана при рабочей температуре, во избежание поломок или коробления и поводки клапана;
- 3) температура превращения выше $815-870^{\circ}$ в зависимости от марки стали, чтобы предотвратить коробление и воздушную закалку при работе клапана.

При большом количестве испытанных разнообразных сталей не установлен химический состав, универсально пригодный для всех случаев. Для клапанов автомобильных моторов применяются хромокремнистые стали, для клапанов авиационных моторов, работающих в более суровых условиях, применяются стали различных марок, но с высоким содержанием хрома при содержании углерода; обычно меньшем 1%.

98. Клапаны из высокоуглеродистых высокохромистых сталей. Богехолд и Джонсон [173] как обладающую большей твердостью, чем хромокремнистая, приводят сталь следующего состава: 1,2—1,5% углерода; 11,5—14,0% хрома; от 2,5 до 4% кобальта и от 0,45 до 1% молибдена.

Этот материал сохраняет прочность при рабочих температурах и устойчивость против износа. Недостатком этой стали является ее низкая ударная вязкость. Сопротивление окислению несколько ниже, чем у хромокремнистых сталей. Данные о хромокобальтовых сталях встречаются в работах Джонсона и Христиансена [47], Ос-трога [94], Френча [98], Гатфильда [101], Штраусса [163], Хэндфорса [226] и Муссати и Реджиори [329.] Эти работы содержат многочисленные подтверждения вывода о низкой ударной вязкости хромокобальтовых сталей. В табл. 53 приведены данные, полученные Хэндфорсом.

Введение в моторное топливо тетраэтилового свинца сделало продукты сгорания более сильно корродирующими, чем при сжигании чистого бензина, и предъявило новые требования к клапанной стали. Хэндфорс указывает, что хромокобальтовые стали неустойчивы против коррозии, вызванной продуктами разложения тетраэтилового свинца. В этом случае применяются хромоникелевые клапанные стали, описанные в гл. XII. Так как нет сталей, пригодных во всех случаях, то выбор надлежащей клапанной стали требует обсуждения в каждом отдельном случае и часто является компромиссным. В гл. XII подробно обсуждены вопросы сопротивления коррозии и жароупорности клапанных сталей.

Таблица 53

Влияние термообработки и температуры на ударную вязкость хромокремнистой и хромокобальтомolibденовой клапанных сталей по Хэндфорсу [226]

Состав стали, %					Термическая обработка	Ударная вязкость по Изоду в фт/фн при температуре, °C			
C	Si	Cr	Mo	Co		комнат-ной	750—800	800—850	850—900
0,39	3,55	8,75	—	—	Закалка на воздухе с 1000° и отпуск при 750° . . .	7—9	74	67	63
					1000 часов выдержки при 750—800°	3	70	—	—
					1000 часов выдержки при 800—850°	2,5	—	68,5	—
					1000 часов выдержки при 850—900°	3	—	—	51
					Закалка на воздухе с 950° и отпуск при 750° . . .	6—7	19	22	30
1,19	0,53	12,7	0,73	3,21	1000 часов выдержки при 750—800°	4,5	16	—	—
					То же при 800—850° . . .	4	—	26	—
					То же при 850—900° . . .	4	—	—	32

С. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Высокоуглеродистые высокохромистые стали, содержащие от 1 до 2,5% углерода и около 12% хрома обладают высоким сопротивлением коррозии и износу и широко применяются для штампов, волоочильных досок, калибров и других подобного рода изделий.

2. Производятся высокохромистые штамповые стали с добавками молибдена, ванадия или обоих элементов вместе. Группа сталей с 3% кобальта постепенно утратила свое значение.

3. При ковке высокоуглеродистых высокохромистых сталей необходимо соблюдать осторожность. Обычно слитки выдерживают (томят) при несколько более низкой, чем интервалковки, температуре. Максимальная температура нагрева перед ковкой лежит в пределах 1050—1100°.

4. Для удовлетворительной механической обработки высокоуглеродистые высокохромистые стали нуждаются в отжиге при температуре около 900° с последующим медленным охлаждением.

5. Для придания высокохромистым высокоуглеродистым сталям необходимых механических свойств, увеличения их твердости и сопротивления износу эти стали должны быть подвергнуты термической обработке. Для предупреждения обезуглероживания и об-

разования окалины изделия пакуют в ящики с засыпкой защитными материалами или помещают в печи с контролируемой атмосферой. Температура закалки, необходимая для получения максимальной твердости, зависит от состава стали. В общем, при повышении содержания углерода понижается температура закалки. Рекомендуется быстрый отпуск в интервале температур от 205 до 315°, хотя в особых случаях применяются и более высокие температуры.

6. Высокоуглеродистые высокохромистые стали относительно мало деформируются при термической обработке.

7. Высокоуглеродистые хромистокобальтовые стали обладают свойствами, делающими их весьма пригодными для изготовления выхлопных клапанов, но мало коррозионностойчивы в продуктах сгорания новых видов торючего с добавками, повышающими октачное число. Кроме того, эти стали относительно хрупки при ударе и склонны к образованию в процессе службы мелких трещин и волосовин.

ГЛАВА VII

ПРОСТЫЕ И МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ ОТ 20 ДО 35% ХРОМА

Производство и обработка. Физические константы. Механические свойства. Сопротивление коррозии и окислению. Модифицированные стали, содержащие от 20 до 30% хрома. Выводы авторов

Высокохромистые стали с содержанием более 20% хрома применяются не более 30 лет. По Мак-Кви́ггу [380] первые промышленные отливки были изготовлены в США в 1915 г., низкоуглеродистые тонкие и толстые листы прокатаны в 1919 г. и первые трубы прошиты в 1923 г.

Имеется несколько ранних работ по этим сталям. Хейннс [18] уже в 1920 г. заметил, что высокохромистые стали дают меньше окалины или почти не дают ее, в противоположность обычным углеродистым сталям, а Мак-Кви́гг [187] в 1923 г. подтвердил это опытными данными. Ранние работы Беккета [108] отмечают повышенную сопротивляемость этих сталей окислению при температуре 1000°, если при низком содержании углерода содержание хрома достигает или превышает 20%. По его данным, эти стали значительно превосходят сталь с 18—19% хрома и после нескольких недель пребывания при температуре 1095° показывают лишь ничтожное окисление, благодаря образованию тонкого, плотно прилегающего слоя окиси хрома, который в случае надрыва быстро восстанавливается и является непроницаемым для окислительных газов при высоких температурах. Промышленное применение этих сталей быстро возросло, особенно с тех пор, как было установлено, что сопротивление окислению почти не зависит от содержания углерода в сплаве. Вследствие этого, для получения жароупорных, хорошо выдерживающих горячую и холодную обработки сталей добивались низкого содержания в них углерода, а высокоуглеродистые стали находили применение в отливках деталей большой твердости и жароупорности, не поддающихся ковке и обдирке.

Существует некоторая путаница в терминологии высокоуглеродистых высокохромистых сталей и высокохромистых чугунов. Обычно первые выплавляются в электропечах из стального скрапа с добавкой углеродистого феррохрома. Высокохромистые чугуны можно выплавлять в вагранках, в пламенных печах и в электропечах, причем исходным сырым материалом является чугун. Однако это различие в сырых материалах не всегда можно узнать из опубликованных работ, а исследователи не всегда внимательны к

терминам «чугун» и «сталь» по отношению к высокохромистым сплавам.

Для облегчения как классификации, так и обсуждения вопроса в настоящей монографии условимся отличать сталь от чугуна не по методу производства, а по содержанию в сплаве кремния. Высокохромистые сплавы с содержанием кремния менее 1% будут разбираться в этой главе, а с содержанием кремния более 1% — в главе о чугунах (гл. VIII).

Промышленные жароупорные, не образующие окалины сплавы содержат от 23 до 35% хрома. Сталь, подвергаемая горячей или холодной механической обработке, содержит меньше 0,3% углерода. В фасонном литье содержание углерода варьирует от меньшего 0,3 до 2% и даже выше. Фурман [269] разделяет фасонное жароупорное высокохромистое литье на четыре класса, содержащие углерода: 1) менее 0,30%, 2) около 0,50%; 3) от 1 до 1,5% и 4) больше 2,75%. Стали первых трех классов содержат менее 1% кремния, сплав с 2,75% углерода содержит 3% кремния и, как это ясно, должен быть назван чугуном. Для максимальной коррозионной устойчивости Фурман рекомендует, чтобы содержание углерода не превышало 0,01 содержания хрома.

При комнатной температуре стали, содержащие 25—30% хрома и меньше 0,70% углерода, состоят из альфа-железа и карбидов (Cr_7C_3); они не поддаются закалке и не реагируют на термическую обработку¹.

А. ПРОИЗВОДСТВО И ОБРАБОТКА

Выплавка 20—35%-ных хромистых сталей производится теми же методами, которые применяются для выплавки нержавеющей стали других марок и описаны в гл. II.

Обработываемость в горячем и в холодном состоянии, в первую очередь, зависит от содержания углерода. Стали с содержанием меньше 0,35% углерода легко подвергаются горячей прокатке, ковке и штамповке. Высокоуглеродистые стали с трудом удается обрабатывать в горячем состоянии. Шмидт и Юнгвирт [202] полагают, что нельзя подвергать горячей механической обработке стали с содержанием больше 1% углерода, в особенности, если содержание хрома находится на верхнем пределе.

99. Технология выплавки. Обычно выплавка производится в электропечи. Слитки, идущие в ковку или прокатку, предпочитают выплавлять в основной печи и работать со скачиванием окислительного шлака; фасонное литье часто выплавляют в кислой электропечи без скачивания шлака. Описывая производство низкоуглеродистых сталей, содержащих до 30% хрома, Филд [356] указывает, что технология выплавки зависит от конечного содержания

¹ Диаграммы состояния этих сталей подробно обсуждены в гл. III первого тома настоящей монографии.

углерода в стали. Когда требуется низкоуглеродистая сталь, в заливку дается чистый малоуглеродистый скрап, по расплавлении которого в основную печь вводится порция прокатной окалины или железной руды с целью снизить содержание углерода в ванне до 0,04% и ниже. После этого окислительный шлак начисто удаляется. Затем наводится конечный шлак из извести и плавикового шпата, который время от времени обрабатывается молотым богатым ферросилицием с добавлением извести, если это необходимо для того, чтобы шлак рассыпался.

По получении надлежащего шлака сталь тщательно раскисляется марганцем и кремнием и начинается дача феррохрома с надлежащим содержанием углерода. Ввиду необходимости введения больших количеств феррохрома, его присаживают несколькими отдельными порциями. После дачи феррохрома ванну тщательно перемешивают; по растворении феррохрома берут пробу, после получения химического анализа которой, производится окончательная корректировка металла по хрому, ванна подогревается до необходимой температуры, окончательно раскисляется марганцем и кремнием, и плавка выпускается. Филд называет это описание плавки схематическим и указывает, что фактическая технология выплавки на различных заводах отличается как методикой введения феррохрома, так и методами окончательного раскисления стали. Он указывает, что при выплавке сталей низкоуглеродистых марок главное заключается в том, чтобы избежать повышения содержания углерода, удаляя от ванны электроды и избегая ферросплавов, содержащих больше, чем это допустимо, углерода. Для среднеуглеродистых сталей, содержащих приблизительно около 0,40% углерода, положение облегчается. В этом случае при наведении конечного шлака часть молотого ферросилиция можно заменить молотым коксом.

Описывая производство отливок из сталей, содержащих от 20 до 35% хрома, Мак-Квигг [187] замечает, что если одновременная дача слишком большого количества феррохрома может застудить ванну, то растягивание дачи феррохрома понижает вязкость шлака, а это ведет к перегреву свода и стенок печи.

Пакулла и Рудник [331] указывают, что шлак содержит от 20 до 30% SiO_2 и от 0,6 до 1% окиси хрома. Этого достаточно для окрашивания шлака в зеленый цвет и придания ему стекловидного характера, напоминающего кислые шлаки, даже в том случае, если шлак рассыпается подобно белому шлаку. Содержание окиси хрома в шлаке колеблется незначительно, в зависимости от полноты раскисления.

Для изготовления отливок с 20—35% хрома предпочитают пользоваться кислыми печами. Мак-Квигг [187], сравнивая оба процесса, замечает, что хотя кислая сталь обеспечивает жидкотекучесть металла, гладкую поверхность и здоровый металл в отливках, но при этом возможно выскакивание вверх содержания углерода и кремния.

Кернс [72] описывает кислый процесс для выплавки стали, содержащей 0,4—0,6% углерода, 0,6—0,8% марганца не больше 0,5% кремния и от 25 до 30% хрома. Завалка состояла из низкоуглеродистого скрапа и феррохрома, содержавшего 1% углерода. В завалку давалась третья часть феррохрома, а остальной феррохром вводился после расплавления и надлежащего подогрева ванны отдельными порциями с интервалами в 2—3 минуты. Известно добавлялось немного, так чтобы это не вредило футеровке печи. Угар хрома не превышал 1%, а цвет конечного шлака колебался от зеленого до коричнево-зеленого. Поскольку в области дуги происходит восстановление металлического кремния из шлака, вводить ферросилиций в печь при раскислении, по мнению Кернса, не следует, поэтому он ограничивался только дачей ферромарганца. Кернс указывает на затруднительность суждения о фактической температуре металлической ванны.

100. Отливки. Большая часть выплавляемых сталей с содержанием хрома от 20 до 35% предназначена для фасонного литья. По Мак-Квингу [187], при этом встречаются те же трудности, что и при производстве отливок из углеродистой или малолегированной стали, но в более резко выраженной форме. Эти стали обладают низкой теплопроводностью и дают значительную усадку, что ведет к образованию местных напряжений и трещин. Саймондс [127] для стали с 28% хрома и меньше 0,5% углерода рекомендует отливку в сырые песчаные формы, покрашенные графитом, с литниками увеличенных размеров и с гораздо большим количеством выпаров, чем это принято для углеродистой и малолегированной стали. Саймондс [127] и Мак-Квинг [40, 187] указывают, что при изготовлении моделей следует учитывать усадку в 20 мм на 1 м. По мере увеличения содержания углерода и без того большая усадка возрастает вследствие увеличения интервала между ликвидусом и солидусом и необычного удлинения периода между началом и концом застывания металла.

Несмотря на трудности отливки рассматриваемых сталей, Мак-Квинг [187] считает, что чугуны с 25—30% хрома представляют более благоприятный для литейщика сплав, чем стали с 16—18% хрома. Низкоуглеродистые высокохромистые стали в жидком состоянии малоподвижны, вследствие этого их надо отливать при высокой температуре, чтобы обеспечить полное заполнение формы. Горячая разливка, как подчеркивает Фурман [269], вызывает крупнозернистость и вытекающую отсюда хрупкость, если, разумеется, сечение отливки не очень мало. Фурман указывает, что хотя иногда и удается уменьшить зерно путем термической обработки, что зависит от содержания углерода, в общем случае размеры зерна в отливках изменить не удастся. Поэтому «следует вести разливку как можно холоднее, чтобы обеспечить получение наименьшего зерна. Это означает, что необходим очень узкий интервал температур разливки».

Естественно, что конфигурация отливки, температура разлив-

ки и другие факторы влияют на качество в значительной степени. Вследствие этого отливки одного и того же состава могут сильно отличаться одна от другой по качеству.

Эдкок [65], Фрэнкс [267] и недавно Кольбек и Гарнер [518] изучали влияние азота, в виде нитридов хрома, на высокохромистые стали. Эдкок считал, что азот действует аналогично углероду, но Фрэнкс, а также Кольбек и Гарнер установили, что азот измельчает зерно и повышает пластичность, вязкость и прочность сталей с 20—30% хрома. Для получения такого результата было рекомендовано применять высокоазотистый феррохром, содержащий около 70% хрома и 0,7% азота. По данным Фрэнкса, готовая высокохромистая сталь должна содержать азот в количестве приблизительно 0,01 от содержания в стали хрома. Это было подтверждено Кольбеком и Гарнером, которые указывают, что в случае большего, чем указано Фрэнксом, содержания азота слитки обладают повышенной газонасыщенностью. Исследования Фрэнкса по влиянию азота на размер зерна подтверждены Фурманом [269] в производственных условиях, а также Норвудом [330].

101. Горячая и холодная обработка. По вопросу о механической обработке высокохромистых сталей опубликовано мало материалов. Мак-Квинг [40, 187] указывает, что эти стали катаются и куются так же хорошо, как и среднеуглеродистые стали, при условии содержания углерода не больше 0,5%. Но они гораздо тверже углеродистых и малолегированных сталей и требуют большего расхода энергии при обработке давлением. Кроме того, температуры горячей обработки должны контролироваться более строго. Мак-Квинг [40] рекомендует начальную температуру от 950 до 1050° и температуру конца обработки от 800 до 850° в зависимости от операции. Однако при ковке и прокатке с успехом применяется такая высокая начальная температура, как 1150°. Трудности горячей обработки возрастают с увеличением содержания углерода. Легкость деформации больше связана с содержанием углерода, чем с содержанием хрома. При 2,5% углерода металл чрезвычайно трудно ковать или катать.

Спенле [443] установил влияние хрома и других легирующих элементов на величину обжатий при горячей прокатке. Были изготовлены квадратного сечения образцы 15 углеродистых и легированных сталей со стороной квадрата, равной 50 мм. Эти образцы один раз пропускались через стан при строго идентичных условиях, т. е. поверхность валков, их скорость, температура прокатки (1100°) были неизменными. Давление при прокатке исчислялось по «коэффициенту обжатия»¹, который определялся делением размера увеличения ширины на размер уменьшения высоты квадрата. Как показано в табл. 54, 16%- и 30%-ные хромистые стали оказались более жесткими, чем простая низкоуглеродистая, малолегированная и нержавеющая типа 18-8 стали.

¹ По существу говоря, коэффициенту относительного уширения. Прим. перев.

Соотношение между коэффициентами относительного уширения, определенными Спенле, и прочностью при повышенных температурах высокохромистых сталей и стали 18-8 не вполне закономерно. В следующей главе указано, что сталь типа 18-8 прочнее при высоких температурах, чем высокохромистая сталь без никеля. Этого нельзя ожидать из данных табл. 54.

Таблица 54

Коэффициенты относительного уширения углеродистой и хромистой стали, получающиеся за один проход в процессе прокатки при 1100° по Спенле [443]

Марка стали	Состав, %			Коэффициенты относительного уширения при обжатии в валах на			
	C	Cr	Ni	100%	200%	300%	400%
Углеродистая	0,10	—	—	0,23	0,40	0,58	—
Низкохромистая . . .	0,45	1,5	—	0,35	0,48	0,63	0,77
16% хромистая . . .	0,10	16,0	—	0,40	0,58	0,74	0,85
30% хромистая . . .	0,25	30,0	—	0,32	0,52	0,70	0,83
18-8	—	18	8	0,23	0,40	0,60	0,73

Исследования Фрэнкса [360] над азотсодержащими высокохромистыми сталями показывают, что они легче катаются и куются, чем стали, не содержащие азота. Это было подтверждено Райтом и Ноуэллом в дискуссии по докладу Фрэнкса. Ноуэлл также указал на улучшение холодной механической обработки, но предупредил, что повышение содержания азота больше 0,3% вызывает обратное влияние на 20%-ную хромистую сталь. Кольбек и Гарнер [518], которые плавил азотсодержащие стали небольшими плавками (слитки весом 5,6 кг), могли ковать также слитки только при условии, что температура ковки превышала 1000°, и получали из квадратов 63 мм круги 22 мм. Даже здоровые слитки¹ давали трещины в процессе ковки при более низкой температуре.

Джонсон и Серджесон [230] обнаружили, что 25%-ная хромистая сталь, не содержащая азота, с трудом поддавалась холодной прокатке при толщине меньше 0,9 мм, так как сталь вдавливалась и оставляла дефекты на валах. Кольбек и Гарнер провели опыты по холодной прокатке закаленной в воду низкоуглеродистой 25%-ной хромистой стали, содержавшей 0,25% азота, и оказалось, что кованую плитку толщиной 3,2 мм легко было прокатать в полосу толщиной 0,15 мм, т. е. тончайший материал, который можно получить на малом немеханизированном стане холодной прокатки. При этом потребовалось три промежуточных отжига при температуре 1150°.

¹ При содержании азота больше 0,3%.

102. Обработываемость и сопротивление износу. Благодаря твердости, присущей карбидам, находящимся в сталях с 20—35% хрома, последние обрабатываются значительно труднее, чем обычные низкоуглеродистые стали. Мак-Квигг [187] утверждает, что обрабатываемость главным образом зависит от структуры металла, а не от содержания хрома, и что после надлежащего отжига можно обрабатывать стали с содержанием от 25 до 30% хрома и от 2 до 2,75% углерода. Это же подтверждают Гудремон и Васмут [182], указывающие, что при низких скоростях и тяжелых резцах отливки с 34% хрома и с углеродом от 1,1 до 2,3% (при содержании кремния от 1 до 1,5%) могут быть обрабатываемы резцами из быстрорежущей стали и что «в случае особых трудностей резцы из сверхтвердых сплавов дают хорошие результаты». Азот несомненно улучшает обрабатываемость низкоуглеродистых высокохромистых сталей, как установлено Кольбеком и Гарнэром [518]. Измельчение зерна значительно улучшает обрабатываемость и отделку азотсодержащих сталей. Это важно особенно для мелких машинных частей, нуждающихся в винтовой нарезке и других подобных операциях.

Наличие сложных твердых карбидов железа и хрома в высокоуглеродистых сталях с 20—35% хрома обеспечивает высокое сопротивление износу и шлифовке [182, 187]. Мак-Квигг приводит случай [40], когда сплав, содержащий 2,7% углерода и 26,4% хрома, при шлифовке цирконитом или обожженным магнезитом показывал меньший износ, чем закаленный чугуны или равноценная ему высокомарганцевая сталь. Преимущество высокохромистой стали заключается в том, что она не так легко разбивается на куски, как закаленный чугун. Сопротивление износу сплавов железа и хрома вообще увеличивается при повышении содержания хрома. Эйлендер, Эртель и Шмалыц [313] испытали серию сплавов, изготовленных из электролитического железа и высокой чистоты хрома на шлипидель-машине. Вращающийся диск из углеродистой стали, державшей 0,23% углерода, 0,18% кремния и 0,34% марганца, прижимался к образцу с силой 8 кг. Износ определялся измерением площади сегмента, сточенного вращающимся диском на образцах железохромистых сплавов. Получились следующие результаты:

Хром, %	0	5	10	15	20	22
Площадь, мм ² . .	140	85	55	40	35	33

103. Сварка. Относительно сварки рассматриваемых высокохромистых сталей имеются весьма скудные сведения. Тангерман [164] и Миллер [190] указывают, что газовая сварка высокохромистых сталей с содержанием меньше 0,3% углерода затруднительна, особенно в крупных сечениях; однако при надлежащей обкатке удастся получить удовлетворительные результаты при сварке как встык, так и накладку. Пламя следует держать нейтральным или слабОВОСстановительным, так как заметный избыток аце-

тилена вызывает науглероживание сварного шва. При температуре сварки начинается интенсивный рост зерна. Сварные швы обладают высокой прочностью на разрыв, но весьма малой пластичностью или даже вовсе не имеют ее. Высокоуглеродистые отливки необходимо подогреть перед сваркой, а после сварки замедленно охлаждать во избежание образования трещин. Лучше всего после сварки произвести отжиг.

Описывая дуговую сварку высокохромистых сплавов, Ходж [368] указывает, что хотя сварные швы низкоуглеродистых сталей с 25—35% хрома настолько хрупки при комнатной температуре, что не противостоят сколько-нибудь заметным ударным или изгибающим нагрузкам, они становятся довольно пластичными при 260° и выше. Поэтому «сварные конструкции могут применяться при повышенных температурах без образования трещин в процессе их службы». Он же получил для шва толстых листов, содержащих 0,10% углерода и 26% хрома, сваренного электродом с 0,25% углерода и 28,76% хрома, ударную вязкость 4 фт/фн (на образце без надреза). В случае применения электродов с тем же содержанием хрома и углерода и с 0,33% азота, сопротивление удару у сварного шва возросло немого. Однако в обоих случаях удлинение и сжатие поперечного сечения равнялись нулю.

Френкс [360] определил механические свойства сварных швов низкоуглеродистой 25%-ной хромистой стали, содержащей азот, причем сварные электроды имели тот же состав, что и свариваемые листы (толщиной 6 мм). Полученные им результаты приведены в табл. 55.

Таблица 55

Механические свойства сварных швов при сварке отожженных 6-мм листов высокоазотистой стали с содержанием 25% хрома по Френксу [360]

Состав, %			Метод сварки	Состояние шва	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 25,4 мм, %
C	Cr	N ₂					
0,17	24,19	0,24	Кислород-ацетиленовая	Без термообработки . .	64,9	46,6	3
				После выдержки при 875° в течение 4 часов и охлаждения на воздухе	59,9	39,9	7
0,19	25,30	0,24	Дуговая	Без термообработки . .	59,9	44,8	7
				После выдержки в течение 4 часов при 875° и охлаждения на воздухе	57,7	37,6	10

104. Термическая обработка. Диаграмма состояния показывает, что структура сталей, содержащих от 25 до 35% хрома и меньше 0,5% углерода, не может быть изменена термической обработкой. После холодной обработки низкоуглеродистые стали могут быть подвергнуты отжигу для умягчения их и для снятия наклепа, а отливки из таких сталей обычно отжигаются для снятия напряжений. По данным Мак-Квигга [40] и Фурмана [269], стали, содержащие около 30% хрома, становятся хрупкими при выдержке в зоне температур от 425 до 540°, так что следует избегать замедленного охлаждения в этом интервале температур. Хрупкость обнаруживается только при испытаниях при комнатной температуре (или при температурах ниже точки кипения воды); пластичность может быть восстановлена, если сталь повторно нагреть до 650° и выше, затем быстро охладить. Очевидно, эта хрупкость тесно связана по своей природе с отпускной хрупкостью, обычной для некоторых отпущенных и медленно охлажденных низколегированных сталей и с катастрофическим падением ударной вязкости сталей для режущих изделий, отпущенных при температуре 450—500°, как указывает Тоур [444] (см. фиг. 34).

К отпускной хрупкости или к «хрупкости при 475°С», наблюдаемой у сталей с 25% хрома, мы еще вернемся в настоящей главе.

Высокоуглеродистые отливки настолько тверды, что в литом состоянии практически не могут быть механически обработаны.

Твердость их по Бринелю, по данным Фурмана [269], составляет около 550. Такие стали умягчаются для механической обработки путем длительного отжига при 750—800° с последующим медленным охлаждением. Если 25%-ная хромистая сталь содержит больше 0,7% углерода, то она уже может закаливаться при нагреве до 850° и выше и при погружении в масло. Сплавы с более высоким содержанием углерода, от 1,5% и более, могут закаливаться на воздухе. Для отжига высокоуглеродистых сплавов Мак-Квигг рекомендует нагрев до 800° и замедленное охлаждение до 600° с последующим быстрым охлаждением.

В. ФИЗИЧЕСКИЕ КОНСТАНТЫ

105. Плотность и удельный объем. Как указано в гл. IV, на фиг. 20, удельный объем сплавов железа и хрома по существу представляет линейную функцию от содержания хрома. Плотность уменьшается с 7,72 при 20% хрома до 7,62 г/см³ при 35% хрома. Следовательно, низкоуглеродистые стали, содержащие от 25 до 30% хрома, легче примерно на 5% нелегированной углеродистой стали [301]. Углерод заметно понижает плотность. Для стали, содержащей около 0,3% углерода, не больше 1% кремния и от 25 до 30% хрома, плотность равна 7,54 г/см³ [506], а для сплава, содержащего от 1,1 до 2,3% углерода, 1,3% кремния и 34% хрома, плотность составляет 7,43 г/см³ [182].

106. Теплопроводность и линейное расширение. Теплопровод-

ность низкоуглеродистых сталей с содержанием от 25 до 30% хрома при 100° составляет только 42% от теплопроводности легированной малоуглеродистой стали [301]. По Шелтону и Свенджеру [294], теплопроводность увеличивается с 0,050 кал/сек/см² при 100° до 0,058 кал/сек/см² при 500°. Эти цифры можно сопоставить с величиной 0,065 кал/сек/см² при 500° для низкоуглеродистой 15%-ной хромистой стали. Влияние увеличения содержания хрома на теплопроводность железа изображено на фиг. 21 (гл. IV). Нет сведений по высокоуглеродистым сплавам, но нет сомнения, что их теплопроводность ниже, чем у подобных по анализу сталей, не содержащих хрома. Один завод [486] указывает, что низкоуглеродистая 25%-ная хромистая сталь имеет теплопроводность в интервале от 20 до 100°, равную 0,059 кал/сек/см² (°C/см).

Данные по коэффициентам линейного расширения при нагревании для низкоуглеродистых сплавов железа и хрома с содержанием хрома до 50% приведены в главе IV, из которой видно, что средние коэффициенты не отличаются заметно от коэффициента для альфа-железа. Средние значения коэффициентов линейного расширения в интервале от 0° до 100° для сталей, содержащих около 30% хрома, в зависимости от содержания хрома таковы:

Содержание углерода %	Средний коэффициент расширения при нагревании $\times 10^6$	И с т о ч н и к
Менее 0,10%	10,6	United States Steel Corporation [301]
0,35	10,6	Rustless Iron and Steel Corporation [506]
1,1	9,8	Гудремон и Васмут [182]
2,3	9,4	Гудремон и Васмут [182]

В табл. 56 приведены коэффициенты теплового расширения стали А, содержащей 33,6% хрома, 1,3% кремния и 0,42% марганца, и

Таблица 56

Коэффициенты расширения при нагревании стали, содержащей 34% хрома по Гудремон и Васмуту [182]

Интервал температур °C	Коэффициент расширения при нагревании на 1 °C $\times 10^6$ для		Интервал температур °C	Коэффициент расширения при нагревании на 1 °C $\times 10^6$ для	
	стали А (1,1% C)	стали В (2,3% C)		стали А (1,1% C)	стали В (2,3% C)
0—100	9,8	9,4	0—600	11,4	11,5
0—200	10,2	10,3	0—700	11,6	11,9
0—300	10,6	10,8	0—800	12,2	12,3
0—400	10,9	11,3	0—900	12,7	12,7
0—500	11,2	11,4	0—1000	13,1	13,0

стали В, содержащей 34,2% хрома и приблизительно те же количества кремния и марганца [182].

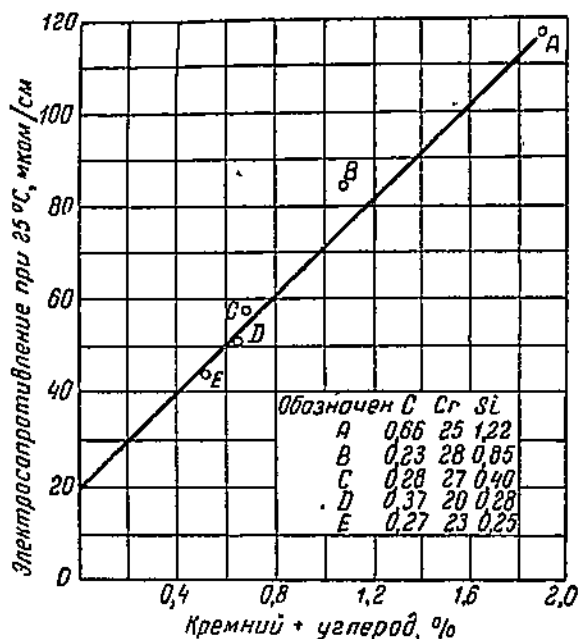
107. Магнитные и электрические свойства. В главе IV рассмотрены магнитные свойства низкоуглеродистых высокохромистых сплавов. Магнитность этих сплавов обратно пропорциональна содержанию хрома. Увеличение содержания углерода действует в ту же сторону, что увеличение содержания хрома. Тем не менее, поскольку эти стали являются ферритными, их магнитность позволяет легко отличать их от аустенитовых нержавеющих сталей типа 18-8.

Благодаря высокому сопротивлению окислению при высоких температурах и высокому электросопротивлению, высокоуглеродистые стали с содержанием хрома более 20% пригодны для изготовления электрических нагревательных элементов, на что указывают Гунтер и Джонс [32], Мак-Квигг [40], Мэтьюс [61], Эдвардс и Норбери [16], Портевэн [5], Будуар [6] и Галибург [58].

Хром увеличивает электросопротивление низкоуглеродистого железа. Для малоуглеродистых высокохромистых сталей электросопротивление прямо пропорционально содержанию хрома, причем для 18%-ной хромистой стали оно составляет 63 мком/см, а для

23%-ной хромистой — 78 микроома на 1 см [66]. Наклеп увеличивает электросопротивление: Бенедикс и Сандберг [66] нашли, что оно увеличивается от 3 до 4 мком на 1 см для низкоуглеродистой стали и значительно больше для средне- и высокоуглеродистой сталей.

По Портевэну [5] увеличение электросопротивления для сталей с 0,2% углерода и 26—40% хрома после закалки составляет не менее 2% от первоначального. Мэтьюс [61] определил, что электросопротивление стали, содержащей 0,30% углерода и 29,77% хрома, в за-

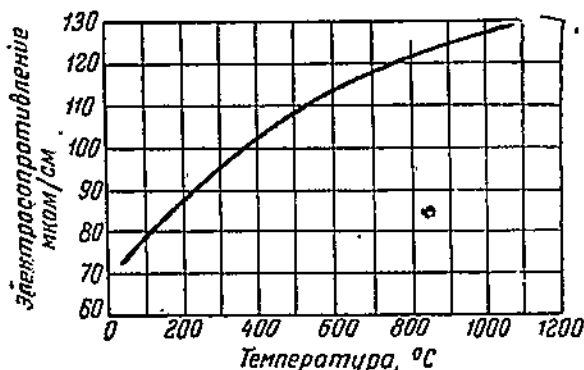


фиг. 50. Электросопротивление сталей заводского производства, содержащих от 20 до 27% хрома по Мак-Квиггу [187]

каленном состоянии равнялась 71,9 мком/см на 1 см, а после нормализации только 69,4 мком/см.

Углерод оказывает заметное влияние на электросопротивление. Влияние углерода и кремния на сталь, содержащую от 20 до 27% хрома, определялось Мак-Квингом и показано на фиг. 50.

На фиг. 51 определены заводские данные по электросопротивлению сталей с содержанием хрома от 23 до 30% [486].



Фиг. 51. Электросопротивление сталей с 23—30% хрома, изготавливаемых в промышленном масштабе по данным Allegheny—Ludlum Steel Corporation [486]

Температурный коэффициент электросопротивления высок. Сплав, содержащий 0,27% углерода и 23,49% хрома, имел сопротивление при комнатной температуре, равное 17,3 мком/см, а при 1100° в 2,6 раза больше, на что указывает Мак-Квинг [40], производивший опыты с проволокой диаметром 0,62 мм.

Гунтер и Джонс приводят следующие данные по влиянию температуры на электросопротивление двух сплавов:

Температура °C	Электросопротивление	
	сплав А (0,18% C; 1,67% Si; 22,06% Cr; 0,87% Ni)	сплав В (0,65% C; 1,24% Si; 22,23% Cr; 1,17% Ni)
20	100,0	100,0
300	112,9	113,2
400	117,5	117,4
500	122,5	123,5
600	127,8	128,3
700	131,6	132,2
800	133,8	134,1
900	135,5	135,5
1000	137,5	136,5

Как мы видим, здесь увеличение электросопротивления оказалось значительно меньшим, чем по данным Мак-Квигга [40]. Термоэлектрические свойства хромистых сталей, содержавших более 30% хрома и от 0,1 до 0,8% углерода, были определены Дюпой и Портвенном [9], которые для опытов избрали два температурных интервала: от -80° до 0° и от 0° до 100° . Были получены кривые, характерные для сталей с двойными карбидами.

С. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

При комнатной температуре в альфа-железе растворяется по меньшей мере до 30% хрома; поэтому, как и у всякого твердого раствора, прочность и твердость железохромистых сплавов больше, чем у чистого железа. Пакулла и Обергофер [62], Эдкок [168] и Эйлендер, Эртель и Шмалыц [313] определяли влияние увеличения хрома на твердость железа. Твердость сплавов с 30% хрома примерно вдвое больше твердости сплавов с 5% хрома. Влияние увеличения содержания хрома с 12 до 21% для сталей, содержащих около 0,10% углерода, уже приводилось в табл. 3 гл. IV.

108. Механические свойства при комнатной температуре сталей с содержанием от 20 до 35% хрома после горячей механической их обработки. По заводским данным [301], предельные значения механических свойств и величин твердости для сталей, содержащих меньше 0,1% углерода, меньше 0,5% марганца и кремния и от 25,0 до 30,0% хрома, следующие:

Механические свойства	После отжига	После холодной обработки давлением
Времен. сопротивление разрыву, кг/мм ²	От 52 до 67	От 59 до 123
Предел текучести, кг/мм ²	От 35 до 42	От 38 до 109
Удлинение на образце 50,8 мм, % . . .	От 20 до 30	—
Удлинение на образце 25,4 мм, % . . .	—	От 25 до 2
Сжатие поперечного сечения, %	От 50 до 60	От 55 до 25
Твердость по Бринелю	От 160 до 190	От 150 до 250

Фактические свойства стали, содержавшей 0,09% углерода, 0,29% марганца, 0,12% кремния и 28,28% хрома, охлажденной вместе с печью с 855° С, по данным Саклатвала и Деммлера [124] оказались следующими:

Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	66,5
Предел текучести, кг/мм ²	40,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	27
Сжатие поперечного сечения, %	40
Твердость по Бринелю	194

Закалка в воду при 995° и отпуск при 425° не изменили твердости. Такая же закалка, но с отпуском при 600° С понизила твердость до 169 единиц Бринеля.

В табл. 57 приведены результаты для некоторых термически обработанных кованых сталей, содержавших от 0,14 до 2,02% углерода и от 22 до 28% хрома, по данным Мак-Квигга [380]. Низкое удлинение и сжатие поперечного сечения повышались при закалке в воду после десятичасовой выдержки при 850°. Наиболее благоприятное сочетание максимальной прочности и вязкости получалось при быстром охлаждении с температуры около 900°.

Таблица 57

Механические свойства поковок 30%-ных хромистых сталей после их термообработки по Мак-Квиггу [380]

Состав, %				Термическая обработка	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на длине l = 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн
C	Si	Mn	Cr							
0,14	0,36	0,50	26,28	Послековки	62,3	43,0	9	11	170	2,0
				Нагрев при 850° в течение 10 час. и закалка в воду . .	58,2	99,3	26	61	159	2,0
				30 мин. при 950° и охлаждение в воздухе	46,3	34,3	5	6	157	—
0,24	0,11	0,26	27,73	Нагрев при 850°С в течение 10 час. и закалка в воду . .	60,1	37,4	31,3	59,1	143	1,0
0,75	0,75	—	23,12	Охлаждение с 850° до 20°С в течение 5 суток	67,1	—	11,0	11,8	223	—
2,02	0,50	—	22,25	Медленное охлаждение с 850° до 600°С	77,0	70,1	9,0	12,7	—	—

Этот вывод вполне согласуется с неопубликованными данными Норвуда, который нагревал образцы листовой стали с 25% хрома до температур между 400 и 950°. Скорости охлаждения варьировали от медленного охлаждения с печью до закалки в воду. Он наблюдал, что при содержании хрома в 20% и более выдержка сталей в интервале температур от 400 до 550° вызывает хрупкость, исчезающую после нагрева до температур выше 600° с последующим быстрым охлаждением. Эта отпускная хрупкость была названа Норвудом «хрупкостью при 475°», потому что эта температура является серединой интервала 400—550°. Это же исследование показало, что наибольшей мягкости и пластичности рассматриваемых сталей достигают после закалки в воду с 900°. Мак-Квигг предположил [380], что причиной хрупкости при 475° является выпадение карбидов по границам зерен. Новейшие данные по отпускной хрупкости опубликованы Бекетом [488], который указывает, что излом 25% хромистой стали, сделавшейся

хрупкой при выдержке при 475°, идет через середину зерен, а не по их границам.

Как и у всех хромистых сталей, структурные превращения при содержании хрома от 20 до 35% протекают весьма медленно. Арнесс и Островский [213] подвергли долговременной термической обработке однодюймовые (25,4-мм) квадратные прутки трех плавок стали. Химический состав сталей и показатели их механических свойств приведены в табл. 58. Здесь бросается в глаза чрезвычайно низкое удлинение и сжатие поперечного сечения стали, содержащей 0,21% углерода и 26,45% хрома, после 15-часовой выдержки при 870° и охлаждения в воде и после такой же выдержки при 830° и последующего охлаждения с печью, в то время как по данным Мак-Квигга [380], приведенным в табл. 57, выходит, что длительная выдержка металла (10 часов при 850°) перед охлаждением в воде необходима, чтобы обеспечить удовлетворительную пластичность стали.

Таблица 58

Влияние длительной выдержки при высоких температурах на механические свойства высокохромистых сталей по Арнессу и Островскому [213]

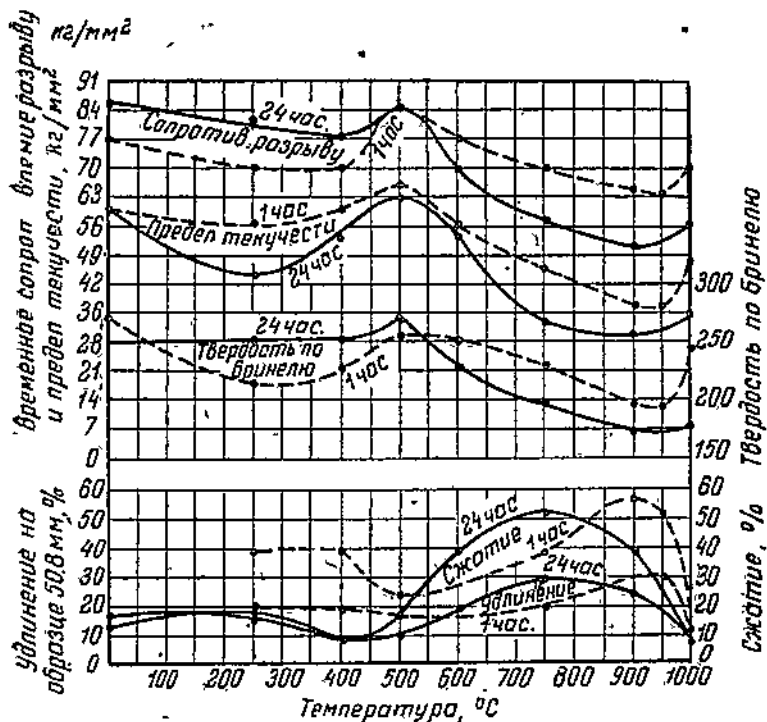
Состав, %					Выдержка в теч. 10 ч. при темпе- ратуре, °C	Охлажде- ние	Временное сопротивл. разрыву кг/мм ²	Предел те- кучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие по- перечного сечения, %	Твердость по Бринеллю
C	Mn	Si	Cr	Ni							
0,08	0,37	0,51	21,80	0,19	790	В воде	52,0	29,7	34,0	64,7	170
					830	"	52,5	28,0	34,0	62,3	170
					870	"	50,3	29,0	35,0	64,7	170
					830	С печью	54,2	33,3	32,0	64,7	167
0,13	0,33	0,48	21,49	0,26	790	В воде	51,0	29,7	33,5	51,9	170
					830	"	51,9	29,7	32,5	54,7	170
					870	"	50,2	29,7	35,5	59,8	179
					830	С печью	54,5	35,0	30,5	58,6	163
0,21	0,41	1,05	26,45	0,21	790 *	В воде	54,0	36,7	26,0	57,3	170
					830 *	"	54,3	35,0	29,0	58,6	187
					870 *	"	48,2	37,7	3,0	1,9	179
					830 *	С печью	49,0	38,6	2,0	1,9	179

* Выдержка в течение 15 час.

Типичными после отжига являются следующие свойства стали, содержащей меньше 0,35% углерода, от 0,25 до 0,80% марганца, меньше 1% кремния и от 23 до 30% хрома (506):

Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	56,0
Предел текучести, кг/мм ²	35,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	30
Сжатие поперечного сечения, %	50
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	2
Твердость по Бринеллю	163

Свойства, полученные Мак-Квиггом [40] при испытании на разрыв стали, содержащей несколько больше углерода (0,53%), 24,45% хрома и 0,39% кремния, отображены на диаграмме фиг. 52. Сталь была прокатана из слитков сечением 250×250 мм



Фиг. 52. Влияние времени и температуры на механические свойства охлажденной на воздухе стали, содержащей 0,53% углерода и 24,45% хрома [40]

в листы толщиной 6,1 мм, из которых вырезались плоские образцы. Кромки образцов были механически обработаны, а поверхность листов не обрабатывалась.

Как очевидно из фиг. 52, нагрев в течение 24 часов при низких температурах от 100 до 400° дает иную структуру и, как следствие, иные механические свойства, чем нагрев при тех же температурах, но в течение только 1 часа.

Показатели механических свойств двух высокохромистых сталей, содержавших 21 и 27% хрома, определенные Мак-Эдмом [90, 91], приведены в табл. 63. Несмотря на удовлетворительные показатели временного сопротивления разрыву, предела текучести, удлинения и сжатия поперечного сечения, ударная вязкость сталей с содержанием хрома от 20 до 35% очень низка: для образца

по Изоду с надрезом она составляет от 1 до 4 фт/фн. Это полезно сравнить с ударной вязкостью по Изоду нержавеющей стали 18-8 после закалки, которая составляет от 75 до 100 фт/фн.

Работа Фрэнкса [360] и недавние исследования Кольбека и Гарнера показывают, что ударная вязкость малоуглеродистых сталей с 20—35% хрома может быть улучшена введением в сталь азота.

Так, вследствие разного содержания в стали азота, образцы стали, испытанной Фрэнксом и содержавшей 0,10% углерода и 22,4% хрома, после выдержки в течение 6 часов при 900° и охлаждения в воде имели следующие показатели механических свойств:

Механические свойства	Содержание азота %	
	0,032	0,21
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	54,5	59,7
Предел текучести, кг/мм ²	32,7	38,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	30	29
Сжатие поперечного сечения, %	60	66
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	4	24
Твердость по Бринелю	149	166

Недавние исследования Кольбека и Гарнера [518] показывают, что превосходная комбинация свойств получается после закалки в воду с более высокой температуры, а именно 1050—1200°. В дискуссии по этому докладу Фрэнкс заметил, что по его исследованиям¹ более высокая температура закалки улучшает вязкость стали. Результаты исследований названных авторов приведены в табл. 59. Кольбек и Гарнер испытывали плавки небольшого веса, причем образцы имели диаметр 9,5 мм (3/8"). Исследование имело целью установить влияние отпуска на закаленные в воду высокоазотистые стали, показавшие высокую ударную вязкость после закалки.

Отпуск при температурах до 400° не влиял на ударную вязкость, а отпуск при более высоких температурах по мере повышения температуры резко понижал ударную вязкость, и после отпуска при 800° образцы были крайне хрупкими.

109. Механические свойства высокохромистых сталей в литом состоянии. Показатели механических свойств некоторых отливок, определенные Мак-Квингом [40, 380], Гудремоном и Васмутом [182] и Саймондсом [127], приведены в табл. 60. С точки зрения величин этих свойств трудно решить, какой материал следует отнести к чугунному и какой к стальному литью. Сплавы Гудремона и Васмута, содержащие от 1,2 до 1,4% кремния, могут быть

¹ См. Бюллеренъ «Electrometallurgical Company Bulletin», 1936 г.

Таблица 59

Влияние азота на механические свойства высокохромистых сталей
после заковки в воду при температурах 1050 и 1150°

Исследова- тели	№ слитков	Состав, %				Временное сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	Предел те- кучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие по- перечного сечения, %	Ударная вязкость по Изолу фг/фн
		C	Cr	Ni	N ₂					
Кольбек и Гар- нер [518] *	X 370	0,10	21,0	—	0,04	55,1	44,0	10	15	2,4
	X 373	0,10	21,1	0,55	0,20	91,2	33,0	30	15	19,8
	X 357	0,13	25,0	—	0,11	67,0	46,5	23	46	2,4
	X 361	0,07	24,9	—	0,31	75,2	51,0	40	62	45,5
	X 362	0,14	24,9	1,14	0,29	73,8	47,5	50	63	115,5
	X 401	0,12	27,8	—	0,06	48,8	47,3	3	3	21,0
	X 409	0,12	27,1	1,73	0,09	63,0	55,0	5	3	1,2
Р. Фрэнкс **	X 410	0,12	27,1	1,80	0,33	76,3	54,7	38	58	89,1
	A	0,17	25,0	2,0	0,04	67,5	50,1	30	48	6
	B	0,18	25,0	2,0	0,15	79,5	53,7	44	63	107
	C	0,14	22,0	1,00	0,04	65,0	45,5	25	39	6
	D	0,15	22,0	1,00	0,10	91,0	47,7	36	44	48
	E	0,12	22,0	1,00	0,15	77,0	42,0	42	49	82
	F	0,15	22,0	1,00	0,20	82,0	45,5	46	52	119

* Эти стали выдерживались при температуре заковки в течение 2 часов и закалывались в воду.

** Эти стали выдерживались при температуре заковки в течение 30 минут и закалывались в воду.

по содержанию кремния отнесены к чугунам, а остальные сплавы, как содержащие менее 1% кремния — к сталям. Данные Мак-Квинга показывают, что высокоуглеродистые сплавы являются прочными, но хрупкими, так как совсем не дают прогиба.

Однако сплавы, испытанные Гудремоном и Васмутом, показывают заметный прогиб, который по всей вероятности может быть объяснен более значительным расстоянием между опорами.

Мак-Квинг также обнаружил, что сопротивление изгибу и прогиб варьируют в зависимости от температуры разливки: так, для стали, содержащей 0,27% углерода и 27% хрома, он получил следующие результаты:

Температура разливки	Разруше- ние при нагрузке кг	Прогиб мм
Высокая	750	5,0
Низкая	1520	12,7

Из данных Саймондса (табл. 60) видно, что показатели временного сопротивления, предела текучести, удлинения и твердо-

Таблица 60

Механические свойства некоторых литых высокохромистых сталей

Исследователи	Состав, %				Испытание на изгиб				Свойства при растяжении				
	C	Mn	Si	Cr	размеры образца мм	расстояние между опорами, мм	противоположные изгибы, кг	прогиб, мм	временное сопротивление, кг/мм ²	предел текучести, кг/мм ²	удлинение на образце 50,8 мм, %	сжатие поперечного сечения	твёрдость по Бринеллю
Мак-Квинг [40]	0,27	—	—	27	кв. 19	302	1420	13,5	—	—	—	—	—
	1,16	—	—	27,17	кв. 28,6	302	3800	Нет	—	—	—	—	—
	2,63	—	—	27,62	кв. 19	101,6	5680	Нет	—	—	—	—	—
Мак-Квинг [380]	0,35	—	—	25,08	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	1,1	0,42	1,3	33,6	круг 30	596	51,1**	5,10	41,4	35,8	1,0	1,0	69
	2,3	0,40	1,4	34,2	—	596	54,2**	5,80	40,7*	31,5*	2,0*	3,0*	149*
Гудремон и Васмут [182]	3,1	0,38	1,2	34,9	—	596	52,4**	5,80	39,0	—	Нет	—	250
	Меньше 0,36	—	—	18	—	—	—	—	43,3	—	Нет	—	300
	Меньше 0,35	—	—	28	—	—	—	—	46,4	—	Нет	—	350
Саймондс [127]	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	15	—	200
	—	—	—	—	—	—	—	—	52,7	35,1	3	—	170

* В литом состоянии, после нагрева в течение 2 часов при 350°, охлаждения с жёло до 600° и замочки с 600° в воду.

** В кг/мм².

сти у литой 28%-ной хромистой стали значительно ниже, чем у литой 18%-ной хромистой стали.

Влияние азота на результаты испытаний на растяжение для литых 25%-ных хромистых сталей показано в табл. 61, данные которой можно сравнить с данными Мак-Квигга для 25%-ной хромистой стали с нормальным содержанием азота.

Таблица 61
Механические свойства высокоазотистого с 25% хрома фасонного литья по Фрэнксу [267]

Состав, %				Состояние металла	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Испытания *		Твердость по Бринеллю
C	Cr	N	Ni					разрушающая нагрузка в кг	прогиб мм	
0,32	24,21	0,20	0,15	Литой	57,5	44,1	3	3500	7,62	202
				Термообработанный **	57,1	36,7	15	—	—	179
0,35	24,43	0,21	1,20	Литой	67,5	53,8	3	3950	13,46	223
				Термообработанный **	72,1	42,9	6	—	—	200

* Литой образец диаметром 32 мм, нагруженный посредине расстояния между опорами, равного 300 мм.

** Нагрев 2 часа при 850°, охлаждение с печью до 600° и дальнейшее охлаждение на воздухе.

110. Предел усталости обработанных высокохромистых сталей. Мак-Эдем [90, 91] определил предел усталости для сери хромистых сталей, испытанных на воздухе, в чистой воде и в соленой воде. Данные о составе и термической обработке некоторых из этих сталей приведены в табл. 62, а показатели их механи-

Таблица 62
Состав и термическая обработка сталей, испытанных Мак-Эдемом [90 и 91]

Марки сталей	Состав, %						Термическая обработка
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	
GS	0,38	0,26	0,20	14,50	0,23	0,07	Закалка в масло после выдержки при 980° в течение 1 часа, отпуска в течение 2 часов при 650° и охлаждения на воздухе
HN	0,24	0,46	0,61	17,09	0,01	0,07	
HJ	1,20	0,41	1,13	17,74	0,12	0,09	Отжиг Охлаждение с печью после нагрева в течение 1 часа при 925°
GQ	0,19	0,31	0,55	20,94	0,17	0,92	
HR	0,20	0,32	0,28	27,37	0,19	0,04	

Таблица 63

Показатели механических свойств и результаты испытаний на усталость сталей, испытанных Мак-Эденом [90 и 91]

Марки сталей	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Предел пропорциональности, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения, %	Ударная вязкость по Шарпи, фт/фн	Предел усталости (для 10 млн. циклов), кг/мм ²		
							на воздухе	в чистой воде	в соленой воде
GS	82,4	39,2	29,1	21,0	52,3	13,4	37,9	26,6	18,3
HN	61,6	27,6	17,7	29,2	61,3	7,6	32,2	30,8	18,3
HJ	75,0	32,7	25,3	16,3	30,0	1,3	41,3	26,1	17,5
GQ	61,8	33,5	28,1	27,9	52,2	2,4	33,0	29,5	21,1
HR	56,8	31,2	18,4	28,0	57,0	2,9	30,8	26,6	21,1

Таблица 64

Кратковременные испытания при высоких температурах низкоуглеродистых сталей с 23,0—30,0% хрома по данным Allegheny Ludlum Steel Corp. [436]

Температура, °C	Комнатная	100	400	500	600	700	800	900	1000	1150	1230
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	52,5—60,3	81,2	76,4	66,5	36,4	23,9	12,7	6,0	4,4	3,5	2,6

ческих свойств при испытании на разрыв, на усталость — в табл. 63. Эти данные показывают, что предел усталости для высокохромистых сталей пропорционален временному сопротивлению разрыву, а коррозионный предел усталости отклоняется от этой закономерности. Увеличению содержания хрома соответствует увеличение предела усталости в чистой и в соленой воде.

111. Кратковременные испытания при высоких температурах. Стали, содержащие от 20 до 35% хрома, применяются главным образом вследствие высокого их сопротивления образованию окалина под долговременными нагрузками при высоких температурах. Поэтому данные по крипоустойчивости более интересны, чем результаты кратковременных испытаний. Несмотря на это, заводские данные [486], приведенные в табл. 64, заслуживают внимания. Они показывают, что у горячекатаной стали с содержанием не больше 0,25% углерода, 1% марганца, 0,50% кремния и от 20 до 30% хрома, при нагреве от 100 до 400° увеличивается временное сопротивление разрыву, а при температурах больше 500° оно неуклонно понижается, достигая величины 2,6 кг/мм² при 1230°.

* Таким образом при слегка повышенных температурах высокохромистые стали ведут себя подобно обычным углеродистым сталям, которые показывают упрочнение при температуре от 300 до 400°. В табл. 64 нет данных относительно величин удлинения образцов. По данным Мак-Квигта удлинение не изменяется при температурах до 600°. Затем оно возрастает примерно до 900°, достигая 75% на образце длиной 50,8 мм.

Геннеке [70], исследуя деформации при горячей обработке, производил статические и динамические (однократным ударом) испытания на сжатие точно механически обработанных цилиндрических образцов. При этих условиях сталь, содержащая 0,06% углерода и 24% хрома (прочие элементы имелись в небольших количествах), показала непрерывное уменьшение сопротивления горячей деформации при повышении температуры. Это поведение представляет контраст поведению сталей, испытывающих превращение $\alpha \rightarrow \gamma$, когда при температуре аллотропических изменений наблюдается некоторое упрочнение металла.

Выше 800° значения сопротивления деформации были ниже, чем у низколегированной стали, но с перлитовой структурой. Это приводит к заключению, что хотя хром и увеличивает сопротивление железа горячей деформации, но его влияние гораздо меньше, чем влияние углерода.

Гудремон и Васмут [182] определили влияние температуры на временное сопротивление разрыву отлитого ими сплава В (в литом состоянии), который содержал 2,30% углерода, 1,4% кремния и 34,2% хрома. Были получены следующие результаты:

Температура испытания, °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²
20	41,1
500	46,0
600	28,4
800	10,5
900	6,6
1000	4,5

112. Сопротивление крипу. Данные различных источников относительно крипа низкоуглеродистых 25%-ных хромистых сталей не совсем совпадают, но они показывают, что увеличение содержания хрома от 12 до 25% вызывает значительное уменьшение крипоустойчивости в интервале температур от 540 до 730°. Это иллюстрируется данными табл. 65, в которую для сравнения включены данные и для нелегированных углеродистых сталей, содержащих от 0,08 до 17% углерода. Из этой таблицы видно, что при долговременных испытаниях 25—30%-ные хромистые стали не так прочны, как углеродистые стали, в интервале температур от 540 до 650°.

Таблица 65

Сопротивление крипу (удлинение 1% за 10 000 часов) у низкоуглеродистых хромистых сталей по данным United States Steel Corp. [301]

Приблизительный состав, %			Напряжения в кг/мм ² при:			
C	Cr	Ni	540°	650°	730°	815°
0,05—0,15	17—19	8—10	11,9	4,9	2,1	0,6
Не более 0,10	12—14	—	9,2	1,6	0,98	
„ „ 0,10	16—18	—	5,9	1,47	0,84	
„ „ 0,10	25—30	—	1,1	0,28		
0,08—0,17*	—	—	2,8	0,56		

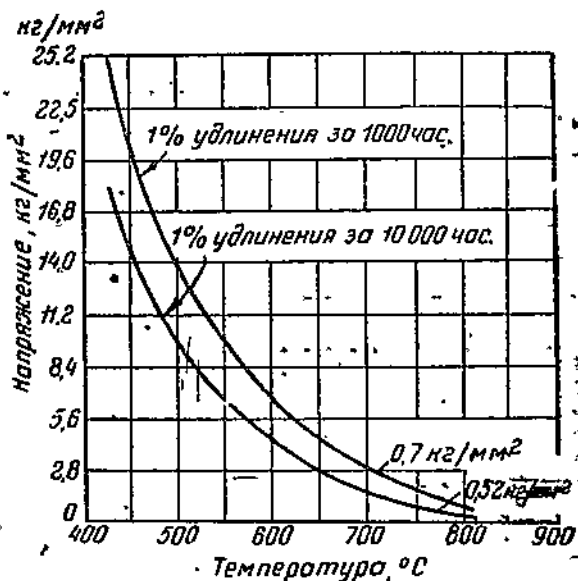
* Из книги «Сплавы железа и углерода», т. II [472], стр. 515.

С другой стороны, данные фиг. 53 не подтверждают данных табл. 65. Данные фиг. 53 показывают, что 25%-ная хромистая сталь при 650° заметно прочнее, чем обычная углеродистая сталь.

Величины, определенные Мюллер-Бергаузом, меньше, чем данные, приведенные на фиг. 53 (табл. 66).

У Миллер-Бергауза не указаны содержание углерода и метод определения крипоустойчивости сталей и, видимо, по этой причине результаты должны быть другими, чем приведенные в табл. 65.

Френч [68] производил испытания на крип быстрорежущей стали и высокохромистой стали с содержанием меди. Последняя сталь была закалена с 1000° в воду и отпущена при 650°. Быстрорежущая сталь испыты-



Фиг. 53. Напряжения при крипе для удлинения 1% за 1000 и 10 000 час. для стали, содержащей 0,25% углерода и 25% хрома [486]

Таблица 66

Сопротивление крипу (удлинение 1% за 10 000 часов) после постоянного удлинения в 0,2% по Мюллеру-Бергаузу [328]

Приблизительный состав, %		Напряжение, кг/мм² при температуре, °C					
Cr	Ni	600	650	700	750	800	900
16	35	6,7	5,4	4,3	3,2	2,3	0,92
25	20	7,1	5,2	3,8	2,4	1,8	0,7
25		5,9	3,5	1,9	1,2	0,76	0,28
28		3,6	2,7	1,8	1,1	0,7	0,20

валась «в состоянии поставки». Из разнообразных методов, примененных Френчем, наиболее подходит для сравнения свойств двух разных сталей метод определения живучести (в часах) перед получением надрывов. Эти данные приведены в табл. 67. При таких условиях испытания хромомедистая сталь при одинаковой живучести не могла выдержать таких же напряжений, что и быстрорежущая сталь.

Таблица 67

Напряжения, необходимые для определения предела живучести перед разрушением для двух сталей, указанного в таблице состава по Френчу [68]

Элемент	Содержание, %	
	хромомедистая сталь	быстрорежущая сталь
Углерод	0,28	0,77
Марганец	0,38	0,24
Кремний	0,17	0,42
Хром	20,5	3,9
Вольфрам	—	13,1
Ванадий	—	1,9
Медь	0,98	—

Сталь	Напряжения в кг/мм ² , вызывающие надрывы через промежуток времени в часах				
	10	100	500	1000	2000
Испытания при 595°					
Хромомедистая	10,5	6,7	5,3	4,9	4,6
Быстрорежущая	13,3	8,4	7,4	7,0	6,7
Испытания при 730°					
Хромомедистая	3,15	1,75	1,1	0,7	0,55
Быстрорежущая	5,6	3,5	2,1	1,4	1,05

Напряжения при различных скоростях крипа у сталей с 13, 17,6 и 27% хрома, содержащих соответственно 0,11%, 0,10% и 0,20% углерода, определенные для 650° Уайтом и Кларком [409], оказались следующими:

Скорость крипа за 1000 час. %	Напряжения, кг/мм ²	
	стали с 13% и 18% Cr	сталь с 27% Cr
1,0	1,96	1,90
0,5	1,82	1,48
0,1	1,48	0,92
0,05	1,36	0,85
0,01	0,95	0,70

Сопротивление крипу для 13 и 18%-ных хромистых сталей было одинаковым и при всех скоростях крипа выше, чем у 27%-ной хромистой стали.

Таким образом данные по крипу для сталей с 20—30% хрома настолько противоречивы, что можно сделать лишь только такие три вывода: 1) напряжения при крипе, вызывающие удлинение 0,1% за 1000 час. при температуре 600°, немного выше сопротивления крипу нелегированных углеродистых сталей; 2) сопротивление крипу уменьшается по мере увеличения содержания хрома от 15 до 30% и 3) действительно необходимы более точные измерения сопротивления крипу высокохромистых сталей.

Д. СОПРОТИВЛЕНИЕ КОРРОЗИИ И ОКИСЛЕНИЮ

Железохромистые сплавы, особенно с содержанием хрома от 25 до 35%, отличаются высокой коррозиестойчивостью при всех условиях коррозии, которая происходит в сильно окислительных средах. Это оказывается справедливым как в жидких, так и в газообразных средах и как при комнатной, так и при повышенных температурах. Такое высокое сопротивление коррозии вызывается образованием плотной окисной пленки, предохраняющей нижележащие слои металла. Этот слой, толщиной в несколько молекул, часто практически невидим [187], а иногда при особо высоких температурах представляет собой тонкую плотно приставшую окалину высокой твердости и жароупорности.

Коррозионные среды, не могущие образовать окисленной пленки, действуют на стали с 20—35% хрома разрушительным образом, и коррозия протекает весьма быстро. Например при большой устойчивости в азотной кислоте эти стали быстро разъедаются соляной кислотой.

Рассматривая данные по коррозии сталей с 20—35% хрома, следует подчеркнуть, что в большинстве случаев они могут быть справедливы только для тех специальных условий коррозии, в которых они были фактически определены. Делать же обобщения было бы слишком поспешно. Главное значение этих данных в том, что они дают возможность производить некоторые сравнения и сопоставления.

113. Основные факторы, влияющие на коррозию сталей с содержанием от 20 до 35% хрома. В общем, для получения оптимального сопротивления коррозии содержание углерода в сталях с 20—30% хрома должно быть низким, предпочтительно меньше 0,01 от содержания хрома, и углерод должен находиться в твердом растворе. В некоторых случаях это неверно, ибо Штраус и Тэйли [57] показали, что не всегда потеря коррозиестойчивости объясняется наличием свободных карбидов.

При обрызгивании раствором поваренной соли 20%-ной хромистой стали, содержавшей 0,24% углерода и 1,08% меди, они

не обнаружили разницы в коррозии как после замедленного охлаждения с температур от 980 до 1205°, так и после закалки с тех же температур. С другой стороны, сталь, содержащая 0,64% углерода и 27% хрома, показала значительное разъедание в той же корродирующей среде после отжига; степень коррозии уменьшилась после закалки с 1095°.

Нет надобности говорить, что поверхностные дефекты, даже в средах, образующих сплошную защитную пленку, резко увеличивают коррозию. Состояние поверхности оказывает большое влияние на устойчивость против коррозии. При наличии неметаллических включений или неоднородности металла образуются гальванические пары, действие которых хорошо известно.

Малоисследованным фактором является влияние поверхностных напряжений. Каллинг и Пательс [71] обнаружили для стали, содержащей 0,07% углерода, 1,06% кремния, 0,16% марганца и 23,6% хрома, уменьшение устойчивости против коррозии в разных средах после холодной обработки. Первоначальная высокая устойчивость может быть восстановлена выдержкой при температуре 175°, т. е. при температуре, еще не дающей цветов побежалости на поверхности стали. Эти же исследователи установили, что поверхностные напряжения постепенно исчезают при комнатной температуре, хотя для этого требуется весьма длительное время.

Они предупреждают, что слишком сильная шлифовка может вызвать поверхностные напряжения, которые сведут на-нет благотворное влияние шлифовки, и даже уменьшить коррозиестойчивость.

114. Сопротивление действию азотной кислоты. Устойчивость в азотной кислоте сталей, содержащих от 10 до 35% хрома, весьма высока (см. гл. IV).

Стали с более высоким содержанием хрома более коррозиестойчивы, особенно в разбавленных растворах азотной кислоты. Например, Томпсон [78] нашел, что в азотной кислоте, содержащей от 25 до 68% весовых HNO_3 , при комнатной температуре оказались одинаково кислотоупорными стали с содержанием хрома от 10 до 29% и углерода от 0,06 до 0,70%; однако, при концентрациях HNO_3 от полутора до 15 вес. % стали с содержанием хрома от 20 до 30% корродировали гораздо меньше, чем стали, содержавшие от 10 до 15% хрома.

Эндо [97] не смог обнаружить измеримой коррозии после 5-часового погружения в 5%-ный раствор азотной кислоты для ряда отожженных сталей, содержавших около 0,30% углерода и от 23 до 29% хрома. Эндо погружал в 400 см³ раствора полчищенные цилиндрические образцы диаметром 4 мм и длиной 25 мм. Для стали с содержанием хрома 19,7% через 5 часов потеря в весе составила 0,00007 г/см², сталь с содержанием 12,40% хрома потеряла 0,02402 г/см², а сталь с содержанием 10,07% хрома потеряла 0,04045 г/см².

Данные о кислотоупорности горячекатаной стали с 0,16% углерода, 25,65% хрома, 0,44% кремния и 0,58% марганца приведены в табл. 68. Образцы были закалены в воду после 6-часовой выдержки при 900° и затем погружены в кипящий 65%-ный раствор азотной кислоты на 5 повторных периодов по 48 часов каждый. В конце каждого периода кислота обновлялась, а потери металла пересчитывались на глубину проникновения коррозии за 1 месяц (в мм).

Таблица 68

Коррозия низкоуглеродистой 25%-ной хромистой стали в кипящей 65%-ной азотной кислоте

Периоды	Проникание за 1 месяц, мм	Потеря в весе в 1 день, г/м²
Первые 48 часов	0,016	6,3
Вторые 48 "	0,014	5,5
Третьи 48 "	0,016	6,3
Четвертые 48 "	0,017	6,4
Пятые 48 "	0,015	6,0

Сопротивление коррозии в азотной кислоте сталей, содержащих от 25 до 35% хрома, существенно ухудшается, если кислота содержит хлориды. Моннарц [7] обнаружил это обстоятельство, прибавив в разбавленную азотную кислоту 5% поваренной соли. Чрезвычайно высокая устойчивость против коррозии в азотной кислоте 20—35%-ных хромистых сталей подтверждена данными многих исследователей, в том числе Мак-Квигга [49], Рона [76] и Гертлера и Аккермана [99]. Следует упомянуть об опытах Рона, выявивших влияние содержания углерода и способа выплавки. Сталь, содержащая 0,25% углерода и 25% хрома, показала через 1 час гораздо большую растворимость в горячей 10%-ной HNO_3 , чем подобный же сплав, не содержащий углерода и выплавленный под вакуумом из материалов высшей чистоты — от 0,01 до 0,2 г на кв. дюйм против неизмеримо малых количеств.

115. Коррозиестойчивость в соляной и серной кислотах. Стали с 20—35% хрома значительно корродируют в соляной и серной кислотах. Если условия не позволяют получить пассивированную поверхность, то рассматриваемые стали нельзя применять в условиях контакта с этими кислотами. На степень пассивирования поверхности влияет много факторов и особенно окислительная способность кислоты и концентрация водородных ионов, а также химический состав и термическая обработка стали. Вопрос о пассивировании и о коррозии легированных сталей в минеральных кислотах исчерпывающе обсуждается в книге Мак-Кей и Вортингтона [431]. Вообще же следует сказать, что немодифицированные

стали с 20—35% хрома никогда не проявляют пассивности к соляной кислоте, и только в редких случаях наблюдается пассивность этих сталей по отношению к серной кислоте. На коррозионную устойчивость в соляной кислоте содержание углерода и хрома влияет незначительно. Единственным методом увеличения устойчивости является введение относительно больших количеств молибдена, вольфрама [156] или меди, или комбинаций из этих трех элементов. Но даже при легировании этими элементами полученная сталь является коррозионноустойчивой в строго ограниченных условиях.

Серная кислота в некоторых условиях весьма сильно разъедает 20—35%-ные хромистые стали, а в некоторых случаях эти стали в серной кислоте пассивируются. Это явление изучено Моннарцем [7], Эйтчисоном [8], Мак-Квиггом [49], Ронем [76], Гертлером и Аккерманом [99], Пиллингом и Аккерманом [123] и другими, причем некоторые исследователи [7, 99] указывают на увеличение коррозии с увеличением содержания в стали хрома.

Данные Гертлера и Аккермана показывают неизменную степень коррозии в серной кислоте удельного веса 1,005 при содержании хрома в стали от 15 до 22% и заметное увеличение коррозии при дальнейшем повышении содержания хрома.

Пакулла и Обергофер [62] указывают, что металлографические шлифованные образцы сталей, содержащих больше 30% хрома, были пассивны по отношению к 10%-ной серной кислоте в течение нескольких часов, после чего начали корродировать сильнее.

116. Сопротивление коррозии в других кислотах. Согласно Пиллингу и Аккерману [123], хромистые стали с содержанием от 20 до 35% хрома пассивно относятся к чистой 5%-ной сернистой кислоте. Граница пассивности лежит между 15 и 20% хрома, что видно из следующих данных.

Содержание хрома %	Потеря за 54 минуты, мг/кв. дюйм
10	4000
13	5500
15	4000
17	3
20	4
23	1
29	1
33	1

Серная кислота или хлористый натрий разрушают пассивную пленку. Различные данные по коррозии высокохромистых сталей в фосфорной, хромовой, а также в уксусной и других органических

кислотах подобраны Мак-Кей и Вортингтоном [431]. Испытания в фосфорной кислоте дали противоречивые результаты: пассивность не всегда наблюдалась, иногда же наблюдалась быстрая коррозия. Фактор, ослабляющий коррозиестойчивость, остался неизвестным. Возможно, что присутствие окисного железа в фосфорной кислоте обеспечивает пассивность, а присутствие хлоридов и других галоидов, а также восстановление нарушает пассивность хромистых сталей.

Нормально высокохромистые стали пассивны к хромовой кислоте. Но если она применяется вместе с крепкой, горячей кислотой, не обладающей окислительными свойствами, то начинается ускоренная коррозия. В уксусной и других органических кислотах, например, муравьиной, винной, лимонной, молочной, шавелевой, железохромистые сплавы являются пассивными при условии, что в них содержатся значительные количества никеля и что кислота имеет комнатную температуру. Без никеля, имея тенденцию к пассивированию, они все же разъедаются со скоростью от 25 до 2500 мг на кв. дюйм в сутки.

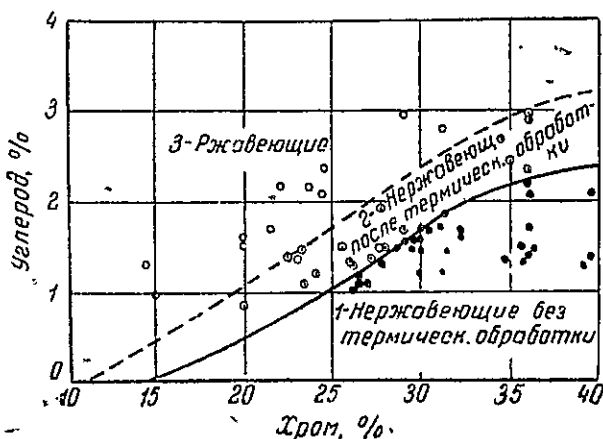
Джонсон [46] указывает, что 27%-ная хромистая сталь была пассивной в 85%-ной муравьиной кислоте при комнатной температуре, но легко корродировала при 95°. Она также корродировала в 25%-ном растворе молочной кислоты при 95°, но была пассивной в 25%-ном растворе галловой кислоты при той же температуре.

Выдающимся свойством высокохромистых сталей является их пассивность и коррозиестойчивость в кислотах-окислителях. Но в других средах часто пассивность исчезает при очень небольших изменениях, как-то: повышение температуры, изменение концентрации, уменьшение окислительного действия среды, и наступает быстрая коррозия. Граница между пассивностью и активностью часто оказывается переменной и при весьма малых изменениях химического анализа высокохромистых сталей. Эти обстоятельства ограничивают область применения высокохромистых сталей.

117. Устойчивость на воздухе, в воде, в растворах солей и в других средах. Сопротивление атмосферной коррозии сталей, содержащих больше 10% хрома, описано в других главах этой монографии. Относительно сталей с 20—35% хрома достаточно лишь добавить, что при низком содержании углерода они остаются неизменными после весьма длительного пребывания на воздухе в сельских и городских местностях. Но при высоком, порядка 2%, содержании углерода эти стали ржавеют при долгом пребывании на открытом воздухе, но не особенно быстро. И высоко- и низкоуглеродистые стали выдерживают промышленную атмосферу, содержащую 5% SO_2 , лучше, чем стали с содержанием хрома меньше 20%. Исключая драгоценные металлы, низкоуглеродистые высокохромистые стали с никелем или без него являются наиболее устойчивым металлом в любых атмосферных

условиях. В присутствии больших количеств сернистого газа они могут изменить цвет или подвергнуться точечной коррозии, но все же их коррозиестойчивость будет гораздо выше, чем у сталей с меньшим содержанием хрома.

Влияние углерода на коррозиестойчивость хромистых сталей в дистиллированной воде изучено Решем [436] и показано на диаграмме фиг. 54. Он подразделяет стали на следующие классы:



Фиг. 54. Влияние состава на коррозиестойчивость высокохромистых сталей в дистиллированной воде. По Решу [436]

1) стали, не ржавеющие без термической обработки; 2) промежуточные стали, не ржавеющие в термически обработанном состоянии; 3) ржавеющие сплавы.

Из фиг. 54 видно, что нержавеющие свойства сохраняются, если при повышении содержания углерода обязательно будет повышено содержание хрома.

Коррозиестойчивость высокохромистых сталей в растворах солей в первую очередь зависит от наличия в них растворенного кислорода в количестве, достаточном для создания непроницаемой оксидной пленки на поверхности металла. Эйтчисон [8] исследовал устойчивость серии хромистых сталей, содержащих около 0,85% углерода в 3% растворе хлористого натрия. Стали охлаждались на воздухе с температуры 900°, причем стали, содержащие от 20 до 24% хрома, оказались более устойчивыми и за 77 дней потеряли в среднем не более 0,0024 г/см², в то время как стали с 10—15% хрома потеряли от 0,0079 до 0,013 г/см².

Кольбек и Гарнер [518] проверяли коррозиестойчивость по сравнению со сталью типа 18-8 у двух 25%-ных хромистых сталей, одна из которых содержала азот и 1% никеля. Образцы бы-

ли изготовлены из кованных прутков 12,7 и 22,2 мм в диаметре и закалены в воду после двухчасовой выдержки при 1100 и 1125°, после чего находились 1040 часов в кипящем растворе хлористого аммония. Результаты приведены в табл. 69. Из них видно, что при данных условиях испытания введение азота улучшило коррозионную устойчивость стали.

Таблица 69

Сравнение коррозии 25%-ной хромистой стали и стали 18-8 в кипящем хлористом аммонии по Кольбеку и Гарнеру [518]

Состав, %				Площадь см²	Потери в весе за 24 часа г/м²
C	Cr	Ni	N₂		
0,12	19,0	8,13	—	16253	0,2947
0,13	25,0	Нет	0,11	8465	0,8287
0,11	25,2	1,12	0,24	12411	0,5320

Штраус [407] в приведенной ниже таблице под термином «хорошо» имеет в виду относительно низкие скорости коррозии, позволяющие применять сталь в долговременных сооружениях, а под термином «превосходно» — то, что сталь можно применять без всяких ограничений.

Корродирующая среда	17% Cr и 0,10% или меньше C	27% Cr и 0,50% или меньше C
Морская вода	Хорошо	Хорошо
Водный раствор хлористого алюминия	Хорошо	Превосходно
Водный раствор хлористого магния	Хорошо	Превосходно
Водный раствор сернокислого магния	Хорошо	Превосходно

Высокохромистые стали широко применяются в каменноугольной промышленности там, где имеются кислые рудничные воды. Они обычно содержат весьма сильно разведенную серную кислоту и достаточно сернокислого железа для того, чтобы поддерживать окислительное действие и пассивировать поверхность стали.

Объемистые материалы Арнесса и Островского [213] дают ясную картину результатов испытаний на коррозию обрызгиванием соляными растворами. Обнаружено, что шлифованные и нешлифованные образцы сталей, содержащих от 0,06 до 0,21% углерода и от 12,5 до 26,5% хрома, показали превосходное сопротивление коррозии, вызываемой обрызгиванием соляными растворами. Сопротивление улучшалось при увеличении содержания

хрома от 13 до 17%. Дальнейшее увеличение содержания хрома мало или совсем не улучшало коррозиестойчивости. Шлифовка поверхности повышала устойчивость. Однако нельзя проводить прямой аналогии между этим методом испытания и испытанием на сопротивление ржавлению в условиях фактической службы изделия.

Высокохромистые стали практически не подвергаются воздействию растворов аммиака, так как скорость коррозии составляет обычно менее 1 мг/кв. дюйм в сутки. Они пассивны по отношению к пищевым продуктам, имеют низкие скорости коррозии в фруктовых соках, молоке и т. д.

Так как эти материалы не так легко свариваются, как стали 18-8 и другие аустенитовые стали, последние чаще находят себе применение. При комнатной температуре 20—35%-ные хромистые стали весьма устойчивы в каустических щелочах; при повышенных же температурах они менее устойчивы, чем технически чистое железо.

Что касается литых сплавов, содержащих от 25 до 30% хрома, то они гораздо более коррозиестойчивы, чем стали с 10—18% хрома. Они находят широкое применение, которое ограничивается только возможностью отливки и обработки, а также потребными показателями механических свойств [431]. Их склонность к образованию защитных окисных пленок (к пассивированию) с лихвой компенсирует трудности сварки.

118. Коррозиестойчивость литых высокохромистых сталей. Литые сплавы, содержащие от 25 до 35% хрома и от 0,2 до 3% углерода, широко применяются как жароупорные неокисляющиеся при высоких температурах и как устойчивые против некоторых видов коррозии при комнатной температуре.

По Фурману [269] большая часть этих сталей содержит от 0,2 до 0,5% углерода — количество достаточно высокое, чтобы обеспечить хорошие литейные свойства, мелкозернистость и удовлетворительные механические свойства, но которое недостаточно еще, чтобы ослабить коррозиестойчивость. Отливки с таким содержанием углерода и около 29% хрома почти не корродируют в кислых рудничных водах [35], и применение их для рудничных насосов непрерывно возрастает, начиная с 1922 г.

Сталь с 0,5% углерода и 28% хрома весьма устойчива в 50%-ной кипящей азотной кислоте и в кипящей смеси, содержащей 33,4% HNO_3 , 42,4% H_2SO_4 и 24,2% воды. При 24-часовом испытании подобные стали показали коррозию, эквивалентную прониканию на глубину от 0,25 до 0,50 мм за год в кипящей азотной кислоте и прониканию на глубину от 8,9 до 9,4 мм за год в кипящей смеси кислот. Данные Фурмана (табл. 70) показывают, что увеличение содержания углерода усиливает коррозию в кипящей смеси кислот. Он рекомендует, чтобы содержание углерода в отливках не превышало 0,01 от содержания хрома.

Таблица 70

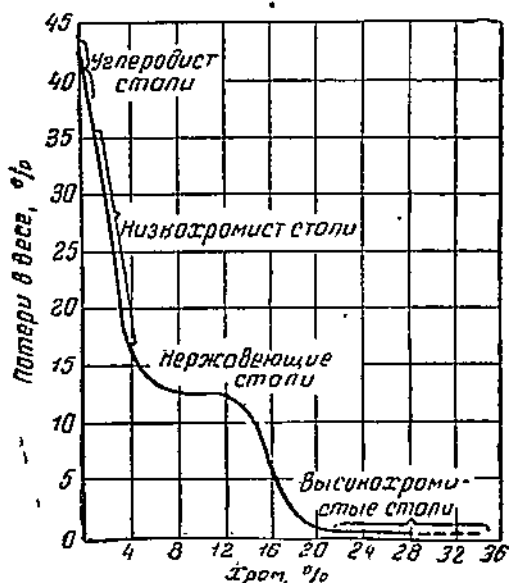
Потери в весе литой высокохромистой стали в кипящей кислоте (состав 33,4% HNO_3 , 42,4% H_2SO_4 и 24,2% воды по Фурману [269])

Периоды	Потери в весе г/см ² /час $\times 100$ при содержании углерода				
	0,124%	1,04%	1,49%	2,21%	3,10%
Первый час	0,045	0,052	0,091	0,49	0,735
Второй час	0,043	0,0652	0,136	0,38	0,56
Третий час	0,0423	0,0545	0,142	0,475	0,60

Гудремон и Васмут (182) для обеспечения коррозии- и жароупорности при различных условиях рекомендуют сплавы с содержанием 34% хрома, от 1 до 2,3% углерода и от 1,2 до 1,4% кремния. По Фурману это не подтверждается данными о фактической службе сплавов такого анализа в США.

119. Сопротивление образованию окислыны в газах, не содержащих серы. Стали, содержащие от 20 до 35% хрома, помимо некоторых жароупорных железохромоникелевых сплавов и недавно разработанных железохромоалюминиевых, обладают наиболее

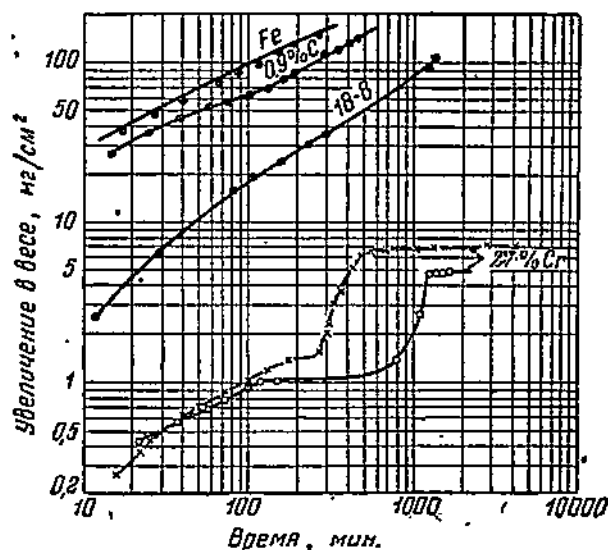
высоким сопротивлением окислению при высоких температурах. Это хорошо видно из фиг. 55, где приведены потери в весе при нагреве шлифованных кубиков со стороны 12,7 мм в течение 48 часов при 1000° [380]. Согласно данным Фри [268] 18% хрома оказывается достаточным, чтобы уменьшить до незначительной величины окислынообразование при 1000° у стали с содержанием 0,5% углерода. При повышении температуры до 1100° во избежание окислынообразования содержание хрома должно быть поднято до 30%. Фри нагревал образцы по 240 часов и определял потери в весе. Они оказались следующими.



Фиг. 55. Влияние хрома на потери в весе стальных кубиков размером 12,7 мм при нагреве в течение 48 часов при 1000° С по Мак-Квингу [380]

Содержание хрома %	Потери в весе г/м ² за час при температуре, °C	
	1000	1100
18	1	4
24	1	2
29	1	1

Хейндлгофер и Ларсен [275] испытывали на воздухе при 1100° образцы мягкого железа, стали с 0,9% углерода, стали 18-8 и стали с низким содержанием углерода и 27% хрома. Результаты показаны на фиг. 56. Замечательна разница в форме кривых для

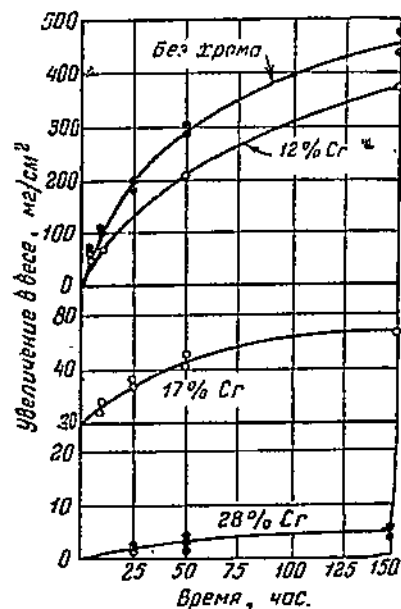


Фиг. 56. Влияние времени выдержки сталей при 1100° в атмосфере воздуха [275]

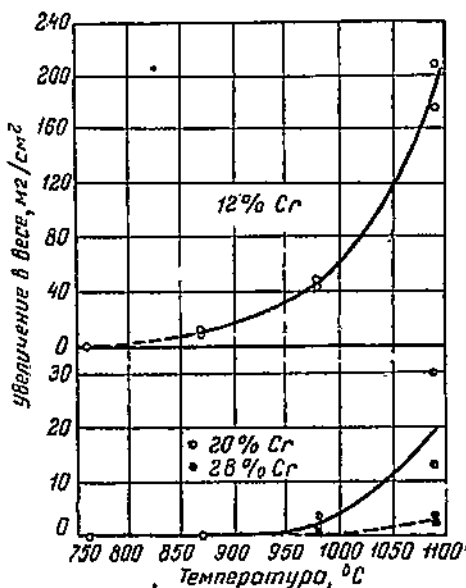
железа, углеродистой стали, стали 18-8 и низкоуглеродистой стали с 27% хрома. У первых окалинообразование идет равномерно, а у последней оно равномерно только в первые 5—10 часов. Повидимому, затем окалина отскакивала, и свежий металл подвергался действию воздуха, вследствие чего снова начиналось быстрое окалинообразование. При этом обнажившиеся от окалины места быстро покрывались ею вновь и дальнейшая скорость окалинообразования понижалась почти до нуля. Очевидно, содержание углерода в сталях с 20—35% хрома меньше влияет на окалинообразование при высоких температурах, чем оно влияет на коррозию при комнатной и слегка повышенных температурах.

Фурман [269] получил удовлетворительное сопротивление окислению при температурах до 1040° , а в ряде случаев когда при содержании хрома от 27 до 30% содержание углерода поднималось до 3%, — и до 1150° .

Одно из наиболее полных исследований сопротивления окислению сплавов железа и хрома принадлежит Риккетту и Вуду [335], которые определяли влияние содержания хрома, времени, температуры и других факторов. Исследованные стали содержали от 0,12 до 0,20% углерода, меньше 0,5% кремния и от 0,4 до



Фиг. 57. Влияние времени и содержания хрома на степень окисления хромистых сталей при 980° [335]

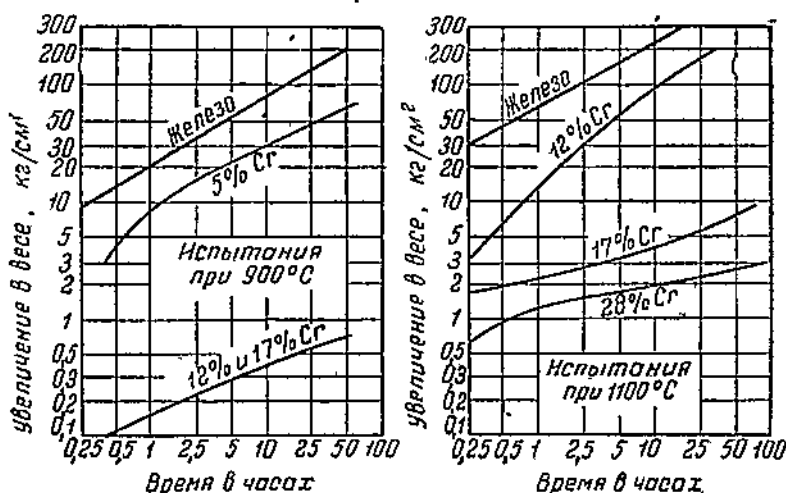


Фиг. 58. Влияние температуры и содержания хрома на степень окисления хромистых сталей за 25 час. по Риккетту и Вуду [335]

0,8% марганца при содержании хрома от 11 до 28,5%. Образцы диаметром в 12,7 мм и длиной в 38,1 мм подвергались воздействию технически сухого кислорода в строго контролируемых условиях. Влияние состава можно свести к следующему: при 980° , при выдержках в течение 10; 50 и 150 часов увеличение в весе понижается до величины меньше 5 мг/см^2 при содержании хрома больше 22%. Для сравнения была испытана сталь, не содержавшая хрома, с 0,22% углерода и 1,48% марганца. У всех сталей содержание серы, фосфора и никеля было весьма незначительным. Влияние времени на окисление при 980° показано на фиг. 57, а влияние температуры при нагреве в течение 25 часов показано на

фиг. 58. Более высокое сопротивление окислению сталей с 28% хрома очевидно.

Рикетт и Вуд при испытании при 980° в течение 25 часов обнаружили также, что утроение количества газа, проходящего вокруг образца за 1 минуту, не увеличило степени окисления образцов. Влияние времени (до 75 часов) на окалинообразование железа и хромистых сталей на воздухе при 900 и 1100° показано на фиг. 59. Применение логарифмической шкалы выявляет увеличе-



Фиг. 59. Влияние времени и содержания хрома на окалинообразование хромистых сталей при 900 и 1100° по Хейндлгоферу и Ларсену [355]

ние сопротивления окислению по мере увеличения содержания хрома. Исследуя состав окалины, Пфейл [122] обнаружил, что у железохромистых сплавов внутренние слои окалины содержат в 3,5 раза больше хрома, чем сама сталь, а наружные слои только часть хрома, содержащегося в основном металле.

120. Сопротивление окалинообразованию в газах, содержащих серу. Сера в окислительной атмосфере при высоких температурах вызывает коррозию высоконикелевых, хромоникелевых и железохромоникелевых сплавов, а в восстановительной газовой среде действует еще более разрушительно, так как сульфидные соединения на поверхности металла меньше защищают его, чем оксидная пленка [431].

В этих условиях стали с 20—35% хрома оказываются гораздо более устойчивыми, чем стали с 10—18% хрома, не говоря уже о нержавеющих сталях, содержащих никель, или о нихромах. По данным Френча [69], Шолл нагревал различные стали в течение 28,5 часов при 900° в восстановительной атмосфере сернистого водорода со следующими результатами.

Состав, %		Увеличение в весе за сутки мг/см ²
C	Cr	
0,16	—	2900
0,62	8	2500
0,10*	14	1650
0,07	19	530
0,07	25	530

Гринвуд и Ронфельд [114] испытывали взятые из валового производства жароупорные стали в цинкообжигательной печи, в которой они подвергались воздействию газов, содержащих до 5% SO₂. Они получили следующие результаты:

Содержание, %			Скорость проникания коррозии в мм в год после	
C	Cr	Ni	24-часовой выдержки при 1050°	9-часовой выдержки при 900°
1,5—3,0	25—30	—	120—220	28—38
1,0	22	25	280	110
0,9	17	34	355	84
0,67	19	40	220	100

Грубер [141] нагревал в токе водорода до разных температур образцы из различных материалов, размером 60 × 30 × 12 мм, отшлифованные до полного удаления окалины. Затем водород заменялся на 1 час струей сероводорода, после чего образцы охлаждались до комнатной температуры опять в струе водорода. Данные об увеличении образцов в весе приведены в табл. 71. За-

Таблица 71

Относительное сопротивление коррозии в H₂S железа, хрома, феррохрома и хромистых сплавов по Груберу [141]

Состав, %				Привес в граммах после пребывания в течение 1 часа при температуре, °C			
Fe	Cr	Ni	Al	700	800	900	1000
100	—	—	—	0,76	5,51	10,0	Полностью окисленные
75	25	—	—	0,58	3,18	7,95	
50	25	25	—	0,43	3,18	8,07	
75	25	—	10*	0,16	0,70	1,50	
—	100	—	—	0,64	1,12	3,29	
							6,0

* 10% алюминия были добавлены к феррохрому с содержанием 75% хрома.

мечательна устойчивость стали, содержащей 24% хрома и немного меньше 10% алюминия. При этих опытах разница между 25%-ной хромистой сталью и сталью, содержащей 25% хрома и 25% никеля, оказалась небольшой. Рикетт и Вуд [335] проводили испытания в смеси сероводорода и азота, содержащей 20 объемных процентов H_2S . После 50 часов при 980° образцы увеличились в весе так:

Содержание хрома %	Увеличение в весе мг/см ²
0	1000
11	975
20	940
28	840

Превосходство высокохромистой стали после 25-часового нагрева более заметно при наиболее высоких температурах, что видно из следующего:

Температура испытания °C	Увеличение в весе мг/см ² при содержании хрома	
	11%	28%
980	620	550
1095	1000	790

Мак-Квинг [380] указывает, что сера и сернистые газы не оказывают воздействия на чисто высокохромистые стали.

На светлой поверхности образцов после пребывания их в течение нескольких часов во влажной смеси кислорода и сернистого газа при 980° получалось только легкое потускнение.

Так как некоторые данные противоречивы, то необходима дальнейшая работа над определением воздействия на жароупорные хромистые стали серусодержащих газов. При этом нужно учитывать сложность происходящих явлений и ни в коем случае не приравнивать лабораторных испытаний к испытаниям в условиях фактической службы изделия, если они точно не совпадают.

121. Сопротивление высокохромистых сталей коррозии в парах серы. Шаршу¹ исследовал стали следующего состава:

Марка стали	Состав, %					
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al
55	0,12	—	—	27,60	0,25	—
55 Al	0,15	0,81	0,85	25,06	0,72	1,53

¹ Опубликование этих сведений разрешено Аллегени Лудлум Стил Корпорейшен.

Образцы помещались в фарфоровой трубке в электропечи, и пары серы, получившиеся кипятиением серы вне печи, проходили над образцами. Испытания продолжались по 24 часа, а скорость коррозии определялась удалением окислы при помощи 10%-ного раствора азотной кислоты и измерением уменьшения площади поперечного сечения. Результаты приведены в табл. 72. Из нее видно, что сталь с алюминием при температурах до 870° имела скорость коррозии приблизительно в два раза большую, чем сталь без алюминия, а выше этой температуры скорости коррозии у обеих сталей становились одинаковыми.

Таблица 72

Коррозия низкоуглеродистых сталей с 25% хрома в парах серы
(личное сообщение Шаршу)

Температура испытания °C	Сталь 55		Температура испытания °C	Сталь 55 А1	
	Коррозия			Коррозия	
	проникание вглубь за месяц, мм	потеря в весе за сутки мг/дм²		проникание вглубь за месяц, мм	потеря в весе за сутки мг/дм²
295	0,02	48,7	295	0,04	97,5
360	0,02	48,7	375	0,04	97,5
455	0,06	149,5	495	0,12	292,5
575	0,10	247	620	0,15	390
700	0,22	553	745	0,5	1300
820	0,66	1690	845	1,3	3355
880	1,22	3170	915	1,8	4680
930	1,52	3930	955	2,2	5655
950	1,9	4875	980	2,2	5655
955	2,1	5395	990	2,2	5655

Комментируя эти результаты, Шаршу считает, что при некоторой температуре обе стали одинаково плохо начинают сопротивляться действию паров серы, при температурах выше точки кипения, равной 446°. В расплавленной сере более устойчивой является сталь без алюминия.

Е. МОДИФИЦИРОВАННЫЕ СТАЛИ, СОДЕРЖАЩИЕ ОТ 20 ДО 30% ХРОМА

Если не считать введения азота, то предпочитают не вводить в высокохромистые стали добавочных легирующих элементов, так как, удорожая их стоимость, они не улучшают, а иногда даже ухудшают свойства этих сталей. Например, добавка нескольких процентов молибдена или вольфрама должна увеличить прочность при умеренно высоких температурах, но уменьшает сопротивление окислению при более высоких температурах (слегка выше 1000° и еще более высоких).

122. Влияние никеля и молибдена. При некоторых условиях, добавление от 3 до 5% никеля с 1—1,5% молибдена или без него применяется для сталей, содержащих меньше 0,25% углерода и от 25 до 30% хрома. Никель в этих количествах повышает вязкость, в то время как молибден добавляется, чтобы увеличить коррозиестойчивость. Никельмолибденовая высокохромистая сталь с содержанием углерода меньше 0,10% применяется в Швеции в бумажной промышленности. Неопубликованные, данные о стали этого типа, содержавшей 0,08% углерода, 26,32% хрома, 0,18% марганца, 0,64% кремния, 3,77% никеля и 1,75% молибдена, показывают, что она также весьма коррозиестойчива в соленой воде и в азотной кислоте. Эта сталь обладала также лучшей способностью к бортованию и вообще была более вязкой, чем сталь без никеля.

Кушинский и Вейс [263] указывают на хорошее сопротивление сталей этого типа коррозии в нагретых до 85—90° растворах, содержащих от 24 до 60% хлористого цинка.

123. Влияние титана и колумбия. Влияние титана и колумбия на низкоуглеродистые стали с 20—80% хрома было изучено Бекетом и Фрэнксом [308] и Тофауте [477]. Первые указывают, что введение титана или колумбия в количествах, достаточных для связывания углерода, имеющегося в стали, увеличивает пластичность и дает возможность полностью отжигать стали за более короткий промежуток времени, чем это требуется для сталей без титана или без колумбия. Некоторые из данных этих исследователей приведены в табл. 73. Тофауте [477] обнаружил, что низкоуглеродистые 25—30%-ные хромистые стали с титаном обладают повышенной коррозиестойчивостью.

Таблица 73

Влияние титана на результаты испытания на растяжение 26%-ных хромистых сталей по Бекету и Фрэнксу [308]

Состав, %			Схема термо-обработки *	Временное сопротивление кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %	Твердость по Бринеллю
C	Cr	Ti						
0,14	26,28	—	1	58,0	39,0	26	51	159
			2	46,6	34,0	5	6	137
0,18	26,90	1,20	1	58,0	39,7	26	56	137
			2	58,0	40,4	28	58	143

* Первая схема: выдержка при 875° 12 часов и закалка в воду; вторая схема: выдержка при 900° в течение 30 минут и закалка в воду.

Однако стали, исследованные Тофауте, содержали значительно больше титана, чем требуется для связывания углерода. При содержании углерода от 0,03 до 0,05% в этих сталях содержалось от 0,60 до 1,14% титана.

F. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Стали с 20—30% хрома широко применяются как в литом, так и горячеобработанном состоянии. В последнем случае в нержавеющих и жароупорных сталях требуется обеспечить содержание углерода не выше 0,25%. Литые бывают двух типов: 1) с содержанием не более 0,35% углерода, отличающиеся высоким сопротивлением коррозии и окислению при высоких температурах, и 2) с содержанием от 1 до 3% углерода, хорошо противостоящие окислению при высоких температурах и истиранию. Большая часть тоннажа слитков сталей с 20—30% хрома выплавляется в основных электропечах, в то время как для фасонного литья используются главным образом кислые электропечи. Технология отливки слитков не отличается от технологии, применяемой для высокоуглеродистых инструментальных сталей, но сами слитки могут быть крупнее. Рекомендуется применять сухие песчаные формы, чтобы избежать поверхностной закалки отливок.

2. Стали с 20—30% хрома и меньше 0,25% углерода легко переносят горячую обработку давлением; причем мелкие профили перетягиваются на проволоку. Температура начала горячей обработки должна лежать около 1100° C, а температура конца не должна опускаться ниже 750°. Теплопроводность высокохромистых сталей составляет около 40% от теплопроводности обычной углеродистой стали, вследствие чего нагрев перед горячей обработкой должен производиться в течение достаточно долгого времени, чтобы прогреть все сечение. Если содержание углерода поднимается до 0,5%, то горячая обработка начинает проходить с большими трудностями. Высокое содержание углерода крайне неблагоприятно отражается на результатах холодной обработки, и если стали должны подвергаться холодной прокатке или протяжке, рекомендуется возможно более низкое содержание углерода.

3. Низкоуглеродистые стали с 20—30% хрома являются ферритовыми во всех случаях термической обработки. Их структура состоит из хромистого феррита и карбидов, что доказывает неспособность этих сталей принимать закалку. Крупнозернистость, наблюдаемая в литом состоянии, можно уменьшить только горячей или холодной механической обработкой.

Если содержание углерода превышает 1%, то становится возможным увеличивать твердость путем быстрого охлаждения с температуры около 1000°, а если содержание углерода поднимается еще больше — до 2—3%, то путем такой же обработки можно еще больше повысить твердость металла. При значительном содержании углерода в сталях появляются большие количества крупных карбидов.

Мягкость и пластичность горячекатаных и кованных низкоуглеродистых сталей улучшаются после нагрева до 850—900° в течение нескольких часов с последующим быстрым охлаждением.

Остывание должно быть как можно более быстрым, чтобы избежать отпускной хрупкости, которая обнаруживается даже после относительно короткой выдержки в интервале температур от 400 до 550°. Эта хрупкость обнаруживается только тогда, когда изделие охлаждено до 100° или ниже, и устраняется дополнительным нагревом до 600°, с последующим быстрым охлаждением. Причины этого явления исследуются, но полностью удовлетворяющих объяснений еще нет.

4. В отожженном состоянии горячекатаные и кованные низкоуглеродистые стали с содержанием хрома от 20 до 30% имеют временное сопротивление разрыву около 60 кг/мм² и удлинение на образце длиной 50,8 мм около 30%, но их ударная вязкость низка. Предел усталости равен приблизительно половине временного сопротивления разрыву, а предел коррозионной усталости весьма высок. Эти стали удовлетворительно механически обрабатываются и могут подвергаться сварке, клепке, пайке, а также соединяться другими способами. Однако сварные швы недостаточно пластичны для ряда случаев вследствие большого роста зерна, наблюдаемого как в самой зоне сварки, так и в смежных зонах. Если это возможно, то конструкции после сварки следует отжигать.

5. Отливки как низко-, так и высокоуглеродистых сталей с содержанием от 20 до 30% хрома обладают низкой пластичностью, а временное сопротивление разрыву является повышенным против обычных углеродистых сталей. Для отливок, содержащих до 0,35% углерода, рекомендуется отжиг, который состоит в длительной выдержке при 900° с последующим медленным охлаждением до 650° и быстрым охлаждением до нормальной температуры. Эта обработка не обеспечивает получения более мелкозернистой структуры, но снимает напряжения, возникшие при отливке. После отжига отливки с трудом поддаются обработке на станках и обладают максимальной жароупорностью и коррозиестойкостью. Отливки, содержащие от 1 до 3% углерода, закаляются на твердость до 500 единиц Бринеля путем нагрева до температуры около 950° и быстрого охлаждения. Для возможности механической их обработки, подобные отливки отжигаются путем выдержки от 6 до 12 часов при 750° и последующего охлаждения в печи или на воздухе.

6. Коэффициент линейного расширения сталей с 20—30% хрома почти тот же, что и у углеродистых сталей. Электросопротивление резко возрастает с увеличением содержания хрома. Плотность, наоборот, уменьшается.

7. Кратковременные испытания на разрыв при высоких температурах показывают падение у низкоуглеродистых сталей временного сопротивления разрыву от 60 кг/мм² при комнатной температуре до 4,2 кг/мм² при температуре 1000°. Напряжение при крепе, соответствующее 1% удлинения за 10 000 часов, хотя и выше,

чем у обычных углеродистых сталей, но значительно ниже, чем у сталей типа 18-8 или других аустенитовых нержавеющей, а также у быстрорежущих сталей. Данные о крипе у сталей, содержащих от 20 до 30% хрома, недостоверны и противоречивы.

8. Стали с 20—30% хрома весьма устойчивы против окисления при высоких температурах и коррозиестойчивы при нормальной температуре в окислительных средах.

Содержание углерода не влияет заметно на сопротивление окислению, но увеличение содержания углерода чрезвычайно вредит устойчивости против коррозии. В то время как стали с высоким и с низким содержанием углерода успешно противостоят окислению при температурах до 1150°, наибольшая стойкость против коррозии наблюдается только при условии, что содержание углерода не превышает 0,01 от содержания хрома. Низкоуглеродистые стали весьма подходят для службы в окислительных растворах, подобных рудничным водам, содержащим серную кислоту и сульфаты, и в растворах азотной и других кислот, если их концентрация достаточна, чтобы обеспечить пассивирование поверхности стали. Однако, даже низкоуглеродистые стали нельзя применять там, где требуется коррозиестойкость против соляной, серной или других кислот, если они разрушают пассивированную поверхность или замедляют образование такой поверхности.

9. Стали с 20—30% хрома применяются для деталей печных устройств, приспособлений для шуровки в печах, рекуператоров, дымовых шиберов, муфелей, стекольных форм, жароупорных труб и т. д. Эти стали не столь механически прочны, как аустенитовые, хромоникелевые стали, но зато они более коррозиестойчивы в среде серосодержащих газов. Высоко- и низкоуглеродистые отливки применяются в печах для обжига сернистых руд и для изготовления вспомогательного к ним оборудования. Высокоуглеродистые отливки прекрасно противостоят абразивным воздействиям как при низких, так и при высоких температурах, так же как и воздействию серы. В последнем отношении низкоуглеродистые отливки отличаются еще большей коррозиестойкостью.

Толстые плиты из высокоуглеродистых сталей применяются в мельницах для абразивных материалов, а в нагревательных печах они хорошо противостоят, как износу, так и окислению. Разумеется, в условиях, вызывающих резкое науглероживание низкоуглеродистых сталей, последние становятся хрупкими вследствие резкого увеличения содержания в них углерода.

10. Со времени начала промышленного применения 20—30%-ных хромистых сталей изучалось влияние на эти стали многочисленных добавочных легирующих элементов. За одним исключением, состав большинства горячекатаных сталей за это время не изменился.

Исследования, производившиеся в США и в Англии, показали, что азот, вводимый в количестве от 0,15 до 0,25%, при помощи

Феррохрома с высоким содержанием азота, резко уменьшает величину зерна в литом металле и предупреждает рост зерна при горячей механической обработке. Азот увеличивает пластичность металла при горячей обработке давлением, благодаря меньшей величине зерна в слитках, и позволяет обжимать на прокатных станах крупные слитки, без предварительного их обжатия путемковки. Азот заметно увеличивает ударную вязкость как в горячекатаном состоянии, так и после холодной протяжки, облегчая постельную. Азот сдерживает рост зерна, происходящий в зонах соседних со сварным швом.

В стали с 25% хрома вводят несколько процентов никеля, одновременно вводя около 1,5% молибдена или не вводя его вовсе. Небольшие количества таких модифицированных сталей применяются в специальных случаях. Их главное достоинство — высокая коррозиестойчивость при нормальных температурах¹.

¹ Авторы в XV главе, посвященной сплавам железа, хрома и алюминия, ничего не сообщают о феррале и о жароупорных сплавах, содержащих около 30% хрома и 5% алюминия, получивших широкое промышленное применение в СССР. Приводим состав применяемых в СССР марок сталей с алюминием.

Марки	Состав, %								
	C	Mn	Si	S	P	Al	Cr	Ni	Ti
Сплав № 1 (ЭИ341)	≤0,15	≤0,7	≤1,2	≤0,03	≤0,03	4—6,5	16,0—19,0	≤0,6	≤0,5
Сплав № 2 (ЭИ340)	≤0,15	≤0,7	≤1,2	≤0,03	≤0,03	4—7,0	23—27	≤0,6	≤0,5

Сплавы № 1 и 2, предложенные заводом Электросталь, а затем улучшенные Корниловым и Михеевым, производятся в СССР, так называемым «лигатурным» методом, по которому в сталь вводится для легирования вместо феррохрома и алюминия безуглеродистая и малокремнистая хромоалюминиевая лигатура. По данным Корнилова и Михеева [542], этим достигается хорошее усвоение хрома и алюминия, уменьшается угар алюминия и, следовательно, количество неметаллических включений, и обеспечивается более равномерное распределение алюминия в жидкой стали. Прим. перев.

ГЛАВА VIII

ВЫСОКОХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ, СОДЕРЖАЩИЕ ОТ 12 ДО 35% ХРОМА

Общая характеристика отливок из высокохромистых чугунов. Влияние термической обработки. Специальные свойства. Состав и применение высокохромистых чугунов. Выводы авторов

Высокоуглеродистые чугуны отличаются от низкоуглеродистых высокохромистых сталей тем, что при их затвердевании наблюдается характерное для чугунов образование эвтектики. Эта эвтектика, часто называемая «ледебуритом», появляется в высокохромистых сплавах при относительно низком содержании углерода, вследствие уменьшения растворимости углерода, наблюдающегося при увеличении содержания хрома. Работы Валента, а также Обергофера, Дэвеса и Рапатца установили, что сплав, содержащий 20% хрома и больше 0,6% углерода, должен классифицироваться как белый чугун, а не как сталь, если применять терминологию, принятую для диаграммы железо-углерод. Однако, как упоминалось в предыдущей главе, в номенклатуре существует большая путаница, и сплавы, которые следовало бы называть «чугунами», обычно называют высокохромистыми сталями. Как уже указывалось в предыдущей главе, это затрудняет классификацию имеющихся данных, особенно при содержании углерода меньше 3%.

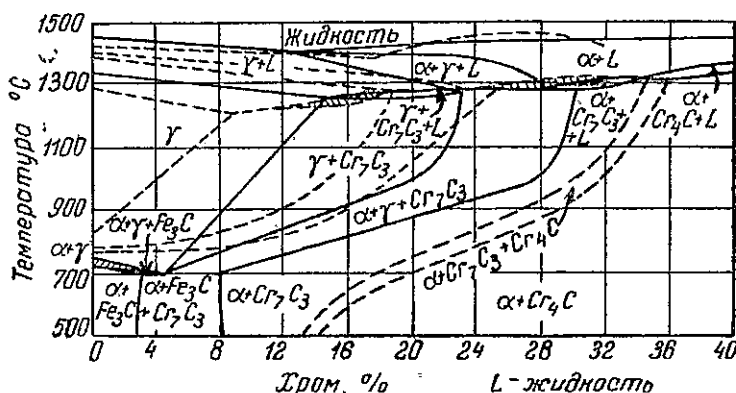
Высокохромистые чугуны с содержанием от 12 до 35% хрома в разное время выплавлялись в вагранках, в пламенных печах и в электропечах. В вагранке удавалось выплавлять чугуны, содержащие не больше 20% хрома. При большем содержании хрома применялись электрические пламенные печи. В вагранках чаще применяли не феррохром в кусках, а хромистые брикеты, которые препятствовали чрезмерному науглероживанию сплава, но даже и на брикетах в высокохромистых сплавах, вследствие большого сродства хрома и углерода, не удавалось получить меньше 3,5% углерода. В последнее время применялись брикеты из смеси феррохрома, содержавшего около 2% углерода, со значительными количествами кремния и меди, причем удавалось получать чугуны с содержанием 15% хрома и меньше 3% углерода.

В ковше и во время разливки высокохромистые чугуны кажутся более вязкими и холодными, чем нелегированный чугун. Это зависит от образования поверхностной пленки. Несмотря на это, высокохромистые чугуны сохраняют текучесть и легко заполняют

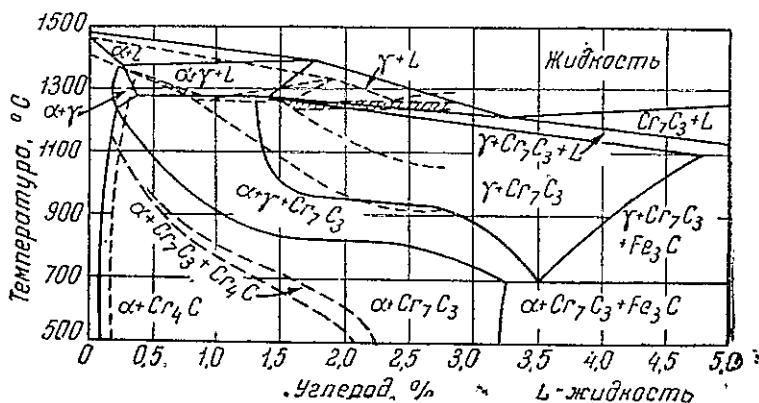
формы сложной конфигурации. Средняя усадка составляет 1,8%. Во избежание образования трещин избегают резких изменений сечения и острых углов.

А. ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ОТЛИВОК ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ЧУГУНОВ

Побориль [434] продолжил изучение диаграммы железо—хром—углерод и построил сечения при 2,5% кремния и 0,8% углерода (фиг. 60) и при 2,5% кремния и 25% хрома (фиг. 61). При отсут-



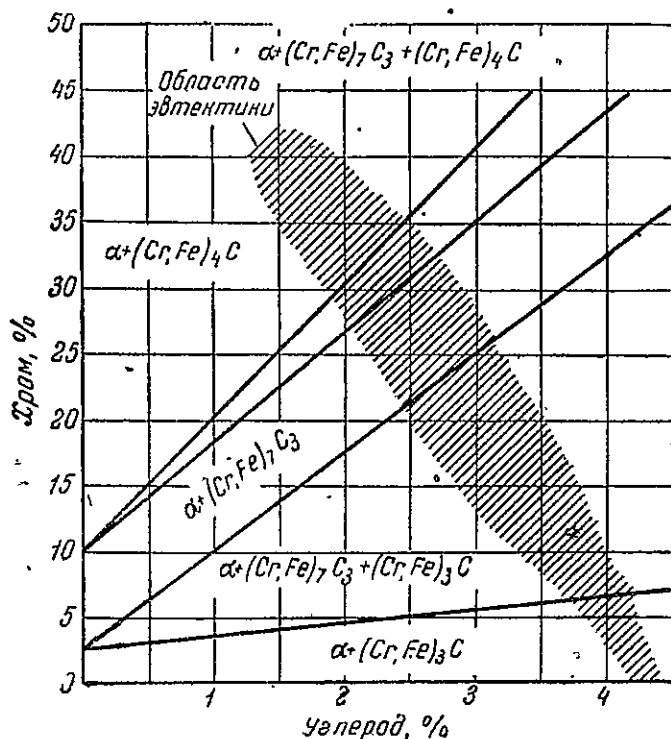
Фиг. 60. Влияние 2,5% кремния на сплавы железа, хрома и углерода. Сечение тройной диаграммы при 0,8% углерода по Поборилу [434]



Фиг. 61. Влияние 2,5% кремния на сплавы железа, хрома и углерода. Сечение тройной диаграммы при 25% хрома [434]

ствии более точных данных эти диаграммы, а также упрощенная схема сечения диаграммы железо—хром—углерод при обычной темпе-

ратуре (фиг. 62) облегчают изучение высокохромистых чугунов. Защищенный участок грубо охватывает составы, являющиеся эвтектическими при повышенных температурах. При этом содержа-

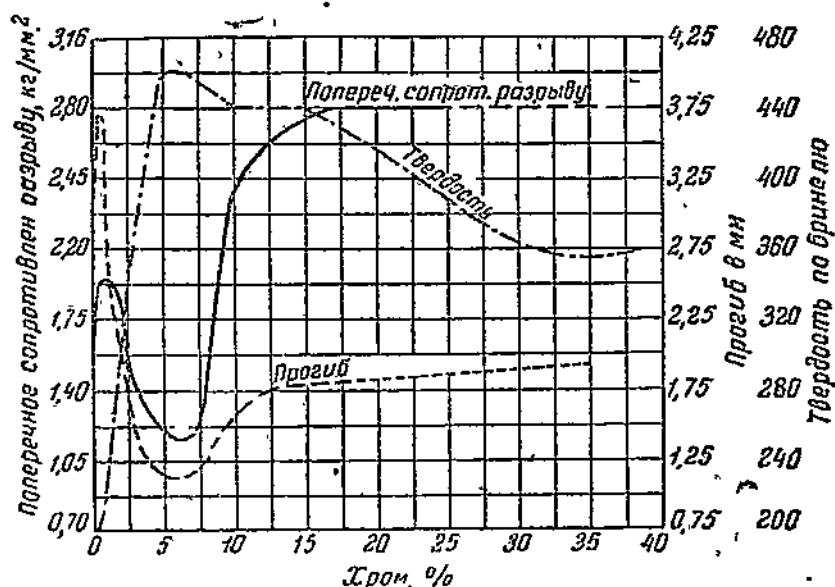


Фиг. 62. Упрощенное сечение диаграммы железо—хром—углерод при обычной температуре

ние кремния взято обычное для хромистых чугунов, а границы эвтектической области нанесены приблизительно.

124. Влияние хрома. Если к обыкновенному чугуну, содержащему от 2,0 до 3,5% углерода и от 1,5 до 2,75% кремния, прибавлять хром, то чугун становится белым и его твердость прогрессивно возрастает до тех пор, пока содержание хрома не достигнет 5%. Затем твердость остается примерно постоянной, а чугун становится невозможно обрабатывать обычным режущим инструментом вплоть до момента, когда содержание хрома достигнет 10%, при котором твердость слегка, но уже заметно понижается. Это понижение твердости высокоуглеродистых чугунов, полученное на отлитых в песок стандартных прутках для испытаний, принятых АСТМ, показано на диаграмме фиг. 63 вместе с кривыми, иллюстрирующими сопротивление изгибу и прогиб, при расстоянии между зажимами в 300 мм.

Чугуны, взятые для этих испытаний, содержали от 2,5 до 3,15% углерода и от 1,75 до 2,5% кремния. Если бы отобрать чугуны с содержанием углерода не больше 2,5%, то значение со-



Фиг. 63. Влияние хрома на механические свойства чугунов, содержащих от 2,5 до 3,15% углерода и от 1,75 до 2,5% кремния

противления изгибу и величины прогиба возросло бы. Факт уменьшения твердости при увеличении содержания хрома подтверждается данными Танигучи [297] о твердости отлитых в кокиль чугунов, содержащих приблизительно 3,15% углерода и 0,55% кремния. Он указывает на увеличение твердости при увеличении содержания хрома от 5 до 9%. Начиная с 12% хрома, твердость понижалась и достигала минимума при 18% хрома. Как видно из фиг. 63, это падение твердости относительно невелико, но оно сопровождается значительным увеличением прочности при некотором увеличении прогиба в точке, соответствующей 18% хрома. При содержании углерода не больше 3% такие чугуны можно механически обрабатывать при содержании хрома 13% и выше. То обстоятельство, что чугуны этого анализа, несмотря на твердость, часто превышающую 400 единиц по Бринеллю, отличаются обрабатываемостью, представляет собой замечательный факт. Обточка таких чугунов резцами из быстрорежущей стали не представляет затруднений при содержании углерода до 3%, но сверление приходится производить с пониженным числом оборотов. Поверхностный слой обычно является более твердым, и для его удаления при-

меняются более тяжелые резцы при уменьшенных скоростях резания [182], что необходимо, учитывая способность чугунов к нагартовке.

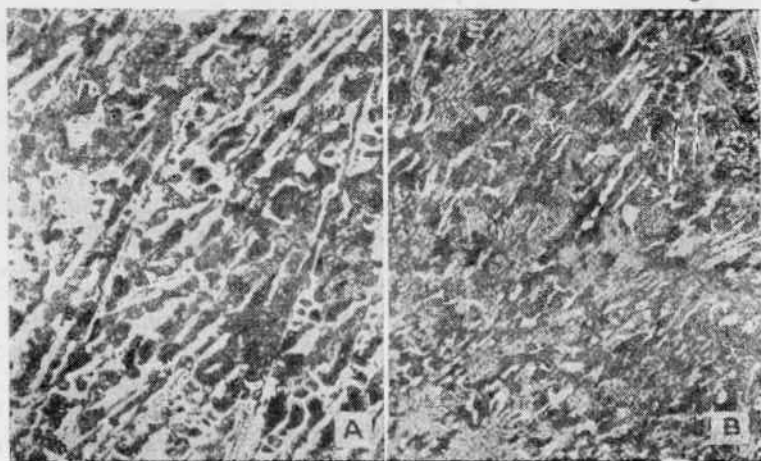
Металлографическое исследование хромистых чугунов показало, что при постоянном содержании углерода наступает более равномерное распределение и измельчение карбидов, как только достигается содержание хрома, соответствующее точке перегиба на кривой твердости, или еще более высокое. Это объясняется следующими двумя факторами.

Во-первых, тригональный тип карбидов становится господствующим, как видно из фиг. 62. Из этой диаграммы видно, что если количество хрома при содержании углерода, равном 2,5%, подходит к 15%, то вместо карбидов ромбической системы $(\text{FeCr})_3\text{C}$ начинают преобладать карбиды $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ тригональной системы. Эти тригональные карбиды имеют более равноосные размеры, чем карбиды иглообразной формы, типичной для цементита. Это положение подчеркивается наличием кремния, который способствует выпадению карбидов при более высокой температуре. При данном содержании хрома и более высоких температурах равновесие наступает в случае преобладания карбидов тригональной системы. Точное расположение линии, отделяющей область тригональных карбидов, не установлено, но по видимому, начинаясь около 3% хрома при 2,5% кремния, она должна проходить скорее через точку, отвечающую 18% хрома, вместо соответствующей 21% хрома, показанной на фиг. 62.

Во-вторых, заметное измельчение и равномерность структуры получают благодаря появлению вместо длинных игл, типичных для низкохромистых чугунов, более мелких карбидов эвтектики. Из фиг. 62 видно, что сплав, содержащий от 2,75 до 3% углерода, от 12 до 15% хрома, уже попадает в область эвтектики. Разница в структуре между низкохромистым чугуном и чугуном, содержащим 12,86% хрома, ясно видна на фиг. 64. Дальнейшее увеличение содержания хрома до 25% не оказывает заметного влияния на структуру, но подчеркивается и становится более ясной тригональная форма карбидов, что можно было ожидать, исходя из диаграммы фиг. 62, так как в заэвтектоидной области облегчается выпадение карбидов.

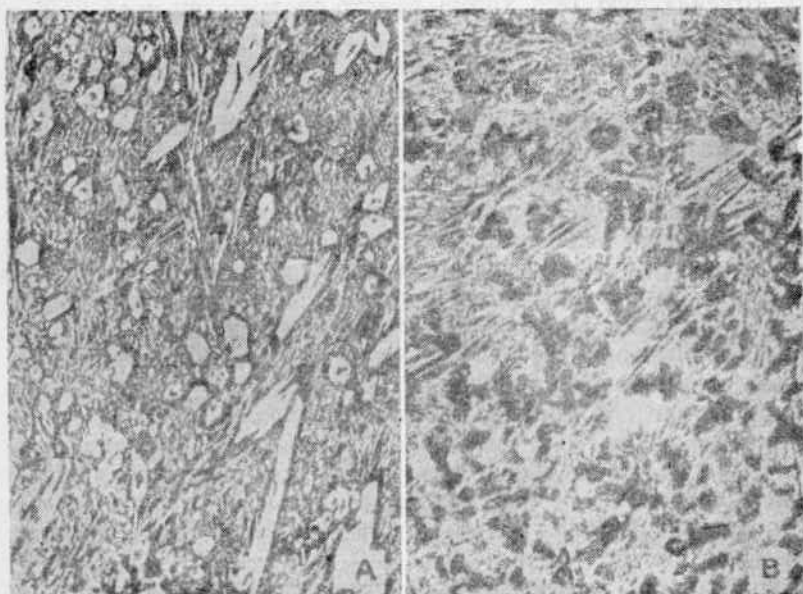
В практике применялся сплав с 9% хрома [293]. В этом случае, исходя из фиг. 62, необходимо понизить содержание углерода до 1—2%, чтобы обеспечить преобладание тригональных карбидов. Чугуны такого анализа показали значительную жароупорность, но, разумеется, более низкую, чем при более высоких содержаниях хрома.

125. Влияние углерода. Помимо надлежащего содержания хрома большое влияние на структуру и механические свойства легированных чугунов оказывает и содержание углерода. Структура ваграночных чугунов, содержавших 14,80% хрома при 3,75%



Фиг. 64. Структура чугунов, содержащих: А — 5,18% хрома и В — 12,86% хрома при прочем, примерно, одинаковом составе. $\times 100$

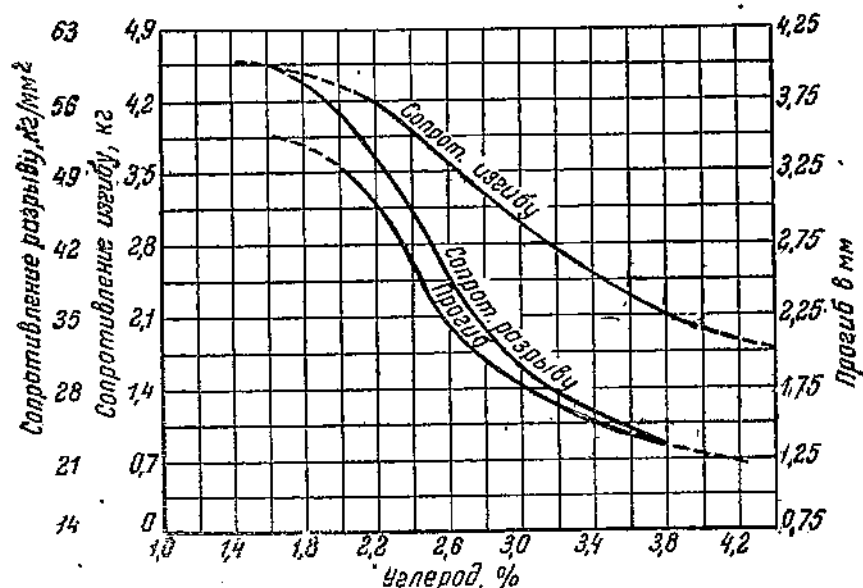
углерода и 14,40% хрома при 2,77% углерода, изображена на фиг. 65. Когда содержание углерода становится ниже 3%, т. е. когда при 2,5% кремния достигается зона эвтектики, наблюдается



Фиг. 65. Структура 15%-ных хромистых чугунов, содержащих: А — 3,75% и В — 2,77% углерода. Заметно более равномерное распределение карбидов при понижении содержания углерода. $\times 100$

заметное измельчение и большая равномерность структуры, благодаря исчезновению больших кристаллов заэвтектоидных карбидов. Наблюдаемое при этом улучшение свойств можно видеть из табл. 74 на примере первых двух чугунов, приведенных в этой таблице. Помимо выплавленных в пламенной печи чугунов, с содержанием 17% хрома, в таблице приведены данные Филлипса [332] для чугунов с содержанием около 24% хрома, выплавленных в электропечи. Увеличение показателей механических свойств, особенно величины прогиба, наблюдаемое при снижении содержания углерода, очевидно. Как видно из фиг. 63, увеличение содержания хрома от 18 до примерно 35% не особенно повышает прочность и величину прогиба, но зато возрастает сопротивляемость окислению и устраняются объемные изменения. Кроме того, следует отметить, что несмотря на исчезновение гамма-фазы, при высоких содержаниях хрома, твердость таких высокоуглеродистых сплавов (свыше 2,5% углерода) обычно не падает ниже 350 единиц по Бринеллю.

Литературные данные о влиянии углерода на механические свойства описываемых сплавов невелики и часто противоречивы. На фиг. 66 изображено изменение механических свойств у по-



Фиг. 66. Влияние углерода на механические свойства чугунов с содержанием от 15 до 17% хрома

речных образцов в зависимости от содержания углерода, для сталей, содержащих от 15 до 17% хрома и от 1,5 до 2,5% кремния. Расстояние между зажимами для образцов составляло 305 мм.

Таблица 74

Влияние углерода на свойства высокохромистых чугунов

Исследователи	Способ выплавки чугуна	Состав, %			Механические свойства при изгибе						Времен- ное сопро- тивление разрыву кг/мм ²	Твер- дость по Бринеллю	Может ли под- вергать- ся меха- нической обработ- ке
					расстояние между опорами 457 мм		расстояние между опорами 205 мм		сопро- тивление изгибу кг				
		сопро- тивление изгибу кг	прогиб мм	сопро- тивление изгибу кг	прогиб мм								
		C	Si	Cr									
Лаборатория „Union Carbide and Carbon“	Вагранка . . .	3,75	2,56	14,80	1090	2,4	1200	1,35	22,0	461	Нет		
	„ . . .	2,77	2,44	14,40	1640	3,6	2100	1,72	34,0	444	Да		
Лаборатория Филиппса (332)	Пламенная печь	2,86	1,81	17,00	—	—	1820	2,8	38,0	444	Да		
	То же	2,18	1,67	17,50	—	—	2740	3,3	53,0	415	Да		
	Электропечь .	1,54	1,18	24,70	2100	5,8	—	—	52,0	363	—		
	То же	1,84	1,96	23,95	1950	4,8	—	—	60,5	341	—		

При более высоких содержаниях хрома будут наблюдаться более пологие кривые, уменьшение наклона которых произойдет вследствие понижения прочности при низком содержании углерода и небольшого увеличения ее при более высоком (до 3%) содержании углерода.

Рассматривая совместное влияние хрома и углерода, приходится сделать вывод, что для достижения наилучших механических свойств хромистых чугунов, следует придерживаться эвтектического их состава. Как только содержание углерода превысит количества, соответствующие области эвтектики (фиг. 62), наступает заметная потеря в прочности, вероятно вследствие выпадения крупных кристаллитов заэвтектоидных карбидов. Неопубликованные исследования показывают, что заэвтектоидная структура появляется в чугуне с 17,5% хрома и 1,75% кремния при содержании углерода 3,5%, а в чугуне, содержащем 25% хрома и 1,75% кремния, при достижении содержания углерода в 3%. Тиссен [512] недавно опубликовал результаты поперечных (на изгиб) механических испытаний для серии чугунов, содержавших около 1% кремния, и также подтвердил этот вывод. По его данным, у чугунов с 15—20% хрома падение прочности наступает при достижении 3,15% углерода, у чугунов с 22—29% хрома — при 2,8% углерода и у чугунов с 32—39% хрома — при 2,25% углерода. Стрела прогиба уменьшается довольно равномерно по мере возрастания углерода до тех пор, пока его содержание не выходит за пределы эвтектики. При большем содержании углерода стрела прогиба резко уменьшается.

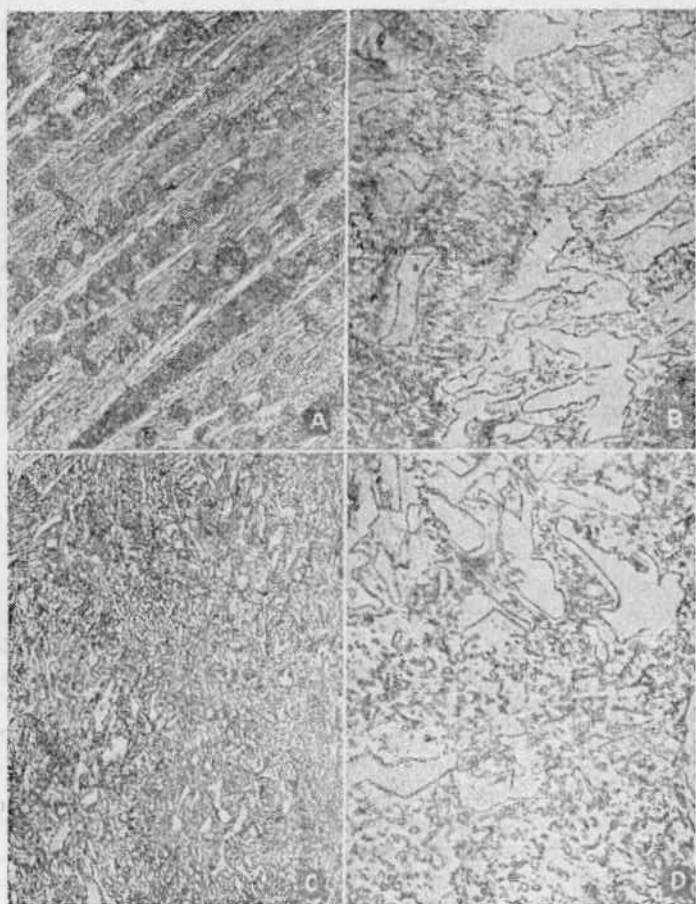
Границы эвтектической области можно наблюдать на изломах чугуна. Например, в случае прибавления хрома к чугуну, содержащему 3% углерода и 2% кремния, вначале наблюдается обычный для белого чугуна излом, который становится значительно однороднее при достижении 8% хрома, а при дальнейшем увеличении хрома до 18% становится все более и более мелкозернистым. При дальнейшем повышении содержания хрома до 25% появляются в изломе выступающие иглы, типичные для заэвтектоидных хромистых чугунов.

126. Влияние кремния. Кремний обычно добавляется в высокохромистые чугуны в количествах от 1 до 3%. Его влияние, в основном, сводится к следующему:

1. Кремний увеличивает сопротивление окислению и коррозии.
2. Кремний растворяется в железе и измельчает карбиды в чугунах с меньшим, чем эвтектическое, содержанием углерода [166], но не препятствует, по меньшей мере при содержании до 3%, образованию особой структурной составляющей.

3. Кремний препятствует чрезмерной склонности к воздушной закалке основной массы твердого раствора. Это происходит потому, что кремний понижает растворимость углерода в твердом растворе и вызывает выпадение карбидов из твердого раствора при

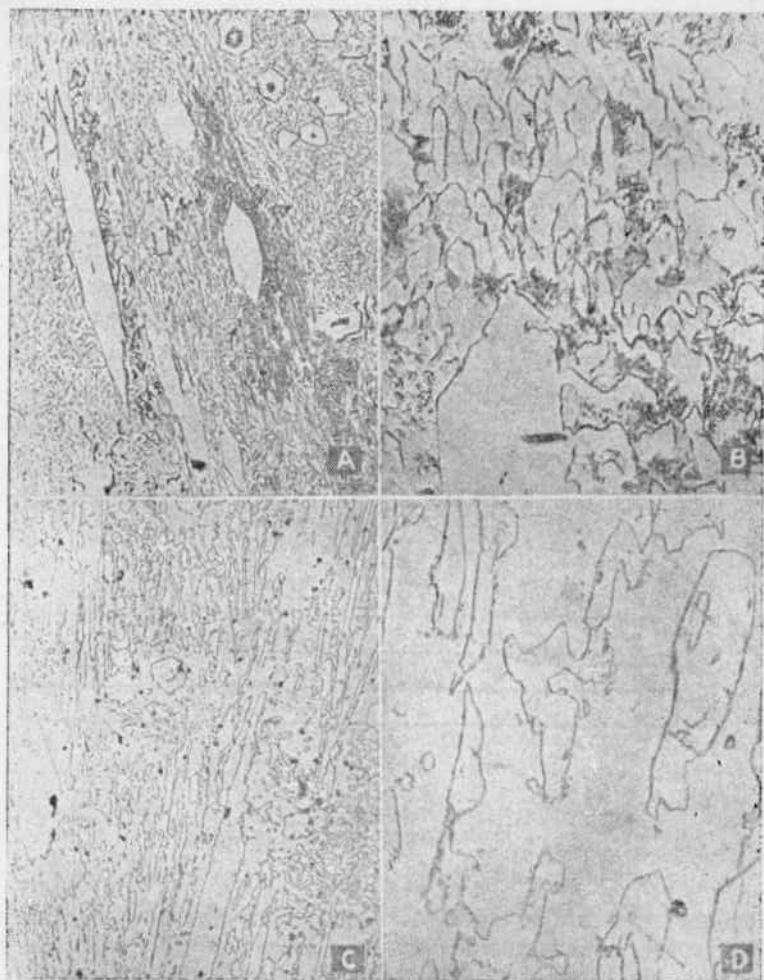
более высоких температурах. Например, Валента [166] считает, что воздушная закалка при 1000° исключается при введении от 2,3 до 2,5% кремния в сплавы с 15% хрома и около 1% углерода и в сплавы с 35% хрома и приблизительно до 3,5% углерода. С другой стороны, у низкокремнистых сплавов воздушная закалка наблюдается, если у 15%-ных хромистых сплавов содержание углерода превышает 0,5%, а у 35%-ных хромистых сплавов — превышает 2%. Кремний поднимает температуры превращений, и превращение $\gamma - \alpha$ наступает при более высокой температуре.



Фиг. 67. Структура чугунов, содержащих 2,32% углерода и 25,16% хрома; А — 0,21% кремния, $\times 100$. В — то же самое, но при увеличении в 500 раз; С — 1,98% кремния, $\times 100$. D — то же самое, но $\times 500$. Заметно измельчение карбидов и большее раздробление цементита у высококремнистого чугуна

4. По этой причине кремний уменьшает объемные изменения и тенденцию к образованию трещин, ибо превращения происходят при температурах более высоких, чем температуры службы чугуна. Так как изменения объема уменьшаются и происходят при более высоких температурах, при которых пластичность металла возрастает, то опасность возникновения трещин исчезает и по этой причине.

Влияние увеличения содержания кремния от 0,21 до 1,98% показано на фиг. 67. Исчезновение сплошных участков с вытя-

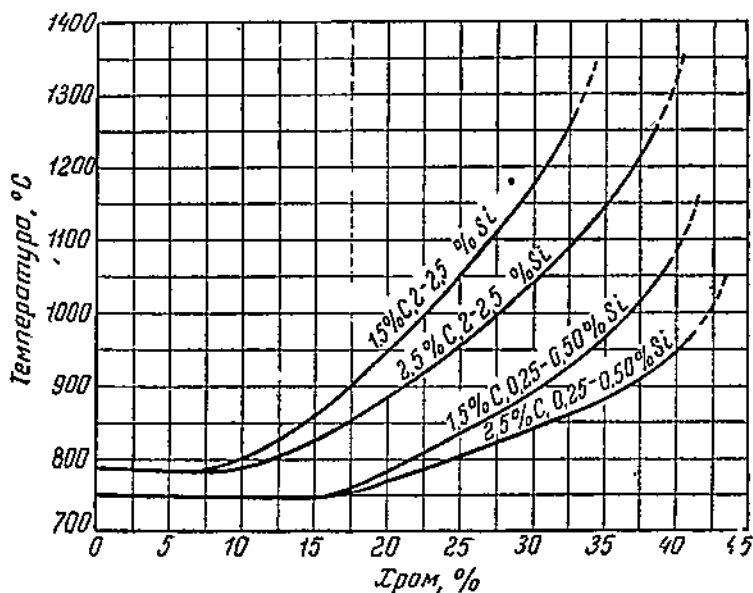


Фиг. 68. Структура чугуна, содержавшего 2,83% углерода и 33,27% хрома; А — 0,56% кремния, $\times 100$, В — то же, $\times 500$, С — 1,98% кремния, $\times 100$, D — то же, $\times 500$. Заметно, как кремний повлиял на образование основных масс (полей) феррита

нутыми карбидами и образование более однородной структуры, а также почти полное раздробление карбидов очевидны. Подобный же эффект наблюдался в сплавах с 17% хрома. Микрофотографии более высокохромистых сплавов (фиг. 68) иллюстрируют влияние кремния, ограничивающее область гамма-фазы.

В высококремнистом сплаве С не обнаруживаются признаки растворения карбидов в основном ферритовом поле, в то время как в низкокремнистом чугуна А они обнаруживаются и в виде заметных выделений внутри ферритных полей. При содержании углерода и хрома в таких количествах кремний, очевидно, не будет заметно влиять на измельчение первичных карбидов, так как в этом случае содержание углерода выше, чем в эвтектике.

5. Каждый процент кремния увеличивает твердость основной массы отожженного чугуна на 25 единиц Бринеля [166]; кремний понижает содержание углерода в эвтектике. Кривые фиг. 69



Фиг. 69. Приблизительное влияние кремния на превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ у высокохромистых чугунов

показывают, что добавление от 2 до 2,5% кремния достаточно, чтобы вызвать значительное увеличение температуры, выше которой может появиться гамма-фаза. В высокохромистых чугунах это, конечно, означает температуру частичного присутствия гамма-фазы в многофазном поле. Иными словами, кремний уменьшает количества хрома, необходимые для предупреждения появления гамма-фазы при любой температуре.

Несмотря на большие исследования Валента [166], Валента и Побориля [302], Гудремона и Висмута [182] и др., существует еще значительная неуверенность в положении различных поверхностей растворимости.

Увеличение содержания кремния сверх некоторого предела рекомендовать нельзя. Неопубликованные результаты испытаний на резкие перемены температуры чугунов с 17,5% хрома, содержащих от 1 до 3% углерода и от 1 до 3% кремния, показывают тенденцию к увеличению образования трещин при закалке в воду, если в чугунах с содержанием больше 2% углерода увели-



Фиг. 70. Структура чугуна, содержащего 2,33% углерода, 14,75% хрома и 4,43% кремния. Высокое содержание кремния вызвало появление хрупкого кремнехромистого феррита, $\times 100$

чивать содержание кремния от 2 до 2,5%. Даже при менее суровых термических напряжениях максимальное содержание кремния следует ограничить 3%, так как по мере приближения содержания кремния к 4% основная масса чугуна становится твердой и механически необрабатываемой, а чугун становится менее прочным и пластичным [166]. Образование основной массы хрупкого кремнехромистого феррита ясно видно на микрофотографии на фиг. 70.

127. Влияние алюминия и других легирующих элементов. Относительно влияния других легирующих элементов на свойства высокохромистых чугунов имеется весьма небольшое количество опытных данных. Валента [166] приводит результаты испытаний таких чугунов с добавкой алюминия. Он обнаружил, что наличие 0,5% алюминия исключает возможность воздушной закалки

в сплавах, содержащих от 19,35 до 29,75% хрома и не более 2% углерода. Он же указывает, что алюминий примерно в два раза эффективнее, чем кремний, поднимает критические точки. В противоположность влиянию кремния, алюминий дает возможность выше поднять содержание углерода, без опасения сделать хромо-алюминиевый чугун чрезмерно твердым и хрупким, вследствие слишком высокого содержания заэвтектических карбидов.

Несмотря на это, в промышленную практику выплавка хромо-алюминиевых чугунов мало внедрена. В некоторых неопубликованных экспериментах со сплавами, содержащими от 2,5 до 3,5% углерода и от 15 до 25% хрома с добавлением от 1 до 3% алюминия, было обнаружено, что алюминий не улучшает сопротивления изгибу и поперечных свойств высокохромистых чугунов, а когда алюминий достигает 3%, чугун становится хрупким и непрочным.

Молибден добавлялся к высокохромистым чугунам в количествах до 3,5%. Он оказывает слабое влияние на механические свойства и при более низком содержании углерода увеличивает коррозионную устойчивость в серной и сернистой кислотах, а также в солях сернистой кислоты.

Побориль [434] указывает, что введение от 0,25 до 0,4% титана уменьшает размеры первичного зерна в сплавах с довольно низким содержанием углерода. Филлипс [332] указывает на подобное же влияние добавки азотсодержащего феррохрома. Для такого типа сплавов характерны чугуны с содержанием около 1% углерода и не меньше 25% хрома и 1,5% кремния. Значительно меньший эффект добавка титана или азота оказывает на сплавы с более высоким содержанием углерода и с более низким содержанием хрома.

В чугуны с высоким содержанием хрома и с очень высоким (свыше 3,5%) содержанием углерода пробовали вводить до 2,5% никеля, но без заметного влияния на свойства при изгибе. Медь в количестве до 2% показала незначительное улучшение свойств при изгибе чугунов, содержащих от 15 до 25% хрома и меньше 3% углерода. Небольшие добавки (до 0,25%) ванадия, титана или циркония производились в высокоуглеродистые (свыше 3,5%) чугуны, но достоверной информации о влиянии этих добавок на чугун мы не имеем. Опыты с такими небольшими добавками обещают положительные результаты при содержании около 2,5% углерода. В сплавах с более высоким содержанием углерода главная трудность, препятствующая улучшению их свойств от таких добавок, заключается в том, что структура чугунов содержит большой процент карбидов хрома, и введение в основную массу этих добавок только ухудшает механические свойства чугуна.

В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

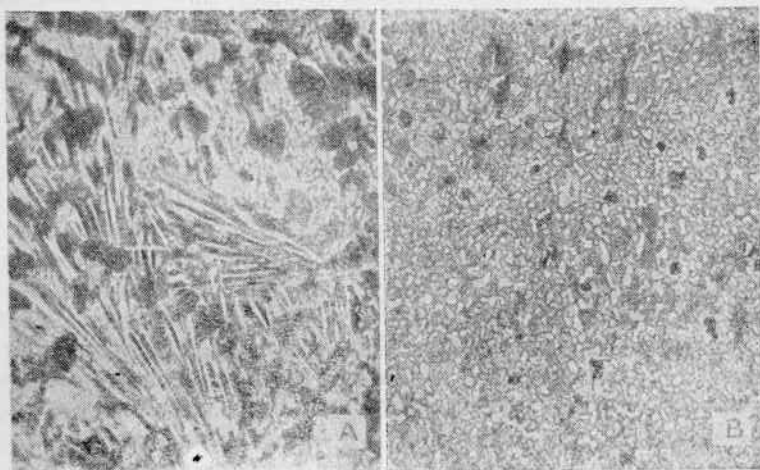
Из предыдущего видно, что для увеличения сопротивляемости окислению (жароупорности), когда требуется умеренное сопротивление коррозии, следует применять чугуны с содержанием хрома от 15 до 25%, а когда имеется в виду максимальная коррозионная устойчивость — с содержанием хрома от 25 до 35%. Эти сплавы обычно содержат от 1 до 3% кремния. Предпочитается содержание углерода меньше 3%, которое, снижаясь до 1%, постепенно улучшает механические свойства, как видно из диаграммы фиг. 66.

128. Обычная термообработка и отношение к горячей обработке высокохромистых чугунов. Одним из преимуществ высокохромистых чугунов с содержанием свыше 1,5% углерода является их относительная невосприимчивость к структурному распаду при высоких температурах. Благодаря этому они не реагируют на термическую обработку. Большие кристаллы или пластинки первичных железохромистых карбидов, а также карбидов хрома в сплавах, содержащих 2% углерода и больше, при нормальных в смысле времени и температуры условиях термообработки, упорно сопротивляются сфероидизации, переходу в твердый раствор и не смешиваются друг с другом. Только при весьма длительном нагреве выше 1000° наблюдается небольшое округление этих карбидов. Размеры кристаллов первичных карбидов можно регулировать, изменяя способ отливки и размеры сечения отливок из чугуна. При рассмотрении способов измельчения и придания однородности этой первичной карбидной структуре, было обнаружено, что сталь с 2% углерода и 12% хрома, благодаря значительному содержанию последнего, выдерживает горячую механическую обработку. Чугун такого же анализа, но без хрома, как при прокатке, так и при ковке разломался бы. Фиг. 71 иллюстрирует значительное измельчение структуры, полученное горячей обработкой первичных карбидов чугуна, отлитого в металлическую форму. Чугун содержал 2,97% углерода, 12,25% хрома и приблизительно 2% кремния. Оказалось возможным обжечь этот сплав под молотом на 40% при температуре от 950 до 850°. При этом твердость по Бринеллю понизилась с 418 до 360. Ковкость этого сплава в горячем состоянии тем замечательна, что исходный чугун (без хрома) имел высокое содержание серы (0,05%) и фосфора (0,60%). Таким образом, горячая обработка высокохромистых чугунов имеет больше чем теоретический интерес.

Карбиды, находящиеся в основной массе чугуна, в отличие от первичных, успешно растворяются, снова выпадают и подвергаются сфероидизации в результате термической обработки. При достаточном времени выдержки полная сфероидизация этих карбидов и переход основной массы в ферритное состояние наблюдаются при столь низких температурах, как 800°. Более высокие температуры отжига ускоряют сфероидизацию, причем макси-

мально допустимая практически температура сфероидизации зависит от температур превращения (см. фиг. 69).

По достижении сфероидизации сплав необходимо нагреть до довольно высокой температуры, зависящей от содержания хрома



Фиг. 71. Структура чугуна, содержащего 2,97% углерода, 2% кремния и 12,25% хрома; А — после отливки; В — после обжигания на 40% ковкой в горячем состоянии, $\times 100$

и кремния, прежде чем будет достигнуто растворение карбидов. Это видно на кривых фиг. 69. Структура образцов диаметром до 32 мм, охлажденных на воздухе, отличается от структуры простого белого чугуна. В зависимости от количества удерживаемого в растворе углерода основная масса может выглядеть как аустенит, разложившийся с выделением карбидов субмикроскопических размеров, как разложившийся аустенит с карбидами видимых размеров и как феррит со включениями разнообразных карбидов. При нормальных скоростях охлаждения на воздухе наблюдается структура не определенно перлитная или мартенситовая, а напоминающая по виду сорбит. При данной скорости охлаждения более высокое содержание кремния, обеспечивает более полное выпадение карбидов. То же самое наблюдается при увеличении другого ферритобразующего элемента — хрома.

129. Влияние отжига на структуру высокохромистых чугунов.

Более низкоуглеродистые сплавы, с меньшим содержанием первичных карбидов, подвергаются наиболее заметному умягчению после отжига, так как последний может воздействовать только на основную массу, а не на первичные карбиды. В то же время чугуны приобретают все более и более ферритовый характер по мере увеличения содержания хрома и при некотором содержании

последнего не могут быть изменены за счет термической обработки. Это количество хрома возрастает вместе с увеличением содержания углерода и понижается при увеличении содержания кремния. Из работы Валента [166] видно, что низкохромистые чугуны с низким содержанием кремния (от 0,25 до 0,75%) и с содержанием хрома от 15 до 35% и углерода от 1,5 до 3,0% при охлаждении на воздухе с 1000° заметно увеличивают твердость при отношении хрома к углероду, равном 10:1. Твердость чугуна в литом состоянии, равная около 400 единиц Бринеля, может быть снижена до 275—350 путем отжига с выдержкой в течение 4 часов при 1000° и последующего медленного охлаждения. Многие из этих низкокремнистых чугунов обнаруживают склонность к образованию трещин при нагреве после закалки. При содержании кремния от 2,3 до 2,5% Валента уже не обнаружил склонности к воздушной закалке, и чугун имел твердость, аналогичную получаемой после отжига низкокремнистых чугунов. Цифры Валента пестрят исключениями из этого вывода, повидимому потому, что одна и та же температура (1000°) не подходит для отжига чугунов любого состава. Для получения минимальной твердости, как в литом, так и в отожженном состоянии у высокоуглеродистых чугунов с содержанием более 2% углерода и более 2% кремния полезно держать хром в интервале 15—20% или в интервале 30—35%. При содержании хрома 15—20% твердость по Бринелю после отжига колеблется от 310 до 350, в зависимости от содержания углерода, против твердости 340—418 в литом состоянии. При 25% хрома соответственные значения твердости составляют 315—450 и 340—450. Обрабатываемость последнего сплава будет гораздо ниже.

130. Отжиг высокохромистых чугунов, содержащих свыше 3,5% углерода. По неопубликованным данным чугуны с 15% хрома при содержании от 3,5 до 4,0% углерода и от 1,87 до 2,75% кремния не изменяют механических свойств в случае отжига при температурах от 600 до 800° с выдержкой в течение 3 часов и с последующим охлаждением с печью. Отжиг при более высоких температурах, снимая напряжения и предупреждая склонность к образованию трещин при нагреве, не улучшает обрабатываемости и механических свойств сплава. Нагрев и охлаждение при отжиге должны вестись возможно медленнее во избежание образования трещин.

131. Отжиг высокохромистых чугунов с содержанием углерода менее 3%. Отжиг высокохромистых чугунов, содержащих от 1 до 3% углерода и от 1 до 3% кремния, приводит к значительному их умягчению. Например, твердость серии чугунов, содержащих 17,5% хрома, понижалась на 85—135 единиц Бринеля после выдержки при 800° в течение 3 часов и охлаждения вместе с печью. Для таких сплавов температура максимального умягчения лежит немного ниже температуры превращения, указанной на

фиг. 69, и возрастает по мере увеличения содержания кремния и хрома. Так 17,5%-ный хромистый чугун с 1% кремния показывает минимальную твердость после отжига при 750°, а чугун с 3% кремния — после отжига при 900—950°. Чугун с 1,98% углерода, 24,93% хрома и 1,85% кремния получает максимальное умягчение после отжига (с 418 до 302 единиц по Бринелю) с 1050°, хотя отжиг при 950° уже позволяет снизить твердость до 340. Если содержание хрома превышает то, при котором еще может существовать гамма-фаза, то отжиг перестает оказывать влияние на твердость. Так, сплав, содержащий 2,76% углерода, 32,11% хрома и 1,74% кремния, не изменил твердости (350—364 единицы по Бринелю) ни после отжига, ни после закалки с температуры 1100° как в масло, так и в воду. При понижении содержания хрома до 24 и до 19% при том же содержании углерода в 2,76%, закалка при 1100° позволила получить твердость 650 по Бринелю.

Итак, высокохромистые чугуны с содержанием углерода более 3% нормально не могут быть умягчены отжигом, который обеспечивает только увеличение термостойкости чугуна и должен производиться крайне осторожно при температуре не более 1000°. Твердость чугунов с содержанием от 1 до 3% углерода значительно понижается после отжига, если они не являются чисто ферритными благодаря высокому содержанию хрома. После отжига чугуны можно снова закалить, если их нагреть до температур выше температур превращения (см. фиг. 69).

Отжиг таких чугунов улучшает обрабатываемость и их механические свойства. В установках, испытывающих быстрые изменения температуры, нельзя применять чугуны с содержанием выше 3% углерода. Хромистые чугуны с содержанием углерода больше 1% не обнаруживают заметного роста зерна даже при относительно продолжительных выдержках при высоких температурах вплоть до 1100°, что очень важно при их термообработке.

С. СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА

Большое значение с промышленной точки зрения имеют следующие свойства высокохромистых чугунов: 1) сопротивление окислению и структурному разложению при высоких температурах; 2) сопротивление износу и способность нагартовываться; 3) коррозиестойчивость и 4) жидкоподвижность.

132. Сопротивление окислению и структурному разложению при высоких температурах. Высокохромистые чугуны, подобно высокохромистым сталям, обладают высокой сопротивляемостью окислению. Тиссен [512] определял привес после выдержки в 150 часов при 950° образцов чугунов, содержавших от 15 до 40% хрома, приблизительно 1% кремния и от 1 до 3% углерода. Оказалось, что чугуны с более высоким содержанием углерода окисляются не легче, чем с более низким; они имеют даже тен-

денцию к меньшему окислению при содержании углерода ближе к верхнему пределу.

Влияние углерода на окисление высококремнистых с 15—25% хрома чугунов исследовалось Бургессом¹. Эталонами при испытаниях служили образцы обычного серого чугуна, содержавшего от 2,5 до 3,5% углерода и 2% кремния. Они показали среднюю потерю в весе на окисление 24,2%, в то время как чугуны, содержавшие приблизительно 25% хрома и от 1,77 до 2,28% кремния, показали потерю от окисления (или привесы) только в 0,10% и меньше, хотя в последних образцах содержание углерода варьировало от 1,22 до 4,04%. В чугунах с 15% хрома высокое содержание углерода оказало более явственное влияние на сопротивление окислению. Потеря на образование окалины при 1000° в этой серии опытов оставалась ниже 0,40% при постепенном увеличении содержания углерода до 2,50%. Эти чугуны содержали от 2,59 до 2,92% кремния.

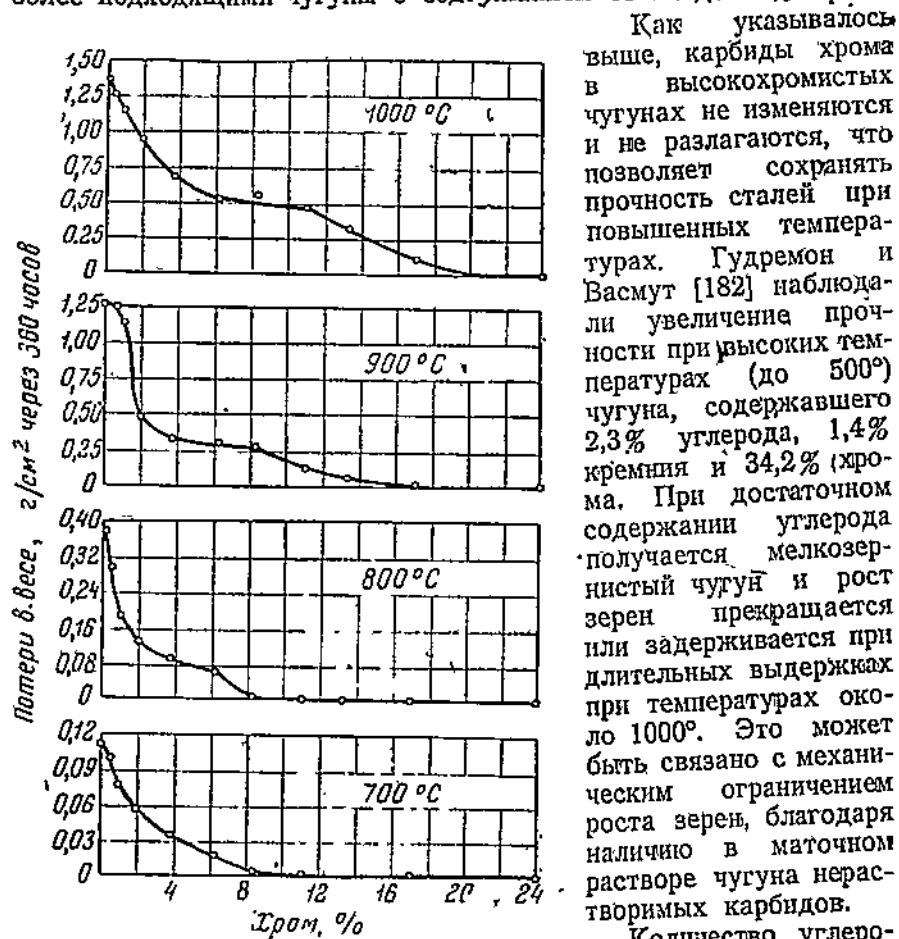
Значительность влияния хрома на сопротивление окислению очевидна из опытов Тиссена [512] и других. Степень уменьшения потери от окисления под влиянием содержания хрома при температурах в 700, 800, 900 и 1000° определялась также Бургессом [Burgess]. Все чугуны содержали около 3% углерода и 2,25% кремния. Потери на окисление при различных температурах характеризуются кривыми на фиг. 72. Сопротивление окислению является прямой функцией содержания хрома и достигало максимального значения при наибольшем (около 25%) содержании хрома. Гудремон и Васмут [182] указывают, что высокохромистые чугуны с 34% хрома и от 1,1 до 3,1% углерода не окисляются при температурах до 1100°.

Кремний уменьшает окисление высокохромистых чугунов, и испытания показывают, что он играет важную роль в сопротивлении окислению 15%-ного хромистого чугуна при 1000°, так как окисление уменьшилось с 6 до 0,14% при изменении содержания кремния от 1,29 до 2,59%.

В хромистых чугунах, содержащих больше 12% хрома, увеличение содержания кремния на 1% равнозначно увеличению содержания хрома на 2%. Однако введение кремния лимитируется повышением чувствительности стали к резким изменениям температуры и склонности к образованию трещин, благодаря чему и в чугунах, содержащих 2% углерода и больше, не должно быть больше 2% кремния. Вообще, кремнесодержащие чугуны с 15—18% хрома должны применяться при рабочих температурах, не выше 940°. Например, ящик для обработки ковкого чугуна, изготовленный из жароупорного чугуна указанного выше состава, после 57 операций томления чугуна имел тонкий слой плотной окалины, который не прогрессировал далее, при температурах не вы-

¹ Эти данные публикуются впервые.

ше 940°. При более высоких температурах (до 1100°) оказались более подходящими чугуны с содержанием от 24 до 35% хрома.



Фиг. 72. Влияние хрома на окисление чугунов, приблизительно содержащих 3% углерода и 2,25% кремния при 700—1000° (Бургесс)

Как указывалось выше, карбиды хрома в высокохромистых чугунах не изменяются и не разлагаются, что позволяет сохранять прочность сталей при повышенных температурах. Гудремон и Васмут [182] наблюдали увеличение прочности при высоких температурах (до 500°) чугуна, содержащего 2,3% углерода, 1,4% кремния и 34,2% хрома. При достаточном содержании углерода получается мелкозернистый чугун и рост зерен прекращается или задерживается при длительных выдержках при температурах около 1000°. Это может быть связано с механическим ограничением роста зерен, благодаря наличию в маточном растворе чугуна нерастворимых карбидов.

Количество углерода, допустимое в высокохромистых чугунах, ограничивается ранее высказанными положениями.

Например, при данном содержании хрома жароупорность и сопротивление резким изменениям температуры прогрессивно уменьшаются по мере увеличения углерода. И хотя известны установки из чугуна с содержанием больше 3% углерода, повидимому в качестве нормального нельзя рекомендовать содержание больше 3% углерода. Прочность, жароупорность и отсутствие трещин при высоких температурах увеличиваются у чугунов с содержанием не больше 2,5% углерода и в настоящее время они наиболее широко распространены.

133. Сопротивление износу и способность к нагартовке. Высокохромистые чугуны обладают значительным сопротивлением износу и нагартовываются при обработке. Мак-Квигт [40] обнаружил на одной промышленной установке, что прочность на износ у хромистого чугуна с 2,72% углерода и 26,41% хрома была выше, чем у закаленного обычного чугуна или у стали Гадфильда. Еще более ценно то, что высокохромистые чугуны сохраняют износостойчивость при повышенной температуре.

Высокохромистые чугуны, содержащие примерно 3% углерода, 15% хрома и 2,35% кремния, могут обрабатываться умеренно тяжелыми резцами, тонкие же резцы нельзя применять вследствие высокой поверхностной твердости чугунов. Высокая прочность на износ является у высокохромистых чугунов дальнейшим развитием свойства износоупорности, наблюдаемого у штамповых сталей с 12% хрома и 2% углерода.

134. Сопротивление коррозии. Высокохромистые чугуны значительно ниже по коррозиестойкости высокохромистых сталей с низким содержанием углерода, особенно в отношении ржавления на открытом воздухе и в кислых средах. Это приписывается тому, что образование хромистых карбидов понижает содержание хрома в основной массе чугуна, так как каждый процент углерода связывает около 10% хрома. Высокохромистые чугуны устойчивы в морской воде, в рудничных водах и в слабых кислотах, причем степень устойчивости связана с составом чугуна [473].

Возможно, что после первоначального ржавления или окалинообразования карбиды хрома задерживают скорость коррозии в дальнейшем. Тулл [300] сообщает, что чугуны, содержавшие около 2,5% углерода, 2,5% кремния и от 11 до 14% хрома, после пребывания в течение 288 часов при 500° в атмосфере двуокиси углерода, двуокиси серы, воздуха и пара, обнаружили легкое образование окарины, но после дополнительной выдержки в течение 240 часов дальнейшего увеличения окарины не наблюдалось. Филлипс [332] утверждает, что высокохромистые чугуны превосходно служат в рассолах, а также в соприкосновении с расплавленным свинцом и алюминием.

При достаточном содержании хрома становится возможным изготовлять нержавеющие чугуны, устойчивые при более суровых условиях коррозии [182]. В подобных случаях пользуются правилом, по которому помимо хрома, связанного в карбидах в сплавах, должно быть приблизительно 10—12% несвязанного хрома.

Гудремон и Васмут [182], в связи с изучением структуры и свойств чугунов А и В, содержавших 34% хрома и 1,1 и 2,3% углерода и 1,3 и 1,4% кремния, определяли их относительную коррозиестойкость в азотной кислоте и других сильнодействующих средах. Некоторые из этих данных приведены в табл. 75 и 76. Испытания производились без удаления поверхностного слоя, полученного при отливке.

Таблица 75

Коррозиестойчивость против азотной кислоты литого сплава А, содержащего: 1,1% углерода, 1,3% кремния и 33,6% хрома, и сплава В, содержащего: 2,3% углерода; 1,4% кремния и 34,2% хрома, по Гудремону и Васмуту [182]

Концентрация кислоты, %	Удельный вес кислоты	Температура испытания, °С	Потеря в весе за 1 час г/м ²	
			сплав А	сплав В
7	1,04	20	< 0,1	< 0,1
7	1,04	Кипящая	< 0,1	< 0,1
37	1,23	20	< 0,1	< 0,1
37	1,23	Кипящая	0,1—1,0	0,1—1,0
66	1,40	20	< 0,1	< 0,1
66	1,40	Кипящая	0,1—1,0	0,1—1,0
Дымящая	1,52	20	0,1—1,0	0,1—1,0
		40	> 10	> 10

Таблица 76

Сопротивление коррозии в различных средах литого высокохромистого чугуна, содержащего: чугун А — 1,1% углерода, 1,3% кремния и 33,6% хрома; чугун В — 2,3% углерода, 1,4% кремния и 34,2% хрома, по Гудремону и Васмуту [182]

Корродирующая среда	Удельный вес	Температура испытания, °С	Потеря в весе за 1 час, г/м ²	
			чугун А	чугун В
30% H ₂ SO ₄ + 5% HNO ₃ + 65% воды	—	50	< 0,1	< 0,1
Насыщенный водный раствор сернистой кислоты	—	20	< 0,1	< 0,1
10%-ная фосфорная кислота	1,05	Температу- ра кипения	< 0,1	< 0,1
45%-ная фосфорная кислота	1,30	То же	< 0,1	< 0,1
80%-ная фосфорная кислота	1,64	„	3,0—10,0	3,0—10,0
100%-ная уксусная кислота	1,01	„	< 0,1	< 0,1
80%-ная уксусная кислота	1,07	„	< 0,1	< 0,1
100%-ная уксусная кислота	1,05	„	< 0,1	< 0,1
Водный раствор NaOH	1,16	50	< 0,1	< 0,1
То же	1,16	Температу- ра кипения	< 0,1	< 0,1
50%-ный раствор NaOH	1,53	То же	> 10,0	> 10,0
50%-ный раствор азотнокислого аммо- ния	—	„	< 0,1	< 0,1
50%-ный раствор сернокислого аммо- ния	—	„	< 0,1	< 0,1

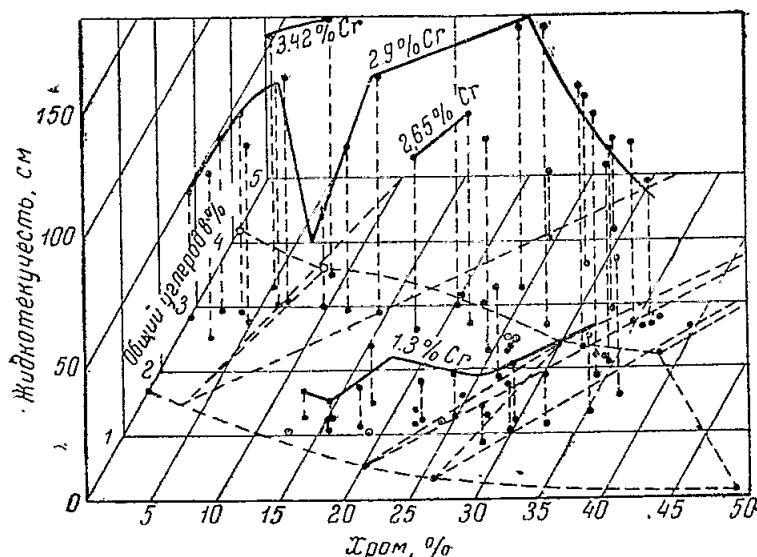
Сплав с 3,1% углерода и 35% хрома оказался менее устойчи-
вым против атмосферной коррозии, чем чугуны А и В. Когда же

их испытывали в отшлифованном виде, то все три сплава показали одинаковое сопротивление ржавлению.

Недавно [515] были подведены итоги изучения влияния хрома на сопротивление коррозии чугунов. При этом были получены следующие данные по коррозии в течение 528 часов высокохромистого чугуна при 500° в искусственной атмосфере, состоявшей из двуокиси углерода, SO_2 , пара и воздуха:

Хром, %	Потери в весе за 528 час. г/см ²
0	0,0242
11	0,0080
14	0,0071

135. Жидкотекучесть. Как и следовало ожидать, благодаря высокому содержанию углерода, высокохромистые чугуны обладают большей жидкотекучестью, чем сплавы с меньшим содержанием углерода. Тиссен [512] определял жидкотекучесть, применяя прибор Бергера. Полученные им результаты отображены на диаграмме фиг. 73, на которой изображена зависимость жидкотекучести



Фиг. 73. Влияние хрома на жидкотекучесть чугунов при 1400° по Тиссену [512]

чести от состава при 1400°. В общем подтверждается правило Портевена, по которому наибольшая жидкоподвижность чугунов наблюдается по соседству с линией эвтектики и понижается как у доэвтектических, так и у заэвтектических чугунов.

Сравнительно высокая жидкотекучесть высокохромистых чугунов позволяет выполнять отливки сложной формы, что очень важно для литейного производства.

Д. СОСТАВ И ПРИМЕНЕНИЕ

136. Типы промышленных высокохромистых чугунов. В настоящее время промышленное применение описываемых сплавов ограничивается большей частью, особенно в США, низкоуглеродистыми высокохромистыми чугунами, которые в отличие от обычного нелегированного литейного чугуна имеют более низкое содержание углерода и кремния и не меньше 20 % хрома. Заводы, производящие жароупорные высокохромистые стальные отливки, иногда производят сплавы, весьма близкие к высокохромистым чугунам по анализу (269, 332), но эти сплавы не носят отличных от стального литья фабричных марок. С другой стороны, в самое последнее время в Европе распространилось производство высокохромистых чугунов, которые имеют специальные названия и описываются в соответствующей литературе, именно как чугуны.

Упомянутые Валентой [166] чугуны, «ферхромит» и «неохром» вероятно имеют весьма широкие пределы по химическому анализу. Они могут содержать до 1,5 % углерода и до 2,5 % кремния и, обычно, содержат 25 % хрома. Другим примером является «гуронит», который изготавливается двух сортов: чугун типа I содержит от 0,7 до 2,6 % углерода и от 15 до 27 % хрома и чугун типа II содержит от 0,7 до 2,3 % углерода и от 20 до 40 % хрома, и иногда может содержать от 2,5 до 3,5 % молибдена. Содержание кремния в гуроните на 10—20 % ниже содержания углерода.

Таблица 77

Анализ некоторых европейских марок высокохромистых чугунов

Фабричная марка или тип	Состав, %				Твердость по Бринелю
	C	Cr	Si	Ni	
Хорошо сопротивляющийся коррозии чугун	1,6	9,2	—	—	273
Чугун высокого сопротивления коррозии	2,17	23,5	—	0,32	300
Вегуцит	2,5	30	3,0	—	370
Альферион	1,98	23,5	—	—	363
Ниростагусс	1,1—3,1	34,0	1,2—1,5	—	250—350

В табл. 77 приведены приблизительные анализы некоторых европейских жароупорных чугунов. Несомненно, что они широко изменяются в зависимости от изменения условий службы. Если, например, требуется обеспечить отсутствие ржавления и высокую стойкость против коррозий в активных средах, то содержание хро-

ма должно быть поднято до 30% и выше: При этом, несмотря на высокую твердость, большая часть этих чугунов поддается обработке резанием.

В табл. 77 пропущены чугуны с содержанием хрома от 15 до 20% при приблизительно содержании кремния от 1,0 до 2,5%. Недавние неопубликованные исследования показывают, что эти чугуны используются как жароупорный материал там, где не требуется высокая коррозионная устойчивость.

137. Применение высокохромистых чугунов. Высокохромистые чугуны идут на изготовление преимущественно ящиков для отжига, деталей печей и горелок, форсунок, фурм, защитных трубок, деталей механических топков (стокеров), печных конвейеров, жароупорных роликов, колосниковых решеток и всех деталей, требующих сопротивления окислению и износу при высоких температурах, в соприкосновении с газами, вызывающими коррозию. Увеличивается применение высокохромистых чугунов для декоративных отливок.

Е. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Чугуны с содержанием от 12 до 20% хрома выплавляются в вагранках, в пламенных печах и в электропечах; чугуны, содержащие от 20 до 35% хрома, обычно выплавляются в электропечах, а содержащие до 15% хрома и ниже при содержании ниже 3% углерода можно выплавлять в вагранках. В таких чугунах обычно содержится от 1,50 до 2,75% кремния.

2. Высокохромистые чугуны отличаются от обычных путем металлографического исследования; хром — сильный карбидобразующий элемент, и хромистые карбиды появляются наряду или даже без появления карбидов железа.

3. При добавлении хрома к чугунам, содержащим от 2 до 3,5% углерода и от 1,5 до 3,0% кремния, твердость возрастает по мере прибавления до 5% хрома, затем остается почти постоянной вплоть до того, как содержание хрома достигнет примерно 10%. В этом случае металл почти не поддается обработке резанием. При дальнейшем увеличении содержания хрома в чугунах твердость несколько понижается. Для механической обработки последних чугунов необходима специальная технология.

4. Влияние углерода на структуру и свойства высокохромистых чугунов настолько сложно, что не может быть кратко сформулировано.

5. Практикуемые добавки кремния не вызывают образования особой структурной составляющей. Однако они обеспечивают измельчение карбидов, увеличение сопротивления коррозии, уменьшают склонность к воздушной закалке и размерные изменения при термической обработке. Большие добавки кремния увеличивают тенденцию к образованию трещин при замочке в воде при

закалке и уменьшают обрабатываемость, благодаря повышенной твердости маточного раствора феррита.

6. Информация о добавке прочих легирующих элементов весьма скудна. Имеются сведения, что алюминий энергично препятствует воздушной закалке, но отливки с алюминием при увеличении его содержания до 3% становятся хрупкими и недостаточно прочными. Молибден в количестве около 3% увеличивает стойкость против коррозии. Титан обеспечивает уменьшение размеров первичного зерна. Добавка азота, никеля, меди, ванадия и циркония применялась, но из-за малого количества опытов нельзя сделать окончательных выводов.

7. Высокохромистые чугуны относительно слабо реагируют на термическую обработку, что является фактором, благоприятным для службы при высоких температурах. Отливки могут быть умягчены отжигом, особенно, если содержание углерода в них будет меньше 3%. Максимальное умягчение достигается при температуре отжига немного ниже точки превращения, т. е. эта температура зависит от состава чугуна. Отливки с содержанием углерода больше 3% обычно не могут быть умягчены до возможности их обработки резанием; однако они отжигаются с целью увеличить сопротивление резким колебаниям температуры (термическим ударам).

8. С утилитарной точки зрения, наиболее важными свойствами высокохромистых чугунов являются: сопротивление окислению и коррозии, стойкость против структурного разложения при высоких температурах, сопротивление износу, способность к нагартовке и жидкотекучесть.

ГЛАВА IX

СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ СЛОЖНЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА И ХРОМА

Система железо—хром—никель. Другие системы. Выводы авторов.

Интерес к так называемым аустенитовым нержавеющей сталям, типичным представителем которых является сталь с содержанием 18% хрома и 8% никеля, оправдывает обширные работы по исследованию их структурного состояния. В результате диаграмма состояния железо—хром—никель с качественной стороны разработана для всех составов этих сталей, а точные количественные определения произведены в той части диаграммы, которая обеспечивает разумное объяснение разнообразного поведения при термической обработке всех имеющих практическое значение сплавов. Исследованию диаграммы состояния железо—хром—никель препятствует то, что у всех составов и температур, имеющих промышленное значение, скорости превращений чрезвычайно низки. Однако диаграммы для неравновесного состояния тем полезнее, что они лучше, чем диаграммы состояния равновесия, объясняют поведение сплавов при нагреве и охлаждении со скоростями, сравнимыми с имеющими место в обычной заводской практике. Сплавы железо—хром—марганец рассматриваются не только как возможные заменители соответственных сплавов, содержащих никель, но и как имеющие самостоятельное значение. Их конструкция также явилась предметом важных исследований, но результаты их еще не являются исчерпывающими в той мере, в какой это имеет место для системы железо—хром—никель. Для полноты изложения в этой главе приводятся также краткие сведения о системах: железо—хром—кремний, железо—хром—фосфор и железо—хром—сера.

А. СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО—ХРОМ—НИКЕЛЬ

Диаграмма состояния железо—хром—никель помимо практического ее значения для объяснения часто непонятного поведения сплавов в условиях их службы интересна с теоретической точки зрения, благодаря необычному появлению в твердом состоянии промежуточной фазы.

138. Ранние исследования состояния железохромоникелевых сплавов. Первые исследования структуры железохромоникелевых сплавов, содержавших от 0,1 до 0,5% углерода, проводились в

1909—1912 гг. Штраусом [56], который построил железный угол диаграммы состояния железо—хром—никель. Было замечено, что послековки сплавы, содержащие 20% хрома и 7% никеля, содержат свободные карбиды, которые могут быть полностью растворены и удержаны в растворе после нагрева до 1150—1250° и последующего быстрого охлаждения. После такой обработки наблюдалась чистоаустенитовая структура (только гамма-фаза). При повторном нагреве до 700° карбиды снова выпадали из раствора, особенно по границам зерен.

Первые объемистые исследования состояния сплавов железо—хром—никель, принадлежавшие Бейну и Гриффитсу [180], появились в 1927 г. Было изготовлено около 70 образцов высокой чистоты, содержащих до 55% хрома и до 30% никеля. Образцы отжигались, затем нагревались до различных температур в пределах от 900 до 1300° и закачивались в воде. Фазовое состояние исследовалось при помощи микроскопа, а иногда применялся рентгеновский анализ. Одним из наиболее важных открытий было обнаружение твердой, хрупкой, промежуточной фазы, которая появлялась после отжига в течение достаточно длительного времени при температурах вероятно ниже 940° С. Было также установлено, что верхний предел температуры существования этой сигма-фазы у сплавов с 10% никеля лежит выше, чем у сплавов, не содержащих никель¹. Область существования альфа-фазы оказалась шире чем это определил Штраусс, вследствие того, что Бейн и Гриффитс работали со сталями с более низким содержанием углерода.

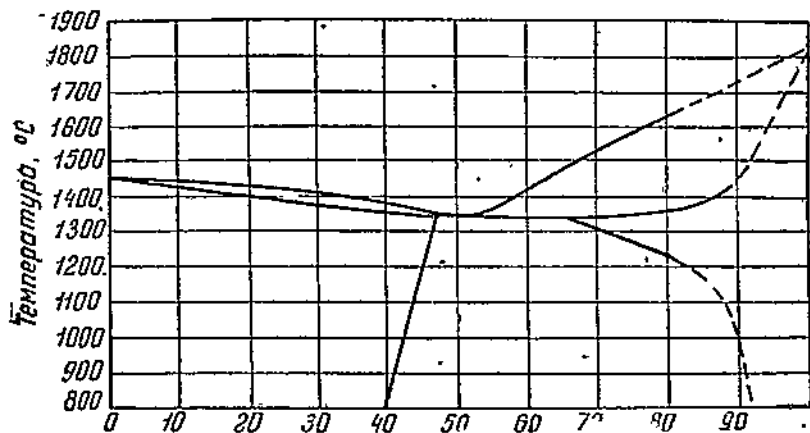
Данные, полученные Гатфильдом [86], привели его к заключению, что стали, содержащие 18% хрома и 8% никеля, состоят целиком из гамма-фазы при всех температурах термической обработки и что эта фаза удерживается при обыкновенной температуре.

¹ В 1941 г. была опубликована работа Фрэнкса, Биндера и Бишопа о влиянии молибдена и кобальта на структуру аустенитовых сталей и их сопротивление коррозии и механические свойства [535]. Чтобы избежать образования сигма-фазы, особенно если стали подвергаются отжигу при 870° С для снятия напряжений, низкоуглеродистые стали, содержащие 16—25% хрома, 8—22% никеля и 1—4% молибдена, должны иметь строго определенные соотношения этих легирующих элементов. Необходимое для сохранения вязкости стали отсутствие сигма-фазы достигается при следующем составе: 1,5—2,25% молибдена; 18,0—19,0% хрома; 12,0—14,0% никеля. Такие стали удовлетворительно ведут себя при горячей обработке и имеют высокую вязкость и хорошее сопротивление коррозии. Так как стали с содержанием от 1,5 до 2,25% молибдена подвержены интеркристаллитной коррозии, то в них вводится кобальт (иниобий) в количестве, превышающем в 6—10 раз содержание углерода. При повышении содержания молибдена и марганца (например стали типа 316 и 317, содержащие около 3% молибдена и около 1,8% марганца) оба элемента действуют, как ферритобразующие элементы (хотя в других случаях марганец является всегда аустенитобразующим) и облегчают образование сигма-фазы. В случае длительной (672 часа) выдержки стали типа 317 при 870° и после охлаждения на воздухе, в сигма-фазу сегрегировала большая часть молибдена, углерода, кремния и хрома. Прим. перев.

139. Позднейшие данные. В 1930 г. Кривобок и Гросман [149] объединили в графической форме громадное количество данных по сталям, содержащим от 0,05 до 0,6% углерода, 18% хрома и 2; 4; 8 и 12% никеля. При нагревании до температур, близких к началу плавления, были определены границы областей появления жидкой фазы. Бинарные диаграммы с сечениями для вышеуказанных содержаний хрома и никеля, при переменном содержании углерода, показывают, что никель увеличивает площадь гамма-области. Работа Эборна и Бейна [132], опубликованная в 1930 г., представляет наиболее исчерпывающую по тому времени попытку построения полной тройной диаграммы. Эти исследователи прекрасно отдавали себе отчет в трудности поставленной ими задачи. Они пишут: «Выдающимся свойством сплавов со значительными количествами хрома и никеля является задержка и медленность происходящих в них диффузионных процессов и фазовых превращений при всех умеренных температурах. Например, для сплава 18-8 при температурах ниже 400° устойчивым является ферритное состояние, однако никакие выдержки при таких температурах не могут перевести закаленной на аустенит стали из неустойчивого аустенитового в стабильное ферритное состояние. Холодная обработка является толчком для перестройки атомной решетки и переводит частично сплав в стабильное состояние. Слово «стабильное» здесь применено в физико-химическом смысле....».

Наиболее удовлетворительную диаграмму состояния несколько лет позже [517] опубликовали эти же авторы.

140. Смежные бинарные диаграммы. Первая диаграмма никель—хром была построена в 1908 г. Фоссом [4], который установил, что растворы этих элементов друг в друге плавятся при более низких температурах, чем чистые компоненты. Недавние исследования



Фиг. 74. Система хром—никель по Дженкинсу, Букноллу, Аустину и Меллору [457]

Нидигари и Хамасуми [119], Тасаки [131], Вефера и Елингхауза [209], Мацунага [285] и Джетте, Нордстрема, Кэно и Фута [324] были проверены Гансеном [424]. Диаграмма Гансена показывает, что эвтектика образуется примерно около 50% никеля при 1340°. Данные самых последних исследований Дженкинса, Букнолла, Аустина и Меллора [457] показаны на фиг. 74. Эти данные были выбраны за основу для построения современной тройной диаграммы железо—хром—никель.

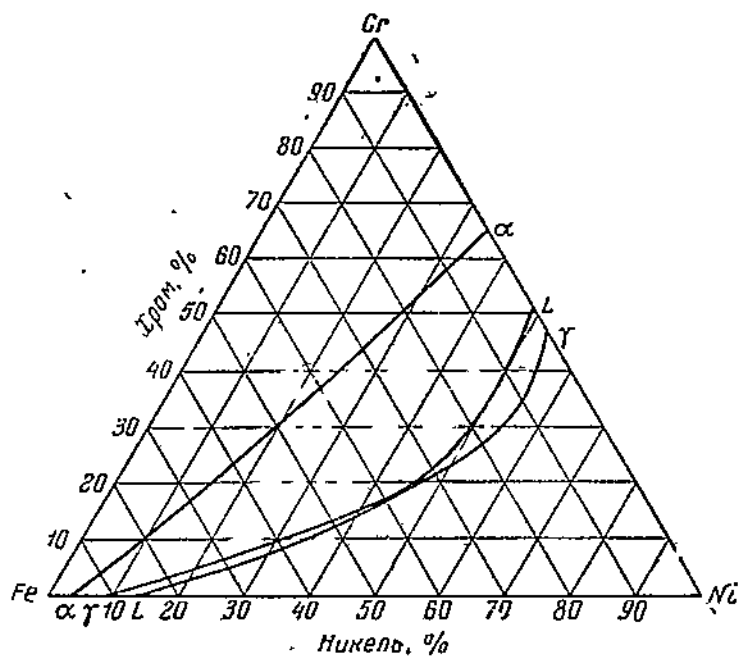
141. Высокотемпературная часть диаграммы железо—хром—никель. Наиболее обширные данные по высокотемпературной части диаграммы железо—хром—никель были опубликованы Вефером и Елингхаузом [209], а также Дженкинсом, Букноллом, Аустинем и Меллором [457]. Первый из упомянутых выше исследователей испытал приблизительно 200 сплавов, в число которых входило 7 сплавов железа с никелем, 18 сплавов железа с хромом и 21 хромоникелевый сплав. Большая часть тройных сплавов содержала больше 75% железа. Все сплавы были изготовлены из электролитического железа, огневого никеля, и 98% хрома в индукционной печи с атмосферой водорода. Содержание кремния колебалось весьма значительно — от 0,1 до 1%. Сплавы Дженкинса и соавторов были несколько чище, главным образом Cr_2O_3 и меньше 0,16% кремния. Пять серий сплавов, содержавших приблизительно 10; 20; 30; 40 и 50% хрома, были ими выплавлены в индукционной высокочастотной печи в атмосфере водорода.

Вефер и Елингхауз и Дженкинс с его сотрудниками изложили результаты своих исследований в виде изотерм на горизонтальных проекциях диаграммы состояния и в виде таблиц. Для сравнения этих данных было построено несколько вертикальных разрезов тройной диаграммы с постоянным содержанием хрома в каждом разрезе. Эти кривые означают, что переход от различных состояний к эвтектическому превращению становится возможным при содержании хрома около 20%.

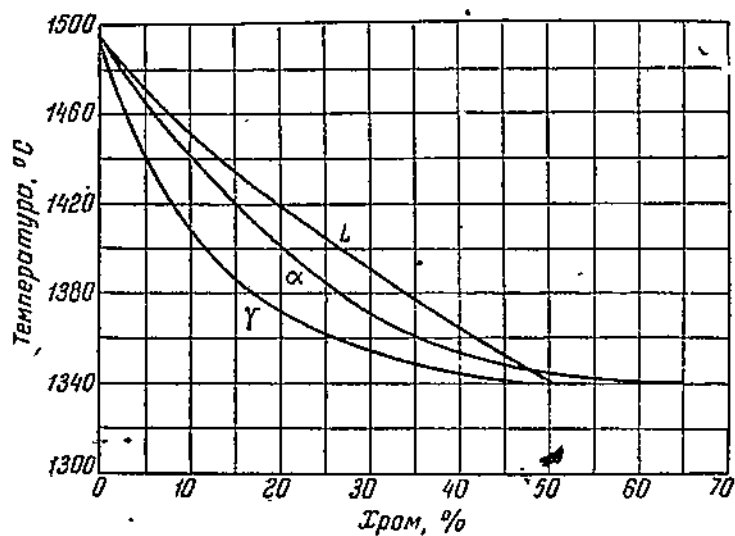
Горизонтальная проекция линий двойного насыщения показана на фиг. 75. Изменение положения этих линий по мере изменения температуры показано на фиг. 76. На основании этих данных были построены изотермы, изображенные на фиг. 77—79.

Сечение при температуре 1500° не имеет области равновесия всех трех фаз. Сечение при 1400° имеет участок существования всех трех фаз одновременно, что характерно для перитектического (peritectic) равновесия, а сечение при 1350° характерно для эвтектического равновесия. Вертикальные сечения приводятся несколько ниже.

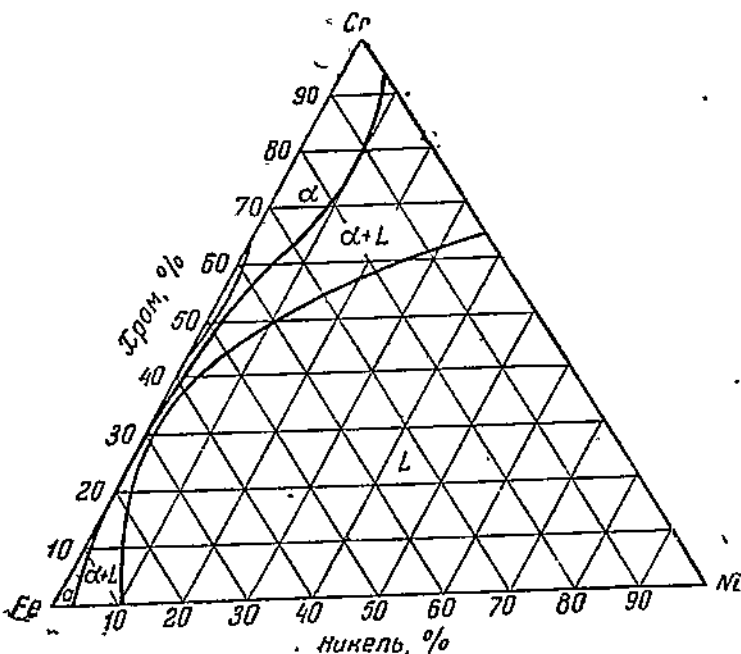
142. Низкотемпературная часть диаграммы. Надежных данных о растворимости хрома и никеля с образованием однородных твердых растворов γ и α в сплавах системы железо—хром—никель опубликовано немного. На фиг. 80 изображены кривые для тройной



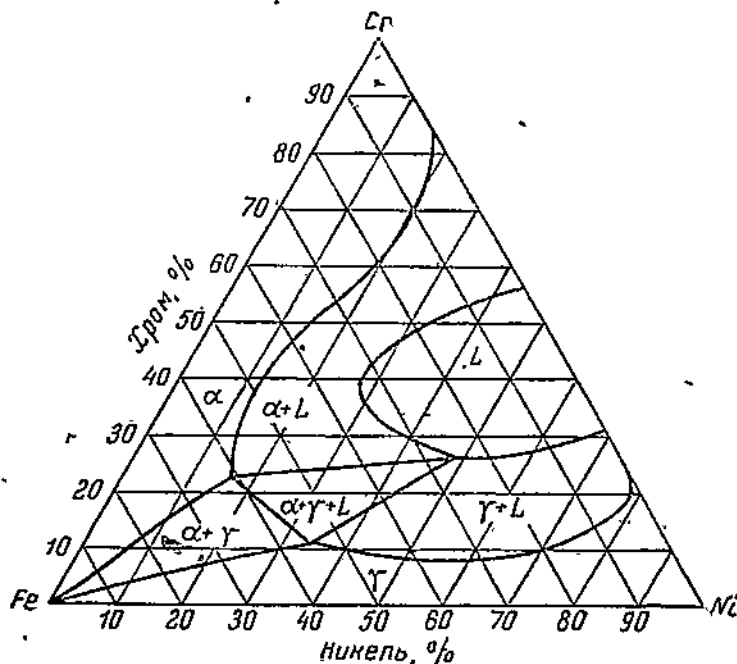
Фиг. 75. Горизонтальная проекция линий двойного насыщения



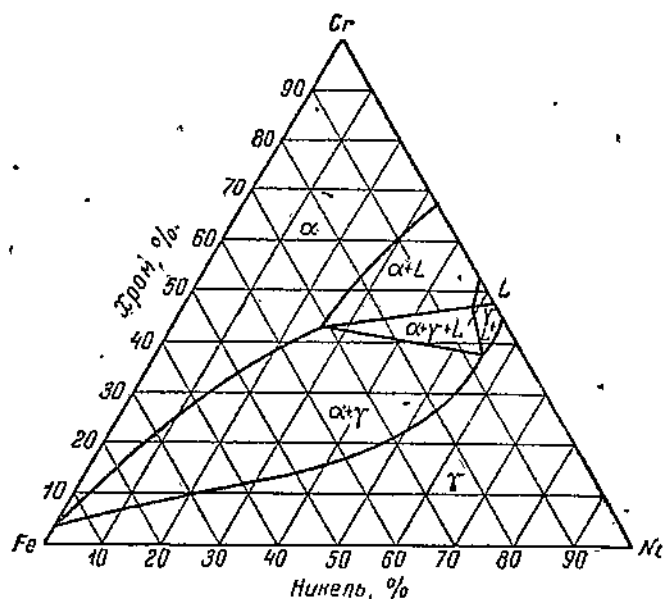
Фиг. 76. Изменения фаз: альфа, гамма и жидкой при различных температурах



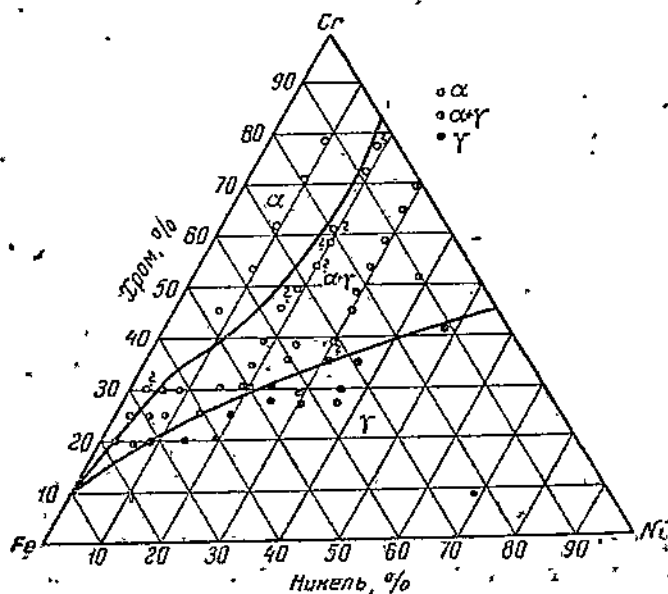
Фиг. 77. Тройная система железо-хром-никель при 1500°



Фиг. 78. Тройная система железо-хром-никель при 1400°



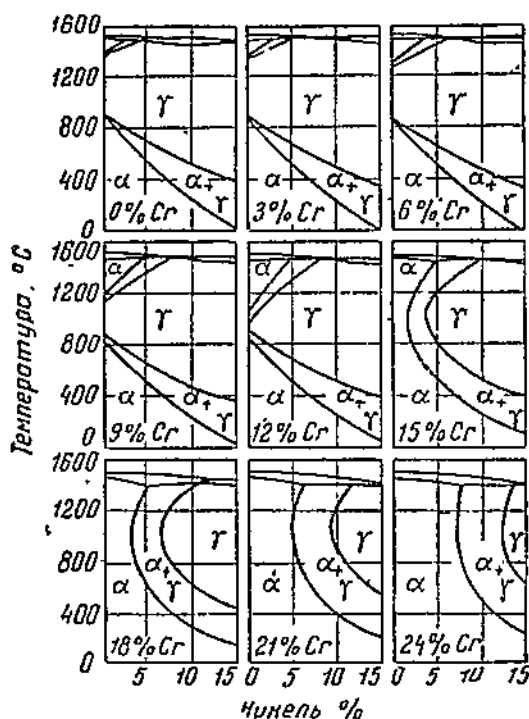
Фиг. 79. Тройная система железо-хром-никель при 1350°



Фиг. 80. Тройная система железо-хром-никель при 1200° по данным Шафмайстера и Эрганга [507]

системы железо—хром—никель при 1200°, построенные по данным Шафмайстера и Эрганга [507]. Изученные составы сплавов позволили определить границу твердого раствора гамма, но этого не удалось сделать для альфа-фазы. Диаграммы для более низких температур, приводимые ниже, показывают, что дальнейшее усложнение вызывается появлением новой твердой фазы.

Большую ясность в этом отношении вносит фиг. 81, на которой изображен ряд сечений тройной диаграммы, показывающих влия-



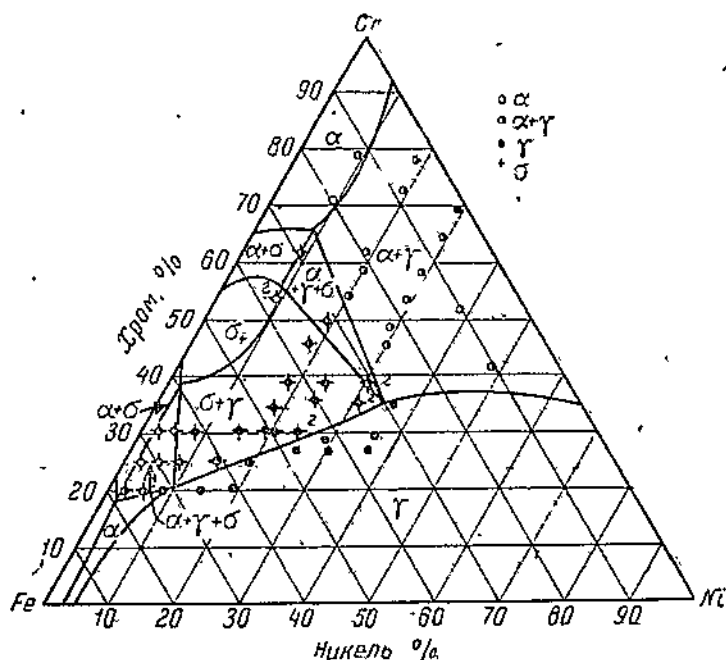
Фиг. 81. Ряд сечений тройной диаграммы, показывающий влияние постепенно возрастающего содержания никеля в сплавах с различным постоянным содержанием хрома (псевдобинарные диаграммы) по Бейну и Эборну [517]

При некоторых условиях термической обработки для ряда составов кроме твердых растворов α и γ и двухфазной области, появляется еще промежуточная хрупкая фаза; эту хрупкую составляющую следует показывать на диаграмме состояния железо—хром—никель.

143. Область сигма-фазы. Промежуточная хрупкая составляющая или сигма-фаза системы железо—хром появляется и в системе

ниже постепенно возрастающего содержания никеля в сплавах с разным постоянным содержанием хрома, опубликованных Бейном и Эборном [517]. Вследствие очень сильного замедления превращений, которые протекают при охлаждении сплавов, содержащих никель или хром или оба элемента вместе, уже при настолько высоких температурах, как 600°, становится почти невозможным достигнуть состояния равновесия. Так как стали с высоким содержанием никеля и хрома обычно применяются в состоянии после закалки с относительно высоких температур, то нет особой необходимости в количественном уточнении диаграмм для более низких температур. На приводимых ниже диаграммах достаточно было показать общее влияние состава на границы расположения фаз.

железо—хром—никель в широком интервале составов по никелю и хрому. Диаграмму состояний с участием сигма-фазы дал Марш [525], а количественные соотношения установлены для отдельных сплавов Шафмайстером и Эргангом [507]. Последние изготовили сплавы, содержавшие 0,1% углерода и меньше, около 0,3% кремния и от 0,3 до 0,5% марганца. Образцы отжигались в течение 2 часов при 1200° , а затем выдерживались в течение 200 или 1000 часов при 650° или в течение такого же времени при 800° , а затем замачивались в воде. Тожественность фаз устанавливалась микроскопическим и рентгеновским анализом и испытаниями на магнитность и твердость. Результаты в виде отдельных точек нанесены на диаграммы фиг. 82 и 83. При сравнении диаграмм для 650° и 800° можно видеть весьма небольшую разницу между ними.

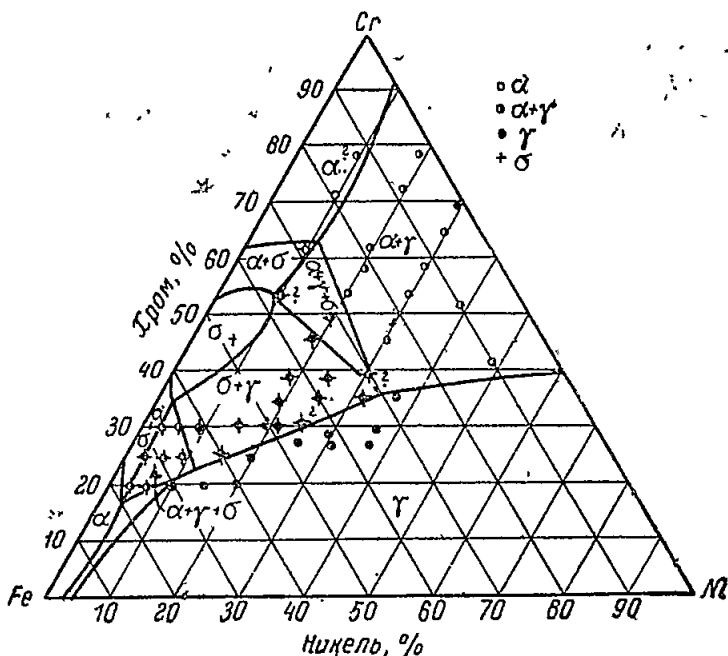


Фиг. 82. Тройная система железо-хром-никель при 800° по данным Шафмайстера и Эрганга [507]

Так как непохоже на то, что диаграмма для 650° может подвергнуться дальнейшим изменениям: при более низких температурах, то можно считать ее пригодной и при комнатной температуре.

Границы области сигма-фазы весьма чувствительны к изменениям количеств прочих элементов, могущих быть введенными в систему железо—хром—никель, как это и имеет место в нержавеющих сталях. Например, кремний увеличивает область существования сигма-фазы. Шафмайстер и Эрганг, однако, указывают, что из-

менение содержания углерода от минимальных количеств до 0,3% включительно не оказывает заметного влияния на образование сигма-фазы. Тщательное изучение данных Шафмайстера и Эрганга и их диаграмм приводит к заключению, что дальнейшие исследования могут привести к уточнению границы отдельных областей существования сигма-фазы, но что качественная картина и расположение областей существования сигма-фазы установлены достаточно правильно. Только в одной небольшой детали диаграмма,



Фиг. 83. Тройная система железо-хром-никель при 850° [507]

построенная Маршем, кажется более вероятной: отдельные опыты показывают, что никель скорее расширяет интервал температур, при которых сигма-фаза является стабильной, чем уменьшает его, как это показано Шафмайстером и Эргангом.

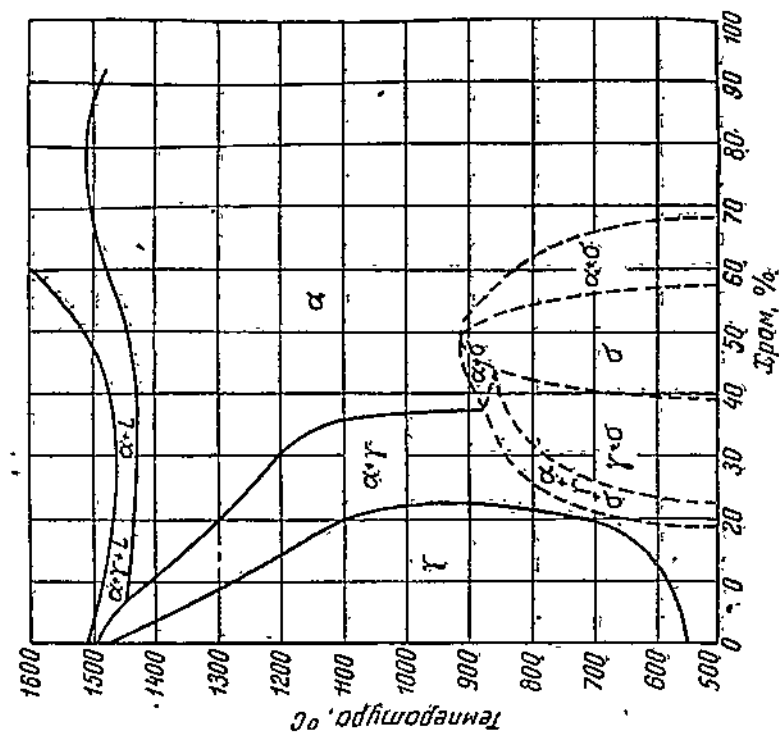
144. Практически важные сечения тройной диаграммы. Ввиду важного промышленного значения сплавов типа 18-8, рассмотрим несколько подробнее диаграмму их состояния. На фиг. 84 показано сечение железо—хромо—никелевой диаграммы при 18% хрома. Посмотрим по диаграмме, какие изменения претерпевает практически не содержащий углерода сплав 18-8 при охлаждении из расплавленного состояния, причем предположим, что было обеспечено время, достаточное для полного окончания всех превращений. На диаграмме сплав 18-8 отмечен пунктиром. До линии лик-

видуса не происходит никаких изменений. При понижении температуры ниже линии ликвидуса начинает выделяться альфа-фаза (ферритная фаза). Состав фаз, выделяющихся при различных температурах внутри области альфа + жидкость, не может быть определен из этого сечения, так как линии составов (tie lines) обычно не лежат в плоскости рассматриваемого сечения. По достижении поверхности солидуса, исчезает жидкая фаза и остается только альфа-фаза состава, соответствующего пересечению вертикальной линии с поверхностью солидуса. Далее не происходит структурных изменений до пересечения вертикальной линией границы области альфа-фазы, после чего начинает выделяться гамма-фаза, первая порция которой содержит, приблизительно, 30% никеля и 9% хрома. Этот процесс продолжается до достижения границы гамма-области, после чего исчезает альфа-фаза и остается одна гамма-фаза, содержащая 18% хрома и 8% никеля. Эта линия вновь пересекается вертикальной линией при более низкой температуре, после чего снова появляется альфа-фаза. Наконец и граница области сплавов с двойной структурой ($\alpha + \gamma$) снова пересекается, и при очень низких температурах термодинамически устойчивой является только альфа-фаза. Практически, благодаря крайней медленности низкотемпературных превращений, при быстром охлаждении фиксируется и сохраняется структура, устойчивая только при более высоких температурах.

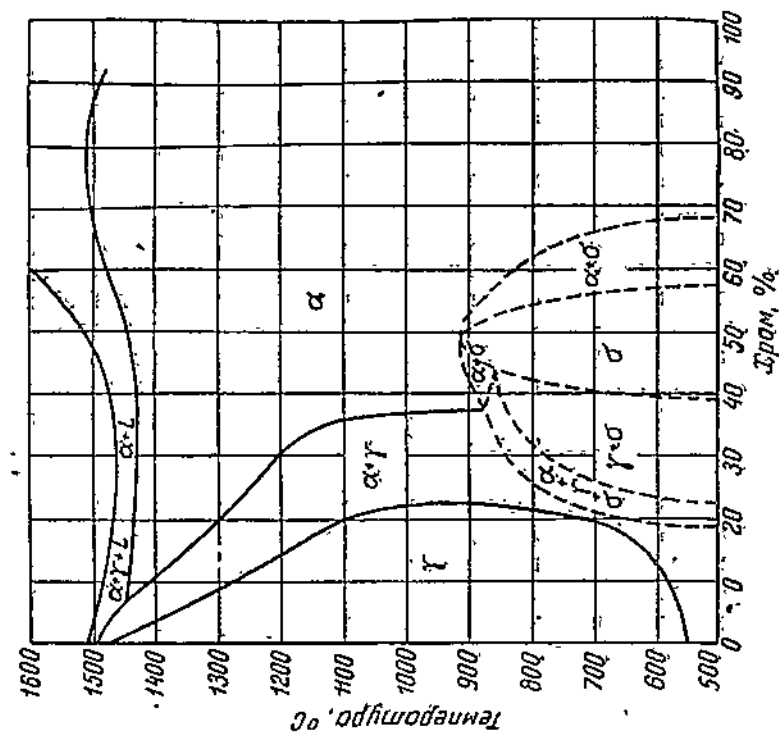
Рассматривая фиг. 84, мы уясняем себе, почему закалка с 1100° необходима для получения чисто аустенитовой структуры у низкоуглеродистых сталей типа 18-8. Эта же диаграмма показывает, что при увеличении содержания никеля быстро расширяется область температур устойчивого состояния гамма-фазы. Если скорости превращения обычно очень низки уже при 500° и ниже, то аустенит в сплаве с 18% хрома и 15% никеля при комнатной температуре должен быть весьма устойчивым.

На фиг. 85 показан вертикальный разрез тройной диаграммы при 8% никеля. Он показывает, что если хотят избежать двухфазной структуры и иметь однофазную аустенитовую структуру, нельзя увеличивать содержание хрома выше 20% с небольшим (разумеется для сплавов, содержащих 8% никеля). Области, в которых появляется сигма-фаза, лежат при температурах, далеких от температур горячей обработки, применяемых при прокатке для сталей 18-8, и для ее появления необходим длительный отжиг во вредном интервале температур, показанном на диаграмме.

Наконец, можно утверждать, что горизонтальные сечения при низких температурах для системы железо — хром — никель, в случае быстрого охлаждения (практически достижимого в заводских условиях), во избежание появления сигма-фазы должны быть похожи на фиг. 80, где дано сечение для 1200° и на котором показаны только область гамма-фазы, двухфазная область ($\alpha + \gamma$) и область альфа-фазы. При более низких температурах будет



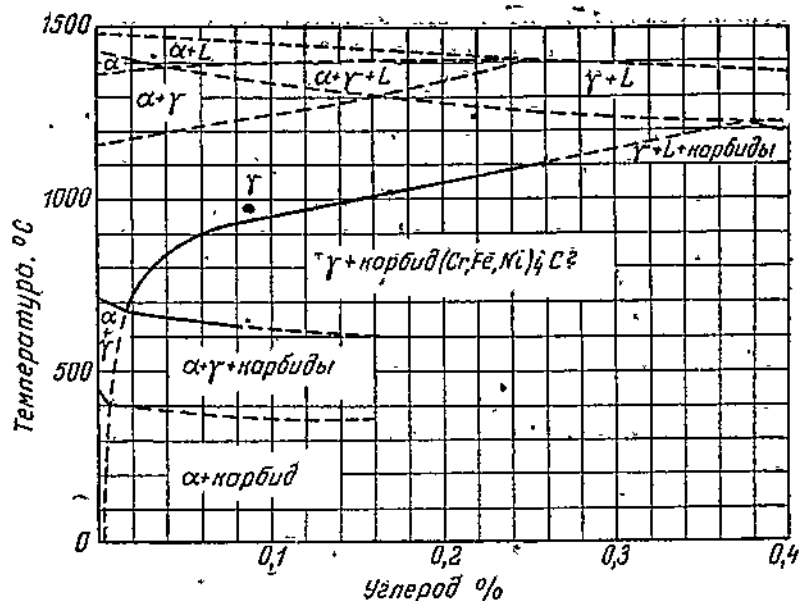
Фиг. 84. Сечение диаграммы системы железо-хром-никель при 18% хрома



Фиг. 85. Вертикальный разрез диаграммы системы железо-хром-никель при 8% никеля

наблюдаться только количественная разница, благодаря которой левые окончания кривых расположатся ближе к стороне треугольника железо — никель, а не к стороне его железо — хром.

145. Влияние углерода, выделения из раствора карбидов. В промышленной практике очень важное значение имеет влияние углерода на стали типа 18-8, и наибольшая ясность может быть внесена в этот вопрос путем рассмотрения сечений диаграммы железо—никель—хром—углерод при 18% хрома и 8% никеля (фиг. 86). Предполагаемая диаграмма не базируется полностью



Фиг. 86. Псевдобинарная диаграмма для сталей 18-8 с разным содержанием углерода

на количественных данных, так как кроме линии растворимости сложных карбидов $(Cr, Fe, Ni)_4C$ в твердом растворе γ , точно определенной Эборном и Бейном [132], мы располагаем только концами линий, лежащими в плоскости железо — хром — никель.

Верхняя (пунктирная) часть диаграммы построена в соответствии с правилом фаз из составляющих, наблюдавшихся при изучении микроструктур Кривобоком и Гросманом [149].

Относительно растворимости углерода в гамма-фазе в твердом растворе существуют расхождения. Например, Штраус, Шоттки и Хинюбер [161] указывают, что при 600° растворяется 0,04% C. С другой стороны, Эборн и Бейн не допускают, что при этой температуре растворяется больше 0,02%. Эта последняя величина представляется более вероятной, и она была выбрана для фиг. 86.

Нижняя часть диаграммы показывает, что при температурах,

близких к температуре наружного воздуха, сплавы, находящиеся в состоянии равновесия, не могут содержать гамма-фазы.

Ранние исследователи сталей типа 18-8 полагали, что эти стали не испытывают превращений в твердом состоянии, и термический анализ не вызывал в этом отношении сомнений. Позже было обнаружено, что обычно карбиды выпадают по границам зерен после длительных выдержек при температурах от 300 до 900° (это хорошо показано на микрофотографиях у Бекета и Фрэнкса [309]). Поскольку этот вопрос имеет крупное практическое значение, ему было уделено большое внимание, но, несмотря на различные предположения, некоторая неясность остается до сих пор. Поэтому при рассмотрении того, что подразумевалось на фиг. 86 (в полном согласии с опытными наблюдениями), имеет смысл ограничиться описанием сплавов, содержащих менее 0,015% углерода.

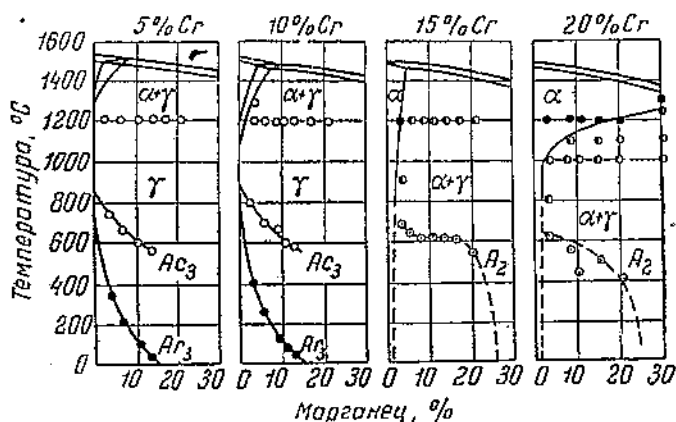
Во-первых, сплавы, закаленные с температур, близких к температуре плавления, содержат альфа-фазу. Вследствие этого показаны верхний и нижний температурные пределы для того, чтобы в твердом состоянии получить полностью аустенитовый материал. Обе границы гамма-области зависят от содержания углерода. Для марок стали типа 18-8, выплавляемых в настоящее время, достаточна температура закалки в 1100°.

Во-вторых, свободные карбиды могут выделиться в сталях всех промышленных марок во время приближения к состоянию равновесия при более низких температурах. Однако, скорости выпадения очень низки, т. е. имеется очень сильная тенденция удерживать растворимость карбидов на уровне, характерном для более высоких температур. Холодная обработка ускоряет выпадение карбидов из твердого раствора, причем одновременно происходит распад аустенита и появление альфа-фазы. В общем, следует повторить, что сплавы типа «18-8» являются чисто аустенитовыми без наличия нерастворенных свободных карбидов, только после закалки с высоких температур. Нагревание сталей типа 18-8 при температурах ниже линии растворимости или замедленное охлаждение при температуре от 900 до 500° С приводит к выделению карбидов из твердого раствора, чего практически надо избегать, насколько возможно.

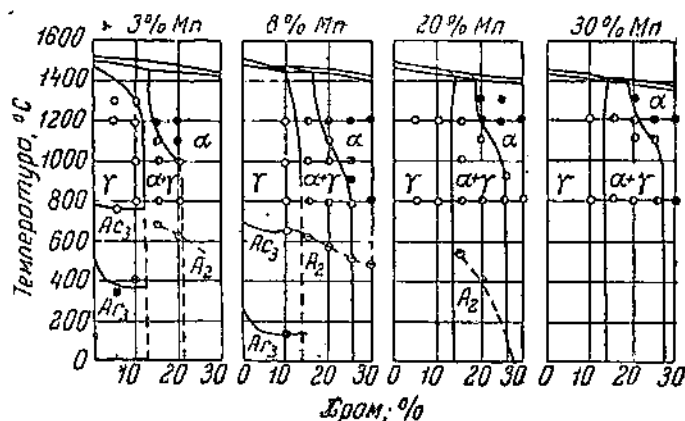
В. ДРУГИЕ СИСТЕМЫ

146. Диаграмма состояния железо — хром — марганец. Поскольку марганец влияет аналогично никелю на фазовые превращения железа, можно ожидать, что и их тройные системы с железом и хромом в определенном ряде концентраций являются аналогичными. Имеющиеся данные даже качественно не позволяют дать законченную диаграмму состояния, ибо неизвестна диаграмма состояния системы хром — марганец. Несколько ориентировочных сечений тройной диаграммы, построенных Кестером [281],

приведены на фиг. 87 и 88. Существование промежуточной составляющей (железо—хром) или сигма-фазы в широком ряду концентраций было обнаружено Брюлем [419], Шмидтом и Лега-



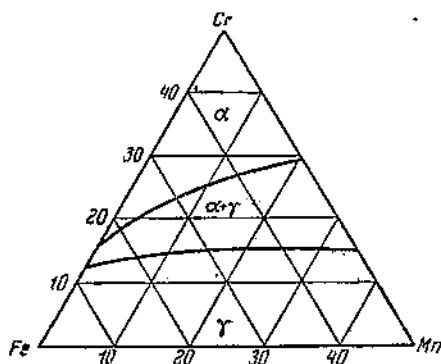
Фиг. 87. Ряд сечений тройной диаграммы железо-хром-марганец, показывающих влияние постепенно возрастающего содержания марганца в сплавах с разным содержанием хрома по Кестеру [281]



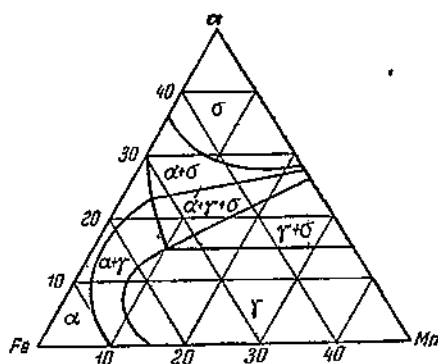
Фиг. 88. Ряд сечений тройной диаграммы железо-хром-марганец, показывающих влияние хрома в сплавах с разным содержанием марганца; по Кестеру [281]

том [441] и более подробно Бургессом и Форженгом [490]. Последние два исследователя отобрали для изучения 43 сплава, изготовленных из литого технически чистого железа, низкоуглеродистого феррохрома и такого же ферромарганца. Образцы подвергались различной термической обработке, затем микросисследо-

нию, а иногда и дополнительному рентгеновскому анализу. Дополнительные сведения черпались из данных магнитометрических измерений и результатов замеров твердости. Изотермические сечения для 1000 и 650° приведены на фиг. 89 и 90.

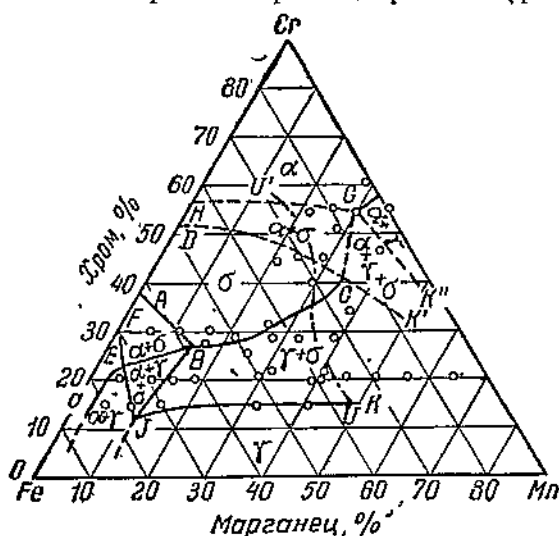


Фиг. 89. Тройная система железо-хром-марганец при 1000° по Бургессу и Фордженгу [490]



Фиг. 90. Тройная система железо-хром-марганец при 650° [490]

Последние данные, опубликованные Шафмайстером и Эргангом [508], были получены тем же методом, который применяли Бургесс и Фордженг, и сведены в диаграмме для тройной системы железо — хром — марганец при 700° (фиг. 91).



Фиг. 91. Тройная система железо-хром-марганец при 700° по Шафмайстеру и Эргангу [508]

Диаграмма Шафмайстера и Эрганга построена на основании изучения большого количества сплавов и является более полной. Следует упомянуть, что Бургесс и Фордженг отличаются от прочих исследователей тем, что они выдвинули мнение, что «сигма-фаза» является результатом аллотропического превращения пересыщенного феррита и не может рассматриваться как интерметаллическое соединение». В общем каче-

ственное изучение диаграммы состояния железо — хром — марганец еще далеко не закончено¹.

147. Железохромомарганцевоуглеродистые сплавы. Клюке [462] исследовал три серии литых сплавов, содержащих 0,35%, 0,6% и 1% углерода, 30% хрома и постепенно возрастающие до 20% количества марганца.

При этом наблюдались следующие структуры:

- 1) до 10% марганца — смесь альфа-фазы и карбидов,
- 2) от 10 до 15% марганца — дополнительно появлялась сигма-фаза,
- 3) при содержании марганца больше 15% наблюдалась сигма-фаза и карбиды.

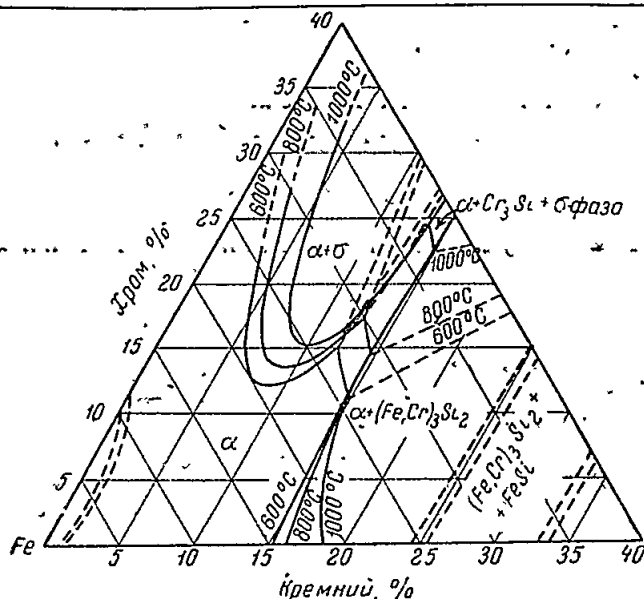
Отжиг в течение 100 час. при температурах 600 и 1000° не оказал заметного влияния на характер выпадения сигма-фазы².

148. Диаграмма состояния системы железо — хром — кремний. Вследствие того, что кремний образует много химических соединений и с железом и с хромом, диаграмма состояния «железо—хром—кремний» значительно усложняется. Исследований системы опубликовано немного. Денеке [67] испытал около 25 сплавов, содержащих постепенно возрастающие до 30% количества хрома и кремния (каждого) и произвел их термический и микроскопический анализ, но не получил надежных результатов. Андерсен и Джетте [416] провели обширные рентгеновские исследования сплавов, приготовленных из кремния высокой чистоты, электролитического хрома и карбонильного железа. Результаты в виде трех неполных тройных диаграмм в сечениях при 600, 800 и 1000° приведены на фиг. 92. На основе этих же данных была сделана попытка построить диаграмму, изображенную на фиг. 93.

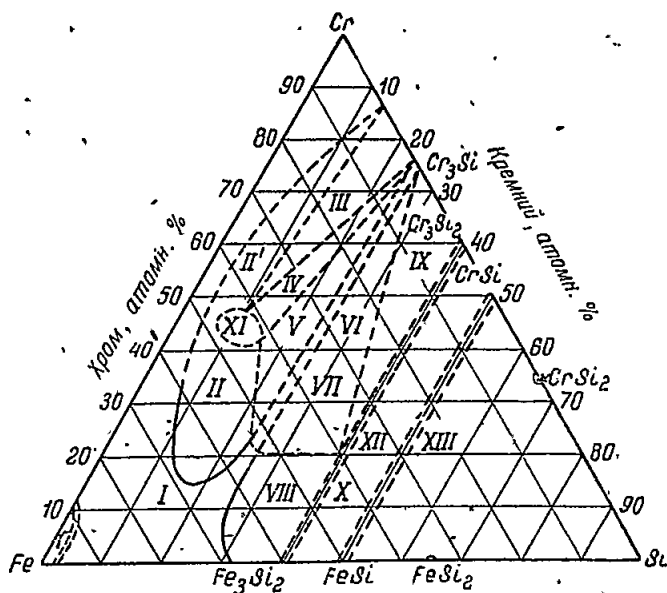
149. Системы железо — хром — фосфор и железо — хром — сера. Для полноты изложения следует коротко упомянуть, что Фогель и Кастен [514] исследовали железо-хром-фосфористые сплавы с содержанием фосфора, постепенно возрастающим до 28%. Результатом явилось построение ряда тройных диаграмм. Тройные диаграммы железо — хром — сера были получены таким же образом Фогелем и Рейнбахом [478]. К сожалению, кривые растворимости были определены для составов сталей, не имеющих промышленного значения, хотя введение фосфора и серы в нержавеющие стали имеет важное значение. Поэтому указанные диаграммы не приводятся в тексте, так как единственным практическим заключением из них является то обстоятельство, что фосфиды и сульфиды появляются при содержании серы и фосфора значительно меньших 1%.

¹ В малоуглеродистых хромомарганцевистых сплавах, при содержании хрома выше 15%, получить однофазную аустенитную сталь не представляется возможным, как бы ни было велико содержание марганца. Прим. перев.

² В книге Ф. Ф. Химушина [541] приводятся данные автора о структурах, относящихся к сталям с более низким содержанием хрома (стр. 334 и далее), подтвержденные данными магнитных измерений. Прим. перев.



Фиг. 92. Неполная тройная диаграмма железо-хром-кремний в сечениях при 600, 800 и 1000° по Андерсену и Джетте [416].



Фиг. 93. Тройная система железо-хром-кремний при 1000° по Андерсену и Джетте [416]

С. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Дальнейшие изменения диаграммы системы железо—хром—никель с качественной стороны маловероятны. С количественной же стороны диаграмма безусловно требует уточнения. Скорости превращений при некоторых концентрациях и температурах настолько низки, что трудно приблизиться к условиям равновесия. Однако и для неравновесных условий результаты очень полезны тем, что позволяют дать простое объяснение поведению промышленных сплавов.

2. Железохромоникелевые стали типа 18-8 являются аустенитовыми при комнатной температуре благодаря устойчивости гамма-фазы, а не благодаря стабильности ее в термодинамическом смысле. Холодная обработка ускоряет ее превращение в альфа-фазу.

3. Многие высоколегированные железохромоникелевые стали, приближаясь к условиям равновесия, содержат промежуточную для системы железо—хром—никель сигма-фазу. Это приводит к необычному построению тройной диаграммы, так как сигма-фаза появляется только в твердом состоянии и в ограниченном интервале температур. В настоящее время границы областей, в которых происходит выделение сигма-фазы, определены вполне точно. Так как скорости превращения в сигма-фазу весьма низки, то структуры, существующие при высоких температурах, в которых сигма-фаза отсутствует, легко могут быть сохранены и при комнатной температуре. Однако, превращение может произойти в высоколегированных сталях в условиях службы при высоких температурах. Поэтому знание соответствующих концентраций и скоростей превращения весьма полезно.

4. Наличие свободных карбидов в сплавах типа 18-8 может быть вредным с точки зрения наибольшего сопротивления коррозии, вследствие чего условия, при которых появляется эта фаза, также важны. Это легко можно установить из диаграммы, изображенной на фиг. 86. Для построения этой диаграммы имелось немного данных, но качественную сторону явлений она отражает вполне правильно. Помимо выделения карбидов, диаграмма фиг. 86 показывает, почему стали 18-8 могут быть полностью аустенитовыми только после закалки с температур около 1100°.

5. Диаграмма состояния системы железо—хром—марганец имеет много общего с диаграммой железо—хром—никель и, между прочим, области существования сигма-фазы на обеих диаграммах расположены аналогично. Но даже качественно законченную диаграмму состояния системы железо—хром—марганец невозможно пока построить, в частности, потому, что неизвестна диаграмма состояния системы марганец—хром. Ввиду отсутствия промышленного интереса к железохромомарганцовистым сталям,

дальнейшие изыскания в этой области в настоящее время маловероятны¹.

6. Среди других тройных систем, содержащих железо и хром, система, содержащая кремний, была подвергнута обширному рентгенографическому анализу. Системы, содержащие фосфор и серу, исследованы при помощи термо- и микроанализа.

¹ В СССР проблема полной или частичной замены марганцем никеля в нержавеющих и жароупорных сталях более актуальна, благодаря наличию мощных месторождений марганцевых руд в Союзе. Прим. перев.

ГЛАВА X

ПРОИЗВОДСТВО И ОБРАБОТКА АУСТЕНИТОВЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

*Плавка и горячая обработка. Разные другие виды обработки.
Сварка. Выводы авторов*

Для развития производства аустенитовых хромоникелевых сталей особо важное значение имели два фактора: их высокая коррозиестойчивость и высокая прочность, пластичность и способность к пластическим деформациям при нормальной температуре, а также относительно высокая прочность при повышенных температурах.

Для того чтобы сталь имела достаточное сопротивление коррозии в окислительной среде, она должна содержать не меньше 12% хрома; для более универсального сопротивления коррозии требуется уже содержание от 18 до 20% хрома. Высокой пластичностью и другими упомянутыми выше свойствами обладает аустенитовая сталь при условии введения в нее значительного количества никеля.

Штраус [56] ошибочно считал, что при относительно высоком содержании углерода, 7% никеля и 20% хрома обеспечиваются необходимые свойства стали. В течение последних 20 лет большое количество работ подтвердило положение Гатфильда [86] о том, что низкоуглеродистая сталь типа 18-8 имеет состав, наиболее подходящий для разнообразных применений в условиях коррозии как при нормальной, так и при повышенной температурах. В самые последние годы наблюдается тенденция поднять еще выше содержание хрома и никеля.

Для более суровых условий коррозии, в которых сталь 18-8 является уже неудовлетворительной, применены стали с содержанием от 20 до 26% хрома и от 10 до 14% никеля. Они прекрасно сопротивляются как окислению, так и коррозии при столь высоких температурах, как 1100°. Для других специальных применений предложена сталь с 24% хрома и 20% никеля. Однако главная масса аустенитовых коррозиестойчивых сталей, производимых в настоящее время, относится к типу 18-8.

А. ПЛАВКА И ГОРЯЧАЯ ОБРАБОТКА

Переходя к описанию производства аустенитовых сталей, немного можно добавить к описанию производства высокохромистых сталей, изложенному в главах II и III. Большая часть нержавеющей

щих аустенитовых сталей выплавляется в дуговых электропечах из чистого низкоуглеродистого скрапа и малоуглеродистого феррохрома; для переплавки отходов используются как дуговые, так и индукционные электропечи. Слитки отливаются значительно больших размеров и катаются легче, чем в случае высокохромистых сталей со средним и высоким содержанием углерода.

Горячекатаные хромоникелевые стали легче переносят холодную прокатку и протяжку.

150. Выплавка слитков. Введение никеля в завалку или во время рафинировки не вносит каких-либо трудностей в плавку стали. Как указывалось в гл. II, особое внимание должно уделяться тщательному раскислению металла. Газовые пузыри в слитках не завариваются во время горячей прокатки [189 и 307]. Рапорт плавки типа 18-8 был приведен в табл. 1 (гл. II).

Описание переплавки высокохромистого скрапа в высоко- или низкочастотных индукционных печах, а также в малых мартеновских печах, приведенное в гл. II, целиком относится и к хромоникелевым аустенитовым сталям. В индукционной печи обеспечивается сохранение низкого содержания углерода, причем после расплавления ванну несколько перегревают, раскисляют, затем некоторое время выдерживают в тигле перед разливкой. Металл, полученный в индукционных печах, часто содержит неметаллические включения, если шлак не имеет надлежащей вязкости, обеспечивающей его крагуляцию [245, 489 и 492]¹.

151. Производство отливок из сталей с высоким содержанием хрома и никеля. Благодаря своей жароупорности и высокой стойкости против коррозии, аустенитовые хромоникелевые стали широко применяются для отливок. Фасонные изделия отливают в сухие песчаные формы, что требует большой осторожности [494].

¹ На одном из заводов СССР производилась выплавка нержавеющей стали из 100% отходов хромоникелевых нержавеющих сталей в 30-т мартеновской печи. В завалку давалось около 25 т отходов (на подину — листовые отходы, а затем либо 100% листовых, либо частично кусковых отходов) порциями по 3—4 т для постепенного прогрева. Выплавка производилась методом переплава без окисления, т. е. без кипения. Чтобы нагреть металл до температуры разлики и предохранить хром от выгорания, с момента появления площадей расплавленного металла и шлака, начиналась обработка шлака смесью молотого 75%-ного ферросилиция и порошка алюминия состава 1:1, дававшейся во все окна регулярно через 15 мин. по 2—3 лопаты в каждое окно. Основной задачей обработки шлака являлось получение жидководвижного шлака в наименьшем от веса металла количестве, т. е. работа на самородном шлаке, и последующее восстановление хрома для обратного его перехода в металлическую ванну. Воздух во время заброски смеси закрывался, и ванна каждый раз тщательно перемешивалась специальными скребками. При получении жидких шлаков давался только один алюминий с половинным количеством мелкодробленой свежеебуженной извести. При густых шлаках давался только ферросилиций. Хром и никель проверялись двумя экспресс-анализами за 1,5—2 часа до выпуска, чтобы учесть присадку феррохрома и никеля и принять при этом во внимание интенсивность восстановления хрома из шлака. При этом дважды определяется содержание Cr_2O_3 в шлаке, которое по расплавлению составляет от 15 до 30%, а перед выпуском колеблется от 5 до 10%. Нагрев металла отличается большой длительностью и ускорялся частым перемешиванием ванны. При м. п. е. р. е. в.

Усадка получается более высокая, чем у углеродистых сталей, что увеличивает опасность образования усадочных трещин на углах и в других местах, где резко изменяется сечение отливки. Для отливок сложной формы используют металлические формы. Слишком холодная разливка приводит к образованию плен, заворотов и перемычек, а слишком горячая — к оплавлению песка в форме. При производстве отливок в США появилась тенденция изменять анализ сталей типа 18-8 в сторону повышения содержания углерода, никеля и хрома, чтобы избежать некоторых трудностей¹. Вилькоккс [411] и Тум [511] приводят следующие типичные составы аустенитовых сталей, предпочитаемые для жароупорных и коррозионноустойчивых отливок: 1) от 20 до 24% хрома и от 10 до 12% никеля или 2) от 28 до 29% хрома и от 9 до 12% никеля. Оба сорта содержат около 0,20—0,30% углерода. Для бумажной промышленности недавно стали применять отливки с содержанием не меньше 20% хрома и 9% никеля при содержании углерода не больше 0,01 от содержания хрома. Высоконикелевые стали, содержащие от 28 до 38% никеля и от 15 до 20% хрома, применяются для жароупорных отливок [511]. Этот сплав описывается в монографии по никелевым сталям [503].

Недавно были опубликованы подробные данные по центробежной отливке низкоуглеродистых сталей типа 18-8. Стальные кокили предварительно подогревались до 500°, так как отливка в холодные кокили сопровождалась появлением продольных трещин на отливавшихся полых заготовках для труб [504]. Несмотря на то, что отливка велась при повышенных температурах, отливки имели мелкое зерно. Центробежная отливка часто применяется для производства бесшовных труб. Отливки из аустенитовых хромоникелевых сталей обычно умягчаются путем закалки в воду или на воздухе в зависимости от толщины стенок отливки с температуры 1000—1100°. Для очистки от окалины отливки погружаются в раствор, содержащий 6,5 весовых частей каменной соли в 10%-ном растворе серной кислоты или в раствор, содержащий от 2 до 3% плавиковой и около 8% азотной кислоты. Другим методом удаления окалины является пескоструивание с последующим промыванием в 20%-ном растворе азотной кислоты. Литники аустенитовых отливок удаляются с большим трудом главным образом автогенной резкой или электрорезкой, иногда же обрезают топики (3-мм) абразивными дисковыми пилами. Шлифовка и механическая обработки отливок производятся обычными приемами. Хромоникелевое литье можно подвергать заварке и сварке, как кислородно-ацетиленовой, так и электродуговой [511].

152. Горячая обработка. Горячая обработка низкоуглеродистых высокохромистых сталей описана в гл. III. Никель не усложняет прокатки, но требует большего расхода энергии вследствие

¹ Гатфильд и Монипенни в частном сообщении указывают, что в Англии подобной тенденции не наблюдается.

большей крепости сталей, содержащих никель, при температурах прокатки. Таким образом, к технологии для высокохромистых сталей необходимо сделать только некоторые дополнения.

Сортные слитки предпочитают с вогнутыми гранями при стороне квадрата до 500 мм и весе слитков около 5 т каждый. Для прокатки тонких и толстых листов применяются прямоугольные листовые слитки размером 430×508 мм. Утепленные наставки обязательны. Иногда слитки куются [298] или обжимаются под прессом, но чаще всего они прокатываются на станах. Джонсон и Серджесон [230] указывают температуру начала прокатки около 1200°C и конца не ниже 900° , исключая случаев, когда желательно получить нагартовку стали. Однако горячая обработка в интервале $900\text{--}600^{\circ}$ является причиной образования трещин и разрывов.

Аустенитовые стали при температурахковки или прокатки гораздо прочнее обычных углеродистых сталей, и для их деформации требуется больший расход энергии. Это уменьшает обжатия и иногда вызывает необходимость в одном или нескольких подогревах металла в процессе прокатки, что несколько затрудняет прокатку широких листов с точными по толщине допусками. При первых попытках прошивки бесшовных труб из рассматриваемых сталей встретились многочисленные трудности. Гамильтон [318] приписывал основные затруднения плохой раскисленности стали. В настоящее время трудности преодолены путем улучшения способов выплавки сталей и технологии прокатки. Для производства бесшовных труб предпочитают применять стали с чисто аустенитовой структурой; наличие такой структуры является основным условием, обеспечивающим нормальную прошивку стали. При прошивке 208-мм (по наружному диаметру) труб температура прошивки должна быть в пределах между $1150\text{--}1200^{\circ}$ ¹.

Из стали 18-8 до сих пор с трудом прокатываются крупные сложные фасонные строительные профили (например двутавровые балки). Все же мелкосортные профили (шестигранные, квадратные, круглые) легко получают прокаткой, так же как и катанка диаметром 6 мм, которая сматывается в бунты весом около 12 кг. Болты, гайки, шайбы и другие изделия легко изготавливаются при помощи горячей штамповки.

153. Травление. В большинстве случаев горячекатаные стали типа 18-8 и 24-12 сначала термически обрабатываются, а затем уже подвергаются травлению. Термообработка состоит в быстром охлаждении (в воде или на воздухе) с температур от 1000 до 1150° . Такая термообработка необходима для обеспечения максимальной коррозионной устойчивости в период травления, и при отсутствии предварительной термообработки не только наблюдаются

¹ Наличие двухфазной структуры в стали 18-8 приводит к разрушению металла в процессе прошивки; отсутствие такой структуры обеспечивается правильным химическим анализом стали, т. е. достаточным содержанием аустенитобразующих элементов. Прим. перев.

чрезмерные потери металла, но и разъедание его по границам зерен.

Для травления применяются растворы различных кислот [405]. Один из них содержит от 10 до 15% серной кислоты в смеси с 5—25% соляной, другой, более эффективный, содержит от 6 до 10% азотной и около 3% плавиковой кислоты. Оба раствора подогревают до 60°. Монипенни [191] указывает на раствор, содержащий от 5 до 10% серной кислоты с замедлителем (ингибитором), состоявшим из одной части клея¹, одной части концентрированной H_2SO_4 и двух частей воды. Одна часть замедлителя добавляется к 100 частям травильного раствора, а травление производится при температуре 60—70°. Для получения пассивирующего действия в ванну вводится небольшое количество азотной кислоты, если берется раствор соляной кислоты. Для получения серебристого цвета поверхности Монипенни рекомендует травильную ванну с содержанием от 3 до 5% азотной и около 1% соляной кислоты при комнатной температуре или 25%-ный раствор соляной кислоты с 5% азотной и 0,5% замедлителя (по объему) при 60—70°. В травильный раствор время от времени полезно добавлять малые количества азотной кислоты для пассивирования поверхности. Он добавляет, что травление ускоряется при опускании листов вертикально (ребром) и при движении травильной жидкости или самого листа. Разведения растворов водой следует избегать, чтобы избежать опасности возникновения точечной коррозии. Монипенни считает, что травление в среднем должно продолжаться около 20 мин. Пассивирование лучше производить в отдельной ванне (в азотной кислоте).

Электролитическое травление осуществлялось различными способами, но мало применяется в промышленных условиях. При тонкой окалине удачные результаты дает электролитическое травление при помощи фосфорной кислоты, хотя последняя и без электролиза дает в этом случае удовлетворительные результаты. Часто для удаления окалины на тяжелых изделиях — толстых плитах, трубной заготовке, сляках и т. д., применяется пескоструйная обработка. Этот способ дает возможность вскрыть поверхностные дефекты металла, которые затем должны быть удалены зачисткой перед прокаткой на окончательные размеры.

154. Холодная обработка. Холодная обработка аустенитовых хромоникелевых сталей применяется в промышленных масштабах, но вследствие тенденции таких сталей к упрочнению (наклепу), для этого требуются гораздо большая затрата энергии, чем для обработки углеродистых сталей, и нужны специальные станы. [140, 191]. Непрерывные станы кварто наиболее удобны для прокатки тонкого листа и ленты: обычно холодную прокатку их начинают после полного отжига горячекатаного листа или полосы толщиной

¹ В СССР применяется препарат «Антра» института им. Карлова. Прим. перев.

около 2,5 мм и дают два пропуска с суммарным обжатием около 30%. Затем снова производят закалку на аустенит (умягчение), травят и опять производят холодную прокатку. При изготовлении тонкой ленты или полосы холодной прокаткой, когда требуется большое количество пропусков через стан, упрочнение (нагартовка) достигает столь значительной величины, что резко ограничивает возможную для прокатки ширину листа или полосы. Наклеп несколько уменьшается, если металл испытывает натяжение при выходе из валков. Это препятствует проскальзыванию металла в валках и налипанию стали на поверхность валков.

Хромоникелевые стали успешно используются для производства холодноотянутых труб, прутков и проволоки [358, 400]. Решающим условием успешной протяжки является особая смазка. Как и в случае протяжки чисто хромистых сталей, описанной в гл. III, можно рекомендовать горячее освинцевание, а также покрытие сплавами свинца и олова. Тенденция стали 18-8 к наклепу (упрочнению) иллюстрируется следующим сравнением: при холодной протяжке прутков диаметром 7,9 мм на размер 6,4 мм из отожженных углеродистой, 18%-ной хромистой и хромоникелевой типа 18-8 сталей [369] твердость по Бринеллю у углеродистой стали возросла со 170 до 196, у хромистой со 149 до 200 и у стали 18-8 со 135 до 293, или примерно на 117%. В то же время упрочнение хромистой стали не отличалось сильно от упрочнения простой углеродистой стали.

В. РАЗНЫЕ ДРУГИЕ ВИДЫ ОБРАБОТКИ

155. Шлифовка и полировка. Изделия из стали 18-8 со шлифованной поверхностью широко распространены [158]. Шлифовке подвергаются как горячекатаный, так и холоднокатаный и холодноотянутый материалы. Для получения зеркальной поверхности и блеска чаще всего применяются шлифовальные круги из песчаника и пемзы, но перед этим поверхность листа должна быть подвергнута холодной прокатке или предварительной обдирке (грубой шлифовке), как описано для высокохромистых сталей в гл. III. Однако для хромоникелевых сталей имеются свои особенности. Под шлифовкой обычно разумеют сухую операцию, а полировка — операция со смачиванием маслом или густыми смазками. Опыт показывает, что наждачные круги до № 180 включительно пригодны для этой цели, причем и в том и в другом случаях они изготавливаются из турецкого или черного наждака или из плавленной окиси алюминия. Тонкая же полировка производится материалами на базе окиси алюминия или окиси хрома. Для получения наилучшего глянца предпочитают сначала вести шлифовку окисью алюминия.

156. Обработка резанием и другие виды холодной обработки. Рассматриваемые стали часто подвергаются холодной резке, вырезке под прессом, пробивке дыр, холодной штамповке, операциям

глубокой вытяжки [247], протяжке проволоки, сверлению, обработке напильником и пилами (ножовками) и токарной обработке, а также нарезке винтов [287].

Несмотря на плотно пригнанные и хорошо заточенные режущие кромки ножи, металл в холодном состоянии с трудом режется из-за сжатия и даже изгиба лезвия нижнего ножа и чрезмерного напряжения ножей у ножиц. При резке обычных углеродистых сталей нож режет только часть толщины металла, который затем сам разрывается дальше, а при резке сталей 18-8 лезвие ножа должно производить работу резания на полной толщине металла вследствие его необычной вязкости. Для разрезки стали 18-8 такой же толщины, что и углеродистая сталь, требуется минимум двойной расход энергии. При вырезке периметра и пробивке дыр под прессом в аустенитовых сталях требуется особо плотная подгонка без зазора между пуансоном и матрицей [284]. При большом зазоре наблюдается протяжка металла через щель вокруг матрицы и упрочнение его (нагартовка), которое не только искажает размеры пробиваемого изделия, но и грозит целостности штампов и пуансонов. Между матрицей и пуансоном рекомендуется иметь при толщине листа меньше 0,9 мм зазор от 0,025 до 0,038 мм, а для более толстого листа или полосы — от 0,038 до 0,05 мм.

Твердость 85 по шкале В Роквелла уже обеспечивает возможность успешной холодной штамповки и протяжки сталей 18-8, но если хотят применять большие обжатия или вытяжку (порядка 40%), то, чтобы избежать опасности надрывов материала, следует иметь твердость не более 80 по шкале В Роквелла. В случае дальнейшей протяжки сначала производится закалка (для умягчения стали) и травление изделия перед дальнейшей протяжкой или штамповкой. Часто при штамповке необходимы специальные густые смазки. Например, свинцовые белила, разведенные на льняном масле до консистенции машинного масла «600-W», рекомендуются при штамповке теллостенных изделий.

При волочении проволоки возникают трудности из-за чрезмерного упрочнения (нагартовки) металла. Скорость протяжки должна быть на 25—50% меньше, чем при волочении меди, а затрачиваемые мощности должны быть гораздо выше. Применение надлежательной смазки, подобной свинцовым белилам, разведенным на льняном масле, играет решающую роль для получения хорошего конечного результата. Хотя после термической обработки аустенитовые стали очень мягки, нельзя за один пропуск достигать тех уменьшений сечения, которые достижимы при волочении меди, благодаря быстрому наклепыванию аустенитовой стали. Отсюда возникает необходимость в небольших обжатиях, чередующихся с промежуточными закалками на аустенит и травлением.

Наилучшей сталью для протяжки с большими обжатиями и на очень тонкие размеры является сталь 18-8 с увеличенным до 12%

содержанием никеля и с содержанием углерода не больше 0,10%. Такая сталь меньше наклепывается, чем обычная сталь типа 18-8, и лучше выдерживает самую суровую вытяжку.

Нарезка винтов, сверление, резка ножовками и токарная обработка производятся, как обычно, но требуют некоторых предосторожностей из-за быстрого наклепывания стали.

Инструмент для сверления и обточки должен быть остро заточен, и работа резания не допускает перерывов, т. е. остановок режущего инструмента, а должна, раз начавшись, выполняться до конца. Сверла из быстрорежущей стали затачиваются более плоско, чем это рекомендуется для сверления углеродистых сталей; аустенитовые стали не следует перед сверлением предварительно пробивать насквозь. Скорость же сверления контролируется тем, что режущая кромка должна быть всегда свободна от обрабатываемого металла, и практически работа идет на более низких скоростях, чем при обработке углеродистого или малолегированного металла. При тупом инструменте возрастает давление на металл; практически оно останавливает резку металла. Для улучшения обрабатываемости применяются аустенитовые стали с увеличенным содержанием серы. Для обработки на автоматах применяются стали 18-8 с высоким содержанием серы и селенсодержащие стали (гл. XIII).

Бесшовные трубы из аустенитовых хромоникелевых сталей широко применяются в нефтеперегонной аппаратуре. Трубы для установок с такой аппаратурой обычно проходят следующие операции: развальцовка (расширение труб), отбортовка, обкатка и высадка концов. Если оборудование имеет недостаточную для этих операций мощность, то они производятся в интервале температур 1000—1200°. Ни при каких обстоятельствах нельзя производить эти операции в интервале температур от 600 до 900°. При температурах 300—600° можно обойтись с менее мощным оборудованием, но такая обработка не является наилучшей с точки зрения дальнейшей службы труб при высоких температурах.

157. Клепка и пайка. При соединении деталей из стали 18-8 с успехом применяются клепка, чеканка и пайка мягкими и серебряными припоями. Пайка крепкими припоями не рекомендуется, так как для ее выполнения требуются температуры, лежащие во вредном интервале, вызывающие резкое уменьшение коррозионной устойчивости и разрушение изделий от коррозии. При этом положение не может быть исправлено термической обработкой, так как припой расплавляется при температурах, требуемых для закалки (перевода в аустенитное состояние). При клепке встречаются небольшие затруднения [121]; важно нагревать заклепки приблизительно до 1100° и заканчивать клепку при температуре не ниже 975°. При более низких температурах не только нарушается достаточная плотность вхождения заклепок в металл, но резко понижается коррозионная устойчивость стали. После клепки и наруж-

ный и внутренний швы расчеканиваются. В тонкостенных конструкциях эта операция производится при помощи подкладки (стального бруска), подставляемой с противоположной стороны, так как металл слишком мягок. Пневматическая и особенно гидравлическая клепка (при помощи прессы) дают наиболее плотное соединение. Курно и Бодран [420] рекомендуют применять заклепки из стали 18-8 для клепки легированных сталей любых марок, которые должны работать в условиях возможной коррозии от морской воды. Эти исследователи обнаружили весьма малое понижение прочности таких соединений после коррозии в течение 1680 час. в искусственной морской воде при 20°.

При пайке мягкими припоями обязательно применение флюса, способного протравить поверхность спаиваемой стали. Большинство флюсов содержит соляную кислоту, которая слабо действует на шлифованную сталь типа 18-8, вследствие чего рекомендуется, прежде чем накладывать флюс, сделать поверхность более грубой. Чтобы избежать прогиба и коробления тонких листов при пайке, под листы подкладывают медную пластину. По окончании пайки очень важно тщательным промыванием водой с мылом или содой удалить весь флюс, чтобы избежать последующей коррозии. Пайка никогда не применяется для получения прочных швов, но она с успехом применяется для уплотнения швов, полученных клепкой или точечной сваркой. При помощи серебряного припоя припаивают как хромоникелевые стали к хромоникелевым, так и к углеродистым и даже к меди. Пайка хорошо выполняется под флюсами, содержащими соли фтора и борной кислоты. Однако в этом случае необходимо полное удаление флюса по окончании пайки, чтобы избежать его корродирующего воздействия на металл.

С. СВАРКА

Сварка является важнейшим методом изготовления конструкций из аустенитовых хромоникелевых сталей. Горячекатаная низкоуглеродистая сталь сваривается всеми известными методами сварки, за исключением сварки под молотом: электросваркой, включая сварку с металлической и угольной дугой и методом сопротивления (швом, швом встык, точечную), а также газовой сваркой (кислородно-ацетиленовой и атомно-водородной). Описание этих методов широко трактуется в ряде работ [96, 103, 129, 161, 164, 205, 304, 327]. Для краткого ознакомления со сваркой можно рекомендовать главы книги по нержавеющей стали Тума, написанные Миллером [382], Виббером [352], Рёгсдейлом [397] и Смитом [403], а также недавно опубликованный компилятивный обзор Спрераджена и Клауссена [527].

158. Общие предосторожности при сварке. Некоторые физические характеристики аустенитовых сталей очень важны при всех способах сварки. Вопрос о влиянии тепла, развиваемого при сварке, на смежные со швом зоны металла является самостоятельным вопросом и обсуждается в другом месте.

Коэффициент линейного расширения аустенитовых хромоникелевых сталей больше, чем у углеродистых, примерно на 50%, а теплопроводность почти втрое меньше [129, 227, 502]. Это обстоятельство заставляет уменьшать мундштук (наконечник) при газовой сварке и работать с меньшей силой тока при электросварке; далее, рекомендуется применять толстые медные пластины, прикладывая их с противоположной стороны к месту сварки, чтобы снизить температуру свариваемого металла и уменьшить расширение металла. Важным для хорошего качества сварки фактором является применение надлежащих зажимов и подкладок. У аустенитовых хромоникелевых сталей электросопротивление в шесть раз больше, чем у мягкой углеродистой стали, и оно еще удваивается в случае значительного наклепа от холодной обработки. Это является преимуществом для сварки методом сопротивления [397], в особенности для сварки холоднокатаного металла со светлой, лишенной окалины поверхностью.

159. Газовая сварка и резка. Кислородно-ацетиленовая сварка дает возможность получить здоровые, пластичные швы [96, 103, 129, 164, 192, 382]. Несмотря на это, для сварки толщин более 3 мм наиболее распространена электросварка. Для сварки тонких сечений предпочитают газовую сварку [103, 129]. При сварке стык тонких листов (1,3 мм и меньше) наилучшие результаты получаются, если отогнуть фланцы и зачистить их от окислов или окалины. Применение подкладок из медных пластин уменьшает коррозия металла. Сварочные электроды диаметром, равным толщине свариваемого листа, применяются с флюсом, растворяющим образующиеся окислы [129, 502]. Часто фланец около 2 мм шириной дает количество металла, достаточное для заполнения шва, благодаря чему необходимость в применении электродов отпадает. Миллер [382] предупреждает, что шов должен быть покрыт флюсом не только сверху, но и снизу, тогда расплавленный металл фланца проникает в шов полностью.

Пламя должно быть нейтральным, а еще лучше слегка восстановительным [103, 191, 192], но следует помнить, что при восстановительном пламени шов поглощает углерод и его коррозионная устойчивость значительно ухудшается. Уилс и Файндли [250] советуют из-за малой теплопроводности металла подогревать изделие перед сваркой. Сварка должна производиться, как можно быстрее. Метода сварки с обмазанными электродами следует избегать, так как он приводит к загрязнению металла шва неметаллическими включениями. Лихтенвальтер [502] рекомендует держать электрод сваружки конуса сварочного пламени и в случае необходимости добавления в шов металла вводить электрод в восстановительную часть пламени, но не в сварочный конус.

По сравнению с основным металлом, прочность швов стали 18-8 с низким содержанием углерода несколько понижена, и удлинение уменьшается приблизительно на одну треть. Закалка в воду

с высоких температур улучшает и коррозионную стойкость и механические свойства шва, а также устраняет выпадение карбидов и интеркристаллитную коррозию. По Гофману [89] уменьшение прочности и удлинения несколько больше при кислородно-ацетиленовой сварке, чем при дуговой сварке. Металл, примененный Гофманом для наплавки, был того же состава, что и свариваемый металл, а образцы после сварки были закалены в масле с 1200°. Фри [178] утверждает, что введение в сталь типа 18-8 3% кремния значительно увеличивает возможности газовой сварки.

Низкоуглеродистые аустенитовые стали можно подвергать резке газовой кислородо-ацетиленовой горелкой, при условии соблюдения специальной технологии резки. При резке очень важно удалять с поверхности разрезаемого металла образующиеся на ней расплавленные окислы. Вследствие тугоплавкости окиси хрома, это не происходит, когда струя кислорода ударяет в поверхность нержавеющей стали. Одним из способов является резка методом зигзага, который применяется для резки чугуновых отливок. По этому способу можно держать режущую струю все время в контакте с неокисленным металлом, благодаря удалению струи от линии начала резки. Другим способом, дающим лучший рез, но более сложным и редко осуществляемым, является способ резки с применением покрывки из углеродистой стали. Кислородная струя действует сначала на эту пластинку, затем на участок нержавеющей стали непосредственно под покрывкой. Окислы, получаемые от углеродистой пластинки, смываются на разрезаемую поверхность нержавеющей стали и делают жидкими тугоплавкие окислы хрома, позволяя их удалить из зоны резки и обнажить для действия кислородной струи свежий металл.

160. Дуговая сварка. При соблюдении необходимых предосторожностей аустенитовые хромоникелевые стали легко свариваются при помощи металлической дуги [352, 165, 164, 129]. Наилучшие результаты дают постоянный ток и обратная полярность (свариваемый объект — отрицательный полюс, электрод — положительный). Сила тока должна быть минимальной, но достаточной, чтобы произвести полное расплавление. Дуга должна быть короткой, чтобы уменьшить окисление наплавляемого металла. Благодаря относительно высокому электросопротивлению нержавеющей стали, при сварке ее применяется более высокий вольтаж, чем при сварке простых углеродистых сталей. Пудлингование не допускается. В конструкциях, требующих наплавки несколькими валиками, необходимо тщательно удалить шлак с первого валика перед наложением следующего.

По Лихтенвальтеру [502], рекомендуется делать швы там, где они будут подвергаться наименьшим напряжениям. Материал тоньше 0,6 мм можно сваривать только с применением надлежащих кондукторов, а толстые по сечению детали не нуждаются в них. Тонкие размеры до 1,7 мм свариваются в один проход, сред-

ние (от 1,7 до 2,7 мм) в два прохода, причем накладывается по одному валику снизу и сверху шва. Толстые листы от 6 до 13 мм должны иметь обработанную скошенную кромку и для их сварки требуется от 5 до 6 валиков. Электроды для сварки аустенитовых сталей обычно имеют тот же состав, что и свариваемый металл, но с некоторыми важными изменениями. При наплавке металла обмазанными электродами наблюдается небольшой, но все же точно определенный угар хрома, кремния и марганца. Вследствие этого электродная проволока должна содержать больше на 1—2% хрома, на 0,5—1,0% кремния и на 1% и выше марганца, чем основной свариваемый металл. Иногда вместо увеличения содержания этих элементов в электроде их вкрапливают в порошкообразном виде в состав обмазки. Кремний и марганец, окисляясь сами, защищают от окисления хром, содержащийся в электроде. Надлежащая вязкость шлака иногда достигается добавлением в обмазку фтористых соединений, несмотря на то, что они выделяют при сварке вредный дым. Электродные покрытия очень разнообразны, но опубликованных данных об их составе, как и точных правил пропорционирования элементов, входящих в обмазку, нет.

Хотя наплавленный металл и не попадает в температурные условия, которые неизбежны для соседних переходных зон основного металла, в случае круговых, Т-образных и крестообразных швов, первоначально наплавленный металл при наложении следующего валика может нагреться до вредных температур так же, как и свариваемый основной металл. По этой причине часто применяют электроды, содержащие сильные карбидобразующие элементы (с целью предупредить интеркристаллитную коррозию).

Недавно в Германии стали применять электросварку углеродистых и низколегированных сталей при помощи малоуглеродистых аустенитовых электродов¹. Каутц [377] приводит типичный анализ такой электродной проволоки: 0,09% углерода, 25% хрома, 20% никеля и 1,3% марганца.

161. Сварка методом сопротивления. Благодаря своему электросопротивлению, аустенитовые хромоникелевые стали подходят для сварки методом сопротивления [215, 277, 279, 322, 468 и 476]. Большой практический интерес этого метода вызвал опубликование многих работ: подготовка материала к сварке описана Филлипсом [289] и Де-Ганалем [218], техника сварки Гензелем [454], Александером [252], Руппином [399] и Жиру [270]; теория — Буттэ [215] и Кислюком [461]. Кроме того, Гешелин [222] описал методы испытания швов точечной сварки, Уитмер [249] — основные моменты точечной сварки тонких листов аустенитовых хромоникелевых сталей и Де-Ганаль [218] — применение этого способа в авиационной промышленности. Успешная точечная сварка является особенно подходящим методом сварки

¹ Такой способ для ответственных швов зарекомендовал себя и на заводах Союза. Прим. перев.

сталей типа 18-8, благодаря их относительно высокому электросопротивлению и низкой теплопроводности, но он требует строгого контроля силы тока, давления и времени. Изучению этих факторов посвящены работы Гесса и Рингера [495], Джиллетта [422], Росса [398], Регсдэйла [290] и Эрроусмита в дискуссии по докладу Пфейля и Джонса [288], а также многие другие. Чтобы обеспечить достаточное оплавление, немедленно сопровождаемое закалкой с высокой скоростью охлаждения, вследствие большой массы прилегающего к нагретой точке холодного металла, применяют большую силу тока, но на очень короткий промежуток времени (иногда один цикл переменного тока и даже часть цикла).

Метод сопротивления на практике часто заключается в сварке оплавлением, но при ее применении надо соблюдать ряд предосторожностей [479]. Сварка встык по методу сопротивления применяется для соединения головки клапана из жароупорной аустенитовой стали к стеблю клапана, изготовленному из износостойчивой, низколегированной стали (например, SAE 3140). Баумгертель и Гейнеке [260] рекомендуют применять различную длину свариваемых деталей, чтобы компенсировать разницу в электросопротивлении. Швы улучшаются после их проковки. Хорошие клапаны получаются, если головку из аустенитовой хромоникелевой стали приварить к стержню из стали для режущих изделий.

Д. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Практика выплавки аустенитовых хромоникелевых сталей существенно не отличается от таковой для простых высокохромистых сталей. Никель можно давать в завалку в виде скрапа и добавлять в виде металлического никеля в процессе плавки, не осложняя процесса выплавки. Отходы аустенитовых хромоникелевых сталей можно переплавлять без заметного увеличения содержания углерода как в индукционных, так и в дуговых электропечах.

2. Значительный тоннаж сталей с высоким содержанием никеля и хрома выпускается в виде фасонного литья. Вследствие трудностей литейного производства и необходимости слишком строгого температурного контроля при разливке сталей типа 18-8, в США в последнее время наблюдается тенденция применять стали, содержащие 24% хрома и 12% никеля, а также 25% хрома и 20% никеля с содержанием углерода в обоих сортах стали не более 0,20%. В некоторых средах стали этих двух типов показывают превосходную стойкость против коррозии. Они обычно выплавляются в дуговых кислых электропечах небольшого тоннажа. Отливки умягчают закалкой на воздухе или в воду с температур от 1000 до 1100°, затем травят или подвергают пескоструйной очистке.

3. Аустенитовые хромоникелевые стали легко подвергаются горячей прокатке, но вследствие прочности их при повышенных тем-

температурах на деформацию этих сталей требуется больший расход энергии, чем на деформацию углеродистых или просто высокохромистых сталей. Чтобы избежать поверхностных дефектов, особенно на углах, необходим строгий температурный контроль при прокатке. Температура начала прокатки крупных сечений должна быть около 1200° ; горячую обработку нельзя продолжать при падении температур значительно ниже 900° .

Бесшовные трубы прошиваются из горячекатаной заготовки, но для прошивки требуется большой расход энергии. Температура начала прошивки совпадает с температурой начала обычной прокатки, но конец прошивки должен происходить при более высокой температуре, чем это указано для прокатки. Трубы травят от окислины, осматривают и пассивируют в горячем 20%-ном растворе азотной кислоты. Пескоструйная обработка также применяется перед осмотром труб, перед запуском их в дальнейшую горячую или холодную обработку.

4. Аустенитовые хромоникелевые стали легко прокатываются холодными на станах кварто с обжатием до 30% в промежутке между двумя умягчающими термическими обработками. Отжиг заменяется нагревом до $1000-1100^{\circ}$ с последующим быстрым охлаждением. Значительную часть аустенитовой стали после обжатия на окончательный размер подвергают шлифовке мокрым или сухим способом. Удаление неметаллических частиц, оставшихся после шлифовки, очень важно. В качестве конечного шлифующего или полирующего материала применяют окись хрома или окись алюминия.

5. Легкость обработки холодной штамповкой и других операций, требующих вытяжки металла, является выдающимся свойством аустенитовых хромоникелевых сталей; для сталей типа 18-8 это справедливо при содержании углерода от 0,10% и меньше. В практике резания, высадки и пробивания отверстий требуется более острая заточка режущих кромок и применение меньших зазоров между штампом и пуансоном. Материал легко подвергается весьма глубокой вытяжке, если твердость по шкале В Роквелла не выше 85. Обработка резанием представляет некоторые трудности вследствие нагартовки металла самим режущим инструментом в непосредственном соседстве с резцом. По этой причине рекомендуется производить резание без перерывов остро заточенными резцами с более пологой заточкой, чем для резания обычных углеродистых сталей. Для обработки на автоматах применяются стали 18-8, содержащие серу или селен; они описаны в гл. XIII.

6. Для низкоуглеродистых высокохромоникелевых сталей применяются все формы соединений, исключая сварку под молотом и пайку крепкими припоями (латунью). Они могут подвергаться клепке, но заклепки надо ставить при высоком нагреве, обеспечивающем не только плотность шва, но и неизменную стойкость против коррозии. При пайке применяют специальные флюсы, раство-

ряющие окислы хрома. Флюсы должны вслед за тем удаляться для предупреждения местной коррозии.

7. Газовая и электросварка применимы при условии соблюдения предосторожностей, предупреждающих коробление, которое вызывается низкой теплопроводностью и высоким коэффициентом расширения рассматриваемых сталей. Для тонкого листа применяется газовая, а для листа толще 3 мм электросварка. При газовой сварке необходимо поддерживать нейтральное пламя и вводить специальные флюсы, дающие возможность освободиться от огнеупорных окислов хрома. Закалка сварных конструкций с высоких температур в воду улучшает механические свойства и предупреждает появление интеркристаллитной коррозии. Для кислородо-ацетиленовой резки этих сталей применяется специальная технология.

8. При дуговой электросварке применяются обратная полярность и обмазанные электроды, по составу сходные с основным свариваемым металлом. Чтобы стабилизировать шов, применяют электродную проволоку, содержащую сильные карбидобразующие элементы, подобные колумбию (ниобию). При этом условии наблюдается минимальная потеря пластичности и коррозионной устойчивости в соседних со швом зонах свариваемого металла (см. гл. XIII).

9. Сварка методом сопротивления и в частности скоростная точечная сварка и сварка швом особенно подходят для низкоуглеродистых аустенитовых сталей, благодаря их высокому электропротивлению и ровной поверхности. Влияние нагрева на соседние зоны при таком методе сварки является минимальным. Важно, однако, регулировать скорость сварки, силу тока и оказываемое на металл давление.

ГЛАВА XI

СВОЙСТВА АУСТЕНИТОВЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Статические свойства при нормальных температурах. Динамические свойства при нормальных температурах. Литые и подвергавшиеся сварке аустенитовые хромоникелевые стали. Различные физические свойства. Влияние температуры. Выводы авторов

За несколько лет до того, как Маурер, Штраус и Гатфильд начали работу, которая привела к открытию низкоуглеродистых сталей с 18% хрома и 8% никеля, Гийе [3] опубликовал результаты исследования «четверных сталей». Среди них были стали, содержавшие 20% хрома, от 5 до 12% никеля и от 0,2 до 0,8% углерода. Удалось проковать только один слиток, анализ которого оказался следующим: 0,2% углерода, 20% хрома и 12% никеля. Временное сопротивление разрыву после закалки в воду с 860° было равно 90,3 кг/мм², предел текучести 59 кг/мм², удлинение 24% и сжатие поперечного сечения 48%. Работа Гийе вызвала небольшой интерес и мало отразилась на дальнейших исследованиях аустенитовых нержавеющих сталей.

Хорошо известно, что закалка низкоуглеродистых высоколегированных хромоникелевых сталей не увеличивает их твердости. Наоборот, они становятся значительно мягче и пластичнее после

быстрого охлаждения с 1000 до 1200, и твердость их можно повысить только путем холодной обработки. Штраус и Маурер первыми [23] установили, что закалка с высоких температур обеспечивает сохранение полностью аустенитовой структуры при комнатной температуре. Бейн и Гриффитс [80] сделали вывод, что облегчение образования аустенита и сохранения его при низких температурах достигается повышением содержа-



Фиг. 94. Типичная структура ковального материала, содержащего 0,06% углерода, 18,50% хрома и 9,5% никеля

ния никеля (в низкоуглеродистых сталях). Пиллинг [155] подтвердил сильное влияние никеля на устойчивость аустенита. Для наиболее стабильной структуры он рекомендовал увеличивать содержание никеля с 8 до 14%. Типичная структура ковкой стали 18-8, содержащей 0,06% углерода, закаленной в воду с 1000—1100°, показана на фиг. 94.

А. СТАТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ НОРМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Типично аустенитовые стали, содержащие меньше 0,1% углерода, от 16 до 20% хрома и от 7 до 10% никеля, после надлежащей термической обработки имеют временное сопротивление разрыву от 52 до 70 кг/мм², отношение временного сопротивления к пределу текучести около 2 и более, низкий предел пропорциональности и весьма высокую пластичность, характеризуемую величинами удлинения, сжатия поперечного сечения и ударной вязкости. Повышение содержания углерода увеличивает прочность и твердость. Низкоуглеродистые стали типа 18-8 быстро упрочняются под воздействием холодной обработки, и у проволоки малых сечений временное сопротивление разрыву достигает 250 кг/мм².

162. Свойства горячекатаных и холоднокатаных сталей. Показатели механических свойств горячекатаной стали 18-8 зависят от химического состава и технологии прокатки. В общем, они находятся в пределах, указанных в табл. 78. Однако, иногда получается и большая прочность при меньшем удлинении, что видно из приведенных ниже данных Ноуэлла [194] и Серджесона [126] для горячекатаной стали 18-8, содержащей от 0,06 до 0,08% углерода:

Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	75,0
Предел текучести, кг/мм ²	37,3
Удлинение (на образце 50,8 мм), %	43,8
Сжатие поперечного сечения, %	68,0
Твердость по Бринеллю	173
Ударная вязкость по Шарпи, фт/фн	101

Таблица 78

Средние показатели механических свойств горячекатаных сталей типа 18-8 по Штраусу [162]

Механические свойства	Сталь типа 18-8 при содержании	
	0,07% С	0,16% С
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	56,0—70,0	56,0—77,0
Предел текучести, кг/мм ²	24,0—35,0	24,0—42,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	50—65	45—60
Сжатие поперечного сечения, %	65—75	55—70
Твердость по Бринеллю	135—150	140—170
Ударная вязкость по Шарпи, фт/фн	90—110	90—110

Шаршү [402] получил у низкоуглеродистой стали удлинение 43 % и твердость по Бринелю 229. Хотя и принято получать максимальную пластичность этих сталей путем обязательной термической обработки, высокие показатели механических свойств можно обеспечить и горячей прокаткой при строгом соблюдении температурного режима. Спецификаций морского министерства США¹ требуют свойств, промежуточных между получаемыми после холодной прокатки и после термической обработки для крупных горячекатаных профилей, а именно: безопасное напряжение 31,5 кг/мм² (постоянная деформация 0,001 мм на 1 мм), временное сопротивление разрыву 66,5 кг/мм², удлинение 25 %, сжатие поперечного сечения 40 %, твердость по Бринелю 248 и загиб на 180° вокруг оправки диаметром 76 мм.

Поттс² описывает производство стали, содержащей 0,08 % углерода, 0,38 % кремния, 0,27 % марганца, 19,86 % хрома и 10,61 % никеля; производство контролировалось по пониженной, строго установленной температуре конца горячей прокатки. Горячекатаная круглая сталь диаметром 75 мм показала безопасное напряжение 37,5 кг/мм², временное сопротивление 68,8 кг/мм², удлинение 61 %, сжатие поперечного сечения 72,5 % и твердость по Бринелю 200. Поттс подчеркивает, что сталь выдержала коррозионное испытание обрызгиванием соляным раствором и испытание на интеркристаллитную коррозию, связанную с выделением карбидов.

Влияние холодной обработки определяется данными Шаршү [402] для стали, содержащей 0,11 % углерода, 18,47 % хрома и 8,20 % никеля, приведенными в табл. 79. Для сравнения в табл. 80

Таблица 79

Влияние холодной прокатки на механические свойства и твердость низкоуглеродистых сталей типа 18-8 по Шаршү [402]

Обжатие при холодной прокатке, %	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение на образце длиной 50,8 мм, %	Твердость по Бринелю
0	67,0	65	175
20	108,0	25	285
30	120,0	16	310
40	134,0	12	330
55	154,0	8	340

приведены данные Серджесона [126]. Они совпадают с данными Шаршү, за исключением твердости по Бринелю, и относятся к стали, содержащей 17,98 % хрома, 0,07 % углерода и 8,46 % никеля.

Одно и то же обжатие при холодной прокатке (15% для прутков диаметром около 25 мм) дало различный наклеп, что видно из сопоставления данных Серджесона с данными Армоура [346] для легированной низкоуглеродистой стали:

¹ U. S. Navy Dept. 46 S 18. B, June 1, 1937.

² Частное сообщение А. Д. Поттса (Potts).

Механические свойства	Процентное увеличение или уменьшение вследствие холодной обработки	
	сталь 18-8	низкоуглеродистая сталь
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	+ 37	+ 26
Предел текучести, кг/мм ²	+117	+102
Удлинение на 50,8 мм, %	- 38	- 58
Сжатие поперечного сечения, %	- 13	- 15
Твердость по Бринелю	+ 60	+ 26

Таблица 80

Влияние холодной прокатки на механические свойства стали 18-8 по Серджесону [126]

Размеры мм	Полное обжатие при холодной прокатке %	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце длиной 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %	Твердость по Бринелю	Ударная вязкость по Изоду фт/фн
25,4	0	73,0	37,5	48,0	70,3	170	119
23,0	14,5	102,0	82,5	23,8	61,0	286	88
22,0	23,4	111,0	94,0	21,5	59,1	375	52
20,5	33,6	136,5	116,0	13,0	50,6	418	26
19,0	43,7	153,0	140,5	-11,0	44,4	444	17

163. Влияние термической обработки. Единственный способ термообработки низкоуглеродистых сталей 18-8 состоит в нагреве до 1000—1200° с последующим быстрым охлаждением (на воздухе, в масле или воде в зависимости от размеров сечения) с целью удерживать все карбиды в растворе и получать чисто аустенитовую структуру, при которой металл имеет максимальную мягкость и пластичность. Такую обработку иногда называют «отжигом». Поскольку отжиг предусматривает замедленное охлаждение¹, мы будем избегать применения этого термина в настоящей монографии.

Многие исследователи указывают, что при увеличении температуры закалки уменьшается прочность и увеличивается пластичность. Поскольку Эборн и Бейн [167] пришли к тому же выводу, достаточно привести данные Ноуэлла [193], Пиллинга [193], Эвер-

¹ См. Metals Handbook, ASM, Cleveland, 1939, стр. 3.

Таблица 81

Влияние температуры закалки на статические свойства низкоуглеродистых сталей типа 18-8

Исследователи	Состав, %				Температура закалки, °C	Временное сопротивление, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на длине образца 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Шарпу, Дж/см ²
	C	Mn	Si	Cr	Ni						
Ноуэлл [193]	0,05	—	—	18,0	8,0	После прокатки 980 1095	74,5 71,5 71,0	32,5 25,6 24,0	52 54 55	170 156 143	84 85 91
Гиллинг [155]	0,06	0,23	0,20	17,87	9,79	1150 1205 1315 600 800	70,9 69,1 67,0 67,0 68,8	23,5 23,5 21,0 30,1 32,5	57 58 54 52	137 131 — — —	81 96 102 116 119
Эверхард [221]	0,07	—	0,54	16,98	8,93	1000 1100 1200 1010 1065	63,0 59,5 56,0 66,0 66,6	30,2 26,5 26,4 19,6 20,6	58 64 67 62 60	— — — — —	119 119 116 — —
Шарну [402]	—	—	—	—	—	1175 1260 После прокатки 870 925	62,5 59,0 76,0 73,5 74,8	18,9 17,8 52,0 ¹ 39,8 ¹ 38,0 ¹	62 66 43 42 48	— — 226 217 217	— — 109 111 112
						980 1040 1095	80,0 65,0 63,0	53,6 ¹ 21,5 ¹ 20,0 ¹	43 58 61	207 165 163	112 112 112

1. Предел пропорциональности.

харта [221] и Шаршу [402], как типичные для характеристики влияния повышения температуры закалки на механические свойства (табл. 81). Наиболее благоприятной для закалки сталей, содержащих меньше 0,10% С, оказывается температура 1000—1100°.

Из большого количества опубликованных данных о влиянии изменения режима термообработки на свойства сталей 18-8 данные Серджесона [126] достаточно иллюстрируют тот факт, что изменение температуры отпуска не имеет существенного значения. Испытания образцов стали 18-8, содержавших 0,07% углерода и закаленных в масло с 965°, а затем отпущенных при температурах от 260 до 705°, показывают, что временное сопротивление изменялось от 70 до 76 кг/мм², предел текучести от 30 до 32 кг/мм², удлинение на образце 50,8 мм от 47 до 54,5% и сжатие поперечного сечения от 60 до 69%. Твердость по Бринеллю была выше у образцов, отпущенных при более низких температурах.

164. Влияние длительной выдержки при повышенных температурах. Так как низкоуглеродистые стали 18-8 часто применяются для службы при высоких температурах, важно знать влияние этого обстоятельства на свойства стали. Данные Ноуэлла [193], Штрауса, Шоттки и Хинюбера [161], Шаршу [402], Бабкок и Вилькоккс Тьюб Компани [169] и Аллегени Стил Компани¹ показывают, что нагрев в течение нескольких тысяч часов мало влияет на временное сопротивление разрыву. Но он вредит пластичности и прочности, характеризуемых удлинением, сжатием поперечного сечения и ударной вязкости металла. Снижение этих величин резко колеблется в зависимости от содержания углерода. Ноуэлл [193] нашел, что после службы в течение 13500 час. при 495° у крекинговых труб с содержанием меньше 0,10% углерода мало уменьшились удлинение, сжатие поперечного сечения и ударная вязкость. Данные Шаршу [402] показывают, что после пребывания при 535° в течение почти 200 час. у стали наблюдалось весьма малое снижение ударной вязкости при содержании углерода до 0,17%. Выдержки же при 650, 790 и 850° дали резко противоположные результаты. У сталей с 0,07—0,09% углерода наблюдалась небольшая потеря ударной вязкости, в то время как стали с 0,11—0,17% углерода потеряли больше половины ударной вязкости после пребывания при этих температурах. Испытания на ударную вязкость на образцах Шарпи, проведенные Ганом [225], показали, что стали, содержавшие от 0,06 до 0,085% углерода, приобретали заметную хрупкость после 1000-часовой выдержки при температурах между 550 и 870°. Причиной этой хрупкости является выпадение по границам зерен карбидов, подробно описанное в гл. IX. Данные упомянутых выше исследований собраны в табл. 82 и 83.

¹ Частное сообщение Эборна и Бейна [167].

Таблица 82

Влияние времени на механические свойства

Исследователь	Состав, %			Температура нагрева, °С	Время, час.	Временное сопротивление, кг/мм²	Предел текучести, кг/мм²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения	Ударная вязкость		Твердость по Бринеллю
	C	Cr	Ni							по Изоду, фт/фн	по Шарпи, кг м/см²	
Ноуэлл [193]	0,05	18,0	8,0	495	10200	67,6	27,4	41	32	—	571	152
Штраусс, Шоттки и Гинзбер [161]	0,06	18,0	8,0	495	13500	60,0	27,0	44	42	—	731	152
	0,12	18,0	8,0	600	0	65,0	—	60	—	—	24,2	—
				600	1	65,5	—	62	—	—	22,0	—
				600	50	66,3	—	60	—	—	20,9	—
				600	300	66,7	—	56	—	—	20,8	—
				700	0	65	—	60	—	—	24,2	—
				700	1	65,7	—	61	—	—	22,7	—
				700	50	68,5	—	57	—	—	19,2	—
				700	300	72,4	—	47	—	—	12,3	—
				800	0	65,0	—	60	—	—	24,2	—
				800	1	64,0	—	62	—	—	21,7	—
				800	50	69,0	—	49	—	—	11,7	—
				800	300	69,3	—	50	—	—	3,7	—

Продолжение табл. 82

Исследователь	Состав, %			Температура нагрева, °C	Время час.	Временное сопротивление разрыву, кг/мм²	Предел текучести, кг/мм²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения	Ударная вязкость		Твердость по Бринеллю
	C	Cr	Ni							по Изоду, фт/фн	по Шарпу, кг/мм²	
Шарпу [402]	0,07	17,80	8,68	650	0	62,0	13,4	65				
				650	527	64,5	12,0	55				
				650	3068	66,7		49				
	0,11	18,3	7,81	650	0	64,2	16,5	57				
				650	527	70,3	18,6	43				
				650	3068	80,2	15,5	41				
	0,17	18,65	7,68	650	0	67,5	22,8	65				
				650	527	84,2	20,1	43				
				650	3068	82,7	17,0	38				
Allegheny Steel Corp. [167] (частное сообщение Эборна и Бейна)	0,07	17,8	8,7	650	509	66,4	25,6	53	65			
				770	2387	65,7	24,2	46	64			
				800	500	64,0	22,8	55	66			
				540	1					112		131
				540	1000					107		121
				650	1					113		119
				650	3068					105		131
	0,11	18,0	8,0	540	1					112		131
				540	1971					106		143
				650	1					109		135
				650	3168					30		163
				845	1					112		137
				845	3316					63		126
	0,17	18,0	8,0	650	1					114		136
				650	2059					35		190

Таблица 83

Влияние длительного нагрева на твердость и сопротивление удару сталей типа 18-8 по Шаршу [402]

Температура °C	Время час.	При содержании углерода, %					
		0,07		0,11		0,17	
		удар по Изоду фг/фи	твердость по Бринелю	удар по Изоду фг/фи	твердость по Бринелю	удар по Изоду фг/фи	твердость по Бринелю
535	1	112	131	112	131	113	143
	980	112	135	108	149	103	143
	1971	107	121	106	143	107	163
650	1	113	119	109	135	114	136
	2059	104	135	43	168	35	190
	3068	107	131	30	163	35	197
790	1	—	—	113	143	113	162
	1390	96	133	57	164	66	177
	2387	93	126	56	170	63	179

165. Влияние содержания углерода и величины зерна. Углерод оказывает ясно выраженное влияние на разрывные свойства сталей 18-8. В производстве разделяют эти стали на две группы: одну с содержанием углерода меньше 0,08% и другую с содержанием от 0,08% и выше. Ноуэлл говорит [385]: «Ударная вязкость низкоуглеродистых сталей 18-8 перед их применением превосходна (на образцах Шарпи до 70 футо-фунтов)... Длительный нагрев в крекингových установках может ее снизить до 35 футо-фунтов, которая еще вполне достаточна для того, чтобы выдерживать обычно встречающиеся толчки и удары. Ударная вязкость сталей с более высоким содержанием углерода после длительного нагрева падает до 25 футо-фунтов и ниже, в зависимости от температуры...».

Таблица 84

Влияние углерода на механические свойства сталей 18-8 по Шаршу [402]

Углерод %	Временное сопротивле- ние разрыву кг/мм ²	Предел про- порциональ- ности кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %	Твердость по Бринелю
0,065	56,0	13,6	70	72	140
0,11	59,8	17,6	69	76	163
0,15	63,28	19,68	69	73	166
0,17	65,4	21,1	68	75	170

При нагреве сталей 18-8 до чрезмерно высокой температуры, а также при слишком длительных выдержках при высокой температуре происходит рост зерна. Степень роста зерна зависит от температуры, длительности выдержки, предыдущего состояния металла и его анализа, особенно по содержанию углерода. Листы и сортовой металл больших размеров могут выдерживаться при высокой температуре дольше, чем тонкие листы и лента. Последние обычно не выдерживают больше нескольких минут при температурах между 1000 и 1100°, так как это предупреждает рост зерна и уменьшает трудности удаления окалины. Применение более высоких температур вызывает излишнее образование окалины или требует наличия защитной атмосферы.

Итак, рост зерна зависит и от температуры и от времени выдержки при ней, и когда оба фактора суммируются, то величина зерна может достигнуть размеров, при которых становятся невозможными значительные деформации при холодной обработке, так как появляется грубая, напоминающая апельсиновую корку, поверхность.

Ноуэлл [194] показал, что пластичность стали 18-8 при высоких температурах тесно связана с величиной зерна. Согласно Шаршу [402] при надлежащем размере зерна облегчается штамповка изделий из стали 18-8.

Однако большая разница в величине зерна не оказывает заметного влияния на механические свойства стали при комнатной температуре. Например, Ноуэлл получил для стали 18-8, содержащей 0,056% углерода, в одних образцах крупное, в других мелкое зерно и следующие механические свойства:

Механические свойства	Сталь с зерном	
	мелким	крупным
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	71,5	66,2
Предел текучести, кг/мм ²	25,7	22,1
Удлинение на образце длиной 50,8 мм, %	54,3	58,7
Сжатие поперечного сечения, %	73,5	71,4
Твердость по Бринелю	156	137
Ударная вязкость по Шарпи, фт/фн	85	101,5

Таким образом крупнозернистый материал показал даже несколько большую ударную вязкость, при меньшем сопротивлении разрыву и твердости.

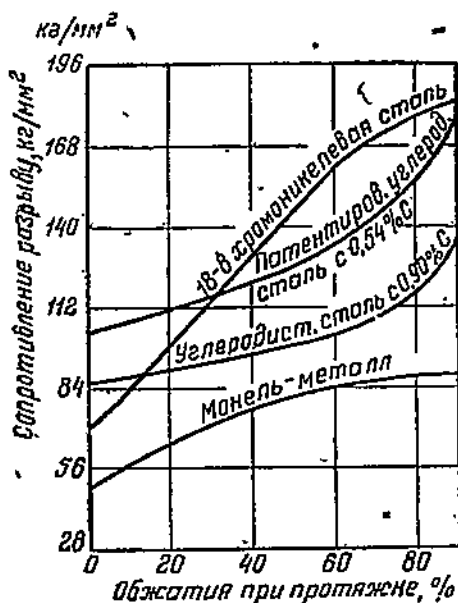
166. Статические свойства проволоки из стали 18-8. Свойства проволоки из стали 18-8, как и свойства углеродистой проволоки, зависят от степени обжата при протяжке и от размера сечения. По Уилсу и Файндли [250], чтобы сталь удовлетворительно вы-

держивала холодную протяжку на проволоку, она должна содержать от 9 до 10% никеля, не больше 0,07% углерода, от 0,30 до 0,50% марганца и от 0,20 до 0,4% кремния. Эти пределы по анализу являются более жесткими, чем в случае горячей и холодной прокатки. Влияние холодной протяжки до размера 2,7 мм на отожженный прутки размером 6,1 мм показано в табл. 85.

Таблица 85

Влияние холодной протяжки на результаты испытания на разрыв проволоки из стали типа 18-8 с содержанием 0,07% углерода по Уилсу и Файндли [250]

Уменьшение сечения при протяжке %	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Твердость по Бринеллю
0	61,87	24,6	135
20	84,37	63,3	230
40	112,49	105,4	300
60	147,65	140,6	370
80	178,00	178,0	400
90	182,80	182,6	400



Фиг. 95. Влияние холодной протяжки на временное сопротивление разрыву монель-металла, углеродистой стали и стали 18-8 по Уилсу и Файндли [250]

Влияние холодной протяжки на увеличение временного сопротивления разрыву стали 18-8, углеродистой патентованной проволоки с содержанием 0,54% углерода, непатентованной углеродистой проволоки с содержанием 0,9% углерода и монель-металла, показано на диаграмме фиг. 95.

Упрочнение аустенитовой стали идет вначале быстрее, чем у патентованной среднеуглеродистой стали, но окончательное сопротивление разрыву у первой только немногим больше, чем у второй.

Для проволоки диаметром меньше 0,75 мм допускаются обжатия выше 85%, а для проволоки

больших размеров — не выше 75%. При обжатии от 95 до 97% временное сопротивление разрыву тонкой проволоки 18-8 достигало 280 кг/мм².

При обжатии в 25% удлинение на образце 200 мм уменьшалось с 50 до 30%, а при обжатии в 60% оно уменьшалось с 50 до 1%; сжатие поперечного сечения при этом составляло вместо 70 только 55%. Механические свойства

умягченной проволоки, т. е. закаленной в воду с температуры около 1100°, приблизительно те же, что и у закаленного на аустенит тонкого листа. Зависимость умягчения от нагрева до разных температур и влияние его на сопротивление разрыву и удлинение

отображены на диаграмме фиг. 96.

Соотношение между временным сопротивлением разрыву и пределом текучести для холодноотянутой проволоки разных размеров из сталей типа 18-8 и стали с 16—18% хрома приведено в табл. 86. При одних и тех же сечениях проволока из стали 18-8 почти вдвое прочнее низкоуглеродистой хромистой проволоки.

Таблица 86

Зависимость величины коэффициента крепости и предела текучести от диаметра проволоки из сталей 18-8 и с 16—18% хрома, протянутой без промежуточных отжигов по Уилсу и Файнли [413]

Диаметр проволоки мм	Сталь 18-8		Низкоуглеродистая сталь с 16—18% хрома	
	временное сопротивление разрыву кг/мм ² 1	предел текучести кг/мм ²	временное сопротивление разрыву кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²
0,1	246,1	235	147,6	127
0,2	225	217,9	121,0	112,5
0,3	210,9	204	110,4	96,7
0,4	205	196,8	104,0	90,0
0,5	199	191,8	97,2	84,4
0,6	193	187	95,6	84,4
0,7	191,8	185	94,9	84,4

1 Минимальные значения.

167. Влияние содержания углерода и больших обжатий на свойства проволоки из стали 18-8. Уилс и Файндли [342] сообщают данные о влиянии на механические свойства проволоки содержания в стали углерода. Чтобы достигнуть той же высокой прочности у канатной проволоки или пружинной из стали 18-8 с 0,17% углерода, требуется в 5—7 раз меньшее обжатие, чем для проволоки из стали, содержащей 0,08% и меньше углерода. Проволока с большим содержанием углерода для получения того же сопротивления разрыву требует меньшей деформации при протяжке и при этом менее магнитна, чем низкоуглеродистая сталь, что в некоторых случаях выгодно. Эти данные противоречат результатам Шаршу [402], который обнаружил при одних и тех же обжатиях в процессе протяжки у проволоки с меньшим содержанием углерода большую прочность, т. е., другими словами, более быстрое упрочнение от воздействия холодной обработки.

Данные Уилса и Файндли и данные Шаршу сопоставлены в табл. 87. Шаршу протягивал проволоку от диаметра 12,7 до диаметра 2,5 мм без отжига. Данных о размерах проволоки, испытанной Уилсом и Файндли, нет.

Таблица 87

Влияние протяжки на результаты испытания на разрыв проволоки из стали 18-8

Вытяжка %	Временное сопротивление разрыву при содержании углерода			
	по Уилс и Файндли [342]		по Шаршу [402]	
	0,06%	0,17%	0,06%	0,17%
20	101,9	123	80,8	84,4
40	137,1	154,7	140,6	133,6
60	161,7	172,0	199,8	175
80	179	189,8	260	224

Увеличение содержания углерода вызывает опасность выпадения карбидов. Уилс и Файндли [342] указывают, что при изготовлении нагартованной проволоки 18-8 для канатов и пружин с временным сопротивлением разрыву около 210 кг/мм² увеличение содержания никеля до 11% при содержании углерода не больше 0,07% дает превосходный для кручения материал и более высокий предел выносливости (усталости), чем проволока с более высоким содержанием углерода при 8% никеля.

В исследовании, первоначальной целью которого было изучение влияния свинцового покрытия на протяжку аустенитовой хромоникелевой проволоки, Френсис [315] применял малые и большие обжатия для стали, содержащей 0,16% углерода, 15,7% хрома и 10,2% никеля. Результаты приведены в табл. 88. Они показывают, что протяжка в десять пропусков дала немного большее упрочне-

ние, чем протяжка на то же обжатие (87,6%) за шесть пропусков.

Таблица 88

Влияние больших и малых обжатий на статические свойства проволоки из стали с 0,16% углерода, 15,7% хрома, 10,2% никеля по Фрэнсису [315]

Размеры проволоки мм	Обжатия при протяжке		Временное сопротивле- ние кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %
	число проходов	общее обжатие %			
1,8	0	0	- 67,0	80	71,8
1,7	1	12,5	78,0	50	70,6
1,1	4	67,0	152,0	8	53,0
0,9	2	76,0	176,0	5	57,5
0,76	1	83,5	178,0	5	50,0
0,66	1	87,6	186,0	5	43,0
1,7	1	12,5	77,7	50	70,6
1,1	2	67,0	148,0	8	59,9
0,9	1	76,0	164,0	7	52,4
0,76	1	83,5	172,2	6	50,7
0,66	1	87,6	183,0	5	43,5

Таблица 89

Статические свойства листов и ленты из стали типа 18-8 после воздушной закалки при 1100°

Свойства	Лист 12,6 мм	Лист 6,3 мм	Лист 3 мм
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	62,1	62,6	60,3
Предел текучести, кг/мм ²	27,4	27,2	26,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	59	61	60
Твердость по Бринелю	143	—	—
Твердость по шкале В Роквелла	—	80	80

168. Статические свойства листов и ленты из стали 18-8. Типичные статические свойства стали с 0,08% углерода, 18,45% хрома и 8,96% никеля, прокатанной на толстый и тонкий лист, после охлаждения на воздухе приведены в табл. 89. Размеры листа не влияют существенно на статические свойства. Углерод увеличивает прочность и уменьшает пластичность листов после их умягчающей закалки. Это видно из следующих данных Джонсона и Серджесона [373]:

Углерод %	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение в % на образце	
			50,8 мм	203 мм
0,07	60,5	21,3	65	56
0,16	65,3	32,6	57	50

Хостетлер [369] рекомендует при применении листов толщиной 0,8 мм для глубокой вытяжки следующие показатели механических свойств: временное сопротивление разрыву 63 кг/мм², предел текучести 28 кг/мм², удлинение на образце 203 мм 45%; твердость по шкале В Роквелла 80.

Таблица 90

Свойства холоднокатаной нержавеющей ленты по Джонсону и Серджесону [373]

Состояние	Толщина мм	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение, %		Твердость по Роквеллу по шкале	
				на образце		В	С
				50,8 мм	203,2 мм		

Сталь с 0,09% углерода и 14% хрома

После отжига	3,2	74,9	55,4	23,0	12,5	93	—
• первого прохода	2,8	86,2	82,0	9,5	2,5	—	18
• второго	2,4	92,5	87,0	5,5	1,0	—	21
• третьего	2,15	96,1	90,0	5,0	1,0	—	22

Сталь с 0,09% углерода и 18% хрома

После отжига	3,15	62,0	42,0	23,0	14,5	90	—
• первого прохода	2,8	71,1	50,0	10,0	3,5	—	13
• второго	2,4	78,0	76,0	7,0	2,0	—	18
• третьего	2,15	83,0	78,5	4,5	1,7	—	19

Сталь с 0,08% углерода, 18% хрома и 8% никеля

После отжига	3,2	64,2	30,4	62,5	47,5	84	—
• первого прохода	2,8	84,0	69,0	32,0	23,5	—	24
• второго	2,5	99,1	83,8	20,5	9,0	—	31
• третьего	2,15	117,0	77,0	13,0	5,0	—	34

Данные Джонсона и Серджесона [373] показывают, что холоднокатаная лента из стали 18-8 прочнее и вместе с тем пластичнее, чем лента из низкоуглеродистой стали с 14 и 18% хрома после та-

кой же обработки, что видно из табл. 90. Максимальное обжатие при холодной прокатке составляло около 35%. Влияние больших обжатий показал недавно Кривобок [501] для стали, содержащей 0,08% углерода, 18,10% хрома и 9,08% никеля. Это влияние выразилось в следующих изменениях величин показателей механических свойств:

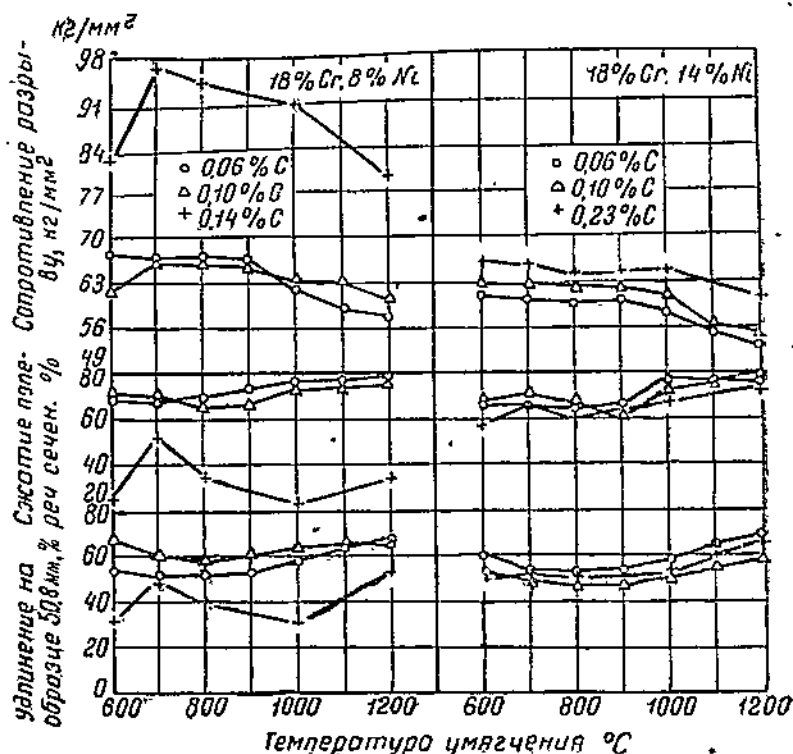
Обжатие при холодной прокатке %	Временное со- противление разрыву, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %
После отжига	39,1	70
20	88,9	30
30	100,7	16
40	115,4	9
50	122,9	5
60	136,2	3

В другой статье Кривобок и его сотрудники [464] делают вывод, что прочность, пластичность и обрабатываемость ленты из стали 18-8 резко варьируют в зависимости от состава. По мнению Монипенни¹, для холодной штамповки больше подходит сталь с 8—9% никеля, чем сталь с 7—8% никеля, если временное сопротивление у холоднокатаной ленты составляет около 140 кг/мм².

169. Влияние более высокого процентного содержания никеля. Увеличение содержания никеля в низкоуглеродистой стали 18-8 увеличивает стабильность аустенита, как было показано Бейном и Гриффитсом [80] и Пиллингом [155]. Последний изучал влияние последовательного увеличения содержания никеля до 14% в стали 18-8. В результате было получено заметное умягчение стали. Уменьшение временного сопротивления разрыву сопровождалось увеличением удлинения, особенно после закалки при 1000°. Наиболее важно, что влияние увеличения содержания углерода на прочность снизилось (см. фиг. 97). С другой стороны, Пиллинг установил факт, что стали с 14% никеля менее быстро упрочняются при холодной обработке, чем сталь 18-8. Это видно из значений твердости, приведенных в табл. 91.

Влияние увеличения содержания никеля от 7 до 9% было определено Кривобоксом [464] и его сотрудниками, часть данных которых приведена в табл. 92. Эти данные показывают, что увеличение содержания никеля значительно уменьшает временное сопротивление разрыву и увеличивает удлинение низкоуглеродистых сталей, не только после их закалки, но и после холодной прокатки с обжатием до 50%. Влияние никеля на стали с содержанием углерода около 0,15% не так ясно выражено.

¹ Частное сообщение J. H. G. Монипенни.



Фиг. 97. Влияние углерода на разрывные свойства 18%-ных хромистых сталей, содержащих 8 и 14% никеля, умягченных при разных температурах. По Пиллингу [155]

Таблица 91

Влияние холодной прокатки с обжатием 20% на твердость аустенитовой хромоникелевой стали по Пиллингу [155]

С о с т а в, %			Твердость по Бринеллю после закалки в воду с температуры 1200°	
С	Cr	Ni	перед холодной прокаткой	после холодной прокатки
0,06	18	8	130	148
0,10	18	8	123	187
0,14	18	8	128	243
0,06	18	14	109	141
0,10	18	14	109	141
0,23	18	14	116	140

Таблица 92

Влияние никеля на свойства ленты хромоникелевой стали после ее отжига и после холодной прокатки по Кривобоку [464]

Состав, %			После отжига		После холодной прокатки с обжатием 30%		После холодной прокатки с обжатием 50%	
C	Cr	Ni	временное сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на образце 50,8 мм %	временное сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на образце 50,8 мм %	временное сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на образце 50,8 мм %
0,053	17,13	7,07	92,5	20	129,0	6	144,0	1,5
0,050	16,83	9,79	60,5	65	91,0	20	112,0	5,5
0,056	18,68	7,33	85,3	41	129,0	8	150,0	1,5
0,051	18,22	9,14	60,3	65	85,6	21	109,8	5,0
0,140	17,26	7,07	90,0	80	145,0	20	179,0	6
0,130	17,08	9,65	66,0	70	98,1	20	123,0	7
0,160	19,68	6,68	71,6	72	109,8	37	136,0	9
0,160	18,88	8,78	68,9	63	100,0	33	124,0	8

170. Влияние повышенного содержания хрома и никеля. Аустенитовые стали с содержанием хрома и никеля большим, чем в стали 18-8, больше последней пригодны для службы при повышенных температурах, благодаря более высокому сопротивлению их коррозии и окислению при этих температурах и повышенной прочности при высоких температурах. Эти стали можно разделить на две группы: 1) стали с 22—25% хрома и с 10—14% никеля и 2) стали с 20—25% хрома и с 20—22% никеля. В отливках из этих сталей содержание углерода должно быть не больше 0,50%, а в прокатных профилях не больше 0,20—0,25%. При более высоком содержании углерода наблюдается серьезное ухудшение коррозионной стойкости. Вообще же для коррозиестойкости необходимо соблюдать правило, чтобы содержание углерода не превышало 0,01 от процентного содержания хрома. Свойства этих сталей подобны свойствам стали 18-8. В табл. 93 показано влияние закалки в воду с различных температур на механические свойства обычной горячекатаной стали 24-12. Выдержка горячекатаных образцов при температурах закалки длилась 1 час. Цифры для стали в горячекатаном состоянии показывают, что сталь подвергалась значительному наклепу в конце прокатки. Это наблюдается только при прокатке мелкосортных профилей, у профилей же крупных сечений не наблюдается. Таким образом, данные табл. 93 только подчеркивают разнообразие показателей механических свойств, которое может получиться при различных температурах конца прокатки. Как и для стали 18-8, при закалке не ре-

комендуется нагревать сталь выше 1100° во избежание роста зерна.

Таблица 93

Влияние на механические свойства термической обработки стали 24-12 по данным Аллегени Лудлум Стил Компани [485]

Температура обработки °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %	Твердость по Бринеллю
Горячекатаная	95,0	75,9	31	60	262
870	86,3	62,0	32	55	234
925	84,9	63,0	34	57	229
980	77,0	42,0	44	60	187
1040	75,9	39,7	49	62	179
1090	70,2	34,7	58	70	149
1150	67,0	32,2	62	69	143

Горячекатаная сталь второй группы с содержанием 20—25% хрома и 20—25% никеля, по данным Монипенни [191], имеет следующие механические свойства:

Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	66,6
Предел текучести, кг/мм ²	35,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	47
Сжатие поперечного сечения, %	63
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	90
Твердость по Бринеллю	153

Эти данные были получены на образцах стали, содержащей 0,14% углерода, 25,06% хрома и 22,22% никеля, быстро охлажденной с 1090°.

В. ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРИ НОРМАЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Выдающейся характеристикой горячекатаных сталей 18-8 и других аустенитовых сталей этого класса является их высокая вязкость, обнаруживаемая при испытаниях на удар по Шарпи или по Изоду, а также выявляемая их весьма малой чувствительностью к ударам и толчкам. Отношение предела усталости у этих сталей ниже, чем у углеродистых и низколегированных сталей (в горячекатаном состоянии без наклепа). Однако, благодаря их высокой стойкости против различных видов коррозии, эти стали имеют гораздо более высокий предел коррозионной усталости, чем малолегированные и углеродистые стали.

171. Ударная вязкость. Ударная вязкость по Изоду низкоуглеродистых сталей типа 18-8 в полностью умягченном состоянии

обычно колеблется от 100 до 120 фт/фн и не зависит от термической обработки, исключая температур, при которых происходит выпадение карбидов [126]. Сердженсон обнаружил, что закалка с различных температур с охлаждением на воздухе, в масле и даже в печи не повлияла на величину ударной вязкости по Изоду, которая колебалась от 119 до 120 фт/фн. Из приведенных ниже таблиц видно что: а) ударная вязкость материала после закалки выше, чем в горячекатаном состоянии, б) увеличение температур закалки не оказывает влияния или оказывает лишь незначительное влияние на величину ударной вязкости, если не имеет места выделение карбидов, в) увеличение содержания углерода с 0,07 до 0,11% также не играет роли, если опять-таки не происходит выпадения карбидов и г) холодная обработка понижает ударную вязкость. Влияние холодной обработки показано в табл. 80. Обжатие прутка диаметром 25 мм на 43,7% понизило ударную вязкость с 119 до 17 фт/фн. Ударное испытание является чувствительным способом обнаружения выпадения карбидов (см. табл. 82). Бейн, Эборн и Рутерфорд [259] применили испытание на удар по Изоду при изучении интeкpисталлитной коррозии стали 18-8. Их результаты для сталей с 0,07 и 0,11% углерода приведены в табл. 94.

Таблица 94

Влияние длительного нагрева на ударную вязкость при комнатной температуре нестабилизированной стали типа 18-8 по Бейну, Эборну и Рутерфорду [259]

Температура °C	Время нагрева час.	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн при содержании углерода	
		0,07%	0,11%
540	1	112	112
540	1971	107	106
650	1	113	109
650	2059	104	43
650	3068	105	30
845	0	112	112
845	2307	94	55

172. Предел усталости при нормальных температурах. Данные по усталости, включая материалы, опубликованные в последнее время, собраны в табл. 95. Они показывают, что отношение предела усталости к временному сопротивлению (0,50) у горячекатаной стали 18-8 такое же, как у малолегированных и углеродистых сталей. Закалка же значительно понижает это отношение. Результаты Шаршу показывают, что увеличение содержания углерода увеличивает предел усталости, но отношения предела усталости к временному сопротивлению не изменяет.

Таблица 95

Пределы усталости у сталей типа 18-8

Исследователи	Состав, %				Термическая обработка	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Предел усталости кг/мм ²	Отношение предела усталости к временному сопротивлению разрыву
	C	Mn	Cr	Ni					
Руссел и Уилкер [199]	0,09	0,39	17,51	9,24	Закалка	61,7	—	23,2	0,38
	0,12	—	18,76	8,41	Холоднокатаная	78,5	—	43	0,55
	0,11	—	18,40	9,63	„	94,6	—	52,1	0,54
Хэвен [228]	0,13	0,35	18,83	8,49	Холоднокатаная проволока	131,7	130	19,3 ¹	0,15 ¹
Майлендер [231]	Цитата	—	18	8	Не указана	71,7	38,1	34,0	0,53
Кросс [312]	0,067	0,50	18,21	9,56	„	59,5	25,5	28,1	0,47
	0,125	0,47	18,50	9,67	Горячекатаная	63,8	28,7	29,5	0,46
Шаршу [407]	0,065	—	18	8	Закалка в воду с 1150° С	55,3	13,6	22,5	0,41
	0,11	—	18	8	То же	59,5	17,5	23,9	0,40
	0,15	—	18	8	„	63,1	19,8	25,6	0,40
	0,17	—	18	8	„	65,3	21,1	26,7	0,41
Руссел и Уилкер [438]	0,09	0,39	17,54	9,24	Закалка	61,7	—	23,2	0,38
					90°	—	—	25,3	0,41
					То же; надрез под углом	—	—	23,1	0,35
Каэо и Персо [310, 447]	0,17	—	17,75	8,25	Охлаждение на воздухе с 1100°	66,3	23,5	25,3	0,43
Оберт и Джонсон [470]	0,06	—	19,98	9,98	Закалка	58,1	24,5	30,2	0,52
	0,06	—	16,98	9,98	Закалка; надрез под углом 60°	—	—	49,2	0,53
	0,05	—	20,09	8,87	Холоднокатаная	92,8	77,0	35,1	0,38
					То же; надрез под углом 60°	—	—	27,6	0,39
Хабарг и Кофи [522]	0,07	0,46	18,80	8,62	Закалка в воду (мелкое зерно)	63,7	—	27,4	0,39
					Рекристаллизация после холодной обработки (крупное зерно)	63,7	22,7	23,9	0,38

¹ Усталость при кручении; образцы с нешлифованной поверхностью.

Какаясь указанного понижения отношения предела усталости к временному сопротивлению вследствие закалки, Шаршу [402] пишет: «Например, материал (состав и термообработка не указаны) с временным сопротивлением разрыву $76,3 \text{ кг/мм}^2$ имел предел усталости (по Веллеру) 38 кг/мм^2 (отношение 0,50). После закалки в воду с 1150° временное сопротивление уменьшилось до $59,5 \text{ кг/мм}^2$, а предел усталости составил только $18,2 \text{ кг/мм}^2$ (отношение 0,31). После отжига (закалки) при температурах в интервале от 1065 до 1150° предел усталости составлял только половину величин, полученных для горячекатаной стали». Как очевидно из результатов, полученных Русселом и Уилкером [438] и Обергом и Джонсоном [470] (табл. 95), холодная обработка увеличивает предел усталости и его отношение к временному сопротивлению разрыву. Результаты, полученные Хаббартом и Кофи [522], показывают, что образование крупнозернистости влечет за собой уменьшение временного сопротивления разрыву и предела усталости при неизменном отношении между ними. Одной из особенностей полностью аустенитовых сталей является то, что их предел усталости выше предела текучести. Другой их особенностью является то, что надрез увеличивает и предел усталости и отношение между ним и временным сопротивлением, если сталь прошла умягчающую термообработку. Это вероятно вызвано местным наклепом в области надреза образца. Данные Оберга и Джонсона показывают, что надрез уменьшает предел усталости и величину его отношения к временному сопротивлению также у холоднообработанного материала. Руссел и Уилкер [199] обнаружили, что на предел усталости стали 18-8 значительно влияют два фактора. Первый—это упругий гистерезис, наблюдаемый у сильно напряженных образцов и часто повышающий их температуру до красного каления, после чего образец разрушается при изгибе. Второй, — наоборот, заключается в том, что упрочнение при напряжениях немного ниже предела усталости повышает последний. Наблюдения Русселя и Уилкера не привлекли заслуженного ими внимания исследователей стали 18-8.

173. Коррозионная усталость. Сопротивление низкоуглеродистых аустенитовых хромоникелевых сталей одновременно воздействию механических напряжений и коррозии широко колеблется в зависимости от коррозирующей среды. Мак-Эдмом [48], Инглиссом и Лэйком [183], Гоуфом и Сопвитом [224, 271, 453] и многими другими было замечено, что если защитная пленка разрушается воздействующей средой, то предел коррозионной усталости для низкоуглеродистых сталей типа 18-8 становится функцией числа циклов. Это хорошо видно на фиг. 98. Когда образцы испытывались на воздухе, кривая усталости становилась асимптотической к линии, отвечающей 10^5 циклов. Когда же образцы обрызгивались раствором соли, то такого явления не наблюдалось даже до 10^8 циклов. Пределы коррозионной усталости, определенные для

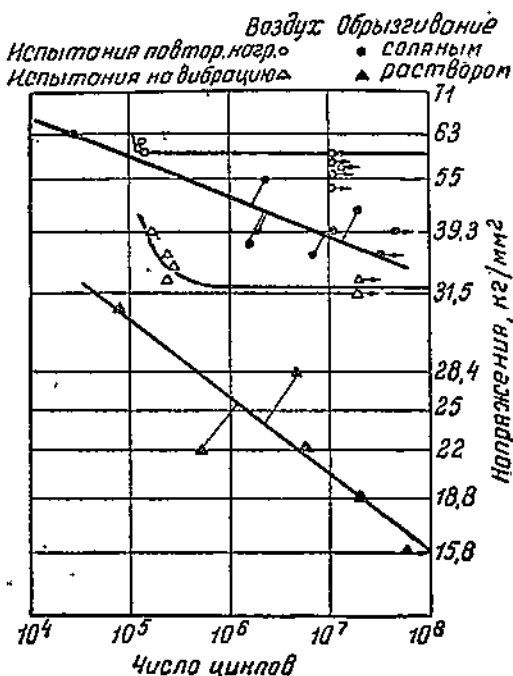
10^7 циклов, были определены Мак-Эдмом [91] для двух сталей, одна из которых содержала 17% хрома и 8% никеля, а другая

при том же количестве хрома 25% никеля. Результаты испытаний на

воздухе, в чистой воде, в речной воде, содержащей NaCl в количестве, равном одной трети от содержания NaCl в морской воде, приведены в табл. 96.

Обширные исследования влияния пара давлением 4,8 ат при 150°C произвел Фуллер. [179]. Состав трех сталей типа 18-8, термообработка и предел усталости этих сталей до 10^7 циклов приведены в табл. 97.

Хевэн [228] произвел испытания на усталость при кручении холоднокатаной проволоки типа 18-8 на воздухе и в воде, содержащей углекислые соли. Временное сопротивление и предел усталости при кручении на



Фиг. 98. Испытания на усталость стали 18-8 на воздухе и при обрызгивании сталью [453]

Таблица 96
Коррозионная усталость аустенитовых хромоникелевых сталей по Мак-Эдму [91]

Свойства	Сталь А	Сталь В
	0,16% С 17,32% Cr 8,19% Ni	0,39% С 17,71% Cr 25,27% Ni
Временное сопротивление, кг/мм ²	87,7	80,5
Предел усталости на воздухе, кг/мм ²	35,1	37,8
Отношение временного сопротивления к пределу усталости	0,40	0,47
Предел усталости в проточной воде, кг/мм ²	35,1	31,5
Отношение предела усталости в проточной воде к временному сопротивлению разрыву	0,40	0,39
Предел усталости в соленой воде, кг/мм ²	17,5	23,8
Отношение предела усталости в соленой воде к временному сопротивлению разрыву	0,20	0,29

Таблица 97

Влияние термической обработки на предел усталости в среде водяного пара под давлением 4 ат при 150° по Фуллеру [179]

№ сталей	Обработка образцов	Предел усталости, кг/мм ² для сталей, содержащих:		
		0,65% С; 18,77% Cr; 8,91% Ni	0,085% С; 18,47% Cr; 9,15% Ni	0,15% С; 18,24% Cr; 8,08% Ni
1	Горячекатаный	32,0	36,0	39,0
2	Выдержка 6 час при 650° и охлаждение на воздухе	31,3	36,0	32,0
3	Выдержка 500 час. при 650° и охлаждение на воздухе	23,7	14,8	28,0
4	Выдержка 1 час при 1065° и охлаждение на воздухе	15,7	18,2	18,2
5	Термообработка четвертая плюс вторая	17,5	15,6	19,6
6	Термообработка четвертая плюс третья	17,5	14,6	14,6
7	Закалка в воду через 1 час по достижении 1150°	17,0	14,6	23,7
8	Термообработка седьмая плюс вторая	14,6	14,6	16,0
9	Термообработка седьмая плюс третья	14,6	14,6	14,6

воздухе приведены в табл. 95. Кривая коррозионной усталости асимптотически проходила между линиями для 10^7 и 10^8 циклов при напряжении 8,4 кг/мм², т. е. напряжение составляло меньше половины от величины, полученной на воздухе. Образцы были взяты сразу после холодной прокатки, чем можно объяснить низкие величины предела усталости, так как такой металл обладает большими внутренними напряжениями (после холодной прокатки), а неполированная поверхность образцов является также причиной понижения величины предела усталости.

С. ЛИТЫЕ И ПОДВЕРГШИЕСЯ СВАРКЕ АУСТЕНИТОВЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

Литые стали, как и горячекатаные аустенитовые стали, отличаются коррозионной устойчивостью во многих средах и ценными свойствами при службе под воздействием высоких температур. Так как

отливки не подвергаются горячей обработке давлением, то за их химическим составом требуется меньший контроль. Однако обычно углерод держат в пределах от 0,1 до 0,2%, а иногда по условиям службы требуется содержание углерода от 0,06 до 0,08%.

Уже в 1932 г. Штраус [248] считал исследованными все стали, анализ которых соответствует железному углю тройной системы железо—хром—никель, при содержании хрома и никеля до 40% каждого из элементов. Он приводит механические свойства семи типичных по составу сталей для промышленных отливок, содержащих от 0,06 до 0,50% углерода, от 8 до 28% хрома и от 8 до 30% никеля. Низкоуглеродистая сталь в литом состоянии имела удлинение от 20 до 75% и, примерно, такое же сжатие поперечного сечения. Материалы с более высоким содержанием углерода являлись менее пластичными, причем удлинение и сжатие поперечного сечения составляли по Штраусу от 1 до 10%.

174. Отливки с 18% хрома и 8% никеля. В табл. 98 приведены данные о свойствах типичных для отливок двух сортов с 0,6—0,8% и с 0,1—0,2% углерода. Сталь отливок обоих сортов содержала около 19—20% хрома и 9% никеля. Свойства, определенные Джонсом, были получены на образцах, закаленных в воду с 1100°. Он нашел, что даже после закалки образцы, содержавшие меньше 0,07% углерода, обнаруживают слабую магнитность. Вместе с тем следов магнитной проницаемости не оказывают у стали с большим содержанием углерода; это указывает на то, что более высокое содержание углерода является мощным аустенитообразующим фактором, перекрывающим явления ликвации в отливках.

Таблица 98

Пределы по механическим свойствам у литых сталей с содержанием 19% хрома и 9% никеля

Исследователи	Содержание углерода %	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие %	Твердость по Бринеллю
Саймондс [127] . . .	менее 0,20	59,0	29,5	47	42	165
Штраус [248]	0,06 0,15	49,0—56 49—56	17—21 17—28	40—75 40—75	40—75 40—75	— —
Джонс [376]	менее 0,07 менее 0,20	45—56 49—60	22—28 24—30	45—65 40—60	45—65 40—60	125—165 130—160

Литая сталь типа 18-8 имеет относительно высокую ударную вязкость (от 60 до 100 фт/фн по Изоду). Кросс [312] определил предел усталости для отливок 18-8, содержащих 0,07 и 0,125 % углерода. Как видно из его данных, отношение предела усталости к временному сопротивлению гораздо выше, чем у горячекатаной и закаленной стали (см. табл. 95). С другой стороны, временное сопротивление разрыву по данным Кросса приблизительно на 15 кг/мм² ниже, чем у закаленной горячекатаной стали.

	0,07% С	0,125% С
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	45,2	45,2
Предел текучести, кг/мм ²	21,9	19,6
Удлинение на образце длиной		
50,8 мм, %	59	66
Ударная вязкость по Изоду в фт/фн	93	92
Предел усталости, кг/мм ²	24,5	25,2
Отношение предела усталости к временному сопротивлению	0,54	0,56

175. Отливки с более высоким содержанием хрома. В США широко распространены отливки с содержанием больше 18 % хрома и 8 % никеля. Чаще всего эти стали содержат от 20 до 30% хрома и от 10 до 20 % никеля при содержании углерода от 0,2 до 0,6 %, хотя отливки с содержанием углерода на столь высоком уровне как 0,6 % редко встречаются. Наибольший тоннаж отливок падает на сталь 24-12 (24% хрома и 12 % никеля). Механические свойства двух таких отливок приведены в табл. 99. Охлаждение на воздухе с температуры 1100° заметно увеличивает пластичность металла, увеличивает предел текучести, но мало отражается на временном сопротивлении разрыву. Вилькоккс [410] сообщает, что высокую коррозионную устойчивость показали отливки, содержавшие 29 % хрома и 9 % никеля; для жароупорности содержание никеля оказалось необходимым поднять до 12 %. Механические свойства этих сталей приведены в табл. 100.

176. Влияние сварки. Работы Булля и Джонсона [96], Миллера [103], Ролласона [292], Мандрана [327], Ходжа [367], Ренсдейла [396] и других показывают, что любым способом сварки можно получить на аустенитовых хромоникелевых сталях швы, обладающие хорошими механическими свойствами. В табл. 101 приведены данные, касающиеся прочности и пластичности швов, полученных кислородоацетиленовой и дуговой сваркой.

Таблица 99

Механические свойства литых сталей, содержащих: А — 0,10% углерода; 0,78% марганца; 0,81% кремния; 25,03% хрома и 11,53% никеля и В — 0,35% углерода; 0,65% марганца; 0,85% кремния; 25,97% хрома и 12,48% никеля

Свойства	Сталь А		Сталь В	
	в литом состоянии	закалка на воздухе с 1100°	в литом состоянии	закалка на воздухе с 1100°
Временное сопротивление, кг/мм ²	56,5	59,3	62,3	61,6
Предел текучести, кг/мм ²	28,4	32,5	28,6	31,0
Удлинение на образце длиной 50,8 мм, %	43	49	33	39
Сжатие, %	56	65	27	48
Ударная вязкость по Изоду фт/фн	29	94	—	—
Твердость по Бринеллю	170	146	179	174

Таблица 100

Механические свойства литых сталей, содержащих приблизительно от 0,2 до 0,3% углерода, 29% хрома и 9% никеля по данным Вилькоккса [410]

Сталь	Состав, %					Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на длине 50,8 мм %	Сжатие %
	C	Mn	Si	Cr	Ni				
1	0,22	0,27	0,91	28,54	9,92	67,0	33,0	27,0	29,5
2	0,26	0,59	1,00	28,60	8,50	68,4	41,3	31,5	30,8
3	0,28	0,51	0,84	29,72	8,54	73,8	43,5	30,0	21,3
4	0,17	0,57	1,00	27,56	9,51	68,0	32,5	29,0	32,8
5	0,33	0,77	1,10	30,34	11,00	68,3	34,3	28,0	28,5

Такие же удовлетворительные свойства были получены при сварке накладки и при точечной сварке. У тонких швов, сваренных внахлестку, Смит [403] получил удлинение около 50%, предел текучести порядка 28 кг/мм² и временное сопротивление около 63 кг/мм². Регсдейл утверждает [396], что точечные швы у тонких изделий не разрушаются при скручивании на углы 60 и 90° и что точечная сварка дает швы в два раза более прочные, чем при соединении тонких листов на заклепках, что особенно важно при соединении листов и ленты тончайших размеров.

Таблица 101

Механические свойства сварных швов, полученных на полностью умягченных листах стали, содержащей 0,08% углерода; 0,46% марганца; 0,47% кремния; 18,22% хрома и 8,61% никеля при помощи электродов того же состава

Свойства	Способ сварки		
	кислородно-ацетиленовая; 6-мм лист	дуговая с металлическими электродами	
		6-мм лист	12,7-мм лист
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	53,5	61,0	61,6
Предел текучести, кг/мм ²	27,5	27,8	28,2
Удлинение на длине 50,8 мм, %	25	39	48
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	—	—	80
Угол загиба без образования трещин	180	180	180

Биббер [352] сообщает результат разрывных испытаний наплавленного металла при употреблении пяти различных электродов. Средние величины оказались следующими:

Механические свойства	Основной металл перед сваркой	Сварной шов непосредственно после сварки	Сварной шов после обработки при 980°. С и охлаждением на воздухе
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	59,8	46,9	42,7
Предел пропорциональности, кг/мм ²	13,0	16,3	13,5
Предел текучести, кг/мм ²	29,3	37,7	35,0
Удлинение на образце 50,8 мм, %	58,8	23,1	18,3
Сжатие поперечного сечения, %	70,1	30,3	23,8
Модуль упругости, кг/мм ²	21400	18600	17600

Эти данные показывают, что сваренный металл имеет временное сопротивление значительно более низкое, чем основной, т. е. здесь наблюдается явление обратное тому, которое происходит при сварке простой углеродистой стали обмазанными электродами. Пластичность металла в шве тоже падает, так что Биббер считает удлинение в 25% хорошим показателем. При этом величины удлинения, определенные на образцах, взятых поперек сварного шва, являются ошибочными, так как основной металл пластичнее ме-

талла шва. Поэтому образцы следует вырезать вдоль шва. Результаты Биббера показывают, кроме того, что механические свойства шва понижаются после термической обработки. Твердость по Бринеллю, равная для сваренного металла 137, после закалки снизилась до 130.

Д. РАЗЛИЧНЫЕ ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Аустенитовые хромоникелевые стали отличаются от перлитных сталей в их характеристиках напряжение — деформация и походят в этом отношении больше на цветные металлы, чем на сплавы железа. Аустенитовые стали отличаются также от углеродистых и малолегированных сталей большими величинами расширения при нагреве и более низкой теплопроводностью. Они немагнитны (если полностью аустенитны), что очень важно для некоторых промышленных применений.

177. Упругие свойства. Так как кривые напряжение—деформация имеют заметную кривизну даже при низких напряжениях, то предел текучести аустенитовых хромоникелевых сталей определить не удастся. Поэтому предел текучести обычно определяется на-



Фиг. 99. Типичная кривая «напряжение — деформация» для термически обработанной стали с содержанием 0,16% углерода и 13% хрома и для холоднокатаной стали 18-8, содержащей 0,12% углерода [357]

пряжением, соответствующим пластической деформации около 0,2%. Кривизна линии напряжение—деформация, даже при низких напряжениях, делает особенно трудным, если не вовсе невозможным, определение модуля упругости. Отсюда происходит большой разброс опытных величин: от 18500 до 20300 кг/мм² (в лаборатории авторов недавно получена величина 19600 кг/мм²). Филд [357] получил данные, отображенные в диаграмме на фиг. 99.

Бейн в частном сообщении авторам следующим образом объясняет, почему особенно низок предел пропорциональности холодно-обработанной высокопрочной аустенитовой нержавеющей стали и почему неясно положение сопутствующего ему модуля упругости.

«Во время холодной обработки аустенит все в большей степени превращается в магнитную составляющую, которую можно классифицировать как низкоуглеродистый, высоколегированный мартенсит, так как превращение происходит вблизи комнатной температуры, далеко от температуры рекристаллизации феррита такого состава. Объем образующегося мартенсита больше объема исходного аустенита, и мартенсит испытывает давление со стороны окружающего его аустенита».

Эти большие внутренние напряжения, складываясь с напряжениями от внешней нагрузки, обуславливают переход за предел текучести в отдельных местах. Модуль упругости при растяжении аустенитовой стали 24-12 составляет 20300 кг/мм^2 , а модуль упругости при сдвиге 7700 кг/мм^2 [485].

178. Другие физические свойства. Плотность аустенитовых хромоникелевых сталей варьирует в зависимости от колебаний содержания хрома и никеля от $7,86$ до $7,94 \text{ г/см}^3$ [482]. Теплопроводность при температуре от 20 до 100° по данным Шелтона [339] составляет $0,039 \text{ кал/сек/см}^2$ (в $^\circ\text{C/см}$). В частном сообщении авторам Эборн (R. N. Aborn) утверждает, что $0,04$ является более точной величиной.

По данным Шелтона, получается, что на теплопроводность мало влияют и термообработка и увеличение содержания углерода с $0,07$ до $0,24\%$. Теплопроводность возрастает с температурой. По данным Шелтона, она составляет при 200° — $0,042 \text{ кал/сек/см}^2$, при 300° — $0,045$, при 400° — $0,048$ и при 500° — $0,051$.

Ранке, Генри и Шоссэн [435] определили теплопроводность стали, содержащей $0,08\%$ углерода, $19,32\%$ хрома и $9,55\%$ никеля после закалки в воду с 1050° . Она возросла с $0,04 \text{ кал/сек/см}^2$ ($^\circ\text{C/см}$) при 100° до $0,06$ при 700° . В сопоставимых условиях эти же значения для железа, содержавшего $0,03\%$ углерода, составили $0,17$ и $0,11$, а для стали, содержавшей $0,30\%$ углерода, они были $0,11$ и $0,10$.

Теплопроводность при комнатной температуре литой аустенитовой стали, содержащей 25% хрома и 12% никеля, составила $0,074 \text{ кал/сек/см}^2$. Гейгер [361] сообщает, что теплопроводность горячекатаной низкоуглеродистой стали с содержанием 25% хрома и 20% никеля составила $0,052 \text{ кал/сек/см}^2$ ($^\circ\text{C/см}$).

Аустин и Пирс [256] и Саудер и Хиднерт [36], а также многие другие определяли коэффициент линейного расширения. Ниже приводим заводские [482] данные, типичные для стали 18-8; они примерно на 50% выше, чем у простых углеродистых сталей.

Для стали 24-12 был получен коэффициент $20,2 \times 10^{-6}$ на 1°C для интервала от 20 до 1000° [485]. По частному сообщению Джонсо-

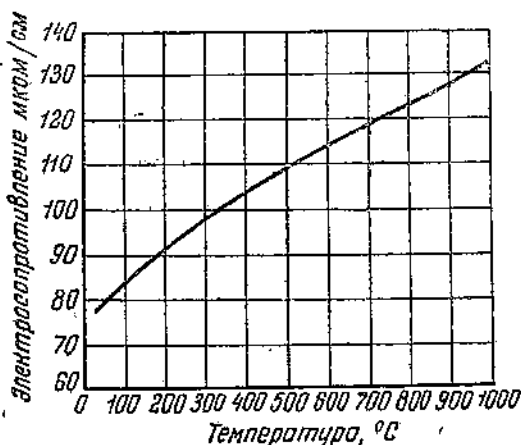
Пределы температуры, °C	20—100	20—300	20—600	20—800	20—1000
Средний коэффициент линейного расширения на 1° C	0,0000173	0,0000179	0,0000187	0,0000194	0,0000202

на, для стали 24-12 коэффициент составляет только $17,2 \times 10^{-6}$. Литая сталь 24-12 с содержанием углерода от 0,10 до 0,35% имела для интервала от 20 до 100° коэффициент расширения 18×10^{-6} на 1°С и в интервале от 20 до 1000° — $20,6 \times 10^{-6}$ на 1°С.

179. Электрические и магнитные свойства. На диаграмме фиг. 100 показана зависимость от температуры электросопротивления

умягченной низкоуглеродистой стали типа 18-8 по данным Аллегени Лудлум Стил Корпорейшен [482]. Оно возрастает с температурой.

Литая и горячекатаная сталь 24-12 обладает несколько более высоким электросопротивлением при комнатной температуре (от 86 до 90 мком/см. Тот факт, что аустенитовые стали типа 18-8 имеют высокое сопротивление коррозии и одновременно низкую магнитную проницаемость и значительную прочность, позволяет применять их для



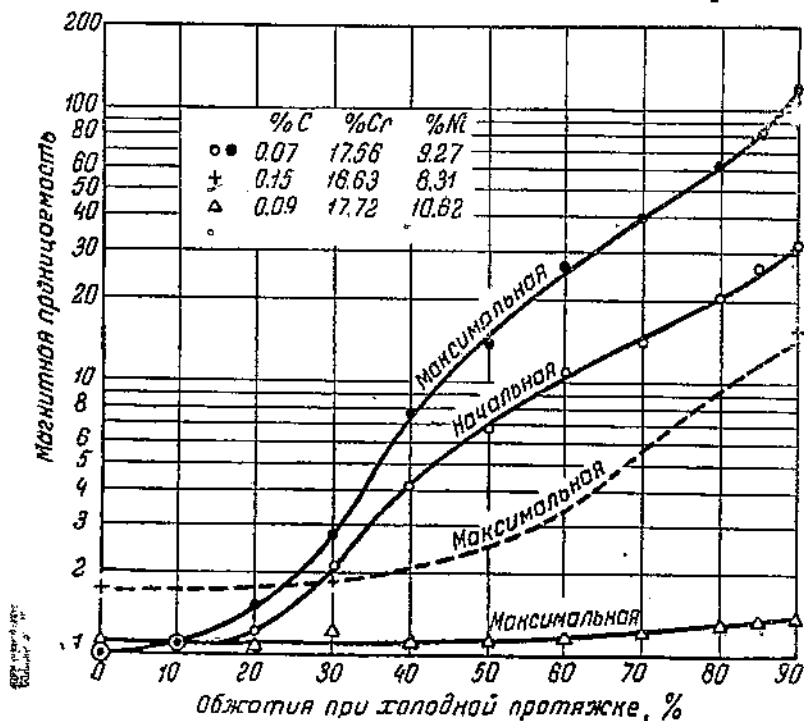
Фиг. 100. Влияние температуры на электросопротивление умягченной стали 18-8 [482]

изготовления арматуры и в качестве связывающей проволоки в морском деле и авиации неподалеку от компасных приборов.

Магнитные испытания производились также с целью найти простой показатель отношения к коррозии, но оказалось, что получаемые величины приводят к ошибочным заключениям по коррозионной стойкости материала.

Американское общество испытания материалов испытало две стали, содержавшие: а) 0,06% углерода; 18% хрома и 8,5% никеля и б) 0,085% углерода; 18,73% хрома и 9,16% никеля. Они были испытаны: 1) в горячекатаном состоянии; 2) после отжига в течение 1000 час. при температурах от 425 до 870° и 3) после закалки

в воду и на воздухе, последовавшей после отжига. Магнитная проницаемость в полях от 200 до 500 эрстед была меньше 1,1 для всех случаев термообработки, исключая замочку после нагрева при температурах отжига от 540 до 650°, после которой была записана магнитная проницаемость 2,6. В технических условиях обычно записывается требование, чтобы магнитная проницаемость не превышала 1,75. Холодная обработка вызывает выделение феррита и увеличивает магнитную проницаемость. Это отображено на диаграмме фиг. 101, вычерченной по данным, частным образом сооб-



Фиг. 101. Влияние холодной обработки на магнитную проницаемость сталей 18-8 (Хорведел)

щенным проф. университета в Огайо Хорведелем (C. R. Horwedel). И никель и углерод увеличивают устойчивость аустенита, но так как обычно содержание углерода должно быть как можно более низким, то приходится вводить больше 8% никеля, чтобы обеспечить низкую магнитную проницаемость материала, сильно деформированного путем холодной обработки (см. фиг. 101).

По частному сообщению Легге (E. E. Legge), магнитная проницаемость сильно нагартованной проволоки типа 18-8 понижается от 100 до 3—10, если содержание никеля повышается до 10,5%, и понижается до величин меньше 2, если содержание никеля повышается до 11% и выше.

Е. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ

Аустенитовые хромоникелевые стали сохраняют свою вязкость при температурах, лежащих значительно ниже 0°C , и вместе с тем сохраняют прочность при повышенных температурах, выдерживая гораздо большие напряжения, чем простые углеродистые и малолегированные стали. Их применение особенно важно в тех случаях, когда от стали дополнительно требуется стойкость против окисления и коррозии.

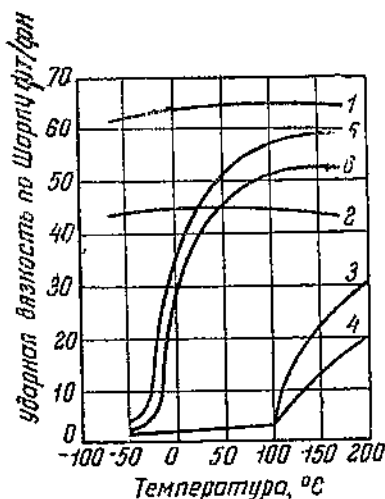
180. Ударная вязкость при низких температурах. У большинства углеродистых и малолегированных сталей при температурах ниже 0 до -100° ударная вязкость падает до тех пор, пока не достигнет нуля. Аустенитовые стали, наоборот, удерживают ударную вязкость при столь низких температурах, как -185° .

По неопубликованным ударным испытаниям стали, содержащей 0,08% углерода, 18,51% хрома и 9,65% никеля, закаленной в воде 1100° , была получена ударная вязкость по Изоду от 113 до 119 фт/фн во время испытаний при температурах от 20 до -185° . Ударная вязкость не изменилась после выдержки в течение 65 часов при -185° с последующим испытанием при комнатной температуре. Другие испытания показали, что для сохранения вязкости при очень низких температурах содержание углерода должно быть относительно низким. По Кольбеку [261] также важно отношение содержания хрома к содержанию никеля. Так, сталь с 0,13% углерода, 17,80% хрома и 7,97% никеля при комнатной температуре показала ударную вязкость по Изоду 118 фт/фн, а при 185° — только 82 фт/фн. Влияние более высокого содержания углерода при высоком значении отношения содержания хрома к содержанию никеля наглядно иллюстрируется.

Сердженсон [204] испытывал образцы для пробы Шарпи при температурах от -75 до $+205^{\circ}$ из сталей следующего состава и термообработки:

Кривая	Состав, %					Термообработка
	C	Mn	Si	Cr	Ni	
1	0,08	0,35	0,57	17,52	9,17	Закалка в воду с 1065°
2	0,08	0,35	0,57	17,52	9,17	То же, затем холодная протяжка с 27 до 25,4 мм
3	0,08	0,48	0,50	17,95	—	Охлаждение на воздухе с 815°
4	0,08	0,48	0,50	17,95	—	То же, затем холодная протяжка с 27 до 25,4 мм
5	0,10	0,45	0,35	13,31	—	Охлаждение с печью с 815°
6	0,10	0,45	0,35	13,31	—	То же, затем холодная протяжка с 27 до 25,4 мм

Результаты испытаний приведены на фиг. 102. Высокая ударная вязкость стали 18-8 при всех температурах очевидна.



Фиг. 102. Влияние температуры на ударную вязкость низкоуглеродистых хромистых сталей и стали 18-8. По Серд-жесону [204]

Люерсен и Грин [185] изучали низкоуглеродистые 18%-ные хромистые стали с содержанием никеля от 4 до 9%, при разнообразных термообработках, включая охлаждение сплавов пограничного типа (от 4 до 5% никеля) до -80° с последующим отпуском при различных температурах. После закалки в воду, выдержки при -80° и отпуска при 400° была получена следующая замечательная комбинация прочности и ударной вязкости:

Механические свойства	При содержании в стали	
	0,10% C; 17,62% Cr; 4,03% Ni	0,08% C; 17,15% Cr; 5,06% Ni
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	147,0	145,5
Предел текучести, кг/мм ²	85,4	70,3
Удлинение на длине 50,8 мм, %	17,4	19,8
Сжатие поперечного сечения, %	64,1	64,3
Твердость по Бринеллю	433	444
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	46	79

Дополнительные данные по вязкости сталей 18-8 при низких температурах приведены ниже.

181. Механические свойства при низких температурах. Эти свойства в первую очередь зависят от количества аустенита, превратившегося в мартенсит, что видно из данных Де-Гааза и Гадфильда [264] для стали с 0,12% углерода, 18,80% хрома и 8,10% никеля после охлаждения в жидком водороде:

Механические свойства	Температура испытания, °C	
	20	—215
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	73,5	185
Предел текучести, кг/мм ²	40,0	85,9
Удлинение на длине 50,8 мм, %	56	25
Сжатие поперечного сечения, %	53,5	30,5

Таблица 102

Механические свойства при комнатной температуре и при —40°С стали А, содержащей 0,07% углерода и 13,85% хрома; и В, содержащей 0,09% углерода, 17,51% хрома и 9,24% никеля по данным Руссела [198] и Руссела и Уилкера [199]

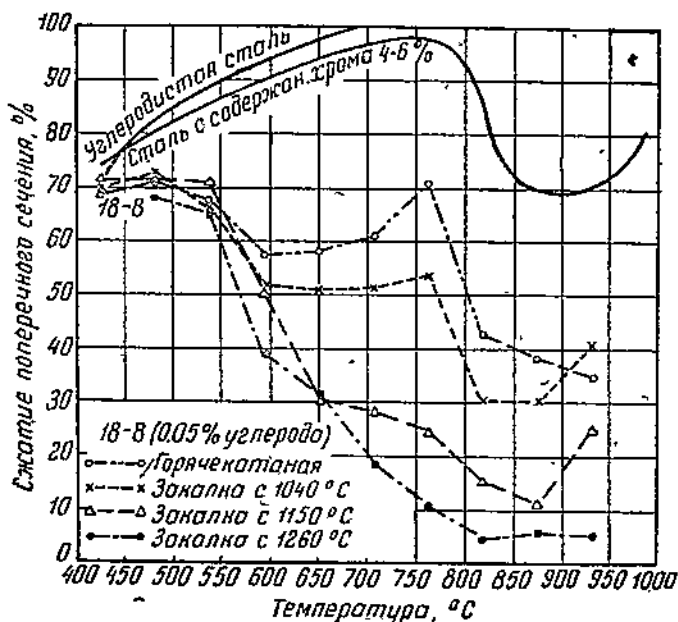
Механические свойства	Сталь А, отожженная		Сталь В, умягченная закалкой в воду образцов диаметром 12,5 мм		Сталь В после холодной обработки *	
	при 20°С	при —40°С	при 20°С	при —40°С	при 20°С	при —40°С
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	46,0	53,0	62,0	112,0	89,0	114,0
Предел текучести, кг/мм ²	—	—	—	—	80,0	78,3
Удлинение на длине 50,8 мм, %	40,2	45,0	69,6	48,7	31,5	42,7
Сжатие поперечного сечения, %	75,8	72,9	76,7	70,2	59,5	63,7
Твердость по Бринеллю	139	148	144	183	260	288
Ударная работа на образцах Шарпи, фт/фн	39	25	80	78	35	30
Предел усталости, кг/мм ²	27,3	30,7	23,0	29,5	43,5 **	52,5
Отношение предела усталости к сопротивлению разрыву	0,59	0,59	0,38	0,27	0,55 **	0,46

* Образцы диаметром 6,5 мм были выточены из прутков 12,7 мм.

** Определено Джонсоном (J. B. Johnson) на стали 18-8, содержащей 0,12% углерода.

Кольбек и сотрудники [261] испытывали низкоуглеродистые стали, содержавшие от 10 до 16% никеля и от 12 до 18% хрома, и нашли, что при понижении температуры до -185° во всех случаях временное сопротивление разрыву повышалось. В некоторых случаях оно повышалось в два-три раза против комнатной температуры. Наибольшему количеству мартенсита, образовавшемуся при низкой температуре, соответствовала наивысшая величина временного сопротивления разрыву. Стали же, удерживавшие аустенит, имели максимальную вязкость при низкой температуре и наименьшую прочность на разрыв. В табл. 102 приведены показатели механических свойств при $+20^{\circ}$ и при -40° для хромистых и хромоникелевой сталей по данным Русселя [198, 199]. На ударную вязкость температура -40° не повлияла. Отношение же предела усталости к временному сопротивлению разрыву понизилось при этой температуре на 20—30%.

182. Кратковременные испытания низкоуглеродистых сталей при повышенных температурах. В противоположность углеродистым сталям, для которых с повышением температуры повышается пластичность и понижается сопротивление разрыву, низкоуглеродистые стали 18-8 менее пластичны при высоких температурах, чем при комнатной. Это отображено на диаграмме фиг. 103 по данным



Фиг. 103. Влияние температуры на сжатие поперечного сечения у труб из углеродистой стали, из низкохромистой стали и из стали 18-8. По Ноуэллу [385]

Ноуэлла [385] для трех марок трубной стали. Ноуэлл обращает внимание на факт, что трубы из стали 18-8 разрушаются с хрупким изломом при повышенных температурах — от 200 до 600°. Поэтому в указанном температурном интервале необходимо осторожное обращение с трубами.

Эборн и Бейн [167] подытожили в 1931 г. данные по кратковременным испытаниям сталей 18-8, но они настолько неточны и расходятся между собой, что не представляют интереса. Это отчасти можно объяснить тем, что не принималась во внимание быстрота начала испытания по достижении определенной температуры. Так, Штраус и Шафмайстер приводят следующие данные:

Время нагрева образца при 800°С	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение, %	Сжатие поперечного сечения
10 сек.	29,9	27	76
10 мин.	14,0	5	11
42 мин.	22,0	4	8

Результаты кратковременных испытаний сталей 18-8 с очень низким содержанием углерода, произведенных Шмидтом и Юнгвиртом [244], приведены в табл. 103. Чтобы избежать хрупкости, названной ими синеломкостью, Шмидт и Юнгвирт ввели в одну сталь 0,99% тантала с положительным результатом. Более подробные материалы о синеломкости можно найти в монографии «Сплавы железа и никеля» [503] на стр. 441—445. Возможно, что наиболее надежные данные по кратковременным испытаниям на

Таблица 103

Результаты кратковременных испытаний на разрыв низкоуглеродистых сталей 18-8 после закалки в воду при 1100° по данным Шмидта и Юнгвирта [244]

Состав, %						Температура испытания °С	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение $l = 5d$ %	Сжатие поперечного сечения %
С	Mn	Si	Cr	Ni	Ta				
0,02	0,56	0,57	18,95	7,76	—	20	62,0	50,2	58,4
						650	27,0	22,8	36,0
						760	17,4	18,4	26,1
						870	9,2	10,6	13,5
						980	5,3	29,0	27,8
0,04	0,62	0,70	19,02	7,96	0,99	20	65,0	49,3	62,0
						650	45,0	33,6	58,8
						760	34,9	31,0	51,1
						870	24,0	17,3	28,0
						980	14,1	16,2	35,0

разрыв опубликованы вместе с данными по крипу Объединенным комитетом американских Обществ инженеров-механиков и Общества испытания материалов [487]. Они помещены в табл. 108. В табл. 104 приведены данные Пиллинга и Вортингтона [196] о том, что увеличение содержания никеля в стали 18-8 с 8 до 14,5% увеличивает прочность при повышенных температурах.

Таблица 104

Влияние увеличения никеля на результаты испытаний на разрыв низкоуглеродистых сталей типа 18-8. Сталь А содержала 0,07% углерода; 18,98% хрома и 8,46% никеля; сталь В — 0,07% углерода; 18,78% хрома и 14,66% никеля. Данные Пиллинга и Вортингтона [196]

Температура испытания °C	Сталь А			Сталь В		
	сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на 50,8 мм %	сжатие %	сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на 50,8 мм %	сжатие %
20	77,0	58	60	59,3		
425	46,1	46	70	46,1		
540	42,0	40	68	42,0		
650	35,0	48	65	37,0	40	63
760	17,5	53	55	26,5	46	60
870	9,1	55	43	17,4	38	54
980	4,9	70	50	7,0	50	65

183. Влияние углерода и величины зерна на результаты кратковременных испытаний на разрыв. Рассмотрение данных Эдерта [28], Штрауса [56], Гатфильда [101] и Гудремона и Эмке [115] показывает, что увеличение содержания углерода в сталях 18-8 увеличивает прочность и понижает удлинение материала при повышенных температурах. Эти же данные повторно помещены у Эборна и Бейна [167]; данные, полученные ими от Крэйн Компани, собраны в табл. 105.

Максвелл [433] нашел, что сплавы, содержавшие: 1) от 0,15 до 0,18% углерода, 25% хрома и 20% никеля, и 2) 0,20% углерода, 21% хрома, 12% никеля, 1,5% кремния и 1,0% меди, оказались устойчивыми в смеси водорода и азота, в отношении 3:1 в течение 1535 час. при 500° и 1000 ат давления. Временное сопротивление разрыву, удлинение и сжатие более высоколегированной первой стали не изменились после такой обработки. Удлинение стали 21-12 понизилось через 100 час., а затем не подвергалось изменениям.

Данные Ноуэлла [194] показывают, что размер зерна стали 18-8 оказывает заметное влияние на механические свойства при повышенных температурах. Он закаливал образцы в воду с различных температур и испытывал их при разных повышенных температурах, давая перед этим выдержки при температуре испытания в течение 1 часа и 150 часов. Испытание шло со скоростью удлинения об-

Таблица 105

Влияние углерода на результаты кратковременных испытаний на разрыв стали 18-8 по данным Эборна и Бейна [167]

Состав, %					Температура испытания °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на длине 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %
C	Mn	Si	Cr	Ni					
0,04	0,5	0,7	19,02	9,74	20	61,0	24,3	61	77
					425	45,0	15,0	46	71
					540	41,2	13,6	43	71
					650	41,7	11,8	46	64
					760	17,5	8,4	38	44
					870	13,7	6,6	38	42
0,10	0,5	0,4	19,8	9,53	20	66,0	39,3	52	69
					425	43,2	23,8	38	61
					540	39,5	23,8	36	69
					650	32,0	23,4	32	66
					760	22,4	15,4	33	45
					870	14,1	7,0	40	52
0,29	0,6	2,5	18,06	9,46	20	89,2	43,2	39	53
					425	63,8	42,7	25	53
					540	58,8	40,3	25	51
					650	48,0	32,0	32	68
					760	32,3	18,2	44	75
					870	21,2	10,5	43	82

разца на 0,2 мм в минуту. Часть результатов испытаний приведена в табл. 106.

Ноуэлл сделал вывод, что сталь с мелким зерном при содержании углерода в 0,05 и 0,14% оказывается более пластичной в интервале от 595 до 925°, чем крупнозернистая сталь.

184. Прочие свойства при кратковременных испытаниях при повышенных температурах. Сравнительные испытания при повышенных температурах пружин из стали 18-8 и таких же размеров пружин из термически обработанных углеродистой, хромованадиевой, хромистой и быстрорежущей стали описаны Циммерли, Вудом и Вильсоном [305]. Все пружины были изготовлены из холодноотянутой проволоки и подвергнуты отпуску при 425° (до синего цвета). Оказалось, что при нагрузках до 28 кг/мм² сталь 18-8 и сталь с 0,30% углерода и 12,6% хрома можно применять при температурах, возрастающих до 260°, без снижения нагрузки более, чем на 4%. Углеродистую и низколегированные стали можно применять только до температуры 95°, а при более низких нагрузках до 205°.

Быстрорежущая сталь выдерживала высокие нагрузки при температурах до 370°.

Таблица 106

Влияние температуры и времени выдержки при ней на результаты испытаний на разрыв сталей 18-8 по данным Ноуэлла [194] (Сталь А: 0,054% углерода; 18,30% хрома; 9,22% никеля; сталь В: 0,14% углерода; 17,41% хрома; 9,56% никеля)

Температура испытания °C	Выдержка при температуре испытания 1 час			Выдержка при температуре испытания 150 час.		
	сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на длине 50,8 мм %	сжатие %	сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на длине 50,8 мм %	сжатие %

1. Закалка в воду при 1040° C

Сталь А

650	26,2	49	50,6	25,7	50	65,8
705	20,3	56	51,1	25,0	51	57,3
760	20,5	49	54,0	17,5	40	50,6
815	12,5	40	31,2	5,2	45,5	43,7
870	8,3	37,5	30,5	10,8	52,5	45,8
925	6,5	52,5	40,8	4,2	58,0	55,8

Сталь В

650	36,3	30,0	34,5	37,5	31,0	35,4
705	31,0	26,5	31,3	32,5	35,0	36,7
760	22,4	45,0	44,7	15,0	65,0	58,8
815	16,2	23,5	29,7	17,2	31,5	26,3
870	11,2	37,0	33,9	12,0	42,0	38,3
925	8,7	35,5	38,7	11,4	35,0	39,1

2. Закалка в воду при 1260° C

Сталь А

650	25,0	26,0	31,2	24,6	34,0	34,2
705	18,0	14,0	13,0	25,4	32,0	34,2
760	14,7	8,5	10,4	16,5	19,0	26,5
815	11,1	8,5	5,0	4,2	12,0	15,6
870	10,3	6,5	5,9	10,1	17,5	24,1
925	5,3	7,0	5,8	3,8	22,0	13,8

Сталь В

650	32,8	23,0	23,9	32,9	20,0	25,5
705	28,5	15,0	17,1	30,0	17,5	38,8
760	20,5	21,0	19,9	21,7	36,0	41,9
815	16,3	14,0	13,8	16,5	20,0	22,3
870	6,5	28,0	25,4	11,7	26,0	30,0
925	8,9	28,5	26,1	10,8	36,0	33,4

В своей работе по сопротивлению кручению Совер [160] описывает две аустенитовые стали следующего анализа:

Сталь	Состав, %				
	C	Mn	Si	Cr	Ni
A	0,08	0,35	0,36	17,20	8,61
B	0,18	0,59	1,24	7,66	19,83

Эта работа подробно описана в монографии по сплавам железа и никеля. [503]. В интервале температур от 540 до 815° сталь А, несмотря на более низкое содержание углерода, имела несколько большее сопротивление кручению, чем сталь В; кроме того, сталь А была более пластичной при температурах от 540 до 730°, а сталь В — при более высоких температурах.

185. Кратковременные механические свойства при повышенных температурах аустенитовых хромоникелевых сталей в литом состоянии. Для службы при высоких температурах широко применяются отливки с содержанием от 15 до 30% хрома и от 0 до 65% никеля. Исследователи прежде всего интересуются крипоустойчивость этих материалов. Поэтому данные кратковременных испытаний в табл. 109 сопоставлены с данными по крипу.

Большая часть тоннажа аустенитового литья содержит больше никеля и хрома, чем сталь 18-8. Пиллинг и Вортингтон [196] приводят данные Ohio Steel Foundry Company по литью, имевшему состав: 0,4% углерода, 0,8% кремния, 26% хрома и 11% никеля. Изменения временного сопротивления с температурой были следующими:

Температура испытания, °C	Комнатная	540	650	760	870	930
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	44,8	42,0	38,5	34,3	27,3	14,1

В общем удлинение и сжатие поперечного сечения в отливках сталей этого типа имеют низкую величину, несколько увеличивающуюся при 800° и выше.

Механические свойства при повышенных температурах сталей Cr 24—29% хрома и 12% никеля в литом состоянии приводятся Вилькоксом [410] и Рушем и Деймсом [505]. Сопротивление разрыву составляет при 870° около 14 кг/мм².

186. Данные по крипу горячекатаных низкоуглеродистых аустенитовых хромоникелевых сталей. Сопротивление крипу сталей 18-8 явилось предметом обширных исследований, из которых следует упомянуть работы: Френча, Кросса и Петерсона [82], Нортон [120],

Гатфильда [142], Уайта и Кларка [175], Кантера и Спринга [148], Френча, Каульбаума и Петерсона [137], Розенгейна и Дженкинса [157], Спринга [206], Дженкинса и Тепселла [184], Ноуэлла [193, 385], Бэйли, Дикенсона, Инглиса и Пирсона [170], Мак-Ниффа [186], Барра и Барджетта [214], Мюллера-Бергхауза [328], Кросса [312], Муссати и Реджиори [329]; Райта [414], Грюнера и Рона [423] и Кросса и Лоутера [449]. Кроме того следует упомянуть сборные данные, опубликованные Штраусом [162], Эбори и Бейном [167] и Пиллингом и Вортингтоном [196], а также исчерпывающие данные Объединенного комитета [487].

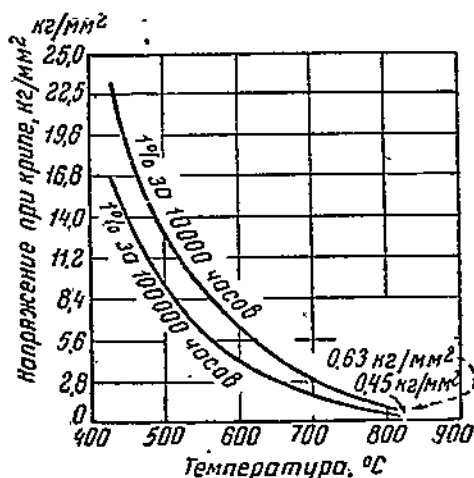
Сопротивление ползучести (крипу) по данным Объединенного комитета для сталей 18-8 колеблется в следующих пределах:

Температура °C	Сопротивление крипу в кг/мм ² при удлинении 1% за:	
	10 000 час.	100 000 час.
425	—	16,8—21
540	12—17,5	7—10
650	5—6,3	2,8—4,2
730	1,4—2,1	1,1—1,4

Кантер и Спринг [148] еще в 1930 г. пришли к выводу, что предыдущая история (обработка) стали оказывает существенное влияние на крипоустойчивость.

На фиг. 104 показаны величины крипа, рекомендуемые для постоянных промышленных сооружений. Штраус приводит следующие безопасные рабочие напряжения для средней скорости крипа 1% за 8 лет (70 000 час.): 7 кг/мм² при 540°, 2,8 кг/мм² при 650°, 1,85 кг/мм² при 705° и 0,94 кг/мм² при 760°.

Сопротивление крипу сталей типа 18-8 приведено в табл. 108, а данные об их составе и термической обработке в табл. 107. Напряжения при крипе, указанные в табл. 108, являются наиболее достоверными, но

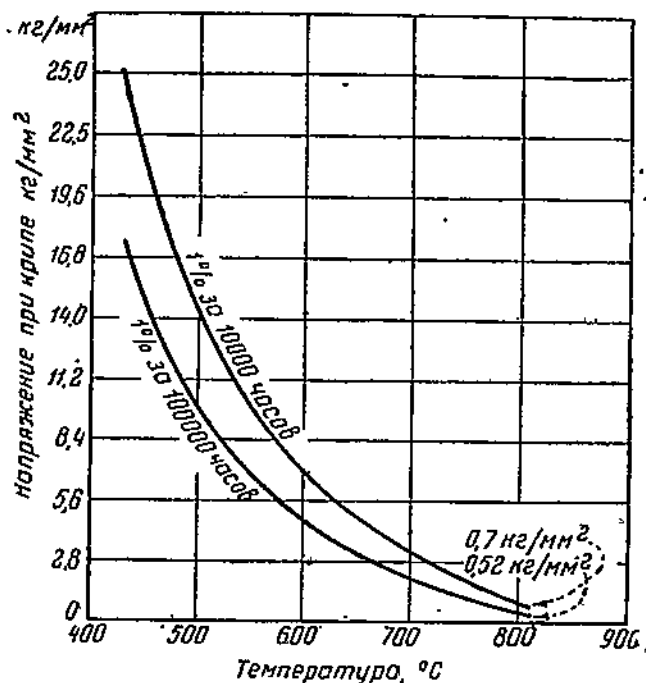


Фиг. 104. Напряжения при крипе для 0,1 и 0,01% удлинения за 1000 час. для низкоуглеродистой стали 18-8 [482]

Таблица 107

Состав, термическая обработка и прочие данные, относящиеся к сталям табл. 108. Данные Объединенного исследовательского комитета [487]

№	Состав, %					Температура закали в воду °C	Сорт стали	Примечание
	C	Mn	Si	Cr	Ni			
2A	0,09	0,32	0,28	17,75	8,54	—	—	Холоднока- таная
2C	0,01	0,50	0,70	19,02	9,74	1150	Основная электро- печь	Раскислена кремнием
2D	0,13	0,51	0,51	19,82	9,35	1095		
3	0,06	0,50	0,61	17,75	9,25	1095		
10A	0,125	0,47	0,58	18,50	9,67	1095	Кислая ин- дукционная печь	Раскислена SiCa + Al
10C	0,067	0,50	0,65	18,21	9,56	1095	То же	То же
12	0,15	0,23	0,37	17,20	7,99	Не приве- дена		



Фиг. 105. Напряжения при крепе при удлинении 0,1 и 0,01% за 1000 час. для стали, содержащей 24% хрома и 12% никеля [485]

Таблица 108

Результаты кратковременных испытаний на разрыв и характеристики ползучести (крипа) низкоуглеродистых сталей типа 18-8 по данным Объединенного исследовательского комитета [487]

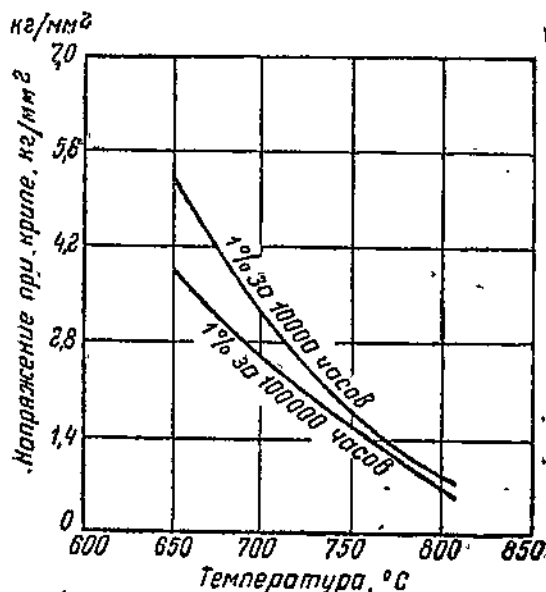
№	Температура испытания °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм²	Предел текучести кг/мм²	Предел пропорциональности кг/мм²	Удлинение на длине 50,8 мм %	Сжатие %	Напряжения при криве в кг/мм² для удлинения в 1% за	
							10000 час.	100000 час.
2A	650	41,0	31,0	20,5	25,0	61,7	3,2	
2C	760	21,2	9,1	4,6	30,0	38,8	2,1	
2D	20	60,0	36,5	13,3	62,0	75,2	—	
	425	43,2	23,7	16,1	37,5	66,4	—	
	540	39,5	23,7	15,0	35,5	69,1	16,8	
	650	32,7	23,4	15,4	32,0	66,0	—	
	760	22,4	15,4	8,4	33,0	45,4	3,3	
3	870	14,0	7,0	3,5	40,0	52,3	—	
	30	60,0	19,6	8,7	61,5	74,4	—	
	425							7,6
	480	40,0	10,3	5,7	45,0	69,3		2,8
	540	37,3	10,1	5,3	44,0	70,5	12,6	1,0*
	595	39,0	8,6	5,3	39,0	58,0	9,1	—
	650	30,0	7,7	4,4	37,0	44,3	5,9	—
	705	17,8	7,7	3,9	35,0	36,5		
	760	19,6	7,6	3,5	31,3	28,5		
	815						2,1	—
10A	Комнатная	63,5	28,7	—	60,5	71	—	—
	480	—	—	—	—	—		11,2
	540	—	—	—	50,0	66	17,4	—
	595	—	—	—	—	—	11,9	—
	650	—	—	—	34,5	40	7,3	—
10C	Комнатная	59,2	24,8	—	61,5	70,5	—	—
	540	—	—	—	—	—	14,0	—
	650	—	—	—	—	—	5,6	—
12	18	81,0	28,7	12,5	64 **	56		
	300	52,0	15,7	5,2	52 **	68,5		
	400	50,3	14,0	5,2	59,5 **	71		
	500	47,0	—	—	52 **	69	14,0	
	600	40,5	—	—	54 **	65,5		

* При 565° C.

** Удлинение на образце $l = 4 \sqrt{A}$.

Для получения окончательных точных данных предстоит ещё большая работа. В настоящее время можно только сказать, что аустенитовые хромоникелевые стали имеют сопротивление крипу в 3—10 раз большее, чем перлитные или ферритные углеродистые или легированные стали и что введение 8% никеля или больше утраивает сопротивление крипу высокохромистых сталей в интервале температур от 600 до 1000°. Стали более высоколегированные, чем стали 18-8, имеют большую крипоустойчивость. На

кривых фиг. 105 и 106 показаны напряжения при крепе при температурах до 815° для сталей 24-12 и 25-20. Как видно из фиг. 105, сталь 24-12 крипоустойчивее стали 18-8.



Фиг. 106. Напряжения при крепе при удлинении 0,1 и 0,01% за 1000 час. для стали, содержащей 25% хрома и 20% никеля [347]

187. Данные по крепу литых аустенитовых хромоникелевых сталей. В табл. 109 приведены напряжения при крепе при удлинении 0,1% за 1000 час. для двух литых сталей типа 18-8, определенные Кроссом для Объединенного комитета по крепу [487]. Приводим сравнение (см. также табл. 108) крипоустойчивости в литом и горячекатаном состоянии:

Состояние об- разца	Температура °C	Напряжения при крепе при удлинении 10% за 10 000 час.	
		сталь с 0,067% C	сталь с 0,125% C
Горячекатаный	540	14,1	17,4
Литой	540	10,1	15,8
Горячекатаный	650	5,6	7,4
Литой	650	5,95	6,3

Таблица 109

Результаты кратковременных испытаний на разрыв и на сопротивление ползучести (крипу) образцов, вырезанных из отливки для явля морского судна из стали 18-8, по данным Объединенного, исследовательского комитета [487]

Состав, %				Температура закалки в воду °C	Температура испытания °C	Время сопротивления разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Предел прочности кг/мм ²	Удлинение на длине 50,8 мм - %	Сжатие %	Напряжения при крипе для удлинения 10% за 1000 час. кг/мм ²
C	Mn	Si	Cr	Ni							
0,10	0,48	0,28	18,72	10,0	1040	20 425 540 650 760 870	50,0 40,5 36,2 28,7 17,4 11,2	21,5 12,6 10,9 9,8	12,8 3,5 — — — —	62,5 56,2 47,8 41,8 38,4 38,8	—
0,067	0,50	0,65	18,21	9,56	1095	Комнатная 540 650	45,0 31,2 26,0	19,5 — —	25,2* — 14,0*	59,5 55,0	10,2 5,9
0,125	0,47	0,58	18,50	9,67	Комнатная 480 540 595 650	45,0 38,5 34,5 — 28,4	21,7 — — — —	24,5* — — — 16,1*	59,0 50,0 — 38,0 37,0	57,5 — 40,2 50,5	15,7 11,9 6,3

* Предел усталости.

Большая часть данных по крипу в литом состоянии, появившихся до 1933 г., обработана Стенбери [296], который, после увязки различных данных между собой, построил ряд кривых для конструкторов, разбив все стали на пять классов. К двум из них относятся материалы, содержащие больше хрома, чем никеля: сталь класса А содержала от 0,3 до 0,5% углерода, от 25 до 30% хрома и от 18 до 25% никеля; сталь класса В — от 0,20 до 0,35% углерода, от 25 до 30% хрома и от 8 до 15% никеля. При крипе в 1% за 10 000 час. получались следующие напряжения:

Температура °C	Напряжения при крипе в кг/мм ² для сталей	
	класса А	класса В
540	14,0	7,8
595	7,0	4,9
650	4,2	2,8
705	2,8	2,0
760	2,0	1,4

По поводу кривых, по которым были вычислены эти величины, Стенбери замечает: «Кривые представляют открытую экстраполяцию тех скудных данных и тех догадок, которые должны заменить фактические величины. При проектировании печных устройств следует иметь в виду, что автор стремился избрать золотую середину, не отдавая предпочтения, как чересчур оптимистическим, так и пессимистическим цифрам».

Данные Стенбери показывают, что увеличение содержания никеля с 12 до 20% увеличивает крипоустойчивость. Сплавы с более высоким содержанием никеля (от 35 до 65%) и с 18% хрома имеют примерно ту же крипоустойчивость, что и стали класса А. Безникелевые стали с содержанием хрома от 24 до 28% имеют более низкое сопротивление крипу при температурах от 540° и выше, чем стали классов А и В.

Туккер и Синклер [299] определили напряжения, вызывающие 1% крипа за 10 000 час. при 870° у двух сталей с анализами: 1) 0,03% углерода; 0,28% марганца; 0,54% кремния; 17,20% хрома и 24,0% никеля, для которой напряжение было равно 0,92 кг/мм², и 2) 0,26% углерода; 0,27% марганца; 1,10% кремния, 30,94% хрома и 33% никеля, для которой сопротивление крипу составило 1,7 кг/мм². По данным этих исследователей, наиболее крипоустойчивый сплав никеля, хрома и железа должен содержать равные части этих компонентов.

Г. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Горячекатаные низкоуглеродистые стали 18-8 имеют временное сопротивление разрыву от 56 до 70 кг/мм², предел текучести, равный 30—50% сопротивления разрыву, и высокое удлинение, сжатие поперечного сечения и ударную вязкость. Холодная прокатка ведет к упрочнению материала и уменьшает его пластичность и вязкость.

2. Для умягчения сталей 18-8 применяется закалка, т. е. быстрое охлаждение с температур 1000—1200°. Это обеспечивает получение полностью аустенитовой структуры и переводит все карбиды в раствор. Слишком высокая температура закалки ведет к росту зерна, который обнаруживается по понижению прочности и небольшому повышению пластичности и делает более трудной дальнейшую обработку материала. Сплавы, содержащие больше 0,09% углерода, сильно ухудшаются при длительном нагреве при высоких температурах, так как это вызывает чрезмерное выпадение карбидов и сильно понижает сопротивление удару.

3. Низкоуглеродистые стали 18-8 легко подвергаются холодной протяжке на проволоку и холодной прокатке на ленту и тонкие листы. Свойства конечного продукта зависят от степени обжатия при холодной обработке и от конечного размера. При этом получается временное сопротивление разрыву от 175 до 280 кг/мм², а удлинение и сжатие поперечного сечения при сильных обжатиях резко падают.

4. Увеличение содержания никеля в низкоуглеродистых сталях 18-8 увеличивает стабильность аустенита, а увеличение содержания и никеля и хрома одновременно увеличивает прочность при высоких температурах. При комнатной же температуре свойства этих сплавов не отличаются от свойств менее легированной стали типа 18-8.

5. Полностью умягченные (т. е. закаленные на аустенит) стали 18-8 имеют ударную вязкость по Изоду от 100 до 120 фт/фн, которая не зависит от термической обработки, исключая нагрев в интервале температур, при которых происходит выпадение карбидов. В противоположность углеродистым и большинству легированных сталей, низкоуглеродистые стали типа 18-8 сохраняют ударную вязкость до столь низких температур, как —185°.

6. Отношение предела усталости к сопротивлению разрыву горячекатаной стали составляет 0,50, но оно понижается после закалки. Содержание углерода и величина зерна мало влияют на это отношение, а холодная обработка увеличивает его.

7. Коррозионная усталость сталей 18-8 зависит от окружающей среды. В чистой воде предел усталости почти тот же, что и на воздухе; при обрызгивании раствором поваренной соли или при воздействии любого корродирующего агента, разрушающего защитную пленку на поверхности металла, предел усталости становится функцией числа циклов.

8. В промышленности широко применяются отливки типа 18-8 с содержанием углерода меньше 0,20%, а также отливки с 20—30 % хрома, 10—20 % никеля и 0,2—0,6 % углерода. Их временное сопротивление разрыву после закалки в воду почти одинаково с горячекатаным металлом, а удлинение, сжатие поперечного сечения и ударная вязкость немного ниже.

9. Стали 18-8 легко свариваются любым известным методом сварки, но сварные швы требуют обязательной термической обработки, чтобы восстановить свойства основного металла, подвергнутого нагреву до температур во вредном интервале в зонах, соседних со швом. Непосредственно после сварки наблюдается значительное понижение удлинения и сжатия поперечного сечения. Однако они редко снижаются ниже 25%, а после термической обработки опять возрастают.

10. Полностью умягченная сталь 18-8 имеет модуль упругости приблизительно 19 600 кг/мм² и низкий предел пропорциональности.

В этой главе подобраны также данные относительно плотности и других физических постоянных и данные о магнитных и электрических свойствах хромоникелевых аустенитовых сталей.

11. Временное сопротивление умягченного металла (после закалки) уменьшается с 63 кг/мм² при комнатной температуре до 7 кг/мм² при 760°. Удлинение и сжатие поперечного сечения ниже при повышенных температурах, чем при комнатной. Увеличение содержания углерода повышает прочность при повышенных температурах и уменьшает удлинение. Результаты кратковременных испытаний при повышенных температурах как для горячекатаных, так и для литых сталей примерно одинаковы.

12. Низкоуглеродистые стали 18-8 обладают сопротивлением крипу при 1% удлинении за 10 000 час. по меньшей мере в 3 раза, а в некоторых случаях в 10 раз большим, чем перлитные и ферритные стали. Прибавление никеля в количестве 8% и больше утраивает сопротивление крипу высокохромистых сталей в интервале температур от 600 до 1000°.

Необходимо проделать значительную работу, чтобы располагать возможностью точно знать действительные напряжения при крипе со скоростями 0,1 и 0,01% за 1000 час.

ГЛАВА XII

СОПРОТИВЛЕНИЕ АУСТЕНИТОВЫХ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ ОКИСЛЕНИЮ И КОРРОЗИИ

Окисление хромоникелевых сталей. Коррозия хромоникелевых сталей в различных средах. Точечная и интеркристаллитная коррозия. Коррозия в двигателях внутреннего сгорания. Выводы авторов

Высокохромистые стали не имеют себе равных среди сталей других марок по стойкости против окисления и коррозии, и это в первую очередь обуславливает их широкое применение. Наиболее важной с промышленной точки зрения является модификация высокохромистой стали, получаемая путем введения никеля, который образует твердый раствор с хромом и железом. Никель в умеренных количествах оказывает малое влияние на стойкость против окисления, но он играет важную роль, улучшая при температурах, при которых происходит окисление, другие свойства металла. С другой стороны, никель оказывает огромное влияние на коррозионную устойчивость, особенно в средах с относительно слабым окислительным действием. Вообще никель улучшает сопротивление коррозии. Никель переводит сталь в аустенитовое состояние, причем аустенит, как указывалось в гл. IX, при умеренно высоких температурах имеет тенденцию к превращению с образованием феррита. Больше того, при некоторых температурных условиях углерод выпадает из твердого раствора, с образованием по границам зерен карбидов, создавая по границам зерен пониженную стойкость против коррозии. Эта коррозия обычно называется интеркристаллитной. В настоящей главе мы подробно обсудим влияние никеля на сопротивление окислению и коррозии и явление интеркристаллитной коррозии.

А. ОКИСЛЕНИЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Явление непрерывно возрастающего ржавления или окисления железа и стали общеизвестно. Ржавление при обычной температуре отличается в некоторых отношениях от окалиннообразования при высокой температуре, когда скорость реакции между кислородом воздуха и железом возрастает, и металл быстрее превращается в окислы. Содержащиеся в атмосфере промышленных печей газы, как SO_2 , CO_2 , и водяные пары также являются окисляющими, вследствие чего железо при повышении температуры может быстро окисляться даже при недостатке свободного молекулярного кислорода.

188. Сопротивление окислению при повышенных температурах. Еще в 1920 г. Джонсон [19] описал немагнитные жароупорные хромоникелевые стали, стойкие против окисления при температурах до 1100° , но не опубликовал их состава. Его исследование привело к открытию высококремнистых жароупорных хромоникелевых сталей, о которых подробнее будет сказано в следующей главе. Позднее Гадфильд и Сарьян [100] и Гатфильд [86] опубликовали обширные данные о составе жароупорных сталей. Первые сообщали, что жароупорные стали содержат от 10 до 30% хрома, от 7 до 40% никеля и от 70 до 50% железа с малыми добавками других элементов. Они же обнаружили, что эти стали прочнее при высоких температурах и лучше сопротивляются окислению, чем обычная сталь и чугун. Гатфильд испытывал при температурах от 700 до 1000° хромоникелевые стали 18-8 и 21-10 и обнаружили, что первая лучше сопротивляется окислению при более низких температурах, а последняя при более высоких температурах.

Жароупорные хромоникелевые стали применяются как в литом состоянии, так и после горячей механической обработки. Сопротивление окислению сталей 18-8 удовлетворительно с промышленной точки зрения до $800-900^{\circ}$, а у сталей 24-12 и 25-20 — до 1100° . Данные табл. 110 показывают сравнительную окисляемость сталей этих трех типов на воздухе при повышенных температурах. Данные были получены в результате воздействия указанных температур в течение недели на лишенные окалины образцы (диаметром 21 мм и длиной 38 мм); после нагрева образцы охлаждались до комнатной температуры в печи и взвешивались после удаления окалины. Другие образцы выдерживались в течение 600 час. (3 недели и 4 дня), причем охлаждались каждую неделю, так что потери в весе были вероятно большими, чем при непрерывном нагреве. Аустенитовые хромоникелевые стали имеют высокий коэффициент расширения, что облегчает растрескивание и отслаивание окалины при охлаждении и нагреве. Это означает, что чем чаще металл попеременно нагревается и охлаждается, тем больше он окисляется.

Таблица 110

Испытания на окисление хромоникелевых сталей на воздухе

Состав, %					Потеря в весе в % после выдержки в течение 600 час. при		Потеря в весе в % после выдержки в течение 168 час. при	
C	Mn	Si	Cr	Ni	800° C	900° C	1000° C	1100° C
0,15	—	—	—	—	42	—	—	—
0,11	0,56	0,25	18,69	8,46	0,51	0,96	13,30	—
0,20	0,76	0,65	24,16	11,54	0,10	0,66	0,30	0,37
0,15	0,62	0,70	24,96	21,55	—	0,48	0,25	0,32

Данные табл. 110 показывают, что все хромоникелевые стали значительно превосходят углеродистую сталь по жароупорности и что сталь 25-20 более жароупорна, чем сталь 24-12. Главным преимуществом сталей с более высоким содержанием никеля является их большее сопротивление крипу.

Если сталь 18-8 должна выдерживать толчки и удары, то содержание в ней углерода не должно превышать 0,10%; при аналогичных условиях в сталях более высоколегированных не должно содержаться больше 0,15% углерода. Если же необходимо обеспечить только сопротивление окислению, то содержание углерода можно поднять до 0,50% и даже выше.

Сопротивление окислению в первую очередь связано с высоким содержанием хрома. Бэйиртц [418] высказала мнение, что на поверхности металла при высоких температурах образуются два или более окисных соединения хрома и что они явным образом предотвращают дальнейшее проникание кислорода. При этом составы окислов варьируют в зависимости от температуры образования их и от состава стали.

189. Стойкость против содержащих серу соединений при повышенных температурах. На скорость образования окалины при высоких температурах сильно влияет наличие в окружающей сталь атмосфере сернистых соединений. Вследствие чувствительности к воздействию серы хромоникелевые стали в некоторых случаях непригодны для промышленного применения. Это зависит и от концентрации сернистых соединений в атмосфере и от температуры. Кайзер [39] и Вельман [208] приписывают влияние соединений серы образованию сульфида никеля, который плавится при температуре

Таблица 111

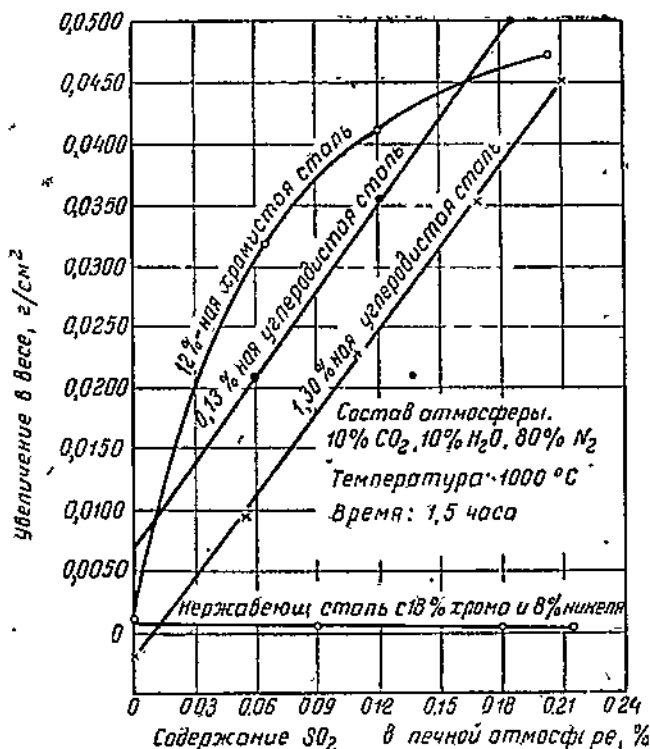
Влияние серы и сернистых соединений на стали, содержащие 0,16% углерода; 0,47% марганца; 0,23% кремния; 18,45% хрома и 8,56% никеля и находящиеся под действием повышенной температуры

Корродирующие агенты	Температура испытания, °C	Длительность испытания, час.	Потеря в весе %
Расплавленная сера	140	24	Нет
Влажный сернистый газ	600	166	0,65
То же	900	24	2,18
Влажный газообразный сероводород	300	158	0,052
То же	600	65	4,30
„	900	21	Весь металл превратился в сульфид
Сероводород газообразный (1 часть) + азот (10 частей)	600	65	2,08

около 650° . При рассмотрении вопроса о скорости коррозии под влиянием содержащих серу газов важно делать различие между воздействием H_2S , чистого или в смеси с восстановительными газами, и воздействием SO_2 и окислительных газов (O_2 , CO_2 и водяной пар).

По этому вопросу опубликовано очень мало данных: из табл. 111 видно, что H_2S оказывает на сталь 18-8 значительно более разрушительное действие, чем SO_2 . Эти данные особенно поразительны потому, что в простой окислительной атмосфере сталь 18-8 не теряет в весе от окисления после пребывания при температурах до 600° и была относительно стойкой при 900° , в то время как при 600° в атмосфере влажного H_2S потеря в весе составила около 5%, а при 900° металл целиком превратился в сульфид. Вельман [208] считает, что H_2S действует на хромоникелевые стали, начиная с $300^{\circ}C$.

190. Опыты Приса и сотрудников по окалинообразованию стали 18-8. Работа Приса и сотрудников [526] по окалинообразованию углеродистых и легированных сталей, включая 18-8, благодаря тщательности, опытов заслуживает подробного обсуждения.



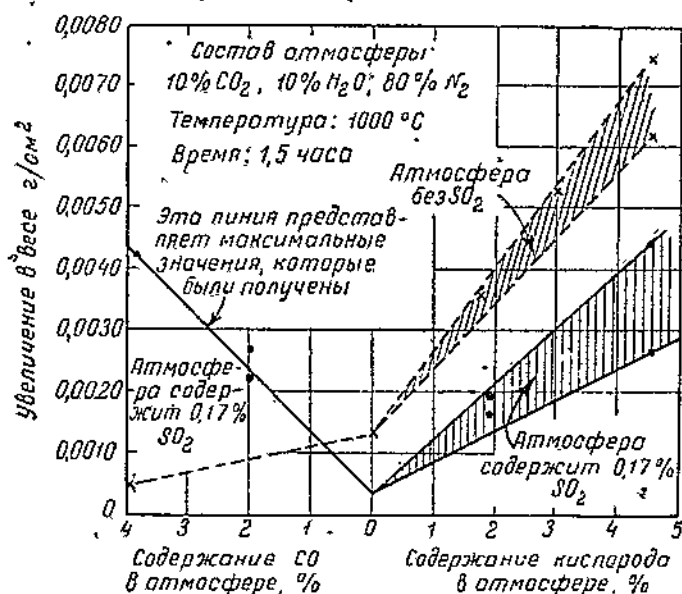
Фиг. 107. Влияние SO_2 на окалинообразование углеродистой, 12%-ной хромистой и стали 18-8 [526]

Образцы травились от окалины электролитическим путем, затем нагревались при 1000° в течение 1,5 часов в атмосфере, содержащей 80% азота, 10% водяного пара и 10% CO_2 . В эту атмосферу делались добавки кислорода, окиси углерода и двуокиси серы.

Сталь 18-8, взятая для опытов, содержала 0,11% углерода, 0,19% кремния, 0,27% марганца, 17,5% хрома и 8,5% никеля (термическая обработка не указана).

Зависимость между увеличением в весе и процентным содержанием SO_2 в атмосфере печи для некоторых сталей и в том числе для стали 18-8 нанесена на диаграмму фиг. 107. Увеличение в весе стали 18-8 после пребывания в атмосфере с добавками кислорода и CO нанесено на диаграмму фиг. 108 (необходимо обратить внимание, что масштаб ординат на фиг. 108 гораздо крупнее, чем на фиг. 107).

Из фиг. 107 видно, что почти равная нулю скорость образования окалины на стали 18-8 в атмосфере азота, пара и уголекислоты при введении в эту атмосферу SO_2 даже слегка упала, а другие стали, наоборот, подверглись постепенно возрастающему окалинообразованию по мере увеличения содержания SO_2 . Из фиг. 108 видно, что введение кислорода и окиси углерода незначительно ускоряет окалинообразование стали 18-8. Авторы опытов пишут: «часто введение SO_2 приводит к образованию стабильной пленки на поверхно-



Фиг. 108. Влияние окиси углерода, кислорода и SO_2 на окалинообразование стали 18-8. По Прису, Ричардсону, Синистеру и Коббу [526]

сти образца, независимо от степени полировки поверхности металла».

В окислительных атмосферах окалинообразование происходит с образованием окиси железа сверху темнозеленой пленки, первоначально образовавшейся на поверхности стали. Скорость разрушения этой пленки была различна и неповторима, вследствие чего на фиг. 108 результаты изображены заштрихованными полосами, а не линиями. Разрушение защитной пленки и образование узелков окалины на поверхности стали 18-8 при температурах выше 1000° наблюдалось Вудом и Рикеттом, а также Бэйиртц, которые подтвердили, что для этого требуется самое различное время. Образцы с окалиной, полученной после восьмичасового нагрева в атмосфере с 0,2% SO₂, не обнаружили под микроскопом интеркристаллитного проникания окалины или новой модификации сплава под слоем окалины. Это подтверждает роль образовавшейся относительно стабильной защитной пленки.

191. Устойчивость против воздействия различных газов и других реагентов при повышенных температурах. В табл. 112 приведены данные о стойкости хромоникелевых сталей в двух промышленных газах следующего состава:

	Химический состав, %					
	азот	кислород	CO ₂	пар	SO ₂	CO
Газ А	67,7	1,34	4,75	21,10	0,003	5,10
Газ В	72,95	5,00	12,0	10,00	0,05	—

Влияние кремния на увеличение стойкости против образования окалины из данных табл. 112 очевидно.

Таблица 112

Стойкость хромоникелевых сталей в атмосфере промышленных газов при 900° С по Гатфильду [86]

Состав, %				Длительность испытания час.	Поверхностное увеличение в весе в мг на см ² в	
C	Si	Cr	Ni		газе А	газе В
0,17	0,18	—	0,25		73,10	80,23
0,11	0,21	14,84	10,16		3,84	6,00
0,12	0,31	17,74	8,06		0,33	2,70
0,58	4,0	15,54	8,14		0,05	0,6

В табл. 113 также приведены полученные Гатфильдом величины, показывающие влияние кислорода, пара SO₂ и CO₂ на нелегированную углеродистую и на хромоникелевые стали, после выдержки

при температурах между 700 и 1000°. Во всех случаях сталь с более высоким содержанием хрома имела большое сопротивление окислению.

Таблица 113

Окисление углеродистых и хромоникелевых сталей в различных газах при повышенных температурах по Гатфильду [86]

Сталь №	Состав, %					Газ	Поверхностное увеличение в весе в мг/см ² при температуре °C			
	C	Mn	Si	Cr	Ni		700	800	900	1000
1	0,17	0,67	0,18	—	0,25	Кислород	10,42	29,76	83,41	170,86
2	0,11	0,34	0,21	14,84	10,16	То же	0,64	1,14	4,18	43,58
3	0,12	0,28	0,31	17,74	8,06	„	1,08	1,05	2,71	5,66
1	0,17	0,67	0,18	—	0,25	Пар	3,66	21,47	74,93	231,05
2	0,11	0,34	0,21	14,84	10,16	То же	0,47	1,88	19,94	43,44
3	0,12	0,28	0,31	17,74	8,06	„	0,24	0,50	6,14	17,46
1	0,17	0,67	0,18	—	0,25	Углекислый газ	10,04	36,74	79,92	93,46
2	0,11	0,34	0,21	14,84	10,16	То же	1,43	2,09	12,41	37,01
3	0,12	0,28	0,31	17,74	8,06	„	0,39	1,08	3,25	5,85
1	0,17	0,67	0,18	—	—	Сернистый газ	9,86	41,64	177,01	*
2	0,11	0,34	0,21	14,84	—	То же	1,06	1,16	1,72	3,75
3	0,12	0,28	0,31	17,74	—	„	1,43	1,65	1,83	2,63

* Весь металл превратился в сульфид.

Муссати и Реджиори [329] исследовали влияние SO₂ и воздуха при температурах от 500 до 800° на механические свойства сталей 18-8. Они нашли, что при этих температурах происходит интеркристаллитная коррозия с вытекающей отсюда потерей прочности.

Серджесон [126] приводит ударную вязкость по Шарпи для сталей 18-8 при 815° большую, чем 50 фт/фн, но говорит, что в течение службы при этой температуре происходит коррозия, значительно снижающая указанную величину ударной вязкости. Работа Грубера [141] со сталью, содержащей 25% хрома и 25% никеля при температурах от 700 до 1000°, показала, что при более высоких температурах воздействие на сталь газов, содержащих серу, сильно возрастает. Циллинг и Вортингтон [196] подвергли подробному обсуждению различные опубликованные данные по влиянию температуры на сплавы железа, хрома и никеля. Они пришли к выводу, что при достаточном содержании хрома хромоникелевые стали показывают вполне удовлетворительную стойкость при относительно высоких температурах.

Кокс [262] обнаружил, что при 500° водород при давлениях до 2,1 ат не вызывает коррозии сталей 18-8 и 25-20, но он подчерки-

вает, что содержание углерода в стали должно быть низким. Однако Инглис и Эндриус [278] показали, что хотя низкоуглеродистая сталь 18-8 и не разрушается от водородной коррозии при 450° и 2,6 ат. давления, но она поглощает значительные количества водорода и приобретает вследствие этого сильную хрупкость. Пластичность можно восстановить нагревом металла, чтобы удалить поглощенный водород.

Согласно Имгоффу [145] аустенитовые хромоникелевые стали разъедаются под действием расплавленного цинка. Опыты показывают, что эти стали подвергаются коррозии в расплавленных меди и латуни и в парах ртути. Коррозия состоит в проникании расплавленных металлов по границам зерен стали. Прочие цветные металлы, имея более низкую температуру плавления, не действуют таким образом. Например расплавленное олово и припой не проникают по границам зерен стали, если они не перегреты слишком сильно по сравнению с их температурой плавления.

Однако Тоур, в частном сообщении авторам указал, что расплавленный алюминий и его сплавы воздействуют на хромоникелевые стали, не просачиваясь по границам зерен, а производя сплошное растворение всей поверхности нержавеющей стали.

В. КОРРОЗИЯ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ

Уже начиная с 4%, хром увеличивает стойкость стали против коррозии. По мере же увеличения содержания хрома выше 10% коррозионная стойкость резко повышается, если только он не связан в виде свободных карбидов. Это относится в одинаковой степени как и к сталям, содержащим никель, так и к сталям без никеля.

Таблица 114

Коррозия в азотной кислоте стали, содержащей 0,09% углерода, 0,47% марганца, 0,33% кремния, 18,45% хрома и 8,76% никеля, закаленной на воздухе с 1050°

Концентрация кислоты, %	Температура °C	Длительность испытания час.	Потеря в весе за сутки мг/кв. дюйм
1	Кипящая	18	Нет
3	Кипящая	18	Нет
20	Кипящая	18	Нет
20	Комнатная	18	Нет
65	Комнатная	41	Нет
65	Кипящая	144	123,5

192. Атмосферная коррозия хромоникелевых сталей. Штраус изучал хромоникелевые стали с электрохимической точки зрения,

стремясь объяснить их пассивность в условиях коррозии соединением атомов кислорода с поверхностными атомами железа, хрома и никеля, но не пришел к окончательному заключению. Позже Форрест, Розтели и Броун [136] обнаружили, что в первый момент коррозия обычной углеродистой стали и стали 18-8 протекает одинаково, достигая одной и той же величины, но уже через несколько минут коррозия стали 18-8 приближается к нулю, а затем становится равной нулю. Эванс и Стокдейл [112] изолировали пассивную пленку, а Хоар и Эванс [229] подробно затем описали это явление и доказали, что в случае сильно корродирующей среды, способной непрерывно разрушать эту защитную пленку, коррозия нержавеющей стали протекает с той же быстротой, что и коррозия углеродистого металла. Курно [176, 177] определял влияние состояния поверхности нержавеющей стали на стойкость против коррозии. Он нашел, что чем тщательнее отшлифована и отполирована поверхность, тем выше сопротивление коррозии и тем большая стойкость наблюдается у образцов при их испытаниях попружением в разъедающие растворы. Смит [510] построил кривые, характеризующие устойчивость нержавеющей стали трех марок в растворе KCl , а Улиг и Вульф [528] обстоятельно пересмотрели вопрос и выставили ряд доказательств против существования оксидной пленки строго постоянного химического состава.

Вся теория пассивирования металла, путем создания оксидной пленки, была подвергнута серьезным сомнениям Улигом и Вульфом [528], и они выдвинули постулат, по которому элементы переходного слоя теряют электрон под воздействием водорода, а кислород мешает такому действию водорода. Затем они предложили гипотезу существования пленки, аналогичной по защитному действию пленке Эванса, но состоящей из свободного кислорода. Она действует не подобно краске или лаку, но как пленка, реагирующая с водородом и препятствующая последнему нарушать равновесие электронов в сплаве. В связи с этим Улиг и Вульф измеряли потенциалы различных типов хромоникелевых сталей с молибденом и без него и установили критические потенциалы (вольтаж), соответствующие моменту начала коррозии. Они считали показательным, что в продуктах коррозии содержится двухвалентное, а не трехвалентное железо. Против выводов работы Улига и Вульфа имеется много возражений, и необходимость дальнейшей работы в этом направлении очевидна.

Воздействие наружного воздуха создает условия для образования защитной пленки. Поверхность сталей 18-8 и сталей с большим содержанием хрома или никеля не тускнеет под действием наружного воздуха, если она просто чем-нибудь не запылена. Это было установлено после долгой службы полированных тонких листов, ленты или прутков в различных архитектурных украшениях. В этом случае существует опасность образования ржавых пятен

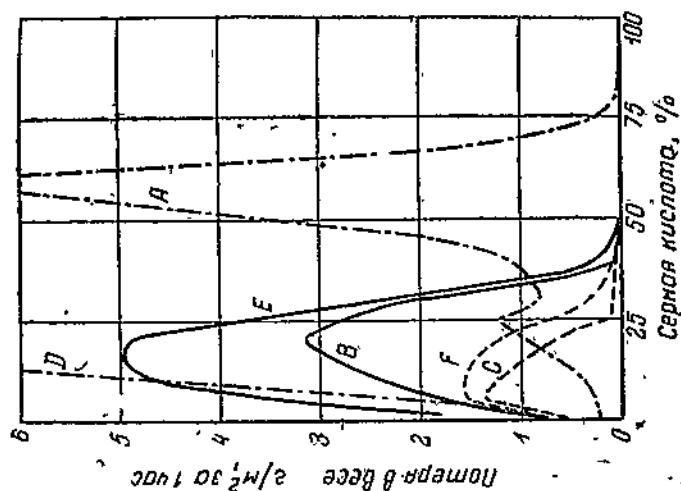
вследствие загрязнения поверхности железом с инструментов или железными опилками и пылью.

193. Коррозия хромоникелевых сталей в кислотах. Азотная кислота является сильным окислителем; как показано в табл. 114, сталь 18-8 с 0,09% углерода не подверглась совсем коррозии в азотной кислоте слабых концентраций при комнатной температуре и температуре кипения, и только кипящий 65%-ный раствор оказал некоторое корродирующее действие. Испытания на стойкость в азотной кислоте теперь производятся по широко известному и стандартизированному в настоящее время методу Гюи (Huey) [144]. Он состоит в непрерывном кипячении образца в азотной кислоте в течение каждого из 48-часовых периодов в колбе с обратным холодильником. Таких периодов по 48 часов должно быть пять. Гюи подчеркивает необходимость применения химически чистой кислоты, так как даже небольшие количества HCl , H_2SO_4 и HF вызывают непропорциональное увеличение коррозии.

Была тщательно исследована и коррозия закаленных в воду сталей 18-8 в таких кислотах, как серная, которые, реагируя с металлом, выделяют водород. Пассивность в крепких растворах кислот такого типа нарушается, и начинается быстрая коррозия стали. Гатфильд [59], Пиллинг и Аккерман [123], Фриц [139] и Соважо и Лопрэт [159] определяли влияние серной кислоты различных концентраций при различных температурах и нашли его значительным. Работа Пиллинга и Аккермана была проделана над металлами, содержащими от 0 до 100% железа, от 0 до 30% хрома и от 100 до 0% никеля. Полученные ими результаты показывают, что скорость растворения металла возрастает по мере увеличения содержания хрома и уменьшается по мере увеличения содержания никеля до 14%. При таком составе стали начинается область довольно постоянной кислотоупорности металла. Опыты Шмица [125] показывают ту же тенденцию в смысле влияния хрома и никеля. Из полученных им данных видно, что сталь с 18% хрома и 14% никеля гораздо устойчивее в серной кислоте, чем сталь 18-8. В более поздней работе Гатфильд [227] пришел к такому же заключению, но предложил в качестве кислотоупорной против серной кислоты сталь с 12% хрома и с 12% никеля. Шафмайстер и Готта [200] и Рист, Гохман и Михель [336] при испытаниях холоднокатаных сталей типа 18-8 брали растворы серной кислоты различных концентраций. Воздействие кислоты увеличивалось вместе со степенью обжатия при холодной прокатке.

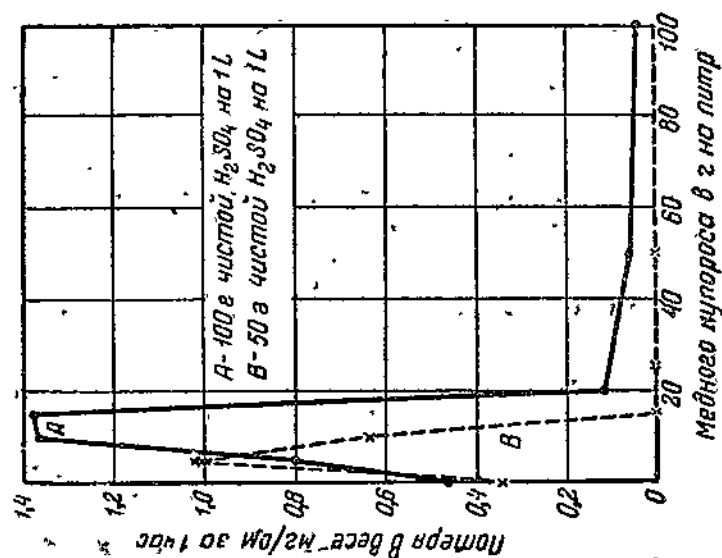
В более слабых кислотах, как таниновая, винная, лимонная, стеариновая, борная, бензойная, пикриновая, молочная, сернистая, и в кислотах, встречающихся в фруктовых соках, а также в растворах солей, имеющих слабокислую реакцию, коррозия стали 18-8 протекает крайне медленно. Больше того, в присутствии окисляющих агентов она становится почти полностью кислотоупорной в более сильных кислотах. Например, на нее не оказывают серьезного воз-

действия растворы серной кислоты, если в них добавить умеренные количества HNO_3 , $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$ или CuSO_4 . Влияние медного купороса было особо и подробно разобрано Монипенни [191], который по-



Фиг. 110. Влияние малых добавок азотной кислоты на коррозию стали 18-8 в серной кислоте. Концентрации HNO_3 и температуры были следующими: А — нуль и 15°; В — 1% и 15°; С — 3% и 15°; D — нуль и 40°; E — 1% и 40°; F — 3% и 40°.

По Монипенни [191]



Фиг. 109. Влияние медного купороса на коррозию стали 18-8 в серной кислоте при 15—20° [191]

строил кривые, изображенные на фиг. 109, показывающие влияние CuSO_4 на скорость коррозии в разведенной H_2SO_4 на сталь 18-8 при температуре от 15 до 20°. Монипенни также определил влия-

ние малых добавок азотной кислоты на стали, содержавшие 15% хрома и 11% никеля. Результаты показаны на фиг. 110. Эверхарт [220] указывает, что сталь 18-8 устойчива против коррозии в растворе каустика, а Санфуриш и Портевен [242] рекомендовали применять эту сталь, если она находится в соприкосновении с фосфорной кислотой некоторых концентраций при комнатной температуре, но при условии отсутствия соляной кислоты. Родс, Ридель и Гендрикс [334] указывают, что фенолы почти не влияют на сталь 18-8, а Марти [188] нашел, что коррозия идет быстро в газообразном хлоре, в парах брома и йода, в FeCl_3 и NH_4Cl .

194. Выводы относительно коррозии хромоникелевых сталей в условиях полного их погружения. Результаты коррозионных испытаний низкоуглеродистых сталей 18-8, обобщенные из приведенного выше разбора литературы и из неопубликованных данных, полученных в Юнион Карбайд и Энд Карбон исследовательских лабораториях для стали, содержавшей 0,10% углерода; 0,47% марганца; 0,23% кремния; 18,45% хрома и 8,56% никеля, приведены в табл. 115. Эти данные дают представление о поведении стали 18-8 при соприкосновении с химическими реагентами, встречающимися в промышленности. Они показывают, что сталь 18-8 относительно коррозиестойчива в кипящей азотной кислоте и в окислах азота, но легко подвергается коррозии в растворах соляной и серной кислоты, даже при комнатной температуре. Сталь 18-8 относительно коррозиестойчива в 10%-ном растворе уксусной кислоты как при комнатной температуре, так и при температуре кипения, а также прекрасно противостоит действию ледяной уксусной кислоты при комнатной температуре, но как только эта кислота нагревается до температуры кипения, сталь подвергается быстрой коррозии. Влияние неочищенной уксусной кислоты такое же. Табл. 115 показывает далее, что сталь 18-8 практически совсем не подвергается коррозии в кипящих растворах 10%-ной фосфорной, 10%-ной карболовой, 10%-ной малоновой и 10%-ной винной кислот, но корродирует в кипящих 10%-ных растворах хромовой, щавелевой и муравьиной кислот. Растворы, содержащие 10% Na_2SO_3 , 10% NaHSO_4 и 10% $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$, не оказывают влияния на сталь 18-8, но растворы, содержащие 10% весовых NH_4Cl , изъязвляют сталь.

В слабых растворах молочной кислоты сталь 18-8 почти не корродирует, а при концентрациях этой кислоты около 50% металл легко корродирует.

Не оказывают практического влияния сладкий сидр, лимонный и апельсиновый соки при комнатной температуре и консервированные томаты и ревень при температуре 100°. С другой стороны, химикаты, применяемые для стерилизации и содержащие свободный хлор, вызывают точечную коррозию при длительном соприкосновении со сталью 18-8. При коротком соприкосновении и последующем обмывании водой никаких явлений коррозии не наблюдается.

Таблица 115

Коррозия низкоуглеродистой стали типа 18-8, подвергнутой различной термической обработке

Корродирующая среда	Темпе­ра­тура	Длитель­ность ис­пытания час.	Потеря за сутки, мг/кв. дюйм в случае		
			закалки в воду с 1050 °С	охлажд. на воз­духе с 1150 °С	закалки в воду с 1150 °С
Азотная кислота 200/0-ная	Комнатная	1	—	Нет	
То же	Кипения	18	—	Нет	
Азотная кислота 30/0-ная	Кипения	18	—	Нет	
Азотная кислота 10/0-ная	Кипения	18	—	Нет	
Концентрированная азотная кислота.	Комнатная	41		Нет	
Концентрированная азотная кислота (650/0)	Кипения	240		162,5	
Дымящаяся азотная кислота	110° С	13		100	
Соляная кислота 100/0-ная	Комнатная	1	408	360	432
Серная кислота 100/0-ная	Комнатная	1	528	432	408
Уксусная кислота 100/0-ная химичес­ки чистая	Комнатная	3	Нет	Нет	Нет
То же	Кипения	12	Нет	Нет	Нет
Ледяная уксусная кислота	Комнатная	276		0,1	
То же	Кипения	167		130	
Сырая (неочищенная) уксусная кис­лота	Кипения	166		375,5	
Фосфорная кислота химическая чистая 100/0-ная	Кипения	17	Нет	Нет	Нет
Карболовая кислота химическая чистая 100/0-ная	Кипения	16	Нет	Нет	Нет
Едкий натр 100/0-ный	Кипения	41	Нет	Нет	Нет
Концентрированная сернистая кис­лота	Комнатная	22	Нет	Нет	Нет
Молочная кислота 0,50/0-ная	Кипения	16		4,1	
Молочная кислота 10/0-ная	65° С	16		Нет	
Молочная кислота 20/0-ная	Кипения	16		5,1	
Молочная кислота 500/0-ная	Кипения	16		12240	
Молочная кислота 850/0-ная	Кипения	16		1560	
Винная кислота 100/0-ная	Кипения	39		Нет	
Щавелевая кислота 100/0-ная	Кипения	1		3168	
То же	Комнатная	17		139,2	
Муравьиная кислота 100/0-ная	Кипения	1		3240	
Хромо­вая кислота 100/0-ная (техни­ческая)	Кипения	41		204	
Смесь серной кислоты (100/0) и азот­ной (20/0)	Комнатная	17		Нет	
Сернистый натрий 100/0-ный	Кипения	16		Нет	
Бисульфат натрия 100/0-ный	Кипения	16		Нет	
Сульфат аммония 100/0-ный	Кипения	16		Нет	
Хлористый аммоний 100/0-ный	Кипения	16	Точечная коррозия		
Лимонный сок	Комнатная	89			
Апельсиновый сок	Комнатная	91			
Сладкий сидр	Комнатная	23			
Консервированные томаты	Кипения	16		Нет	

С. ТОЧЕЧНАЯ И ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ

Будучи устойчивыми по всей их поверхности, стали 18-8 в некоторых средах и при специальных условиях могут подвергаться местной коррозии двух видов. Коррозия одного типа — интеркристаллитная зависит как от структурного состояния сплава, так и от корродирующей среды. Причины коррозии другого типа — точечной (питтинга) — пока еще неясны, и она происходит в тех средах, в которых общая устойчивость стали против коррозии весьма велика. Коррозия, тесно связанная с питтингом, наблюдается при соприкосновении двух пластин из нержавеющей стали или соприкосновении нержавеющей стали с некоторыми другими металлами. Коррозия этого типа обычно наблюдается под прокладками, набивками и головками болтов и в других подобных местах механических конструкций.

Совершенно ясно, что между контактной коррозией и обычной точечной коррозией (питтингом) имеется заметная разница, но их предпочтительно рассматривать вместе, потому что коррозия каждого из этих видов зависит от местной концентрации продуктов коррозии и распространения их по поверхности металла, а также потому, что причины начала коррозии обоих видов еще удовлетворительно не объяснены.

195. Общая характеристика интеркристаллитной коррозии. Аустенитовые нержавеющие хромоникелевые стали, имеющие свобод-



Фиг. 111. Влияние интеркристаллитной коррозии на излом стали 18-8. Обратит внимание на здоровую сердцевину металла (частное сообщение Гатфильда)

ные карбиды по границам зерен, подвержены интеркристаллитной коррозии (см. главу IX, где описаны условия выпадения карбидов). Так как коррозию этого вида трудно обнаружить в готовых изделиях, то она часто обнаруживается уже тогда, когда изделие разрушено. Поэтому необходимо заблаговременно предупредить возможность появления интеркристаллитной коррозии. Об одном из ранних случаев интеркристаллитной коррозии рассказывает Гатфильд (см. фиг. 111). Пруток стали 18-8 с 0,27% углерода диаметром 12,7 мм поддерживал перфорированный лист из стали 18-8, который служил для укладывания мелких деталей из цветного металла, погружаемых в травильную ванну с серной кислотой. Этот пруток, применен-

ный в горячекатаном состоянии, через 6 месяцев работы в травильной ванне попал в кузницу, где и сломался при нагреве и загибе, так как интеркристаллитная коррозия зашла слишком далеко.

В настоящее время причины и меры борьбы с интеркристаллитной коррозией вполне ясны. Наиболее распространено мнение, что карбиды, выпавшие по границам зерен, обедняют соседние участки металла хромом, так как карбиды содержат более высокий процент хрома, чем весь сплав в целом. Обедненные участки и подвергаются коррозии. По другому мнению, появление карбидов приводит к возможности электролитической коррозии; здесь проявляют себя остаточные напряжения, возникшие при переходе из одного аллотропического состояния в другое.

Выпадение карбидов происходит в интервале средних температур, т. е. от 300 до 800°, и зависит не только от температуры, но и от времени пребывания при ней. В стали с относительно высоким содержанием углерода при оптимальной температуре выпадение карбидов в количестве, достаточном для появления интеркристаллитной коррозии, является делом нескольких секунд. Если же понизить содержание углерода и температуру, выпадение карбидов чрезвычайно замедляется.

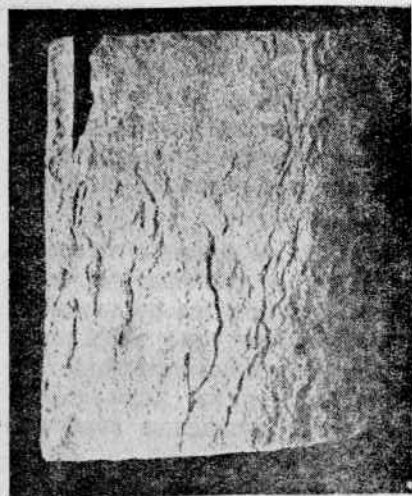
Таким образом наилучшим средством против интеркристаллитной коррозии является насколько возможно большее уменьшение содержания углерода, что, конечно, резко увеличивает стоимость стали. Поэтому выгоднее другая предупредительная мера, предпочитаемая в Америке, — вводить в сплав сильные карбидобразующие элементы, как титан и колумбий. Этот вопрос обсуждается в гл. XIII.

196. Обзор данных по интеркристаллитной коррозии. Еще до 1924 г. Штраус [56] заметил, что при 700° по границам зерен выпадают карбиды. Продолжая это исследование, он и сотрудники [161] обнаружили, что металл легко корродирует, именно по границам зерен, что приводит к потере металлического звука и даже к разрушению металла.

Кривобок и Гросман [149] подобным же образом исследовали поведение металла и указали, что нагрев при 650° вызывает выпадение карбидов в сталях 18-8. Пейсон [238] подробно описал само явление и исследовал влияние различных легирующих элементов на его устранение.

Булл и Джонсон [96] были, вероятно, первыми, описавшими коррозию вблизи сварных швов. Мэтьюс [232] позже показал важное значение факта выпадения карбидов в зонах, прилегающих к зоне расплавленного металла при сварке, а Пфейль и Джонс [283] описали необходимые для этого условия, т. е. время и температуру. В целом вопрос о природе интеркристаллитной коррозии и мерах для ее предупреждения трактуется в работах Бейна, Эборна и Ретзерфорда [259, 348].

На фиг. 112 показан вид стали 18-8, содержащей 0,05 % углерода после 24-часовой выдержки при 650° и последующего кипячения в растворе, содержащем 6 % CuSO_4 и 16 вес. % H_2SO_4 . Этот



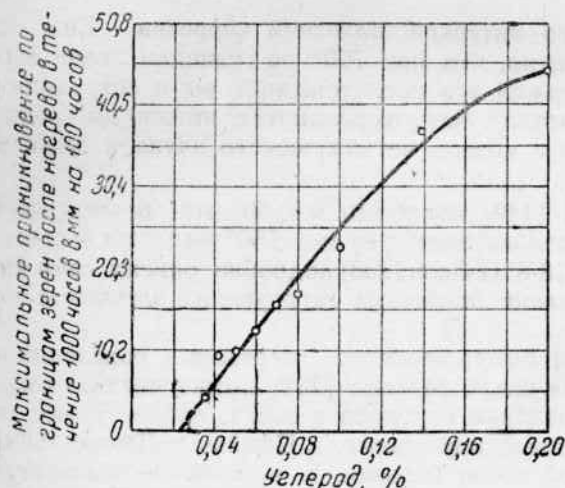
Фиг. 112. Влияние интеркристаллитной коррозии. После изгиба металл дал трещины по границам зерен

раствор впервые специально применил Гатфильд для выявления коррозии по границам зерен. В 1932 г. Ретзерфорд и Эборн [241] предложили для установления факта интеркристаллитной коррозии хромоникелевых сталей определять изменение электросопротивления металла.

197. Влияние состава и величины зерна на интеркристаллитную коррозию. Штраус и сотрудники [161] предположили, что при содержании углерода не выше 0,07 % стали 18-8 практически не подвергаются интеркристаллитной коррозии. Однако исследования Монипенни [152, 153], Бейна, Эборна и Ретзерфорда [132, 159], Ноуэлла [194], Миллера [233], Ролласона [291] и Бекета и Фрэнкса [309] точно показали, что при таком содержании угле-

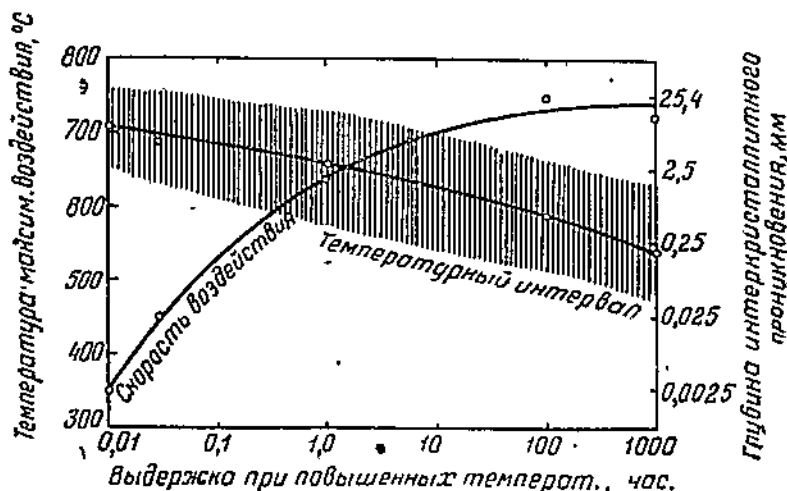
рода интеркристаллитная коррозия не устраняется. Сильное влияние содержания углерода на чувствительность к интеркристаллитной коррозии определено Бейном, Эборном и Ретзерфордом [259] и отражено на диаграмме фиг. 113. Температура, разумеется, была взята критическая, т. е. оптимальная для интеркристаллитной коррозии (см. фиг. 114).

Результаты работы Бекета и Фрэнкса изложены в виде табл.



Фиг. 113. Влияние углерода на чувствительность к интеркристаллитной коррозии [259]

116, из которой видно, что сталь, содержащая 0,04%-углерода и по 12% никеля и хрома, может разрушиться после нагрева в интервале температур от 400 до 550° и что сталь 18-8, содержащая 0,12% углерода, подвержена интеркристаллитной коррозии в интервале от 400 до 750°. При нагреве до температур выше этого интервала, простирающихся до 850 и даже до 900°, уже не так сильно проявляет-



Фиг. 114. Влияние времени и температуры на максимальную чувствительность к интеркристаллитной коррозии [259]

ся коррозия по границам зерен, но она еще существует. Когда же температура достигает 1000° и выше, происходит обратное растворение карбидов, и металл после быстрого охлаждения уже не подвергается интеркристаллитной коррозии. При длительном нагреве при 750—900° происходит коагуляция карбидов; это нарушает непрерывность их расположения по границам зерен и освобождает металл от внутренних напряжений. По теории обеднения хромом необходимо допустить, что повышение температуры позволит произойти обратной диффузии хрома и повторному обогащению хромом ранее обедненных участков. Крупные карбиды, образовавшиеся при нагреве 750—900°, при дальнейшем повышении температуры начинают переходить в твердый раствор, а при снижении температуры снова выпадают по границам зерен, если сталь выдержана во вредном интервале температуры.

Гудремон и Шафмайстер [276] предложили другой метод предупреждения интеркристаллитной коррозии. Они показали, что после холодной прокатки и выдержки при температуре от 750 до 900° в течение короткого времени стали 18-8 перестают быть чувствительными к интеркристаллитной коррозии. Было доказано, что такая обработка вызывает выпадение карбидов по плоскостям скольжения, наряду с выпадением их по границам зерен, уменьшает кон-

Таблица 116

Температура, при которой проявляется склонность к интеркристаллитной коррозии хромоникелевых сталей, закаленных в воду с 1150° по Бекету и Френксу [309]

Состав, %*		Температура, вызывающая разрушение металла по границам зерен после кипячения в течение 200 час. в подкисленном растворе медного купороса °С	Температуры, при которых обнаруживается падение ударной вязкости через месяц пребывания под их воздействием	Примечание переводчика
С	Cr			
0,03	12,74	400—550	Не устанавливались	В СССР для определения склонности к интеркристаллитной коррозии принят стандартный метод испытания, когда пластинки, вырезанные из металла, кипятятся 72 часа в колбе с раствором, содержащим на 1 л воды 111 г мелкого купороса и 55 г серной кислоты уд. веса 1,84. Колба должна иметь обратный холодильник. Потери образцом металлического звука служит указанием на разрушение материала интеркристаллитной коррозией
0,04	12,82	400—550	То же	
0,05	12,52	400—550		
0,04	18,23	400—550		
0,07	17,47	400—650	650—850**	
0,12	18,45	400—750	550—850**	
0,19	18,40	400—750	550—850	
0,09	18,37	400—550	650 850**	
0,09	20,42	400—550	650—850	
0,04	22,25	475—550	Не устанавливались	
0,05	22,32	475—550	750—850	
0,07	27,32	475—550	Не устанавливались	

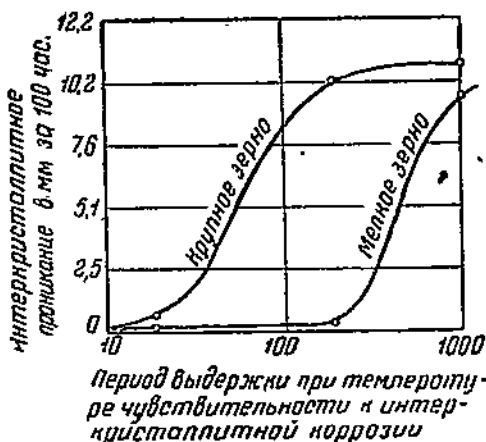
* Эти стали содержат марганец, кремний, серу и фосфор в обычных количествах.

** Выдержка в течение месяца при наиболее низкой температуре этого интервала вызывала только незначительное понижение ударной вязкости.

центрацию карбидов по границам зерен, уменьшает местное обеднение хромом и ускоряет обратное обогащение обедненных участков хромом при нагреве до 900° . Кроме того, эта обработка заставляет коагулировать карбиды и создает относительную свободу от внутренних напряжений. Роллисон [337] и Ван-ден Бош и Вилль [340, 408] подтвердили влияние обработки, предложенной Гудремон и Шафмайстером, но обратили внимание на то, что укрупненные (агломерированные) карбиды должны перейти в твердый раствор при температурах, необходимых для умягчения стали после холодной прокатки, что снова оставляет сталь незащищенной в случае ее использования во вредном температурном интервале («Sensitizing temperature range»). Они также указали, что данный метод неприменим, если сталь будет подвергнута сварке.

Ноуэлл [199] наблюдал, что мелкое зерно заметно задерживает интеркристаллитную коррозию и выпадение карбидов при выдержке во вредном интервале температур. Сравнительные кривые, полученные Бейном и сотрудниками [259], приведены на фиг. 115. Влияние величины зерна сильнее сказывается при коротких выдержках, а при длительном пребывании во вредном интервале температур коррозия проникает одинаково глубоко независимо от размера зерна.

В недавнем обзоре различных методов предупреждения выпадения карбидов хрома или способов сделать его менее вредным Хоугарди [523] обращает внимание на возможность увеличения содержания хрома настолько, чтобы могло образоваться около 15% ферритовой фазы. Если материал, содержащий 0,10% углерода, 22% хрома и 10% никеля, нагреть на короткое время до 595° , затем испытать корродирующим агентом, то этот материал ведет себя так же, как и сталь 18-8. Однако, если его выдержать более долгое время при той же температуре, то чувствительность к интеркристаллитной коррозии уменьшится, а через некоторое время и совсем исчезнет. Длительная обработка при умеренных температурах создает иммунитет у стали, пишет Хоугарди и считает, что это явление открыто в 1938 г. Шерером (R. Sherer). Таким образом металл, отожженный при 595° , можно, по его мнению, безопасно сваривать без после-



Фиг. 115. Влияние величины зерна на чувствительность к интеркристаллитной коррозии [259]

дующего разрушения соседних со швом зон металла, и он будет хорошо служить при температуре выше 315°.

Чтобы вызвать коррозию сталей, выдержанных во вредном интервале температур и приобретших склонность к интеркристаллитной коррозии, не требуются исключительно сильно корродирующие агенты. Наоборот, она наблюдается в средах, которые в обычных условиях на сталь никак не действуют.

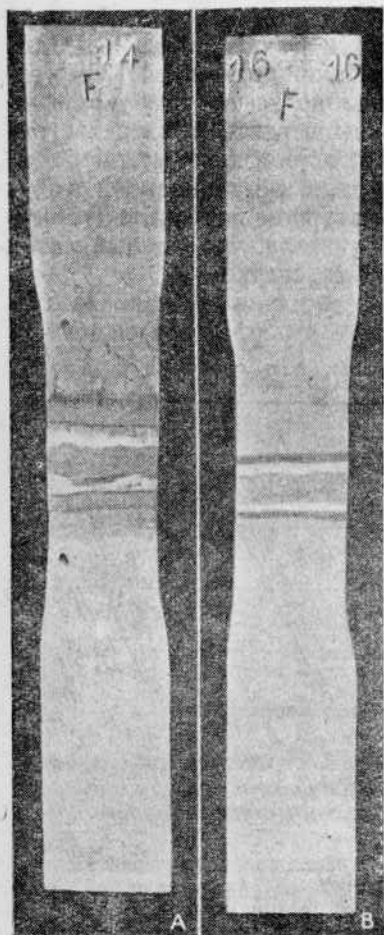
При этом необходимо подчеркнуть, что склонность к интеркристаллитной коррозии нельзя обнаружить по внешнему виду стали. Требуется ударить или изогнуть или другим способом деформировать сталь, чтобы выявить ее дефектность. Сварка представляет прекрасный пример того, как легко сталь приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии. Сварные конструкции разрушаются в промежуточных зонах по соседству со швом даже при комнатной температуре, будучи помещены в корродирующую среду, вследствие интеркристаллитной коррозии в этих зонах (фиг. 116). Особенно легко поддается интеркристаллитной коррозии горячекатаная сталь 18-8.

Из сказанного ясно, что возможность интеркристаллитной коррозии уничтожается после нагрева до температур выше 1000° с последующим быстрым охлаждением (закалка на аустенит). Такая умягчающая обработка рекомендуется во всех случаях, когда это возможно. Но некоторые конструкции по размерам не подходят для существующих размеров печей. Нужно помнить, что последующий нагрев во вредном интервале температур снова

возвращает стали склонность к интеркристаллитной коррозии.

198. Причины интеркристаллитной коррозии.

Природа металла, приобретшего склонность к интеркристаллитной коррозии, явилась



Фиг. 116. Интеркристаллитная коррозия в местах сварки 3-мм листов стали 18-8, содержащей 0,09% углерода: А — газовая сварка; В — дуговая сварка. После сварки образцы были опущены в раствор 20%-ной азотной кислоты и 2%-ной плавиковой кислоты при 60°.

предметом многочисленных исследований. Как указывалось, Штраус, Шоттки и Хиннобер [161] полагали, что уменьшение коррозионной стойкости стали вызывается обеднением хромом участков, прилегающих к границам зерен, что в свою очередь обуславливается выпадением из раствора карбидов хрома. Результаты работ Эборна и Бейна [132], Кривобок и Гросмана [149, 282], Шафмейстера [439] и др. поддерживают эту теорию. При этом считается, что под влиянием нагрева углерод диффундирует к границам зерен быстрее хрома и что большая часть хрома по границам зерен в непосредственном соседстве с границей связывается с углеродом, оставляя незащищенными от коррозии эти участки. Выделившиеся карбиды содержат около 90% хрома, т. е. небольшое количество углерода связано с большим количеством хрома.

Миллер [233] полагает, что для выпадения карбидов хрома необходимо допустить, наряду с миграцией хрома, также и миграцию углерода к хромю. Если подобная миграция может произойти в течение нескольких секунд при 650° , вызывая обеднение хромом в некоторой ограниченной области, то через некоторое время дальнейшая миграция хрома снова обогатит эту область. Все же он делает вывод, что низкоуглеродистая сталь 18-8 при длительном (120 часов) нагреве до 815° еще обладает чувствительностью к интеркристаллитной коррозии. Поэтому он считает, что углерод мигрирует к плоскостям скольжения и к границам зерен и выпадает затем в виде карбидов железа, которые медленно превращаются в карбиды хрома.

В работе Кривобок и сотрудников [282] значительное ударение сделано на зависимость между способностью к намагничиванию и интеркристаллитной коррозией. В работе показано, что наличие магнитной фазы, которое является результатом равновесия аустенита при повторном нагреве в интервале от 500 до 900° , не обязательно вызывает склонность к интеркристаллитной коррозии, хотя магнитная фаза может играть важную роль.

В последующей работе [500] Кривобок указывает, что хотя рассматриваемые сплавы после простой термической обработки (например, охлаждение на воздухе с 1040 — 1095°) и являются однофазными, но они нестабильны в физическом и химическом смысле. Это означает, что если сплавы подвергаются холодной обработке или продолжительному нагреву в некотором интервале температур, то в микроструктуре появляются новые фазы, чему сопутствует изменение химических и механических свойств.

Далее, Кривобок утверждает, что в результате выдержки аустенитовых сталей при температурах от 425 до 815° происходит распад аустенита на феррит и сложные карбиды. Это явление носит местный характер и наиболее ясно выражено по границам зерен, причем для сталей некоторых определенных составов требует пребывания в вышеуказанном температурном интервале в течение весьма короткого времени.

Другие исследователи считают, что теория обеднения хромом не объясняет явления интеркристаллитной коррозии. Как указывает Кинцел [459], кажется логичным, что карбиды выпадают по границам зерен в тонкодисперсном состоянии, аналогичном трооститу по легкости коррозионного на него воздействия, и что внутренние напряжения и электролитические эффекты скорее являются причиной интеркристаллитной коррозии, чем обеднение хромом. Бекет [488] указывает, что аллотропическое превращение аустенита в феррит усиливает внутренние напряжения. Некоторую поддержку этому мнению оказывает Вульф [481], который определял магнитность материала по границам зерен стали 18-8, но следует помнить, что в сталях 20-20 и 15-35 аллотропическое превращение, вероятно, отсутствует.

Несмотря на эти взгляды, явление интеркристаллитной коррозии можно полностью устранить, если связать углерод с некоторыми другими элементами, как указывается в следующей главе.

199. Точечная коррозия (питтинг) хромоникелевых сталей. Еще при первых исследованиях хромоникелевых сталей это явление было замечено Штраусом и Тэйли [57] и Фрайндом [84] при коррозионных испытаниях обрызгиванием соленой водой и в морской воде. Первый наблюдал питтинг у стали, содержащей 16% хрома и 25% никеля. Затем это явление наблюдалось при контакте стали 18-8 с морской водой [345]. Шафмейстер и Тофауте [401] указывают, что охлаждение в растворах соли вызывает питтинг, а Смит [442] говорит, что он наблюдается при прикосновении с кожей и со слабокорродирующими агентами. Миллер, Ган и Крейнер [235] показали, что фтористый марганец вызывает точечную коррозию.

Питтинг обычно происходит после продолжительного воздействия относительно слабых корродирующих сред, подобных хлоридам, против которых сталь вообще является коррозиестойчивой. Питтинг проявляется в виде мелких язвочек, случайно распределенных [345], или обнаруживается в виде точек в местах соприкосновения стали с такими материалами, как кожа, стекло, дерево, смазка, нефть и т. д. [442]. О причинах питтинга ничего неизвестно, за исключением предположения, что он происходит в уязвимых точках с нарушенной пассивностью металла [57, 84, 510]. Причиной может быть образование гальванической пары на поверхности стали. На механизм коррозии, повидимому, оказывает влияние недостаток кислорода, так же как это наблюдается при контактной коррозии, когда аустенитовая сталь соприкасается со сталью другого вида или с другим материалом.

Точечную коррозию можно вызвать у аустенитовых сталей искусственно, погружая их в растворы NaCl , растворы NaCl в смеси с FeCl_3 или другими хлоридами (аммония, кальция, калия), а также в растворы солей других галогенов.

В большинстве случаев питтинг происходит в слегка кислых

растворах, содержащих ионы галогенов при нормальной температуре, т. е. в корродирующих растворах с величиной pH менее 7. В щелочных растворах питтинг не обнаруживается. Чтобы лишить сталь склонности к питтингу, делались попытки увеличить пассивность металла обработкой его в таких сильно окислительных средах, как растворы солей фосфорной и хромовой кислот, но это не является промышленным решением поставленной задачи. В исследовательских лабораториях Юнион Карбайд Энд Карбон Корпорейшен делались безуспешные попытки создать у стали иммунитет к питтингу путем термической обработки в различных вариантах.

Делались попытки связать явление питтинга с наличием неметаллических включений в стали, но общей закономерности обнаружить не удалось. В гл. XIII указывается, что введение в сталь молибдена ведет к предупреждению питтинга.

Почвенная коррозия является наглядным примером условий, необходимых для питтинга. Вообще стали 18-8 не рекомендуется применять в этих условиях. Однако испытания, производившиеся в течение двухлетнего периода, показали, что максимальная глубина питтинга у низкоуглеродистых сталей 18-8 была меньше, чем у чистой высокохромистой стали [430]. Это не подтверждается еще неопубликованными результатами пятилетних испытаний. Вполне естественно, что для подземных трубопроводов крайне нежелательна почвенная коррозия.

Условия почвенной коррозии мало похожи на условия коррозии в тех кислотах, против которых данная сталь вполне устойчива. Поэтому ускоренные лабораторные испытания не дают результата, и экспериментатор вынужден вести длительные опыты непосредственно в почве, причем до сих пор не удалось как следует объяснить механизм почвенной коррозии. Пишущим эти строки не кажется вероятным, чтобы неметаллические включения были первопричиной питтинга, хотя они может быть и являются содействующим фактором. Механизм же распространения уже начавшегося питтинга должен отвечать всем общепринятым гипотезам. Улиг [513] показал, что увеличение концентрации хлористого железа в язвочке, образовавшейся в растворе соли, приводит к ускорению точечной коррозии, которую вызывают ионы двухвалентного (закисного) железа. Это же объяснение применимо и в случае контактной коррозии.

Д. КОРРОЗИЯ В ДВИГАТЕЛЯХ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

Высоколегированные хромоникелевые стали, как не модифицированные, так и модифицированные добавками кремния, вольфрама

¹ Высокая компрессия и увеличивающееся применение тетраэтилового свинца для поднятия октанового числа бензина поставили вопрос о степени коррозии и окисления стали для клапанов и их сопротивлении деформациям во время работы мотора. Опубликованных данных по этому вопросу почти нет, и, чтобы заполнить этот пробел, мы получили от Герона (S. D. Heron), ниже-

и молибдена или всех трех элементов одновременно, широко применяются в двигателях внутреннего сгорания в деталях, работающих при высоких температурах. Примером могут служить впускные и выпускные клапаны, клапанные седла, выхлопные трубы, электроды запальных свечей и т. д. За исключением применения в авиомоторах, применение этих сталей обычно ограничивается выпускными клапанами.

200. Разрушение клапанов от окисления. До недавнего времени в автомобильных моторах выпускные клапаны изготовлялись из хромокремнистых стандартных сталей, но в настоящее время они в значительной степени заменены хромоникелевыми сталями благодаря, главным образом, тому, что они имеют более высокую жароупорность и твердость при высоких температурах, чем самые лучшие силхромы.

В табл. 117 приведены наиболее важные стали, ныне применяемые в автомобильных и авиационных двигателях внутреннего сгорания. Для сравнения в таблицу включена и сталь N, хромокремнистая, не содержащая никеля, являвшаяся в течение многих лет стандартным материалом для клапанов выпуска.

Стали В, С и D являются широко применяемыми аустенитными сталями для выпускных клапанов автомобильных моторов, а сталь E — стандартной в США для выпускных клапанов авиационных моторов. Стали, подобные стали E, широко применяются для этой же цели и в Европе.

Разрушение выпускных клапанов от окисления (обгорание) скорее происходит от недостатка жаропрочности и недостаточной твердости при высоких температурах, чем от недостаточной стойкости против горячих продуктов сгорания. Если выпускной клапан вытягивается от недостатка жаропрочности или деформируется в седле от недостаточной твердости при повышенной температуре, то возникает утечка горячих газов, которая обычно приводит к быстрому разрушению металла.

Сталь с более низким сопротивлением образованию продуктами сгорания окислы может служить гораздо лучше, если она обладает большей прочностью и твердостью при высоких температурах. В настоящее время нет таких лабораторных испытаний или комбинации из лабораторных испытаний, при помощи которых можно было бы полностью предсказать поведение материала при его

нера-исследователя Этил Газолин Корпорейшен в Мичигане, и от Хардера (O. E. Harder), помощника директора Баттеле Мемориал института в Колумбусе, Огайо, для включения в настоящую монографию любезно ими предоставленные материалы их исследований. Их сотрудниками были Сортмен (C. Sortmen) из Этил Газолин Корпорейшен, который производил испытания на образование окислы, и Нестор (M. K. Nestor) из Баттеле Мемориал института, производивший испытания на твердость при высоких температурах. Чтобы облегчить инженерам пользование представленными данными, было решено не дробить их по главам настоящей монографии в соответствии с составом испытанных сталей, а поместить все данные вместе.

Таблица 117

Состав и потери от окисления у хромоникелевых клапанных сталей (метод проведения испытания указан на стр. 338)

Стали	Состав, %					W	Mo	Общая потеря в мг после 200 часов (300 циклов)	
	C	Cr	Ni	Si	в окислительной атмосфере			в восстановительной атмосфере	
A ¹	0,07	18	8	Не больше 7,5	—	—	—	2400	1700
B	0,30—0,45	17,5—20,5	7—9	2,5—3,25	—	—	—	90	70
C	0,20—0,30	21—22,0	11—12	0,70—1,0	—	—	—	30	60
D	0,20—0,30	21,0—22,0	11—12	2,5—3,0	—	—	—	50	90
E	0,40—0,50	13,0—15,0	13—15	0,30—0,80	1,75—3,0	Не больше 0,50	—	2600	1600
F	0,40—0,50	13,0—15,0	13—15	2,75—3,25	1,75—3,0	Не больше 0,50	—	100	150
G	0,1	14	80	0,3	—	—	—	60	50
H	0,40—0,50	24—26	13—15	0,30—0,80	—	2,0—3,0	—	50	40
J	0,5	14	26	1,25	3,5	—	—	2800	2300
K	0,25—0,35	12,0—13,5	7,0—7,85	2,0—3,0	—	—	—	2800	2300
L	0,40—0,50	23,25—24,25	4,5—5,0	Не больше 1,0	—	2,5—3,0	—	40	50
M	0,95—1,20	15,0—16,0	13—15	2,0—3,5	—	—	—	140	160
N	0,40—0,50	8,0—9,0	—	3,0—3,5	—	—	—	50	140
O ²	0,50	20	32	1,0	—	—	—	60	40
P ²	0,50—0,60	3,5	12	0,5	—	—	—	11000	11000
Q	0,60—0,85	19,0—23,0	1—2	1,25—2,75	—	—	—	40	75

¹ В стали, предназначенные для сварки, вводится колумбий или титан; в стали, предназначенные для обработки на автоматах, — селен или сера.

² Сталь O содержит 1% марганца и сталь P — 5% марганца.

службе в качестве выпускного клапана. Обычные испытания на окалинообразование при нагреве в атмосфере воздуха не имеют значения в данном случае.

201. Испытание сталей для выпускных клапанов. Определение жаропрочности и твердости при высоких температурах, испытания на образование окарины в восстановительной и окислительной атмосфере, образуемой сгоранием углеводов (бензина) и жидкого топлива, содержащего этил-флюид (тетраэтиловый свинец с органическими бромидами и хлоридами), и выдержка при высоких температурах с твердыми продуктами сгорания этил-флюида дают возможность оценить пригодность материала для изготовления клапанов выпуска. Однако в заключение необходимо произвести испытание в работающем моторе, потому что хорошие результаты каждого из перечисленных испытаний еще не обеспечивают удовлетворительного результата испытания стали в условиях фактической работы мотора. Все перечисленные испытания не определяют чувствительности к термическим ударам (резким переменам температуры) при работе мотора.

Таким образом очевидно, что применение коррозиестойчивых хромоникелевых сталей в двигателях внутреннего сгорания может рассматриваться лишь в общем виде и что результаты лабораторных испытаний на окалинообразование, приведенные в табл. 117, представляют только небольшую часть рассматриваемого вопроса. Испытания на окалину производились в печи с вращающимся подом, на котором располагалось 47 образцов и термопара, идентичная по виду и по размерам со стандартными образцами.

Образцы имели диаметр 9,5 мм и длину 50,8 мм, плоские концы и вставлялись вертикально в подину, так что $\frac{3}{4}$ их длины (38 мм) полностью омывались пламенем, а $\frac{1}{4}$ длины (12,8 мм) была закрыта в огнеупорной массе пода. Это нижняя часть образцов обычно не окисляется, за исключением случаев крайне низкой стойкости против образования окарины.

Благодаря вращению подины, все образцы находятся в строго одинаковых условиях, получаемых сжиганием выбранного горючего; обычно применяется специальный керосин, содержащий строго 85% углерода и 15% водорода и обработанный 10 см³ тетраэтилового свинца на каждый галлон США (3,785 л), или этил-флюида, содержащего хлор и бром. Таким образом керосин в конечном счете имел то же содержание углерода и водорода, что и средний автомобильный бензин.

Почти немедленно по достижении максимальной температуры образцы попадали в охлаждаемый водой туннель и охлаждались до 205—345°, причем полный оборот происходил за 40 минут. При стандартных испытаниях в этой печи образцы достигали максимальной температуры $980 \pm 18^\circ$, а период испытания длился 200 часов, или 300 циклов.

По окончании испытания окалина удалялась электролитически [366] без заметных потерь в весе металла, откуда определялась потеря в весе на образование окарины.

Так как не было уверенности, что у всех образцов образование окарины происходило на точно совпадающих по площади поверхностях, то записывалась общая потеря в весе на каждый образец, а не потеря в г/см² в час. Полное удаление окарины и определение чистого изменения в весе образца дают более удовлетворительные результаты, чем обычная практика определения увеличения в весе образца, вынутого из печи. Неудовлетворительным является также очищение окарины щетками, так как окалина чрезвычайно тверда и плотно пристаёт к металлу и даже проволочная щетка не может удалить ее полностью.

В особенности недопустимо определять окаринообразование по привесу для сталей типа В (табл. 117), так как при охлаждении покрытого окариной образца последняя взрывается с большой силой и отскакивает на расстояние свыше одного метра. Метод электролитической очистки от окарины неудовлетворителен только в случае одновременного протекания интеркристаллитной коррозии и окаринообразования. Повторное электролитическое травление уже очищенного от окарины образца показывает, что при этом наблюдается весьма незначительное растворение чистого металла, которым можно пренебречь.

202. Результаты испытаний на окисление и сравнение клапанных сталей. Из табл. 117 видно, что некоторые материалы поддаются большему воздействию восстановительной, чем окислительной, атмосферы в печи. Это происходит у многих сталей и в присутствии и в отсутствие свинцовых соединений. Подобные же относительные эффекты имеют место при окислительных и восстановительных условиях и практических условиях работы жароупорных материалов. Эти факты заставляют сомневаться в оценке клапанной стали по испытаниям ее в печи с воздушной атмосферой. Во многих моторах газы после сгорания горючего содержат значительные количества окиси углерода, водорода и углеводородов, а перед вспышкой, наоборот, металл омывается свободным кислородом.

Несколько лет назад стали с 3—4% хрома и 3,0—4,5% кремния достаточно долго служили с точки зрения их обгорания (т. е. глубокого окисления) в автомобильных выпускных клапанах. Когда же широко начали применяться бензины с добавками этил-флюида, то эти стали оказались неудовлетворительными. Повидимому, низколегированные силхромы образуют инертные коррозиупорные пленки только при отсутствии в продуктах горения свинцовых соединений. Несколько низколегированных силхромов, содержащих от 3 до 4% хрома, довольно устойчивы против образования окарины на воздухе до 980° и совершенно неустойчивы, если при этой температуре в продуктах горения будут находиться окислы свинца и другие соединения свинца, образующиеся при сгорании

бензина с этил-флюидом. Сильхромы, содержащие от 8% хрома и больше (стали N и Q), только немного превосходят сильхромы с 3—4% хрома при испытаниях на образование окарины при 980° при горючем, не содержащем свинцовых соединений, но более устойчивы при наличии этих соединений.

Устойчивость против обгорания хромоникелевых сталей в значительной степени является функцией содержания хрома. В сталях, содержащих 18% хрома или меньше, кремний значительно увеличивает стойкость против образования окарины (стали A, B, E и F). При содержании хрома не меньше 21% увеличение содержания кремния незначительно повышает стойкость против образования окарины. При испытаниях на моторах стали с 21% хрома и больше при введении в них кремния ничтожным образом изменяют стойкость против окисления. Влияние никеля не вполне выяснено. Сравнение результатов испытаний для сталей E и I (14% хрома) показывает их различную стойкость против образования окарины, но большая стойкость стали I несомненно связана и с большим содержанием кремния и вольфрама. Сравнение же результатов для сталей C и O, содержащих одинаковые количества хрома и резко отличающихся по содержанию никеля, показывает, что они почти одинаковы. Сталь A (18-8) имеет весьма низкую стойкость против образования окарины и для изготовления выпускных клапанов не применяется. Однако она широко применяется для выхлопных труб и других деталей авиационных моторов. Для выхлопных труб авиационных моторов значительно лучше сплава A подходит сталь, содержащая 0,2% углерода, 25% хрома и 12% никеля. Литая сталь 18-8 с содержанием около 1% углерода нашла себе применение для выхлопных систем моторов тяжелых автобусов и грузовиков.

Автоматная нержавеющая сталь типа стали A, но содержащая селен или серу, применяется для изготовления болтов, гаек и другого крепежного материала для выхлопных систем. Сталь B широко применяется для автомобильных выпускных клапанов. Ее сопротивление окислительнообразованию относительно невелико, но она применяется главным образом благодаря их жаропрочности и твердости при высокой температуре, значительно превосходящих эти же свойства у сильхромов. Сплав C широко применяется для автомобильных выпускных клапанов, превосходя по своим свойствам сталь B. Сталь D также применяется для выпускных клапанов легковых автомобилей, автобусов и грузовиков.

Охлаждаемые внутри выпускные клапаны для авиационных моторов из стали E с наплавленным стеллитом (сплав с кобальтом, хромом и вольфрамом) весьма удовлетворительно служат, хотя их стойкость против обгорания очень низка, почему их нельзя применять без стеллитирования и без охлаждения изнутри до температур значительно ниже 650° (обычно около 500°).

Вольфрам в стали E не имеет ценности с точки зрения окислитель-

образования; он значительно увеличивает стоимость стали и даже способствует интеркристаллитной коррозии. Сталь Г значительно лучше стали Е с точки зрения окалинообразования, но не применяется для авиационных клапанов вследствие трудности расточки полых клапанов. Однако она применяется для клапанных седел, вставляемых в алюминиевые цилиндры авиамоторов.

Сталь Н специально отработана для авиационных выпускных клапанов и значительно превосходит сталь Е по стойкости против окисления и против интеркристаллитной коррозии, при одинаковой стоимости сталей обеих марок. Высоконикелевые низкохромистые стали, т. е. стали типа I, применяются для выпускных клапанов авиационных моторов в Европе, но не имеют никаких преимуществ перед сталью Н.

Сталь К несколько лет назад в ограниченной степени применялась для выпускных клапанов автомобильных моторов и широко применялась для тех же клапанов авиационных моторов. После закалки она может дать твердость до 42 по шкале С Роквелла, если ее нагреть в течение 15—20 часов при 870° (после закалки с 1095°), и в закаленном состоянии она магнитна. Указанная закалка позволяла вести механическую обработку для получения полых клапанов, и это вместе с относительно высокой твердостью являлось главной причиной применения стали этой марки. Она обладает относительно низкой жаропрочностью и была заменена сталью Е. Поведение стали К после испытания на окалинообразование было особым, так как образцы после этого и электролитической очистки приобретали высокую магнитность.

Представляет интерес сталь L, обладающая склонностью к упрочнению. Эта сталь недавно вошла в употребление для изготовления автомобильных выпускных клапанов. Она имеет превосходную стойкость против окалинообразования и жаропрочность и не подвержена в условиях работы мотора питтингу. Литая хромоникелевая сталь М применяется одним большим заводом как для выпускных, так и для впускных автомобильных клапанов, причем они дают превосходные результаты в работе, не уступая кованым клапанам. Другой завод применял подобную же литую сталь О, но затем совершенно прекратил ее применение.

Сталь Р применяется для седел выпускных клапанов в алюминиевых цилиндрах авиамоторов. Ее коэффициент теплового расширения между 20 и 500°, подобно алюминиевым сплавам, оказался равным $2,3 \times 10^{-5}$, а хромоникелевые аустенитные стали имеют коэффициент теплового расширения в том же температурном интервале около $1,8 \times 10^{-5}$.

Эта сталь имеет относительно низкое сопротивление образованию окисления, и применение ее зависит главным образом от коэффициента теплового расширения окружающего сталь материала.

Сталь Q заменяет сталь Н как материал, вполне пригодный для автомобильных выпускных клапанов.

Ее жаропрочность немного больше, чем у стали N, но стойкость против обгорания выше. Когда температурные условия позволяют применять сталь с меньшей жаропрочностью, — сталь Q превосходна.

Хромоникелевые стали, подобные стали F, применяются для автомобильных свечей. Сталь F дешевле и прочнее почти чисто никелевого сплава никеля с марганцем (от 2 до 4% Mn), а сопротивление их образованию окалины трудно сравнивать из-за отсутствия доступных данных по сплавам никеля. У запальных свечей в некоторых системах относительно низкая теплопроводность хромоникелевой стали уравнивается большим раздвижением электродов, чтобы удалить их от пламени.

203. Твердость при высоких температурах. Высокохромистые стали обладают превосходящим сопротивлением образованию окалины, но хрупки и гораздо менее жаропрочны. Преимуществом хромоникелевых сталей является их высокая жаропрочность. Данные по твердости при высоких температурах сталей, приведенных в табл. 117, помещены в табл. 118. Их следует рассматривать в свете предыдущей тепловой истории стали, так как они сильно зависят от горячей механической и термической обработки последней.

Таблица 118

Твердость при высоких температурах у клапанных сталей, составы которых приведены в табл. 117, определенная методом Хардера и Грове [274]

Стали	Твердость по Бринеллю при температуре °C							Твердость по Роквеллу перед испытанием	Твердость образцов по Роквеллу после испытания при температуре °C			
	500	600	650	700	760	800	870		500	600	700	800
A	74	73	—	64	—	49	—	81 B	80 R	81 B	80 B	80 B
B	142	119	—	86	—	45	—	26 C	26 C	24 C	25 C	24 C
C	130	113	—	89	—	55	—	97 B	96 B	94 B	95 B	95 B
	180	160	—	116	—	78	—	27 C	24 C	25 C	22 C	22 C
D	166	162	—	120	—	71	—	24 C	22 C	25 C	22 C	20 C
E	162	144	—	98	—	55	—	25 C	25 C	28 C	26 C	23 C
F	165	152	—	90	—	53	—	30 C	27 C	28 C	24 C	22 C
G	107	101	—	100	—	54	—	83 B	86 B	83 B	84 B	83 B
H	—	125	—	113	—	76	—	94 B	—	94 B	94 B	94 B
I	182	170	—	146	—	84	—	22 C	20 C	20 C	20 C	16 C
K	244	118	—	100	—	98	—	42 C	39 C	36 C	31 C	41 C
L	220	167	—	110	—	73	—	41 C	38 C	39 C	39 C	36 C
M	—	—	136	—	114	—	72	—	—	—	—	—
N	169	73	—	35	—	16	—	32 C	31 C	28 C	25 C	20 C
	179	104	—	43	—	20	—	35 C	34 C	33 C	32 C	29 C
O	174	167	—	118	—	80	—	21 C	21 C	21 C	20 C	19 C
P	140	133	—	115	—	58	—	22 C	20 C	19 C	18 C	95 B
Q	254	118	—	142	—	26	—	38 C	38 C	31 C	31 C	31 C

Величины твердости при температуре 700° дают приблизительное представление относительно напряжений, возникающих в металле во время службы его в качестве выпускного клапана авиадвигателя. Эта зависимость грубая, приблизительная и имеет ряд исключений. Сталь К например получает при работе в качестве выпускного клапана гораздо большие напряжения, чем сталь Е, а стали N, Q меньше, чем все остальные стали, приведенные в таблице. Стали А, G и Р для выпускных клапанов не применялись и в сравнение не идут.

В табл. 118 помещены значения твердости образцов до и после испытаний на твердость при высоких температурах. Для сталей Q и N приведены две серии испытаний, так как у этих сталей было взято двойное количество образцов. В случае мартенситовых сталей (N и Q) твердость в холодном виде перед испытанием была выше, чем после него.

Полностью аустенитовые хромоникелевые стали относительно мягки при комнатной температуре и плохо сопротивляются износу. А так как стембли клапанов работают на износ, то многие хромоникелевые клапаны стараются получать высадкой на автоматах из холоднокатаных прутков, причем технологияковки такова, что стембель клапана не умягчается в той его части, которая подвергается наибольшему износу.

В некоторых авиационных двигателях применяют нитрирование в части стембли клапанов, работающих на износ, и после этого износ часто не превышает 0,01 мм на 4000 час. полета. Но несмотря на такое замечательное действие нитрирования следует помнить, что оно же значительно понижает сопротивление ржавлению и если применяется бензин с примесью этил-флюида, то наблюдаются ржавление, питтинг и отслаивание нитрированного слоя даже в том случае, когда стембли клапанов были обильно смазаны.

Джонс [280, 458], разбирая способность сталей к нитрированию, показал, что сталь Е образует в этом случае твердую поверхность, в то время как стали типа I ее не образуют. Удовлетворительные свойства после нитрирования имеют стали Е, H и А с добавкой селена.

У некоторых авиадвигателей выпускные клапаны не должны подвергаться коррозии от попадающей на них морской воды. Для этой цели иногда применяются клапаны из хромоникелевой стали, но работа их затрудняется вследствие того, что клапанные седла омываются бензином, содержащим небольшие количества песчинок, и на седлах появляется точечная коррозия, усиливаемая контактом с хромоникелевой сталью. Поэтому поверхность седла часто покрывают стеллитом.

204. Коррозия клапанов. При охлаждении двигателя продукты сгорания конденсируются и могут образовать значительные количества кислых водных растворов, попадающих на сталь клапана. Это может вызвать серьезное ржавление и точечную коррозию у вы-

пускных клапанов. Применение бензина с примесью этил-флюида усиливает это явление. Это обстоятельство является причиной замены некоторых закаливаемых хромистых сталей хромоникелевыми. Однако закаливающиеся стали L и Q, которые практически не поддаются коррозии или питтингу в конденсатах продуктов горения, находятся до сих пор во всеобщем употреблении.

205. Интеркристаллитная коррозия. На поверхности клапанов выпуска иногда обнаруживается интеркристаллитная коррозия. Это обычно наблюдается в зонах, где почти нет окисления и общей коррозии и нельзя объяснить интеркристаллитную коррозию воздействием горячих газов, продуктов конденсации, дымовых газов или твердых частиц, также содержащихся в продуктах горения моторного топлива. Кроме того, иногда интеркристаллитная коррозия обнаруживается под слоем обгоревшего и превратившегося в окалину металла. При этом неясно, является ли интеркристаллитная коррозия причиной обгорания или наоборот.

Охлаждаемые внутри клапаны авиамоторов обычно наполняются металлическим латунем или его сплавами. В редких случаях обнаруживалась интеркристаллитная коррозия, вызванная продуктами разложения натрия на воздухе (NaOH и Na_2O). По неопубликованным исследованиям Баттеле Мемориал института эта коррозия аналогична интеркристаллитной коррозии при кипячении в подкисленном растворе медного купороса сталей, обработанных при температуре максимальной чувствительности к такому типу коррозии (650°).

Е. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Окисление сталей с 18% хрома, 8% никеля весьма медленно протекает до температуры 900° , так что эти стали применимы в промышленности при нагреве до этой температуры. Если имеется в виду только сопротивление окислению при повышенных температурах, то нет нужды обязательно сохранять содержание углерода на уровне, не превышающем 0,10%, как это требуется в других сталях, а можно иметь содержание углерода до 0,50%, что особенно важно для отливок.

2. Нержавеющие стали, содержащие около 24% хрома и от 12 до 20% никеля, еще медленнее окисляются и применяются для службы при температурах до 1100° . Эти стали могут содержать больше углерода, чем стали 18-8 (обычно 0,01 от содержания хрома), без ухудшения их сопротивления окислению и особенно пригодны для фасонных отливок. Выбор стали, устойчивой против окисления, зависит от нескольких факторов. Часто, кроме сопротивления окислению требуется и стойкость против коррозии в дымовых газах, содержащих серу. Иногда требуется крипоустойчивость. Больше того, иногда детали работают не при одной и той же температуре, а в широком интервале температур, и тогда следует при выборе стали рассмотреть поведение последней при всех температурах данного интервала, прежде чем выбрать подходящую сталь.

3. В специальной атмосфере, подобной атмосфере, содержащей сернистые соединения, стали могут быть стойкими или нестойкими против одновременного действия коррозии и окисления, в зависимости от многих других факторов, определяющих условия службы материала. Сероводород вызывает гораздо более сильную коррозию, чем сернистый газ (SO_2) при высоких температурах. Предсказать поведение стали при одновременном воздействии корродирующей и окислительной среды можно только после подробного изучения окружающих ее условий. Так как эти условия часто остаются неизвестными, то единственным критерием является поведение металла при некоторых частных условиях.

4. Стали типа 18-8 коррозиестойчивы против гораздо большего количества важных химических продуктов, чем чисто хромистые стали. Никель в первую очередь увеличивает сопротивление коррозии в неокислительных или в слегка окислительных средах. Расширение диапазона сред, в которых стали 18-8 оказываются коррозиестойчивыми, является главной причиной увеличения их производства. В ряду этих веществ следует указать почти все среды, встречающиеся в пищевой индустрии: свежие и вареные фруктовые соки, растительные экстракты, молоко, сыр и другие молочные продукты и сиропы. Стали 18-8 также хорошо противостоят действию многих органических кислот, например (уксусной и муравьиной), органических растворителей и горючих материалов. Далее, они хорошо противостоят щелочным растворам и, подобно чисто хлористым сталям, почти полностью не поддаются воздействию неорганических кислот, являющихся окислителями (например азотной и хромовой). Их сопротивление ржавлению на открытом воздухе определено больше, чем у простых хромистых сталей с тем же содержанием хрома.

5. Аустенитовые стали 18-8 не особенно устойчивы в некоторых кислотах, не являющихся окислителями, например в соляной или серной, хотя в случае серной кислоты сопротивление коррозии может быть повышено в присутствии азотной кислоты и некоторых сульфатов. Гидролиз солей галогенидов часто приводит к образованию растворов, с величиной pH меньшей 7 и с низкой окисляющей способностью. В подобных средах сталь может подвергнуться либо общей, либо сильной местной коррозии. Это явление местной коррозии, или питтинга, часто сопровождается весьма высоким сопротивлением общей коррозии в той же среде, почему очень важно не ошибиться, давая заключение о стойкости материала по небольшому количеству испытаний. О механизме и прямых причинах питтинга известно очень мало. Как указывается в следующей главе, модификация химического состава стали 18-8 приводит к устранению питтинга.

6. Простые аустенитовые стали с 18% хрома и 8% никеля подвержены коррозии по границам зерен, если они неправильно отожжены или если они были нагреты до температур от 400 до 800°.

Это явление носит название интеркристаллитной коррозии. Механизм этой коррозии еще не вполне ясен, хотя во всех гипотезах, выдвинутых для объяснения этого явления, основой является выпадение из твердого раствора карбидов. Интеркристаллитная коррозия не может быть обнаружена простым осмотром, но обнаруживается после ударов по металлу молотком или при загибе металла или путем замера электропроводности стали.

В результате уменьшения содержания углерода в простых сталях 18-8 до 0,01% полностью уничтожается явление интеркристаллитной коррозии. Введение некоторых карбидобразующих элементов также устраняет нежелательное выпадение карбидов хрома (см. гл. XIII).

7. Предыдущие положения относятся к простым сталям 18-8 и могут быть с небольшими изменениями отнесены к аустенитовым сталям со слегка увеличенными или уменьшенными количествами хрома, никеля и углерода. Но их нельзя применять к сталям с различными составами, модифицированным за счет введения дополнительных элементов.

8. Более высоколегированные хромоникелевые стали, особенно содержащие около 20% хрома и 12% никеля, обычно модифицируются кремнием, вольфрамом или молибденом и широко применяются для изготовления клапанов двигателей внутреннего сгорания. В этой главе систематизированы результаты испытаний по определению относительного сопротивления окислению и деформациям при высоких температурах в атмосфере выхлопных газов, содержащих этил-флюид. Сопротивление обгоранию главным образом зависит от содержания хрома: при содержании хрома, равном 18% или меньше, кремний улучшает сопротивление образованию окалины; при содержании хрома в 21% и больше кремний дает незначительный эффект.

Высокохромистые стали с высоким содержанием никеля имеют превосходную устойчивость против коррозии и прочность и твердость при высоких температурах; в этом отношении они значительно превосходят закаливаемые высокохромистые стали, не содержащие никеля.

ГЛАВА XIII

МОДИФИЦИРОВАННЫЕ АУСТЕНИТОВЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

Хромоникелекремниевые стали. Хромоникелевольфрамовые стали. Хромоникелемолибденовые стали. Влияние титана на аустенитовые хромоникелевые стали. Влияние колумбия (ниобия) на аустенитовые хромоникелевые стали. Прочие модифицированные хромоникелевые стали. Выводы авторов.

То обстоятельство, что аустенитовые хромоникелевые стали после пребывания во вредном для них интервале высоких температур снова становятся чувствительными к коррозии (интеркристаллитной), заставило произвести обширные исследования по модификации сталей аустенитного класса путем введения в них дополнительных легирующих элементов.

Хотя повышение сопротивляемости окалинообразованию и прочности при высоких температурах, а также отсутствие интеркристаллитной коррозии были главной целью при введении различных легирующих элементов в стали типа 18-8 и другие аустенитные стали, исследователи попутно изучали и действие различных легирующих элементов на другие свойства сталей.

А. ХРОМОНИКЕЛЕКРЕМНИЕВЫЕ СТАЛИ

Аустенитовые хромоникелевые стали обладают довольно высоким коэффициентом линейного термического расширения; поэтому при повторном нагреве и охлаждении окалина растрескивается и отскакивает, обнажая свежий металл, который окисляется при последующем нагреве. Еще в самом начале применения стали 18-8 Джонсон [19] экспериментировал с введением кремния, чтобы улучшить сталь в этом отношении. Этими опытами и дальнейшими опытами Гатфильда [86], Гатфильда и Сарьяна [100], Метьюса [118] и Джонсона [147] установлено, что введение 2—3% кремния увеличивает стойкость сталей против окисления. Поэтому хромоникелекремниевые стали применяются главным образом в качестве жароупорных, для которых стойкость против окисления при высоких температурах является главным требованием.

206. Влияние кремния на механические свойства при нормальных температурах. Влияние кремния на механические свойства стали 18-8 при комнатной температуре показано в табл. 119. Из этих

Таблица 119

Влияние кремния на механические свойства кованых сталей типа 18-8 после охлаждения с 1050° на воздухе по неопубликованным данным исследовательских лабораторий Юнион Карбайд энд Карбон

Сталь №	Состав, %					Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения, %	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
	C	Mn	Si	Cr	Ni						
1	0,09	0,53	0,57	18,77	8,46	60,0	22,5	63	71	120	137
2	0,08	0,54	1,02	18,81	8,56	64,0	25,5	62	72	118	140
3	0,07	0,53	1,12	18,72	8,54	64,4	26,9	57	63	115	143
4	0,08	0,54	1,92	18,95	8,54	67,5	27,4	52	69	112	156
5*	0,14	Данных нет	3,55	20,0	8,00	80,0	46,5	63,5	72,7	119	207

* Результаты опубликованы Мэтьюсом [381]. Эта сталь была закалена с 1150°.

Таблица 120

Влияние углерода на механические свойства хромоникелекремниевых сталей по Джонсону [147]

Состав, %					Состояние	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения, %
C	Mn	Si	Cr	Ni					
0,25	0,62	2,14	19,49	9,11	Горячекатаная . .	91,0	66,0	35,5	50,9
					После закалки *	76,0	36,0	56,6	69,1
0,43	0,81	2,82	18,44	9,70	Горячекатаная . .	88,0	50,5	37,0	38,8
					После закалки *	87,0	49,6	40,8	48,4

* Низкоуглеродистые образцы охлаждались на воздухе с 1095° С; высокоуглеродистая сталь была закалена в масле при той же температуре.

данных видно, что кремний не понижает заметно пластичности сталей, хотя Мэтьюс [118] указывает, что ударная вязкость сталей с высоким содержанием кремния при повторном их нагреве в интервале от 600 до 900° имеет тенденцию к понижению. Следовательно, нужно быть очень осторожным с применением высококремнистых сталей, если они должны противостоять высоким давлé-

ниям или ударным нагрузкам. Увеличение содержания никеля от 8 до 10% в сталях с 18% хрома противодействует этому влиянию кремния. Низкая ударная вязкость, обнаруженная Мэтьюсом, вероятно, явилась следствием образования феррита. На это указывает Пэйсон [238], который также утверждает, что ферритсодержащие высококремниевые стали обладают повышенным сопротивлением интеркристаллитной коррозии. Пфейл и Джонсон [288] и Ролласон [291] также заметили это, а Монипенни частным образом сообщил авторам, что высококремнистые хромоникелевые стали обладают настолько повышенным сопротивлением интеркристаллитной коррозии, что широко применяются в Англии для сварных конструкций.

В табл. 120 приведены данные Джонсона [147], показывающие влияние углерода на стали с повышенным содержанием кремния. Стали со значительным содержанием углерода могут быть полностью аустенитными только после закалки с высоких температур. Мэтьюс [61] приводит следующие данные о механических свойствах стали, содержащей 0,39% углерода, 15,35% хрома, 15,60% никеля и 2,26% кремния:

Закалка в масло с темпе- ратуры °C	Временное сопротив- ление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на длине 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %
870	95,2	56,0	32	46
1095	85,4	43,4	47	57
1315	76,3	39,9	64	68

207. Влияние кремния на механические свойства при повышенных температурах. Влияние кремния на результаты кратковременных испытаний при высоких температурах сталей 18-8 было определено Эртелем и Шеперсом [236]. Их данные приведены в табл. 121. Хотя методика испытаний осталась неизвестной, но можно надеяться на достаточную сопоставимость этих данных и заключить, что кремний слегка увеличивает прочность при повышенных температурах и пластичность стали 18-8. Свойства хромоникелевых сталей с повышенным содержанием кремния также приводит Хэндфордс в своей обширной работе по клапанным сталям (табл. 122). Хэндфордс обнаружил, что нагрев в течение 1000 час. при температурах между 750 и 900° почти не оказывает влияния на временное сопротивление разрыву и удлинение при комнатной температуре, но увеличивает сжатие поперечного сечения. Хотя ударная вязкость по Изоду при комнатной температуре понизилась с 38 до 6—10 фт/фн, в то время как ударная вязкость при высоких температурах не пострадала от такой термообработки. Она составляла,

например, 60 фт/фн при 900° и после выдержки в течение 1000 час. при той же температуре составила 59 фт/фн.

Таблица 121

Свойства хромоникелекремниевых сталей при повышенных температурах по Эргелю и Шеперсу [236]

Состав, %				Температура испытания °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение % *	Сжатие поперечного сечения %
C	Si	Cr	Ni				
0,18	0,23	16,8	7,7	700	43,0	35	54,3
				900	14,3	22,5	37,2
				1000	9,2	26	38,1
0,20	1,32	16,9	8,6	700	51,2	30	51,9
				900	18,0	26	42,0
				1000	12,4	18,5	32,7
0,24	2,26	16,9	7,9	700	52,2	36	50,0
				900	16,8	23	42,1
				1000	10,7	26	48,2
0,30	3,20	17,8	7,6	700	52,2	29	40,7
				900	14,8	30	67,5
				1000	8,8	38,5	62,4

* Длина образца не указана.

Таблица 122

Влияние температуры на результаты испытания на разрыв стали, содержащей 0,28% углерода, 11,74% хрома, 8,17% никеля и 2,68% кремния и закаленной на воздухе с 980°С по Хэндфорсу [226]

Температура испытания °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %
Комнатная	92,5	34,5	26,0
600	52,0	36,5	37,8
650	47,5	28,5	32,0
700	39,0	21,5	26,0
750	34,6	24,0	33,5
800	26,0	21,0	33,5
850	19,6	26,0	42,0
900	13,5	37,5	48,3

208. Влияние кремния на окисление, коррозию и сварку. Влияние кремния на окисление сталей 18-8 установлено Мэтьюсом [118, 381], данные которого систематизированы в табл. 123. Повышенное сопротивление окислению связано с природой окислы, образующейся при наличии кремния. Кремний также вводился в стали с 24% хрома и 12% никеля, и 25% хрома и 20% никеля, чтобы улучшить их сопротивление окислению [147]; но увеличенное содержание кремния увеличивает трудности горячей обработки (прокатки,ковки), почему в горячекатаных сталях

обычно не допускается больше 1,5% кремния, что уже достаточно повышает сопротивление образованию окалины.

Таблица 123

Влияние кремния на сопротивление сталей типа 18-8 окислению по Мэттьюсу [118, 381]

Содержа- ние кремния %	Выдержка в течение 36 час. при 940°		Содержа- ние кремния %	Выдержка в течение 72 час при 980°	
	проникание окисления в течение года мм	потери за сутки мг/кв. дюйм		проникание окисления в течение года мм	потери за сутки мг/кв. дюйм
0,40	22,5	4769	0,52	38,8	8181
1,10	12,4	2656	1,86	9,9	2114
2,14	10,5	233	3,62	0,2	48,8

В случае содержания кремния больше 2% при горячей прокатке часто происходит растрескивание и порча поверхности стали. Введение от 1 до 3% кремния в сталь для фасонного литья улучшает жидкотекучесть высокохромоникелевых сталей, наряду с повышением их стойкости против окисления. Если же такой стойкости не требуется, то с целью улучшения самой отливки вводят от 1 до 1,5% кремния. Кремний увеличивает коррозионную стойкость сталей 18-8 в разбавленных растворах соляной кислоты при комнатной температуре, в горячих растворах серной кислоты и в некоторых кислотах, не являющихся окислителями, но уменьшает стойкость против азотной кислоты.

Вообще же кремний оказывает малое влияние на коррозионную стойкость сталей 18-8 на открытом воздухе и не предотвращает возможности питтинга в морской воде. Эртель и Шеперс [236] производили опыты с совместными добавками в сталь кремния и алюминия и сделали вывод, что введение в сталь 18-8 от 0,5 до 1% алюминия при содержании в ней от 2 до 2,5% кремния улучшает жароупорность и коррозиестойкость сталей. Это улучшение особенно заметно в случае наличия газов, содержащих серу при повышенной температуре.

Для повышения свариваемости в стали 18-8 должно содержаться около 0,5% кремния. Чтобы улучшить литейные свойства и предохранить хром от окисления, обычно бывает достаточно иметь в стали не больше 1% кремния.

В. ХРОМОНИКЕЛЕВОЛЬФРАМОВЫЕ СТАЛИ

Промышленность часто предъявляет к аустенитовым хромоникелевым сталям требование высокой крипоустойчивости. И хотя стали 18-8 имеют достаточно высокую крипоустойчивость, но введение

вольфрама еще больше повышает ее. Были проделаны опыты с введением до 10% вольфрама, но работа Гадфильда и Сарьяна [100] и другие работы показывают, что введение больше 4% вольфрама нецелесообразно, особенно, если учесть возможность горячей механической обработки. Розентейм и Дженкинс [157] обнаружили высокое сопротивление крипу у сталей, содержащих до 0,5% углерода, около 30% каждого из элементов — железа, хрома и никеля и около 4% вольфрама. Сплавы железа, хрома и никеля с большим содержанием вольфрама имеют несколько большую прочность, но их нельзя прокатывать, ковать и подвергать другим видам горячей обработки.

209. Влияние вольфрама на кратковременные свойства при высоких температурах. Механические свойства аустенитовых хромо-никелевых сталей, содержащих вольфрам при комнатной и повышенных температурах, изучены многими исследователями, из которых следует назвать Гадфильда [86], Мэтьюса [118], Гудремона и Эмке [115], Джонсона [147], Пэйджа и Парtridge [154], Дженкинса и Теплесса [184], Хэндфорса [226] и Муссати и Реджиори [329]. Данные, опубликованные до 1931 г., собраны в книге Эборн и Бейна [167], в которую включены и их собственные данные.

Таблица 124

Кратковременные при повышенных температурах свойства хромо-никелево-вольфрамовых сталей

Источник	Состав, %					Температура испытания, °C	Временное сопротивление, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на разрыве 50,8 мм, %	Сжатие, %
	C	Si	Cr	Ni	W					
Крэн Компани (по частному сообщению Эборна и Бейна [167])	0,29	0,96	14,6	5,0	4,86	20	72,0	33,5	56	71
						425	68,0	25,5	45	54
						540	63,8	21,0	36	34
						650	51,0	24,8	21	21
						760	31,7	18,2	28	37
						870	19,7	11,9	52	76
						20	89,8	44,9	41	51
Мэтьюс [381]	0,24	2,25	19,95	9,12	3,70	425	67,0	28,7	38	51
						540	63,0	26,5	35	46
						650	53,0	24,5	30	31
						760	37,2	19,2	36	54
						870	22,5	9,1	61	74
						20	81,0	39,9	51	63
						425	64,0	26,6	40	52
Объединенный исследовательский комитет [487]	0,15	2,57	18,32	9,12	3,09	540	60,0	23,5	42	56
						650	47,8	21,5	28	30
						760	30,3	15,0	39	55
						870	18,0	8,4	47	79

В качестве примера влияния температуры на механические свойства при растяжении, в табл. 124 приведены свойства вольфрамсодержащих хромоникелевых сталей. По сравнению со свойствами немодифицированной стали 18-8 бросается в глаза (см. табл. 108) большая прочность вольфрамсодержащих сталей. Данные по твердости при высоких температурах для трех марок вольфрамсодержащих клапанных сталей приведены в табл. 118.

210. Данные по криву хромо-никель-вольфрамсодержащих сталей. Упрочняющее действие вольфрама при долговременных испытаниях при повышенной температуре показано данными Френча, Кальбаума и Петерсона [137], приведенными в табл. 125. Не-

Таблица 125

Влияние вольфрама на напряжения при вторичном истечении в 1% за 1000 час. у аустенитовых хромоникелевых сталей по Френчу, Кальбауму и Петерсону [137]

Состав, %					Состояние образца	Напряжения, кг/мм ² при температуре °C			
C	Si	Cr	Ni	W		540	600	650	705
0,15	0,22	17,32	8,46	—	Горячекатаный	21,7	14,7	9,8	—
0,15	0,22	17,32	8,46	—	Закалка в воду с 1010°	21,7	12,6	6,3	—
0,29	1,18	19,86	8,0	4,5	Кованный	—	24,0	12,6	8,4

давно опубликованные данные Объединенного исследовательского комитета [487] по хромоникелевым сталям с вольфрамом систематизированы в табл. 126. Замечательно, что в интервале темпе-

Таблица 126

Характеристики крива у хромоникелекремниевых сталей с вольфрамом и без вольфрама по данным Объединенного исследовательского комитета [486]

Состав, %						Температура испытания °C	Напряжение кг/мм ²	Длительность испытания час.	Скорость крива за 1000 час. %
C	Mn	Si	Cr	Ni	W				
0,29	0,58	2,51	18,06	9,40	—	650	7,0	750	0,25
						760	2,1	750	0,09
						870	0,7	500	0,12
0,15	0,60	2,57	18,32	9,82	3,09	595	7,0	500	0,10
						650	7,0	500	0,11
						705	7,0	750	0,13
						760	2,1	500	0,20
						815	2,1	250	1,8
						870	0,7	250	0,27

ратур от 760 до 870° материал, содержащий вольфрам, показал большую скорость крипа, чем сталь без вольфрама. Другие данные Объединенного исследовательского комитета для клапанной стали, содержащей 0,45% углерода; 0,95% кремния; 13,67% хрома; 14,32% никеля и 2,18% вольфрама, показали следующие напряжения, вызывающие деформацию в 0,1% за 1000 час.

Температура, °C	600	700	800
Напряжения, кг/мм ²	9,8	4,1	1,6

В серию из 15 клапанных сталей, испытанных Муссати и Реджиори [329], входили аустенитовые хромоникелевые стали с вольфрамом, показавшие наилучшие свойства при высокой температуре. Эти исследователи считают, что вольфрам улучшает механические свойства, кремний — сопротивление коррозии, разумеется, при надлежащем соотношении между содержанием никеля и хрома. Некоторые из результатов этого исследования приведены в табл. 127. Более полное рассмотрение вопроса можно найти в монографии Марша по сплавам железа и никеля [503], в которой приведены данные о механических свойствах 15 сталей при комнатной и повышенной температурах.

Таблица 127

Сопротивление крипу хромоникелевых клапанных сталей с вольфрамом и без вольфрама по данным Муссати и Реджиори [329]

Сталь №	Состав, %						Закалка с температуры, °C	Напряжения в кг/мм ² для скорости крипа в 0,001% в час в интервале между 80 и 100 часами при температуре, °C		
	C	Si	Cr	Ni	W	Mo		600	700	800
3*	0,46	2,89	11,94	—	4,80	—	1025	2,8	1,4	0,63
5	0,34	0,26	14,4	19,95	—	—	900	4,2	1,5	0,59
7	0,27	2,12	19,52	7,28	4,70	—	900	5,8	2,9	0,78
8	0,08	0,59	20,06	8,08	—	2,49	900	6,8	1,7	0,56
11	0,43	0,87	12,16	14,45	1,99	—	900	7,8	2,6	0,9
13	0,32	1,13	12,25	31,11	3,72	—	900	4,0	3,00	1,05

* Сталь 3 была закалена в масло и отпущена при 800°; прочие стали были охлаждены на воздухе и отпуску не подвергались.

Муссати и Реджиори при определении крипа, перед тем как приложить нагрузку, в течение 15 час. нагревали образцы до желаемой температуры. Отсчеты по экстенсометру производились через 1 мин. после приложения нагрузки и затем через каждые 100 час. Нагрузки менялись до тех пор, пока не удавалось подобрать нагрузку, дающую скорость крипа меньшую, чем 0,001% в час в интервале между 80 и 100 час.

211. Влияние вольфрама на образование окалины и интеркристаллитную коррозию. Как подчеркивается Героном и Гардером, а также Буббом [353], для выпускных клапанов авиамоторов требуются высокое сопротивление образованию окалины, жаропрочность и твердость при рабочих температурах. Требуется также, чтобы температуры превращений лежали выше рабочих температур. По этой причине Геншоу [87], Шоттки и Гудремон [203] и Бубб [353] рекомендуют добавлять в клапанную сталь, содержащую от 0,40 до 0,45% углерода, от 12 до 15% хрома; около 13% никеля и от 1 до 3% вольфрама. Окалинообразование и твердость стали такого состава исследовали Герон и Гарден (см. табл. 117 и 118).

В 1929 г. Гатфильд и Грин запатентовали способ предохранения высокохромоникелевых сталей от возникновения интеркристаллитной коррозии путем введения от 0,3 до 1,5% вольфрама. Так как такие стали по характеру относятся к аустенитовым, то введение в них вольфрама вызывает появление второй фазы (ферритной), независимо от скорости охлаждения при закалке. Вольфрамсодержащие стали считались относительно стойкими против интеркристаллитной коррозии, до тех пор пока Монипенни [191] не нашел, что в них возникает интеркристаллитная коррозия после нагрева в интервале от 600 до 650°. Исследования, произведенные в США, показали, что коррозия по границам зерен происходит, особенно при нагреве до 625°, после закалки с 1050—1150°. При высоких температурах закалки карбиды вольфрама или сложные карбиды железа, хрома и вольфрама растворяются в твердом растворе железо-хром-никель, а при высоком отпуске стали (625°) они выпадают из раствора по границам зерен аустенита или внутри участков феррита. Введение 2—3% кремния в аустенитовые хромоникелевые стали, содержащие вольфрам, чтобы устранить интеркристаллитную коррозию [232], также не может рассматриваться как общее решение проблемы интеркристаллитной коррозии, о чем мы уже говорили выше.

С. ХРОМОНИКЕЛЕМОЛИБДЕНОВЫЕ СТАЛИ

Согласно Мэтьюсу [381], молибден в количествах между 2 и 4% «является наиболее полезной из всех легирующих добавок, вводимых в стали типа 18-8». Он улучшает общее сопротивление коррозии и сопротивление интеркристаллитной коррозии и особенно ценен тем, что уменьшает тенденцию стали 18-8 к питтингу. Кроме того он увеличивает в заметной степени прочность сталей 18-8 при повышенных температурах.

212. Влияние молибдена на коррозию. Как прежде указывалось, точечная коррозия является одной из трудностей, мешающих применению аустенитовых хромоникелевых сталей. Изучая эту проблему, Монипенни [191], Кривобок [463, 501], Смит [510] и Фрэнкс [520] заметили, что добавка молибдена в значительной степени снижает

тенденцию сталей 18-8 к точечной коррозии (питтингу) в растворах хлоридов. Испытания в условиях работы изделий доказали преимущество сталей с молибденом в тех случаях, когда простая сталь 18-8 подвергается питтингу. И хотя при некоторых условиях сталь 18-8 все же остается чувствительной к точечной коррозии, такая сталь с молибденом в большинстве случаев применяется с успехом.

Еще в 1922 г. Штраус взял патент (№ 399806 — Германия) на легированные стали, стойкие в условиях целлюлозного производства (т. е. против действия сернистой кислоты), содержащие от 0,1 до 0,4% углерода; от 4 до 20% никеля; от 18 до 30% хрома и от 2 до 4% молибдена. После ряда испытаний Монипенни [191] установил, что стойкость стали 18-8 против сернистой и уксусной кислоты, уксусного ангидрида, муравьиной и щавелевой кислоты значительно возрастает после введения в сталь около 3% молибдена. Эллиот, Сарьян и Кюллен [219] и Шафмайстер и Готта [200] обнаружили, что стали 18-8 с содержанием молибдена от 2,0 до 3,5% значительно коррозиестойчивее во всех кислотах, выделяющих водород (HCl , H_2SO_4 , и т. д.), чем сталь 18-8. В соответствии с данными табл. 128 низкоуглеродистые стали 18-8 как с молибденом, так и без него при нормальной температуре устойчивы в ледяной уксусной кислоте, но при повышении температуры у сталей без молибдена начинается коррозия, значительно уменьшающаяся при введении в сталь молибдена.

Таблица 128

Влияние молибдена на коррозию хромоникелевых сталей в ледяной уксусной кислоте

Состав, %						Температура испытания °C	Длительность ис- пытания, час.	Коррозия	
C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo			проника- ние в мм за год мм	потеря в весе за сутки в мг/кв. дюйм
0,05	0,45	0,50	17,88	9,19	—	Комнатная .	2760	0,00005	0,10
						40 . .	746	0,0002	0,044
						60 . .	211	0,00075	0,157
						80 . .	167	0,01370	2,481
						Кипение . .	167	0,21	45,53
0,08	1,20	0,30	18,70	10,50	2,40	Комнатная .	2760	0,00005	0,11
						40 . .	746	0,0002	0,044
						60 . .	211	0,00052	0,130
						80 . .	167	0,00062	0,130
						Кипение . .	167	0,0102	2,222

Парсон и Райдер [237] заявляют, что молибден значительно повышает стойкость стали в горячих растворах серной кислоты. То же утверждает Лоза [150] в результате проверки стали в горя-

чих выхлопных газах, содержавших серную кислоту. Улучшение коррозионной стойкости сталей 18-8 при добавлении молибдена наблюдается как в горячекатаном так и в литом состоянии. При этом отливки прекрасно противостоят сульфитным щелокам, являющимся отходами бумажного производства, и действию крепких рассолов, морской воды, разбавленных растворов кислот и других сред, в которых простая сталь 18-8 быстро подвергается общей или точечной коррозии.

Введение молибдена в аустенитовые хромоникелевые стали не улучшает сопротивление интеркристаллитной коррозии настолько, чтобы оправдать применение молибдена, если он вводится только с этой целью. Чувствительность стали 18-8 с несколькими процентами молибдена к интеркристаллитной коррозии была доказана работами Кривобока и сотрудников [282] и Ролласона [291]. Они наблюдали коррозию по границам зерен у молибденсодержащих сталей, полностью умягченных путем закалки в воду с 1100° и затем нагретых до 400—500°. Молибден подобно вольфраму делает сталь аустенитно-ферритной, причем Пфейль и Джонс [288], Пейсон [238] и Ролласон [291] сделали вывод, что молибден значительно эффективнее вольфрама увеличивает стойкость против интеркристаллитной коррозии.

Молибден способствует образованию феррита (дельта- или альфа-фазы), а при горячей обработке двухфазной стали возникают большие трудности, если влияние молибдена не уравновесить введением какого-либо аустенитобразующего элемента. Обычно это делается при помощи увеличения содержания никеля с 8 до 10% и больше. Согласно неопубликованным данным, также полезно вводить до 2% марганца. Для облегчения горячей обработки, кроме того, предпочтительно содержание кремния в стали не выше 0,75%. Стали такого анализа подвергаются горячей обработке без затруднения.

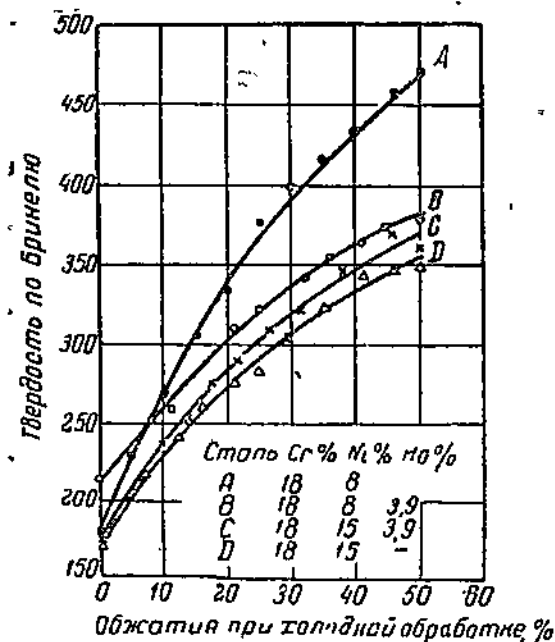
213. Механические свойства хромоникелемолибденовых сталей. Сталь, содержащая 0,06% углерода, 1,67% марганца, 0,37% кремния, 18,73% хрома, 10,59% никеля и 2,56% молибдена в полностью умягченном (после закалки) состоянии, имела следующие средние свойства при комнатной температуре:

Временное сопротивление разрыву,	
кг/мм ²	61,8
Предел текучести, кг/мм ²	23,1
Удлинение на длине 50,8 мм, %	59
Сжатие поперечного сечения, %	73
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	96
Твердость по Бринелю	149

Работа Пфейля и Джонса [288] показывает (фиг. 117), что молибденсодержащие стали в полностью умягченном состоянии не так быстро упрочняются после холодной обработки, как простые стали 18-8, возможно потому, что они уже до холодной обработ-

ки содержат некоторое количество феррита. Кривые фиг. 117 показывают, что молибден в стали, содержащей приблизительно около 18% хрома и 15% никеля, не увеличивает начальную твердость стали и не увеличивает скорость упрочнения стали в течение холодной обработки.

Стали, испытанные Пфейлем и Джонсом, подвергались следующей умягчающей обработке: стали А и В при 1150°; сталь С при 1000° и сталь D при 950°.



Фиг. 117. Влияние молибдена на скорость упрочнения при холодной обработке сталей 18-8 и 18-15. По Пфейлю и Джонсу [238]

214. Влияние молибдена на свойства при повышенных температурах. Увеличивая прочность при повышенных температурах, молибден действует подобно вольфраму, что видно из табл. 129. Данные, приведенные Объединенным исследовательским комитетом [487], были опубликованы ранее Эборном и Бейном [167] как частное сообщение фирмы Крэн.

Мэтьюс [381] пришел к выводу, что аналогичная сталь, содержащая 0,05% углерода, 16,5% хрома, 8,8% никеля и 3% молибдена, закаленная в воду при 1040° после обработки при температурах от 650 до 815°, была более пластичной и показала удлинение от 46,7 до 50% и сжатие поперечного сечения от 60,6 до 71,1%. По сообщению Мэтьюса [381] величины крипа (1% удлинения за 10 000 час.) для стали с 0,19% углерода, кратковременные свойства которой приведены в табл. 129, оказались следующими:

Температуры °C.	675	760	815	870
Напряжения при крипе, кг/мм ²	14,0	8,8	5,6	2,8

Таблица 129

Кратковременные свойства при повышенных температурах
у хромоникелемолибденовых сталей

Исследователи	Состав, %					Температура испытания °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие, %
	C	Si	Cr	Ni	Mo					
Муссати и Реджиори [329]	0,08	0,59	20,06	8,08	2,49	Комнатная	73,0	43,5	32,5	25,0
						600	53,5	—	15,8	15,4
						700	35,7	—	23,8	39,2
						800	22,3	—	43,0	48,5
Объединенный исследователь- ский комитет	0,19	0,26	16,22	9,13	2,6	20	68,3	32,0	66	74
						425	57,5	21,5	55	68
						540	35,7	17,2	50	65
						650	45,5	16,2	29	29
						760	32,0	16,2	17	26
						870	20,3	13,4	11	16

Кривобок следующим образом оценивает [463] величины крипа для горячекатаных сталей, содержащих от 2 до 4% молибдена:

Температуры °C	540	595	675	760	815
Напряжения при крипе в кг/мм ² при удлинении 1% за 10 000 час.	17,5—21,0	14,0—15,4	12,0—14,0	7,0—8,7	2,1—5,6

Значения крипа, определенные Муссати и Реджиори [329] для стали, содержащей 0,08% углерода, 20,06% хрома, 8,08% никеля и 2,49% молибдена, приведены в табл. 127.

Д. ВЛИЯНИЕ ТИТАНА НА АУСТЕНИТОВЫЕ ХРОМНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

В 1933 г. Гудремон и Шафмайстер [276, 338] предложили вводить в хромоникелевые стали титан, дабы создать иммунитет к интеркристаллитной коррозии. С тех пор титан широко применяется для этой цели. Рекомендованное этими исследователями отношение содержания титана к содержанию в стали углерода (4:1) яв-

ляется минимальным, и обычно содержание титана превышает в пять раз и больше содержание углерода. Но даже и меньшее содержание титана уменьшает размеры интеркристаллитной коррозии по сравнению с коррозией стали без добавки карбидобразующих элементов. Короче говоря, количество титана или другого карбидобразующего элемента не совсем поддается расчету. Титан обычно задается в окончательно раскисленный металл, с целью избежать ненужного угара титана.

Введение в сталь титана способствует образованию высокотемпературного феррита, т. е. затрудняет (вследствие двухфазности стали) горячую механическую обработку. В интересах улучшения поведения стали при прокатке обычно параллельно с титаном в нее вводят дополнительно около 2% никеля или марганца, или того и другого вместе, так чтобы сталь была полностью аустенитовой при температурах горячей прокатки¹. При этом условии горячая механическая обработка сталей 18-8 с титаном не встречает затруднений.

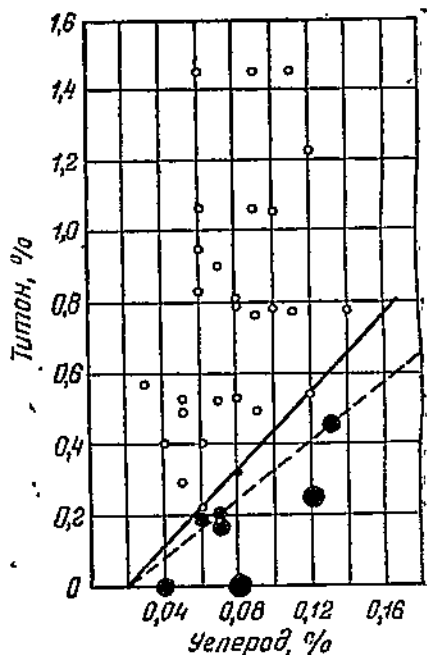
215. Влияние титана на интеркристаллитную коррозию. Заявление, что добавление титана препятствует появлению интеркристаллитной коррозии, вызвало многочисленные исследования с целью проверить его правильность. Среди замечательных работ по этому вопросу следует назвать труды Бейна, Эборна и Ретзерфорда [258, 259], Эллиота, Сарьяна и Кюллена [219], Роллассона [291], Мэтьюза [232] и Уайлса и Файндли [342]. Все эти исследователи целиком подтвердили результаты работы Гудремона и Шафмайстера. Однако Бейн, Эборн и Ретзерфорд направили их объемистые исследования на изучение: 1) механизма и законов интеркристаллитной порчи металла и 2) механизма стабилизации или иммунизации против возможной интеркристаллитной коррозии, происходящей при нагреве металла до температур, расположенных «во вредном интервале».

Такое исследование вызвало необходимость в количественной мерке для определения степени чувствительности стали к интеркристаллитной коррозии. За единицу была взята скорость проникания коррозии в специальном корродирующем растворе. Чтобы исследование носило строго научный характер, исследователи столкнулись с необходимостью пересмотреть старые работы по этому вопросу и заменить в них различные неопределенные качественные характеристики явлений строгими количественными соотношениями. В качестве корродирующего они избрали настолько сильно действующий раствор, что он не вызывал коррозии только у нормальной (после закалки) стали и при малейшей склонности стали к интеркристаллитной коррозии удалял металл по границам зерен. Затем они установили один и тот же период пребывания во вредном интервале температур (около наиболее вредной температуры). При таких предпосылках им удалось обнаружить степень чувствитель-

¹ Это особенно важно при прошивке труб. Прим. перев.

ности к интеркристаллитной коррозии, которая ускользала от наблюдения при практической службе металла. Они открыли одну черту, которая объяснила многие непоследовательные выводы предыдущих работ по этому вопросу, а именно: максимальная склонность к интеркристаллитной коррозии развивается после пребывания в течение определенного промежутка времени при одной определенной температуре, т. е. для каждого периода нагрева существует одна определенная температура, при которой обнаруживается максимальная коррозия. Отсюда они сделали вывод, что чувствительность стали к интеркристаллитной коррозии, установленная при произвольно выбранных температуре и времени, не имеет никакой ценности для общих выводов и должна быть исключена при рассмотрении вопроса. В самом деле, при некоторой температуре сталь может показывать большое разрушение в течение первых часов, а затем, при удлинении времени испытания, она восстанавливает свою нечувствительность к коррозии по границам зерен, и дальнейший нагрев при наихудшей возможной температуре не причиняет вреда. Эти обстоятельства, установленные для обыкновенных аустенитовых нержавеющей сталей, очевидно имеют прямое отношение и к сталям, приобретшим больший или меньший иммунитет благодаря введению в них сильных карбидобразующих элементов — титана или кобальта.

Обнаруженный Бейном, Эборном и Ретзерфордом эффект от введения в сталь титана после серии испытаний отображен на фиг. 118. При введении в сталь сильных карбидобразующих элементов, углерод связывается ими в форме наиболее устойчивых карбидов, и согласно гипотезе «обеднения хромом» предупреждается возможность образования богатых хромом карбидов по границам зерен, с соответствующим ухудшением металла, расположенного по этим границам. При температурах, при которых



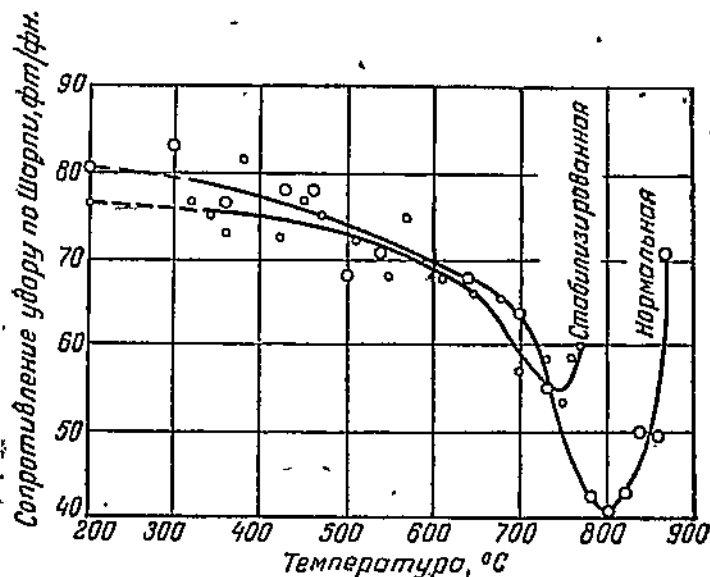
Фиг. 118. Определение отношения титана к углероду, необходимого для стабилизации. Незакрашенные кружки, показывают отсутствие коррозии. Величина черных кружков характеризует относительное проникание коррозии. Сплошная линия представляет границу между чувствительным и нечувствительным составом. Пунктирная линия показывает отношение $Ti:C$

происходит быстрая диффузия углерода, последний в короткое время связывается с наиболее сильным из карбидобразующих элементов, даже если при более высоких температурах углерод и иммунизирующий элемент находятся в растворе. Если же металл после закалки с высокой температуры и выдержки в течение необходимого времени при наиболее вредной температуре показывает следы чувствительности к интеркристаллитной коррозии (при чувствительном методе испытаний), то это объясняется тем, что углерод временно связывается с хромом, а затем дальнейшая диффузия позволяет заместить хром более сильным карбидобразующим элементом. Как показали Бейн, Эборт и Ретзерфорд, короткий нагрев с целью достигнуть температур, при которых интенсифицируется образование карбидов, ускоряет наступление иммунитета к интеркристаллитной коррозии. Для сталей, легированных титаном или колумбием, они установили полезность нагрева в течение 2 час. при температуре от 845 до 870°. Такая обработка, названная ими стабилизацией, обеспечивает максимальный эффект от введения сильных карбидобразующих элементов. Стабилизация не нужна, если металл был нагрет перед закалкой до температуры, близкой к температуре плавления, ибо при таких температурах специальные карбиды так же выпадают из твердого раствора, как и при нагреве до температур стабилизации. Вследствие этого при сварке стабилизация помогает на тех участках металла, которые не нагреваются до чрезмерно высоких температур в течение сварки или по ее окончании. Зоны же более высокой температуры не удерживают после сварки преимуществ, полученных после стабилизации. Следует помнить, что специальные испытания на интеркристаллитную коррозию, проводимые либо грубыми, либо чувствительными методами, могут оказаться нецелесообразными при исследовании поведения нержавеющей стали в специальных условиях.

В особенности сомнительными будут коррозионные испытания, имеющие целью оценить интеркристаллитную коррозию, в условиях, когда окружающая среда может возбудить коррозию и самого нормального металла.

Условия сварки, характер службы конструкции и корродирующие среды требуют выбора стали с определенным оптимальным содержанием титана и определяют необходимость или отсутствие необходимости в стабилизирующей термической обработке [474, 527]. Во время сварки расплавленная нержавеющая сталь, образующаяся из электрода, может в значительной степени окисляться, и если электродная проволока содержала титан, то последний может почти полностью окислиться. Поэтому для электродной проволоки не применяются марки стали с титаном. Металл же, иммунизированный колумбием (ниобием), применяется для сварочных электродов. По частному сообщению Виша (E. H. Wyche), тщательные испытания для установления потери титана в основном металле показали, что нагрев во вредном интервале температур не обнаруживает уменьшения титана ни в одной смежной со швом зоне.

216. Влияние титана на механические свойства. На фиг. 119 изображено влияние длительного пребывания при высоких температурах на ударную вязкость термически стабилизированной титан-содержащей и простой стали 18-8 по данным Бейна и сотрудни-



Фиг. 119. Сопротивление удару у сталей 18-8 стабилизированной и обычной, после выдержки в течение 1000 час. при указанных на диаграмме температурах [258]

ков [258]. Они показывают, что титансодержащая сталь удерживает ударную вязкость при повышенных температурах в значительно большей степени, чем простая сталь 18-8. Из табл. 130 видно, что обычные количества титана не влияют на пластичность и вязкость, закаленных на воздухе сталей. Данные Гесслера и Каутца [319] существенно не отличаются от данных, приведенных в табл. 130. Прочие свойства — плотность, линейное расширение, теплопровод-

Таблица 130

Влияние титана на механические свойства сталей 18-8 после горячей обработки и нагрева до 1050° и охлаждения на воздухе

Состав, %				Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %	Ударная вязкость по Изоду фт/фн
C	Cr	Ni	Ti					
0,10	18,77	8,46	—	66,0	27,5	67	74	120
0,08	18,58	9,68	0,42	60,5	26,8	59	64	111

ность — также существенно не изменяются. Титан, введенный в больших количествах, увеличивает прочность и уменьшает пластичность стали. Это доказано Дюма [451] для литых сталей, содержащих от 0,10 до 0,12% углерода; от 20 до 24% хрома и от 10 до 13% никеля; некоторые результаты его исследований приведены в табл. 131.

Таблица 131

Влияние титана на механические свойства литой аустенитовой нержавеющей стали, закаленной в воду с 1095° по данным Дюма [451]

Содержание титана %	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Изоду фт/фн
0	50,5	27,3	54,0	61,5	143	92
0.35	56,5	31,5	45,5	57,0	170	77
0 90	68,0	42,8	31,0	40,5	207	30

Введение титана в количестве 2% или более вызывает после надлежащей термической обработки старение железохромоникелевых сплавов типа 18-8 [503].

Если сваренная конструкция целиком может быть подвергнута после сварки закалке с температур 980—1040°, то вводить в сталь титан нет необходимости, но при обязательном условии, что эта конструкция в процессе службы не будет нагреваться до температур «вредного» интервала. Металл крупных сечений и больших толщин, содержащий титан или колумбий, все же полезно подвергнуть отпуску, для снятия напряжений при 845—900°, который можно рассматривать, как дополнительную стабилизирующую термическую обработку против возможной чувствительности стали к интеркристаллитной коррозии во вредном температурном интервале.

217. Общее сопротивление коррозии титансодержащих хромоникелевых сталей. Общее сопротивление коррозии всех нержавеющих аустенитовых сталей является наилучшим после закалки их с температуры 980—1040°.

Стабилизирующая обработка, применяемая для сталей, легированных карбидобразующими элементами, увеличивает иммунитет к интеркристаллитной коррозии, увеличивает скорость реакций на поверхности стали с некоторыми корродирующими агентами, обычно не действующими на закаленную сталь. К числу таких реагентов относится кипящая азотная кислота. Согласно Кривобоку [501], азотная кислота вызывает коррозию таких сталей, хотя известно, что сварная аппаратура из титансодержащих сталей весьма удовлетворительно служит на многих заводах, изготавливающих азотную кислоту. Бейн в частном сообщении авторам подтвердил, что в США такие стали дали превосходные результаты в сварной аппаратуре для азотных заводов, в то время как обычная сталь 18-8 в корот-

кое время подвергалась интеркристаллитной коррозии. Это особенно убедительно показывает, что поведение металла в отношении коррозии нельзя предсказать по коротким, ускоренным испытаниям, потому что ускорение испытаний означает изменение истинной природы воздействия корродирующей среды.

Е. ВЛИЯНИЕ КОЛУМБИЯ (НИОБИЯ) НА АУСТЕНИТОВЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

Наиболее поздней по времени добавкой в аустенитовые хромоникелевые стали для обеспечения отсутствия интеркристаллитной коррозии является колумбий (ниобий). Применение этого элемента, впервые в металлургической литературе, было описано в 1934 г. Бекетом и Фрэнксом [309]. Их исследования показали, что колумбий дает удовлетворительное решение проблемы борьбы с интеркристаллитной коррозией.

Колумбий вводится в сталь в виде ферроколумбия, содержащего от 50 до 60 % колумбия и малое количество углерода. При даче ферроколумбия в печь через шлак в хорошо раскисленную металлическую ванну, после необходимой для усвоения колумбия выдержки, в готовом металле остается от 85 до 90 % колумбия.

218. Влияние колумбия (ниобия) на интеркристаллитную коррозию. Резюме из данных Бекета и Фрэнкса по влиянию колумбия на интеркристаллитную коррозию аустенитных хромоникелевых сталей дано в табл. 132. Из этой таблицы видно, что наличие четырехкратного по отношению к углероду содержания колумбия суживает пределы температур, при которых сталь подвергается коррозии по границам зерен. Когда отношение колумбия к углероду увеличивается до 7:1, получается дальнейшее улучшение, хотя при наиболее суровых условиях интеркристаллитная коррозия еще возможна. Стали с содержанием колумбия не меньше, чем в 10 раз, большим содержанием углерода совершенно не подверглись коррозии, что было определено испытанием на загиб и на потерю металлического звука после выдержки при температурах между 300 и 850° в течение различных периодов времени (от 30 мин. до 1000 час.) и последующего помещения образцов на 1000 час. в кипящий подкисленный раствор медного купороса, содержащий около 6 % сернокислой меди и 16 % серной кислоты.

Мэтьюс подтверждает эффективность влияния колумбия на устранение явления интеркристаллитной коррозии, а Кривобок [500] рекомендует применять колумбий в следующих случаях: «Применение хромоникелевых аустенитовых сталей с колумбием рекомендуется, когда: 1) в конструкции применены большие толщины (больше 12,7 мм); 2) сварные швы являются сложными или крестообразно расположенными; 3) конструкция будет работать при температурах зоны выпадения карбидов в присутствии вызывающей кор-

Таблица 132

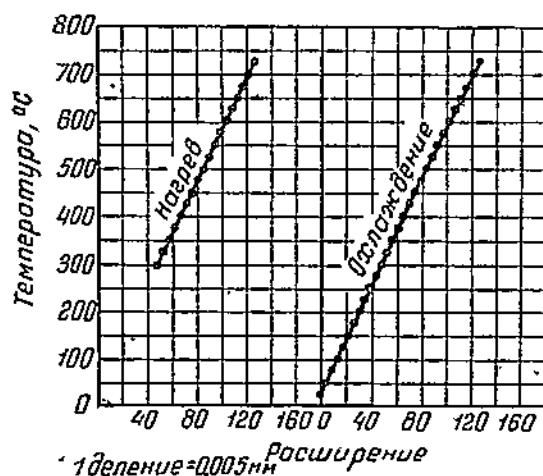
Влияние колумбия на интеркристаллитную коррозию сталей типа 18-8, закаленных перед испытанием с 1150° в воду по данным Бекета и Фрэнкса [309]

Состав, %				Приблизительные температуры (в интервале от 300 до 850°), при которых наступает разрушение металла после кипячения в медном купоросе, °C
C	Cr	Ni	Cb	
0,14	18,39	8,39	0,37	475-650
0,10	18,49	8,56	0,41	550-650
0,07	18,28	9,42	0,51	550
0,13	18,36	9,38	0,79	650
0,18	18,33	9,16	1,51	550
0,11	18,75	9,02	1,00	650
0,07	17,81	9,18	0,75	Разрушения не обнаружено
0,12	18,63	9,27	1,25	То же
0,12	18,75	9,14	2,13	" "
0,14	22,87	12,43	1,50	" "
0,14	26,06	20,44	1,51	" "

розию среды; 4) когда необходимо снятие напряжений после изготовления изделий крупных сечений, а возможность быстрого охлаждения после высокого отпуска исключается.

Хойт и Шейл [524] указывают, что в их опытах оказалось достаточно иметь в стали колумбий в количестве, в 10 раз большем содержания углерода, чтобы исключить необходимость в стабилизирующей термической обработке между 850 и 900°.

219. Влияние колумбия (ниобия) на превращения. В поисках наилучшего объяснения влияния колумбия Бекет и Фрэнкс произвели специальные дилатометрические испытания с целью исследовать изменения состояния у стали 18-8, содержащей 0,10% углерода и 1,16% колумбия (ниобия). Результаты их опытов иллюстрируются (фиг. 120). Кривые изображают изменение длины при нагреве, начиная с 300° за 48 час., по истечении которых темпера-



Фиг. 120. Дилатометрические кривые стали, содержащей 0,10% C; 18,38% хрома; 8,97% никеля и 1,16% колумбия (ниобия). По Бекету и Фрэнксу [309]

тура поднималась на 25° и снова делалась 48-часовая выдержка. Такой постепенный подъем температуры был произведен до 700°. Затем сталь охлаждалась при той же скорости с 48-часовыми периодами для понижения температуры на каждые 25°. Никаких отклонений от прямой линии кривые для стали с колумбием не имели, что резко их отличает от простой стали 18-8.

220. Влияние колумбия на механические свойства. Механические свойства горячекатаных содержащих колумбий хромоникелевых сталей в полностью умягченном состоянии приведены в табл. 133 и 134. Если сталь 18-8 содержит слишком много колумбия, то это понижает пластичность и вязкость стали. Является ли это следствием образования феррита или соединения железа с колумбием, еще не установлено. Содержание колумбия не должно превышать

Таблица 133

Механические свойства хромоникелеколумбевых (побиевых) сталей по данным Бекета и Фрэнкса [309] (содержание марганца, кремния, серы и фосфора было обычным)

Состав, %				Нагрев до 1150°C и закалка	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие, %	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн
C	Cr	Ni	Cb							
0,07	18,28	9,4	0,51	В воду . .	63,0	25,3	60	72	120	137
0,07	17,81	9,18	0,75	То же . . .	64,4	24,5	59	67	120	143
0,12	18,66	9,27	1,25	„ „	64,4	24,5	58	66	103	143
0,12	18,66	9,27	1,25	На воздухе	65,2	28,8	57	64	102	146
0,15	18,52	9,00	2,13	В воду . .	64,3	28,8	51	64	94	163
0,15	18,52	9,00	2,13	На воздухе	63,0	25,3	51	63	98	153
0,14	22,87	12,43	1,50	В воду . .	63,7	39,0	42	58	97	146
0,14	22,87	12,43	1,50	На воздухе	61,7	35,5	47	64	98	149
0,14	25,06	20,44	1,51	В воду . .	63,3	33,7	44	63	86	146

Таблица 134

Влияние колумбия на механические свойства литых сталей 18-8 (с содержанием углерода не больше 0,10%) после закалки с 1100° в воду

Содержание колумбия %	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения, %	Твердость по Бринеллю	Ударная вязкость по Изоду фт/фн
0,00	50,8	22,5	61	63	131	85
0,56	50,4	23,8	51	47	128	66
0,90	53,5	23,2	48	44	137	50
1,11	53,5	22,5	43	43	137	48

1% и вместе с тем отношение содержания колумбия к содержанию углерода должно поддерживаться на уровне не ниже, чем 10:1, чтобы обеспечить максимальное сопротивление интеркристаллитной коррозии. Вследствие этого обычно устанавливается содержание углерода в стали не выше 0,07% и колумбия от 0,70 до 1,0%.

В частном сообщении авторам Редзерфорд подчеркивает необходимость соблюдения этого правила относительно содержания колумбия в сварных швах, если желательно сохранить пластичность металла.

Повидимому общая причина вызывает у аустенитовых хромоникелевых сталей при длительных выдержках при температурах около 650° появление чувствительности к интеркристаллитной коррозии и одновременную потерю вязкости металла. При содержании колумбия в 10 раз больше, чем содержание углерода, потеря вязкости металла заметно уменьшается, что видно из табл. 135.

Таблица 135

Влияние колумбия на стойкость при выдержке при повышенных температурах хромоникелевых сталей, предварительно термически обработанных путем закалки в воду с 1150°, по Бекету и Фрэнксу [309]

Состав, %						Выдержка в течение 2 недель при температуре °C	Ударная вязкость по Изоду фг/фн
C	Mn	Si	Cr	Ni	Cb		
0,06	0,51	0,28	18,85	9,21	—	—	118
						550	118
						650	91
						750	84
						850	77
0,08	0,54	0,42	18,04	8,86	0,78	—	119
						550	119
						650	105
						750	117
						850	101

221. Влияние колумбия на свойства стали после сварки. Результаты исследования влияния колумбия на коррозию аустенитовых хромоникелевых сталей после их сварки показаны в табл. 136.

Согласно Бекету и Фрэнксу [309], Пратту [394] и Пристли [395], электроды из стали 18-8, содержащей колумбий, дают шов, не подвергающийся интеркристаллитной коррозии. Кривобок [463, 501] говорит, что это является выдающимся преимуществом легированных колумбием сталей. Однако большое влияние оказывает технология сварки. При электросварке необходимо обмазывать электроды флюсом, который помогает сохранить колумбий в сварном шве. При кислородно-ацетиленовой сварке необходимо опасаться чрезмерного увеличения содержания углерода в наплавляемом

Таблица 136

Результаты испытаний на коррозию в течение 240 час. сварных швов, взятых при сварке листов толщиной 4,8 мм из стали, содержащей хром, никель и колумбий по Бекету и Фрэнксу [309]

Состав, %				Способ сварки	Среднее проникание за месяц* в кипящей азотной 65%-ной кислоте, мм	Местная коррозия на шве или в соседних зонах
C	Cr	Ni	Сb			
0,10	18,49	8,56	0,44	Кислородно-ацетиленовая	0,05	Нет
0,16	17,59	8,05	0,71	Дуговая	0,03	Нет
				Кислородно-ацетиленовая	0,22	Есть в соседней зоне
0,13	18,26	9,38	0,79	Дуговая	0,15	То же
				Кислородно-ацетиленовая	0,07	Нет
0,10	18,75	9,02	1,00	Дуговая	0,06	Нет
				Кислородно-ацетиленовая	0,08	Нет
				Дуговая	0,035	Нет

Примечание. Образцы были закалены перед сваркой с 1150° и имели длину 100 мм, ширину 25 мм.

* Определялось подсчетом после 5 испытаний длительностью по 48 час. каждое.

металле, регулируя это надлежащим пламенем и составом флюса. При соблюдении этих предосторожностей электроды можно применять и для сварки сталей других марок, как сталь 18-8 с титаном и чисто хромистые стали.

Колумбий, подобно титану, в аустенитовых сталях ведет себя, как карбидобразующий элемент. Углерод является аустенитобразующим элементом, но его влияние уменьшается вводимым в пропорциональном отношении к углероду колумбием. Опыт показывает, что стали, которые не являются аустенитовыми при температурах горячей обработки, а в особенности при температурах прошивки, имеют пониженную пластичность и могут рваться в процессе горячей обработки. Чтобы сохранить аустенитовую структуру стали, содержащей колумбий, необходимо поднять примерно на 2% содержание никеля или поднять на столько же содержание марганца или увеличить соответствующим образом содержание в стали и марганца и никеля.

Иногда в аустенитовые хромоникелевые стали вводится колумбий вместе с молибденом [463, 520]. Низкоуглеродистые стали 18-8, содержащие от 2 до 3% молибдена и около 0,50% колумбия, показали повышенное сопротивление питтингу и контактной коррозии по сравнению с простой сталью 18-8. Эти стали совмещают высокую общую коррозионную стойкость сталей 18-8 с молибденом с устойчивостью против интеркристаллитной коррозии сталей 18-8,

содержащих колумбий. Другие опыты показали, что эти стали весьма подходят для сварки, особенно при больших толщинах.

Г. ПРОЧИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫЕ АУСТЕНИТОВЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ

Для улучшения механической обрабатываемости или других свойств, а иногда с целью уменьшить склонность к интеркристаллитной коррозии и с другими целями в аустенитовые хромоникелевые стали вводятся многие элементы, в том числе тантал, сера, селен, ванадий, цирконий, медь и бор.

222. Влияние тантала на аустенитовые хромоникелевые стали. В стали типа 18-8 тантал вводился главным образом в Германии. Маурер [469] приводит мнение Репатца, что преимуществом тантала является относительно малый угар этого элемента в процессе сварки. В соответствии с результатами исследования Гофмана и Фридриха [497] тантал вызывает образование устойчивого феррита. Одновременно он создает нечувствительность стали к интеркристаллитной коррозии.

223. Автоматные высокосернистые хромоникелевые стали. Аустенитовые хромоникелевые стали с трудом подвергаются механической обработке резанием вследствие прилипания стружки к инструменту и быстро возрастающего наклепа аустенитовой стали. Введение серы или селена в сильной степени облегчает обработку резанием. В производстве винтов и шурупов обычно применяется автоматная нержавеющая сталь 18-8, содержащая эти элементы.

Пальмер [104] считает, что эффективным средством для улучшения обрабатываемости является введение в сталь 18-8 от 0,20 до 0,40 % серы. В дополнение к сере можно вводить небольшие количества циркония, молибдена или меди. Высокое содержание серы нейтрализует полностью высокий фрикционный эффект хрома и уменьшает вязкость, так что сталь может быть подвергнута максимальному умягчению без ущерба для резания. Пальмер же [388] указывает, что высокосернистую сталь можно при изготовлении винтов обрабатывать резцом с такой же заточкой и с такими же скоростями резания, как и обычную углеродистую сталь.

Дальнейшее улучшение обрабатываемости было получено в последнее время введением в высокосернистую сталь 18-8 фосфора в количестве 0,15 % с целью уменьшить еще высокую вязкость аустенитовой стали. Пальмер утверждает, что высокосернистая высокофосфористая сталь еще обладает достаточной вязкостью, необходимой для применения для любых целей в автомобильной промышленности.

Введение этих элементов не отражается сильно на коррозионной стойкости, но введение больше 0,20 % серы ухудшает условия горячей механической обработки. Этот недостаток устраняется введением серы в виде сульфида циркония, который предупреждает появление красноточности до 1150°.

Кон [311] указывает, что введение 0,4% серы в виде сульфида молибдена делает сталь 18-8 обрабатываемой одинаково с углеродистой автоматной сталью для винтов. Джонс [376] указывает, что добавление от 0,25 до 0,4% серы в отливки из стали 18-8 улучшает их обработку резанием. Удлинение, сжатие поперечного сечения и ударная вязкость понижаются, но сталь сохраняет еще достаточную для промышленного применения пластичность и вязкость. Джонс предпочитает заменять в отливках серу селеном.

224. Хромоникелеселеновые стали¹. Относительно влияния селена на стали типа 18-8 опубликовано мало данных. Пальмер [388], Джонс [336] и другие [211, 212] указывают, что введение от 0,20 до 0,30% селена настолько повышает обрабатываемость при изготовлении шурупов для дерева, что их можно обрабатывать резанием после высадки головки на холоду.

Однако при такой операции разрешаются несколько меньшие скорости, чем при обработке автоматной стали.

Повидимому, селен оказывает малое влияние на механические свойства при разрыве при комнатной температуре [311]. При повышенных температурах селенсодержащая сталь несколько прочнее и менее пластична, чем сталь без селена, как видно из следующих результатов испытаний, произведенных при 900°:

Состав, %				Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения
C	Cr	Ni	Se				
0,11	17,91	8,06	—	52,9	24,9	41,0	64,8
0,08	17,65	8,45	0,23	56,3	25,6	24,5	56,6

При испытании поперечных образцов [212] селеновая сталь имела более высокое удлинение, сжатие поперечного сечения и ударную вязкость, чем подобная же сталь 18-8 с содержанием 0,31% серы. Было также установлено [212], что автоматная сталь с селеном имеет более высокое общее сопротивление коррозии, чем сталь с высоким содержанием серы, но меньшее, чем у нормальной стали 18-8 (без повышенного содержания серы). Однако это уменьшение коррозиестойчивости настолько невелико, что оно отнюдь не мешает самому широкому применению нержавеющей автоматной стали.

Джонс [376] считает, что в отливках необходимо заменять серу селеном, так как последний обеспечивает более высокую пластичность металла. В литой стали 18-8 с селеном средние величины

¹ В случае применения селена в качестве легирующего элемента следует соблюдать большую осторожность, так как пары его ядовиты.

удлинения составляет от 35 до 55% по сравнению с 45—65% у стали 18-8 нормального анализа. В сернисто-содержащих сталях содержание фосфора обычно увеличивается до 0,15—0,18%.

225. Прочие модификации хромоникелевых сталей. Для повышения коррозионной стойкости в стали 18-8 вводилось около 2% меди. Мэтьюс [232] указывает, что медь оказывает благоприятное влияние на уменьшение коррозии в разбавленной соляной кислоте, хлористом аммонии и рассолах. Монипенни [191] упоминает о германском патенте № 395044 1922 г. и об английском № 267024 1926 г. и указывает, что содержание меди в сталях 18-8 должно быть меньше 2%. Механические свойства хромоникелемедистых нержавеющих сталей приведены в табл. 137.

Таблица 137

Влияние меди на механические свойства ковanej стали с 18% хрома и 8% никеля по данным Монипенни [191]

Состав, %					Закалка в воду с температуры °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие попереч- ного сечения, %	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
C	Si	Cr	Ni	Cu							
0,10	0,36	17,80	10,10	2,20	1000	48	23	67	77,1	103	131
					1100	47	22	66	77,9	100	126
0,25	0,49	17,40	10,80	2,45	1000	66	41	37	51,0	65	196
					1100	63	32	49	59,3	96	179

Неопубликованные данные Пиллинга, предоставленные им для помещения в монографии по железоникелевым сплавам [503], содержат результаты механических испытаний стали с 0,22% углерода, 13,44% хрома; 12,66% никеля и 2,31% меди. Разрывные свойства этой стали при различных вариантах термической обработки не отличались от свойств стали того же состава, но без меди. Ударная же вязкость медистой стали была выше, чем у стали, не содержащей меди.

Гримшоу [363] указывает, что введение от 4 до 6% марганца и от 2 до 3% меди увеличивает термодинамическую стабильность аустенита в сталях 18-8 и повышает сопротивляемость общей коррозии. Гадфильд взял французский патент (№ 590691 1925 г.) на хромоникелевые стали с содержанием до 6% меди, обладающие повышенным сопротивлением коррозии, окислению и крипу при повышенных температурах.

Производилась добавка в стали 18-8 меди совместно с молибденом. Исследование (неопубликованное) показало, что медь вызывает красноточность при температурахковки и прокатки. При содержании меди, большем 3%, горячая обработка стали становится почти невозможной. Такие же трудности встречаются при обработ-

ке хромоникелемедистых сталей, содержащих несколько процентов марганца.

Для уменьшения интеркристаллитной коррозии рекомендовалось введение ванадия¹, циркония и урана². Однако, вследствие необходимости вводить эти элементы в больших количествах и трудностей, возникающих при изготовлении и обработке этих сталей, применение их не распространилось.

Делались попытки повысить прочность и предел упругости аустенитовых хромоникелевых сталей при помощи старения [180], введения бериллидов [172, 265] и боридов [172, 207, 491]. Значения твердости до 400 и выше по Бринеллю были получены Вагмунтом [207] и до 350 по Виккерсу Корнелиусом [491] при помощи старения стали 18-8, содержащей от 0,50 до 1,7 % бора. Подвергнутые старению стали имели относительно высокую прочность при повышенных температурах, но низкую ударную вязкость. Удлинение и сжатие поперечного сечения также имели более низкие значения, чем у стали, не содержащей бора.

Филд³ указывает, что подобные же результаты достигались путем введения колумбия и титана. Сведений о промышленном применении сталей 18-8, подвергнутых старению, нет.

Влияние алюминия на прочность при повышенных температурах стали 18-8, содержащей 0,20—0,30 % углерода, показано данными Эргеля и Шеперса [236]. Увеличение содержания алюминия с 0,07 до 1,31 % мало повлияло на сопротивление разрыву при 700, 900 и 1000°. Удлинение и сжатие поперечного сечения понизились, особенно, при 1000°, что видно из следующего:

Алюминий %	Механические свойства при 1000° С		
	временное сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение %	сжатие поперечного сечения %
0,07	10,0	26	50
1,31	10,9	18	38

Г. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Аустенитовые хромоникелевые нержавеющие стали модифицировались введением колумбия (ниобия), титана, меди, молибдена, селена, вольфрама, ванадия и даже урана и других элементов, а

¹ Британский патент № 380805, янв. 1933 г.

² То же, № 386656, май 1933 г.

³ Патент США № 2080367 и № 2080369, 1937 г.

также повышенными количествами кремния с целью улучшения характеристики стали при сварке или некоторых специальных ее свойств, особенно жароупорности и стойкости против интеркристаллитной коррозии.

2. Кремний в количестве до 0,50% всегда вводится в аустенитовые хромоникелевые стали, особенно если они применяются в сварных конструкциях, так как кремнием предохраняется от окисления хром. Увеличение содержания кремния до 1,5—2 и даже 3% увеличивает общее сопротивление окислению и коррозии в слабых растворах некоторых кислот, особенно соляной и серной. В Англии подобное легирование кремнием применялось, чтобы уменьшить склонность стали к интеркристаллитной коррозии. Однако в США кремний рассматривается как элемент, не подходящий для этой цели. Кремний, введенный в сталь 18-8 в количестве около 2%, серьезно понижает вязкость последней.

3. Вольфрам и молибден увеличивают прочность аустенитовых сталей при повышенных температурах и ограничивают условия, при которых может возникнуть интеркристаллитная коррозия. Однако их влияние в этом отношении недостаточно, и введение их никогда не рассматривалось как способ решения задачи устранения интеркристаллитной коррозии. Вольфрам вводится в хромоникелевые стали в различных количествах, но оптимальным с практической точки зрения является 4%. Молибден широко применяется и вводится в количестве от 2 до 4%. Его введение заметно увеличивает коррозионную стойкость в растворах, содержащих малые количества кислот, являющихся восстановителями. Молибден весьма значительно увеличивает стойкость стали против питтинга, особенно в растворах хлоридов и поваренной соли, имеющих слабокислую реакцию.

4. Колумбий (ниобий) и титан применяются, чтобы предотвратить появление интеркристаллитной коррозии. Эти сильные карбидообразующие элементы связываются в карбиды, богатые колумбием и титаном, так что не образуется карбидов хрома, благодаря появлению которых возникает возможность интеркристаллитной коррозии в условиях службы изделия. На практике колумбий и титан вводятся в количествах, превышающих требуемые стехиометрическими отношениями, вытекающими из формул (CbC и TiC). Подобные стали не подвергаются коррозии по границам зерен в процессе их службы; но когда пропорция титана или колумбия приближается к требуемой стехиометрически для полного обеспечения максимального образования специальных карбидов, сталь подвергается нагреву до 850—900° (около 2 час. в зависимости от условий), после чего пребывание во вредном интервале температур вызывает минимальную порчу металла. Тот же нагрев, который приводит к максимальной стабилизации, одновременно служит высоким отпуском для снятия напряжений после сварки. Стабилизация не всегда необходима; необходимость в ней определяется составом стали,

ее обработкой и условиями службы металла в дальнейшем. Титан является сильным раскислителем жидкой стали, колумбий же не является им. Вследствие этого титан не применяется для стали, идущей на электроды для сварки, которые часто изготавливаются из сталей, содержащих колумбий.

5. Селен применяется в промышленных масштабах для улучшения обработки резанием аустенитовых сталей и действует аналогично сере в автоматной нержавеющей стали.

6. Введение меди в количестве до 2% может улучшить коррозионную устойчивость хромоникелевых сталей в слабых растворах хлоридов и поваренной соли. Введение меди в количестве около 3% и больше вызывает появление красноломкости и чрезвычайно затрудняет торячую механическую обработку. В комбинации с молибденом медь улучшает общее сопротивление сталей коррозии.

7. Если хотят сохранить однофазную аустенитовую структуру стали, то кремний, вольфрам, молибден, титан и колумбий, которые являются ферритобразующими элементами, обычно вводят одновременно с добавлением никеля или марганца или обоих элементов вместе. Содержание никеля чаще всего увеличивается на 2%, содержание марганца также на 2%. Если же кремний вводится для умягчения склонности к интеркристаллитной коррозии, то аустенитобразующих элементов добавлять не надо, так как понижение склонности к коррозии по границам зерен при введении кремния приписывается именно частичному образованию феррита.

8. Имея в виду законы образования феррита и аустенита и необходимость сохранения аустенитовой структуры стали, можно применять упомянутые выше элементы в различных сочетаниях и поодиночке. Молибденониобиевые стали могут служить иллюстрацией того, что отношение ниобий : углерод может быть уменьшено от 10 : 1 до 6 : 1, так как молибден уменьшает необходимое количество ниобия или титана. Однако введение сильного ферритобразующего элемента — молибдена плюс титан или ниобий требует немедленного увеличения содержания никеля или марганца, чтобы восстановить аустенитовый характер стали.

ГЛАВА XIV

ХРОМОМАНГАНЦЕВЫЕ СТАЛИ

Общий обзор высоколегированных хромоманганцевых сталей. Производство и свойства сталей, содержащих от 16 до 20% хрома и от 8 до 10% марганца. Влияние других элементов. Интеркристаллитная коррозия. Выводы авторов

О высоколегированных хромоманганцевых сталях имеется обширная литература, ибо большинство из них обладает особенной двухфазной структурой и они по некоторым свойствам приближаются к аустенитовым хромоникелевым сталям, так как марганец является единственным, кроме никеля, эффективным элементом способным удерживать, после закалки большие количества аустенита. Двухфазные стали являются промежуточными между ферритными высокохромистыми и аустенитными сталями типа 18-8. Качественное представление о поведении почти полностью аустенитовых сталей можно легко получить, если ознакомиться подробно со свойствами двухфазных сталей. Хромоманганцевые нержавеющие стали производятся в относительно небольших количествах. В США их производство по различным причинам ограничивалось только опытами промышленного масштаба, а в Европе они производились только в Германии и в СССР, так как эти страны стремились заменить марганцем никель. Однако в Германии был установлен ряд случаев промышленного применения хромоманганцевых сталей, когда они лучше удовлетворяли требованиям производства, чем хромоникелевые стали. Подобные случаи являются исключениями, вообще же широко известно, что хромоманганцевые стали не эквивалентны со сравнимыми хромоникелевыми сталями как в смысле сопротивления коррозии, так и в отношении механических свойств. Тем не менее во многих отношениях они близки к хромоникелевым сталям.

Хромоникелевые стали, легированные марганцем, очень похожи на стали типа 18-8, и применение их распространилось как в Европе, так и в Америке. Они включены в настоящую, а не в предыдущую главу по той причине, что их поведение легче понять, если предварительно рассмотреть чисто хромоманганцевые стали. Но следует помнить, что они не являются родственными хромоманганцевым сталям, а представляют собой модифицированные хромоникелевые стали, возникшие на основе усовершенствования сталей типа 18-8, а не хромоманганцевых.

А. ОБЩИЙ ОБЗОР ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ

Самое раннее упоминание о влиянии марганца на хромистые стали содержится в патенте¹, взятом Бекетом в 1920 г. на получение высококого сопротивления окислению при высоких температурах и низкой магнитной проницаемости высокохромистой стали путем регулирования содержания в ней марганца. Далее было указано, что эти стали могут изготавливаться как в литом, так и в ковном виде и что область промышленно полезных сплавов составляют сплавы, содержащие от 15 до 35% хрома от 5 до 15% марганца и от 0,10 до 2,0% кремния и углерода. Среди прочих специальных применений этих сталей было упомянуто применение их для изготовления электрододержателей для электронечей, так как низкая магнитная проницаемость обеспечивает лучшее использование электроэнергии. В патенте было указано, что среднеуглеродистая хромомарганцевая сталь обладает магнитной проницаемостью, составляющей всего от 2 до 5% величины ее для чугуна.

Временное сопротивление разрыву для отливок было указано в пределах 28—31,5 кг/мм², а для кованых образцов около 70 кг/мм². Температура закалки была предложена от 1000 до 1100°.

Хотя Бекет [134] начал свои исследования влияния марганца на сплавы железа и хрома еще в 1912 г., он, если не считать указанный патент, не опубликовывал материалов своих исследований до 1930 г. Сообщения других исследователей этого вопроса, особенно в Германии и в СССР, последовали позднее.

226. Влияние марганца на стали, содержащие от 10 до 15% хрома. Бекет [134] сообщил данные о сплавах, содержавших до 2% углерода, от 10 до 30% хрома, от 3 до 30% марганца и до 3% кремния. Целью его исследований было получение горячекатаной стали с высоким сопротивлением ржавлению и с достаточной для глубокой вытяжки пластичностью.

Как видно из табл. 138, при содержании хрома в пределах 12—14% введение марганца в постепенно повышающихся до 13% количествах понижает пластичность и сопротивление удару. Даже при содержании марганца около 3—4% и при низком содержании углерода (около 0,1%) уже наблюдается это явление. Уместно заметить, что присутствие 13% марганца в стали, содержащей 0,08% углерода и 13,6% хрома еще не делает сталь аустенитной после закалки с 1050° на воздухе или в воде. И эта сталь не может быть умягчена закалкой с более высоких температур, облегчающих образование аустенита. Больше того, эта сталь не становилась более мягкой после выдержек в течение различного времени при более низких температурах, при которых обычно мартенсит распадается с выделением более мягкой ферритной составляющей.

Длительные испытания в азотной кислоте, обрызгиванием раствором, а также кипячением в подкисленном растворе медного ку-

¹ Патент США № 1333151.

пороса показали, что стали с содержанием больше 4% марганца имеют меньшее сопротивление ржавлению и коррозии. Таким образом введение марганца в таких количествах в стали с 12—15% хрома не обеспечивает получения мягкого, пластичного и вязкого металла, хотя он и обладает повышенной стойкостью против ржавления.

Таблица 138

Влияние марганца на низкоуглеродистые 12—15%-ные хромистые стали, закаленные в масло при 925°, отпущенные при 650° и охлажденные на воздухе

Стали	Состав, % *			Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие, %	Глубина продавливания по Эриксену, мм	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринелю
	C	Cr	Mn							
A	0,10	11,83	0,34	58,7	39,9	32	75	7	114	149
B	0,06	12,05	3,91	71,0	49,0	20	56	7	52	159
C	0,16	11,98	3,30	79,8	50,5	22	54	7	22	187
D	0,05	12,08	7,16	101,7	74,0	10	38	5	15	262
E	0,19	12,03	7,24	111,3	82,5	1	2	4	3	340
F	0,08	13,60	13,42	—	—	—	—	3	—	—
F ₁ **	0,08	13,60	13,42	134,0	39,2	9	25	8	55	292
F ₂ **	0,08	13,60	13,42	77,0	35,0	1	1	6	4	340

* Эти стали содержали нормальное количество кремния.

** Сталь F₁ была охлаждена на воздухе 1050° С, сталь F₂ была закалена в воду с той же температуры.

В Германии появились сообщения о том, что если поднять содержание марганца в низкоуглеродистой стали с 8—10% хрома до 16—18%, то получается вязкий металл с заметным сопротивлением ржавлению [417]. Увеличение в такой степени содержания марганца благоприятствует сохранению аустенита. Однако, как нам сообщил частным образом Бирс (H. W. Biers), эта сталь весьма быстро подвергается наклепу и, несмотря на ее превосходный, подобный серебру цвет, не производится больше в промышленном масштабе, так как обладает относительно низкой коррозиестойчивостью, что и следовало ожидать от стали со столь низким содержанием хрома. Механические свойства стали, содержащей 0,19% углерода; 0,88% кремния; 10,10% хрома и 17,66% марганца; после охлаждения на воздухе с 1000° были следующими:

Временное сопротивление разрыву,	
кг/мм ²	83,3
Предел текучести, кг/мм ²	23,8
Удлинение на 50,8 мм, %	54
Сжатие поперечного сечения, %	54
Глубина выдавливания по Эриксену, мм	14
Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	115
Твердость по Бринелю	179

На фиг. 121 показано влияние термической обработки на свойства кованой стали с 15,1% хрома, 15,7% марганца и 0,24% углерода, определенные Легатом [465].

При отжиге до температуры 600° в течение 1 часа наблюдалось незначительное изменение свойств, но закалка с температур от 960 до 1100° делала сталь несколько более мягкой.

Влияние содержания хрома на свойства сталей с содержанием углерода от 0,1 до 0,2% и марганца около 16% в кованом состоянии показано на фиг. 122.

Наиболее замечательным является быстрое понижение сопротивления удару по мере повышения содержания хрома.

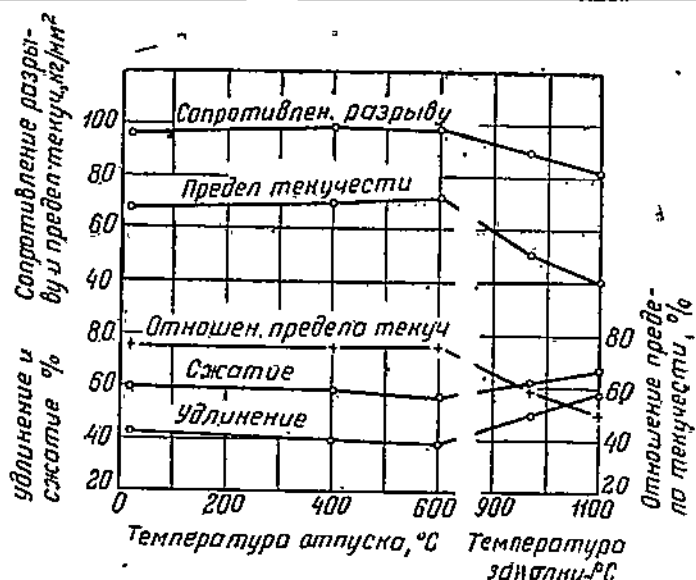
227. Влияние марганца на стали, содержащие от 16 до 20% хрома. При повышении содержания хрома свойства сталей изменяются. Так, в сталях, содержащих от 16 до 20% хрома (табл. 139), уже при 6% марганца металл становится относительно мягким, пластичным и вязким.

Таблица 139

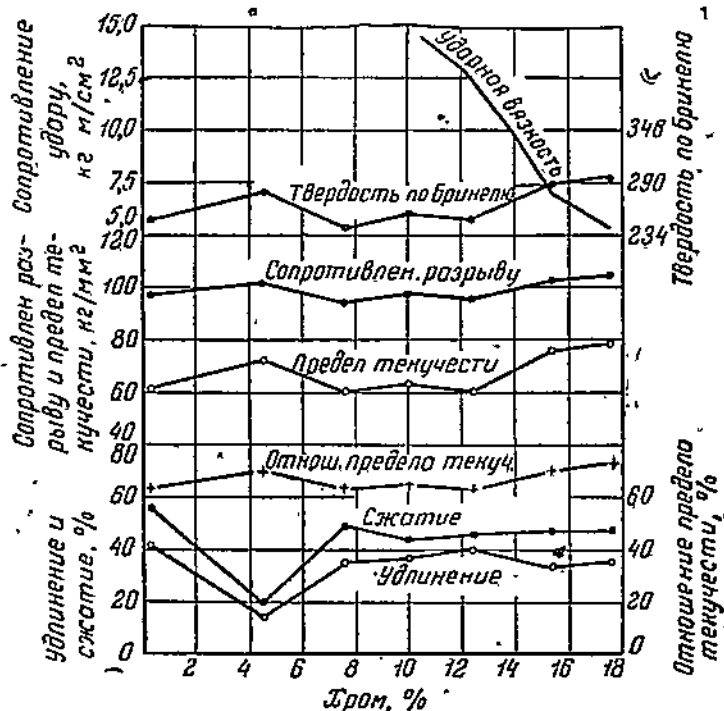
Влияние марганца на стали, содержащие от 16 до 20% хрома

Состав, %				Термическая обработка		Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на об-разце 50,8 мм, %	Сжатие %	Глубина продавливания по Эриксену, мм	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
C	Cr	Mn	Si	нагрев до °C	охлаждающая среда							
0,07	17,95	0,41	0,25	750*	Воздух	58,0	33,2	24	53	7	42	153
0,05	17,52	3,72	0,30	750*	•	58,7	35,0	27	57	7	53	143
0,16	17,47	6,48	0,32	1000	Вода	77,0	30,0	21	25	8,9	94	149
0,06	17,47	6,48	0,32	1150	•	69,7	33,2	26	31	9,1	103	163
0,07	17,88	8,26	0,04	1050	•	85,5	33,7	27	28	10,3	112	163
0,07	17,88	8,26	0,04	1050	Воздух	88,0	36,5	25	25	10,3	77	156
0,2	16,93	7,6	0,41	1000	Вода	85,2	32,0	21	31	10,4	63	207
0,22	16,93	7,62	0,41	1150	•	—	—	—	—	11,3	—	202
0,07	17,55	10,48	0,05	1050	•	74,0	33,2	40	42	10,0	120	163
0,07	17,55	10,48	0,05	1050	Воздух	90,0	33,2	37	32	9,7	111	174
0,18	18,34	11,75	0,32	1050	Вода	94,0	33,7	51	65	11,6	85	217
0,18	18,4	11,75	0,2	1050	•	84,5	33,7	48	43	10,6	120	187
0,11	20,41	11,44	0,2	1050	•	68,7	34,3	43	51	9,7	120	163
0,10	20,41	11,44	0,22	1150	Воздух	76,0	33,2	38	45	9,6	85	163
0,0	17,54	14,77	0,39	1050	Вода	67,5	35,0	49	66	10,8	120	163
0,09	17,54	14,77	0,39	1050	Воздух	74,0	30,8	51	60	10,8	120	166
0,05	17,88	16,53	0,27	1000	Вода	71,2	33,2	49	69	9,7	120	174
0,05	17,88	16,5	0,27	1150	•	67,0	38,5	50	71	10,3	120	174
0,25	18,08	20,25	0,26	1050	•	72,0	36,5	51	57	10,8	74	179
0,25	18,08	20,25	0,26	1150	•	63,5	32,3	50	53	10,4	120	170

* Выдержка 4 часа.



Фиг. 121. Влияние термической обработки на свойства ковальной стали, содержащей 0,24% углерода; 15,1% хрома и 15,7% марганца. По Легату [465]



Фиг. 122. Влияние хрома на свойства кованных сталей, содержащих от 0,1 до 0,2% углерода и 16% марганца. По Легату [465]

В низкоуглеродистых сталях с 17—18% хрома при содержании марганца от 8 до 10% эти свойства еще более улучшаются, а при дальнейшем увеличении содержания марганца (до 14%) пластичность достигает максимальной величины. Увеличение содержания марганца до 20% не дает дальнейшего улучшения рассматриваемых свойств. Данные табл. 139 показывают, что высокомарганцевые стали, как аустенитовые, умягчаются после закалки с температур от 1000 до 1150°. Когда содержание марганца приближается к 20% и увеличивается затем до 30%, происходит заметное изменение свойств стали. Вследствие краеноломкости, они перестают хорошо коваться. В противоположность этим сталям, низкомарганцовистые, особенно содержащие меньше 12% марганца, легко подвергаются горячей механической обработке в интервале температур от 1250 до 900°.

Таблица 140

Влияние марганца на восприимчивость к термической обработке 16—20%-ных хромистых сталей, закаленных в воду с 1050° и охлажденных на воздухе после выдержки в течение месяца при указанных ниже температурах

Состав, %				Температура выдержки, °C	Ударная вязкость по Изоду фт/фн	Твердость по Бринелю
C	Si	Cr	Mn			
0,08	0,04	17,88	8,26	После закалки	120	163
				300	120	163
				400	20	207
				475	17	202
				650	11	269
				750	20	223
				900	104	163
0,06	0,05	17,55	10,48	После закалки	100	163
				300	118	159
				400	20	179
				475	15	207
				650	4	302
				750	10	255
				900	118	163
0,08	0,26	18,95	12,48	После закалки	120	166
				300	90	174
				400	25	196
				475	5	207
				650	1	342
				750	1	321
				900	80	187
0,09	0,38	17,54	14,77	После закалки	120	174
				300	120	179
				400	2	235
				475	1	293
				650	2	302
				750	2	321

Результаты термической обработки марганцевых сталей приведены в табл. 140. Они показывают, что при 8—10% марганца стали сохраняют вязкость после старения при температурах около 300°, но что при 400, 475, 650 и 750° происходит падение ударной вязкости, особенно после длительных выдержек при этих температурах. В каждом случае уменьшение вязкости сопровождается увеличением твердости. Длительный нагрев при температуре 900°, и выше опять увеличивает ударную вязкость, приближая ее величину к величинам, получаемым после закалки с более высокой температуры. При большом содержании марганца (между 12 и 14%) стали заметно теряют вязкость после обработки их в температурном интервале от 400 до 750°. Потеря вязкости сопровождается увеличением твердости, если содержание марганца превышает 10%; такое поведение приписывается появлению промежуточной сгма-фазы (см. гл. IX).

228. Влияние марганца на стали, содержащие от 20 до 30% хрома. При увеличении содержания хрома в низкоуглеродистых сталях до 20—30% небольшие количества марганца не оказывают существенного влияния на свойства этих сталей. Имеются сведения, что повышение содержания марганца примерно до 5% улучшает обрабатываемость в горячем состоянии 25%-ной хромистой стали, хотя пластичность и вязкость металла при комнатной температуре не возрастают. В табл. 141 указано, что сталь с содержанием около 22% хрома при наличии 10% марганца после закалки обладает повышенной вязкостью. Эти результаты не противоречат возможности образования в таких сталях открытой Брюлем [419] сгма-фазы, потому что температурный интервал, в котором выпадает сгма-фаза, расположен ниже температур закалки и для ее

Таблица 141.

Влияние марганца на механические свойства 22—27%-ных хромистых сталей

Состав, %				Термообработка		Сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие, %	Ударная вязкость по Изоду фт/фн	Твердость по Бринеллю
C	Cr	Mn	Si	закалка в воду, °C	выдержка						
0,10	22,46	0,45	0,32	900	6 час.	54,2	32,5	30	69	4	149
0,13	22,0	2,96	0,30	900	6 час.	58,0	38,0	32	63	4	153
0,12	22,01	5,34	0,30	900	6 час.	64,0	38,5	33	47	9	159
0,10	22,82	10,86	0,30	1000	15 мин.	60,3	45,5	20	48	37	159
0,14	26,20	0,43	0,31	900	6 час.	58,0	39,0	26	51	2	156
0,17	24,98	2,84	0,35	900	6 час.	56,8	37,5	30	61	2	159
0,18	25,50	4,96	0,40	900	6 час.	59,3	40,0	28	58	3	163
0,20	25,05	8,00	0,45	900	6 час.	60,5	42,5	32	45	5	156
0,10	26,04	11,08	0,42	1000	15 мин.	Хрупкий					
0,21	25,10	14,90	0,37	900	6 час.	63,0	49,5	20	40	10	159

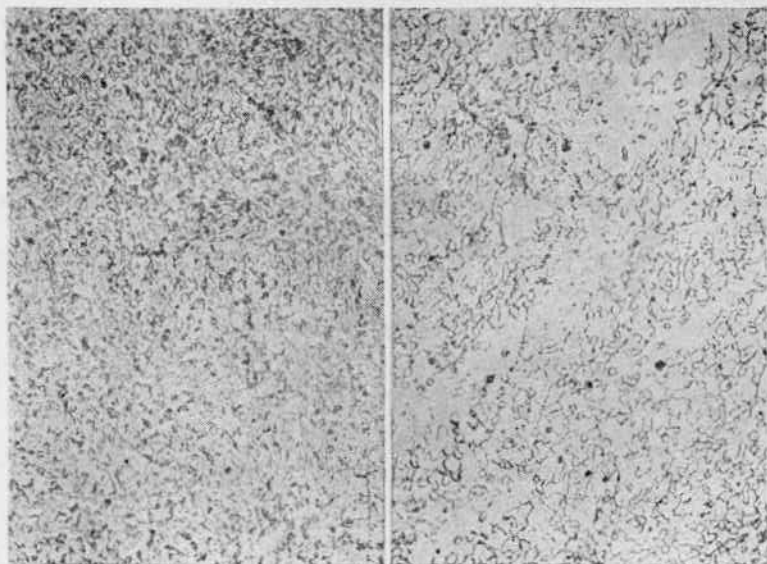
выпадения требуется значительный промежуток времени. При введении приблизительно такого же количества марганца в сталь с 26 % хрома металл становится хрупким, даже после закалки с 1000° , в то время как это не наблюдается при закалке с 900° для стали с 25 % хрома и 15 % марганца.

**В. ПРОИЗВОДСТВО И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ, СОДЕРЖАЩИХ
ОТ 16 ДО 20% ХРОМА И ОТ 8 ДО 10% МАРГАНЦА**

Стали, содержащие от 16 до 20 % хрома и от 8 до 10 % марганца, производятся в промышленных масштабах и их следует рассмотреть подробнее. Наиболее типичная из сталей этой группы содержит около 18 % хрома и около 9 % марганца при содержании углерода не больше 0,10 %.

229. Производство. Выплавка этих сталей не отличается от выплавки аустенитовых хромоникелевых сталей. Марганец вводится в ванну в виде низкоуглеродистого 80 %-ного ферромарганца, марганец которого усваивается на 90 % металлической ванной. Ферромарганец вводится до феррохрома сразу после раскисления ванны ферросилицием. Конечный металл отличается чистотой в отношении неметаллических включений, чего нельзя сказать про чисто высокохромистые стали. Горячая обработка рассматриваемых сталей должна начинаться не выше 1250° и заканчиваться не ниже 900° .

230. Термическая обработка и структура. Низкоуглеродистые



Фиг. 123. Структура стали, содержащей 0,07% углерода; 17,88% хрома и 8,26% марганца: А — закалка с 1000° , Б — закалка с 1150° . $\times 100$

стали с 18% хрома и 8—10% марганца не являются полностью аустенитовыми. Закалка с 1000 до 1150° показывает, что больше аустенита сохраняется при закалке с более низкой температуры. Это иллюстрируется приведенными на фиг. 123 микрофотографиями стали, содержащей 0,07% углерода; 17,88% хрома и 8,26% марганца. После закалки было произведено определение магнитных свойств, причем магнитная проницаемость после закалки с 1000° была равна 35, а после закалки с 1150° возросла до 55 при напряжении магнитного поля в 100 эрстед. При напряжении в 200 эрстед эти величины составили соответственно 50 и 80 после закалки при 1000 и 1150°.

После умягчения хромомарганцевые стали рассматриваемого состава легко очищаются от окалины путем травления в растворе, содержащем приблизительно 2% плавиковой кислоты и от 5 до 10% азотной при нагреве от 50 до 70°.

231. Механические свойства. В табл. 142 приведены свойства двух термически обработанных хромомарганцевых сталей, определенные Бекетом [134]. При повышенных температурах стали такого состава ближе подходят к простым хромистым сталям, чем к хромоникелевым. Это иллюстрировано работой Кларка и Уайта [175] и данным табл. 143. Испытания на крип при 900° хромомарганцевой стали, содержащей 10,27% марганца (см. табл. 143), показали, что сталь выдерживала в течение года нагрузку 0,18 кг/мм² при удлинении, равном нулю. Подробное же значение было получено для простой 17%-ной хромистой стали, но величина напряжения стали с 18% хрома и с 8% никеля оказалась равной 0,72 кг/мм².

Таблица 142

Механические свойства хромомарганцевых сталей, закаленных в воду или на воздухе с 1050° по Бекету

Состав, %				Охлаждение	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 м, %	Сжатие, %	Ударная вязкость по Изолу, фт/фн	Твердость по Бринеллю	Глубина про- давливания по Эриксону
C	Mn	Si	Cr								
0,07	8,26	0,04	17,88	В воде	84,0	33,5	27	28	112	163	10,3
				На воздухе	88,0	36,5	25	25	77	156	10,3
0,07	10,48	0,05	17,55	В воде	74,0	33,0	40	40	120	163	10,0
				На воздухе	90,0	33,0	37	32	111	174	9,7

Таблица 143

Результаты кратковременных высокотемпературных испытаний
для хромомарганцевых сталей

С о с т а в, %					Охлажде- ние на воздухе с темпе- ратуры °C	Испытания при 600° C		Испытания при 900° C	
C	Mn	Si	Cr	Ni		Времен- ное со- против- ление разрыву кг/мм ²	Удлине- ние на образце 50,8 мм %	Времен- ное со- против- ление разрыву кг/мм ²	Удлине- ние на образце 50,8 мм %
0,06	8,09	0,29	17,17	—	1050	23,6	39,0	6,5	43
0,11	10,27	0,31	17,19	—	1050	27,9	41,0	6,3	43
0,08	0,35	0,25	17,10	—	750	—	—	3,85	75
0,13	0,48	0,25	17,71	8,50	1050	38,6	28,0	12,6	46

232. **Обработка.** Хромомарганцевые стали типа 18-9 могут быть свариваемы как электродуговой, так и кислородно-ацетиленовой сваркой. В этом отношении они сходны с аустенитовыми хромоникелевыми сталями, причем в промышленных конструкциях удается легко получить вполне удовлетворительные швы. При сварке следует соблюдать те же предосторожности, которые необходимы для получения здорового шва у прочих высокохромистых сталей. Однако сварка хромомарганцевых сталей идет более легко, так как высокое содержание марганца позволяет образовываться более

Таблица 144

Механические свойства хромомарганцевой стали, содержащей 0,07% углерода; 0,32% кремния; 17,58% хрома и 10,02% марганца после сварки

Метод сварки	Состояние образца	Времен- ное со- против- ление разрыву кг/мм ²	Предел текуче- сти кг/мм ²	Удлине- ние на образце 50,8 мм, %
Кислородно-ацетиленовая	Сразу после сварки	49,5	26,5	7
	После нагрева в течение 5 мин. при 1050° и охлаждения на воздухе	49,1	28,0	19
Дуговая	Сразу после сварки	60,0	35,2	13
	После нагрева в течение 5 мин. при 1050° и охлаждения на воздухе	59,0	34,9	22

легкоплавкому оксидному шлаку, который защищает расплавленный металл. Механические свойства сварных швов у двух листов толщиной 6,1 мм после их термической обработки для умягчения металла, приведены в табл. 144.

233. Сопротивление коррозии. Атмосферная коррозия практически не наблюдается у полностью умягченной и защищенной от окисления хромомарганцевой стали 18-9. При данном содержании хрома такие стали более коррозиестойчивы, чем простые хромистые стали, и сходны по коррозионной стойкости с хромоникелевыми сталями типа 18-8. Хотя хромомарганцевые стали противостоят коррозионному воздействию многих промышленно важных химических [134], но сталь 18-8 устойчива против воздействия большого количества корродирующих сред. Хромомарганцевые стали корродируют слишком быстро с промышленной точки зрения в рудничной воде, морской воде, при обрызгивании солью, в сульфатном щелоче и в растворе FeCl_2 . В большой степени рассматриваемые стали коррозиестойчивы в холодных или горячих слабых растворах азотной, фосфорной, карболовой, молочной и сернистой кислот, а также в таких пищевых продуктах, как лимонный и апельсиновый соки, ревень и томаты [425]. Если простые высокохромистые стали устойчивы в горячих газах, содержащих серу, то и хромомарганцевые стали сходны с ними в этом отношении [134, 295, 351]. Они замечательно коррозиестойчивы в атмосфере SO_2 при температурах до 900° и превосходят при этих условиях аустенитовые хромоникелевые стали типа 18-8. Они также весьма устойчивы против окисления при температурах до 900° [441].

Стали с 18% хрома и 8—10% марганца подобно аустенитовым хромоникелевым сталям подвержены интеркристаллитной коррозии после пребывания при температурах от 400 до 800° .

Чувствительность к коррозии по границам зерен можно регулировать уменьшением содержания углерода, но это не устраняет трудностей. Рекомендуется поддерживать содержание углерода на уровне не выше 0,10%, чтобы стали могли свариваться без проявления особенной склонности к коррозии по границам зерен в зонах, прилегающих к зоне шва.

Практически было установлено, что воды некоторых источников и колодцев, содержащие большее количество серы, чем нормальная питьевая вода, и воды, содержащие щелочи и хлориды в сильных разведениях, вызывают серьезную коррозию хромоникелевых сталей типа 18-8, но не вызывают коррозии стали, содержащей 18% хрома и 9% марганца¹. Вследствие этого хромомарганцевая сталь с 9% марганца стала широко применяться при устройстве артезианских колодцев в Европе.

Хромомарганцевистые стали применяются также для листов, идущих на выстилку отжигательных печей, так как на них окалина образуется не скоро и они служат гораздо дольше, чем листы из

¹ Частное сообщение Репатца (F. Rapatz).

стали 18-8. Причиной этого явления может быть устойчивость хромомарганцевых сталей против серусодержащих горячих газов. По тем же причинам нержавеющая хромомарганцевая сталь применяется для кожухов электропечей. Конечно, подобное применение нержавеющей стали представляет исключение из общего правила и мы упомянули о нем с целью подчеркнуть, что общая коррозионная устойчивость и общее сопротивление воздействию горячих газов у хромомарганцевых сталей гораздо выше, чем у сталей хромоникелевых.

234. Прочие свойства. Температура плавления хромомарганцевых сталей 18-9 почти на 100° ниже температуры плавления углеродистой стали с тем же содержанием углерода. Сталь, содержащая 0,07% углерода; 17,88% хрома и 8,26% никеля, имела точку плавления $1435^{\circ} \pm 5^{\circ}$, а сталь с 0,07% углерода; 17,55% хрома и 10,48% марганца имела температуру плавления $1426 \pm 5^{\circ}$.

Плотность стали, содержащей около 8% марганца, равна $7,77 \text{ г/см}^3$, а с 10% марганца — $7,76 \text{ г/см}^3$. В то же время низкоуглеродистая хромоникелевая сталь 18-8 имеет плотность 7,925. Таким образом, хромомарганцевые стали приблизительно на 2% легче хромоникелевых. В табл. 145 приведены величины коэффициентов расширения хромомарганцевых сталей в закаленном состоянии.

Таблица 145

Коэффициенты расширения некоторых хромоникелевых и хромомарганцевистых сталей

С о с т а в, %					Интервал температур $^{\circ}\text{C}$	Коэффициент расширения на 1°C
C	Mn	Si	Cr	Ni		
0,13	0,48	0,25	17,71	8,40	0—100 0—600 0—1000	0,000016 0,000018 0,000020
0,07	8,26	0,04	17,48	0,25	26—117 26—599 26—941	0,000016 0,000016 0,000018
0,07	10,48	0,05	17,55	—	24—119 24—601 24—943	0,000017 0,000017 0,000018

Из одной неопубликованной работы известно, что после закалки с 1050° низкоуглеродистой хромомарганцевой стали, содержащей около 8% марганца, электросопротивление ее составляет около 60 микроом на 1 см при комнатной температуре. Хромомарганцевая сталь с 10% марганца, закаленная с той же температуры, имела электросопротивление 62,5 микроома на 1 см. Эти величины

показывают, что электросопротивление у хромомарганцевых сталей несколько меньше, чем у аустенитовых хромоникелевых.

Интересно сообщение о введении возрастающих до 20% количеств марганца в стали с 30% хрома недавно сделал Клюке [462]. Стали содержали 0,35; 0,60 и 1,0% углерода. Было обнаружено, что введение марганца в количествах до 13% улучшает свойства сталей при испытании на разрыв при комнатной и при повышенной температуре. Более высокое содержание марганца вызывает появление хрупкости. Низкоуглеродистые стали, обнаруживающие хрупкость при комнатной температуре, снова приобретали возрастающую пластичность при нагреве до 800° и выше. Особенностью этих сталей являлось то, что, давая превосходные результаты при кратковременных испытаниях на разрыв, они показали весьма плохие результаты по крипу. Например, при длительности испытания от 25 до 35 час. нагрузки, вызывавшие удлинение на 1% за 1000 час. для сталей, содержащих 1% углерода и 30% хрома, были следующими:

Марганец %	Нагрузки, кг/мм ² при температуре °C		
	600	800	1000
0,5	4,9	0,98	0,30
5	4,5	0,91	0,28
13	3,8	0,77	0,21

Клюке также установил, что марганец понижает сопротивление образованию окалина при повышенных температурах. Сталь, содержащая 1% углерода и 30% хрома (при низком содержании марганца), обладала стойкостью против образования окалина до 1200°, а того же анализа сталь с добавлением 10% марганца — до 900°.

С. ВЛИЯНИЕ ДРУГИХ ЭЛЕМЕНТОВ

Выше было указано, что хромомарганцевые стали являются по меньшей мере двухфазными и что их остаточный аустенит более склонен к превращению в феррит, чем в случае аустенитовых сталей с 18% хрома и 8% никеля. Это общее положение может изменяться в обе стороны при введении дополнительных легирующих элементов, в зависимости от того, будут ли они феррит- или аустенитобразующими элементами. Из последних наиболее выдающимся является никель, поэтому стали, содержащие от 8 до 10% никеля плюс марганец, подвергались обширным исследованиям. Данных же о введении прочих элементов весьма немного.

235. Углерод. Свойства сталей, содержащих от 16 до 20% хрома и от 8 до 10% марганца, сильно изменяются от воздей-

ствия углерода. Введение марганца в стали с таким содержанием хрома уже при 0,10% углерода не обеспечивает получения чисто аустенитовой структуры. При увеличении же содержания углерода до 0,3% и более сталь при 1050° становится полностью аустенитной и этот аустенит полностью удерживается после закалки. При повышении содержания углерода от 0,2 до 2% металл в полностью умягченном состоянии обладает пониженной пластичностью и ударной вязкостью и повышенной твердостью, хотя при 0,5% углерода это изменение свойств является еще не столь серьезным.

Таблица 146

Влияние углерода на свойства хромомарганцевых сталей после их закалки в воду с 1050° (величины получены на листовых образцах толщиной 0,9 мм)

Стали	С о с т а в, %				Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Смагние, %	Глубина про-давливания по Эриксону, мм	Ударная вязкость по Изоду фт/фн	Твердость по Бринеллю
	C	Si	Mn	Cr.							
A	0,07	0,04	8,26	17,88	84,5	33,5	27	28	10	112	163
B	0,11	0,24	8,35	17,19	88,0	32,8	32	33	10	120	179
C	0,22	0,27	8,55	17,45	88,7	31,5	22	22	11	65	207
D	0,47	0,16	8,44	17,47	80,6	35,7	18	16	5	48	241
E	0,76	0,15	8,04	18,06	96,0	52,3	25	24	5	49	248
F	1,03	0,23	8,50	19,32*	—	—	—	—	4	42	269
G	2,00	0,30	8,00	17,50**	—	—	—	—	4	—	302

* Образцы на временное сопротивление разрыву не могли быть нарезаны.

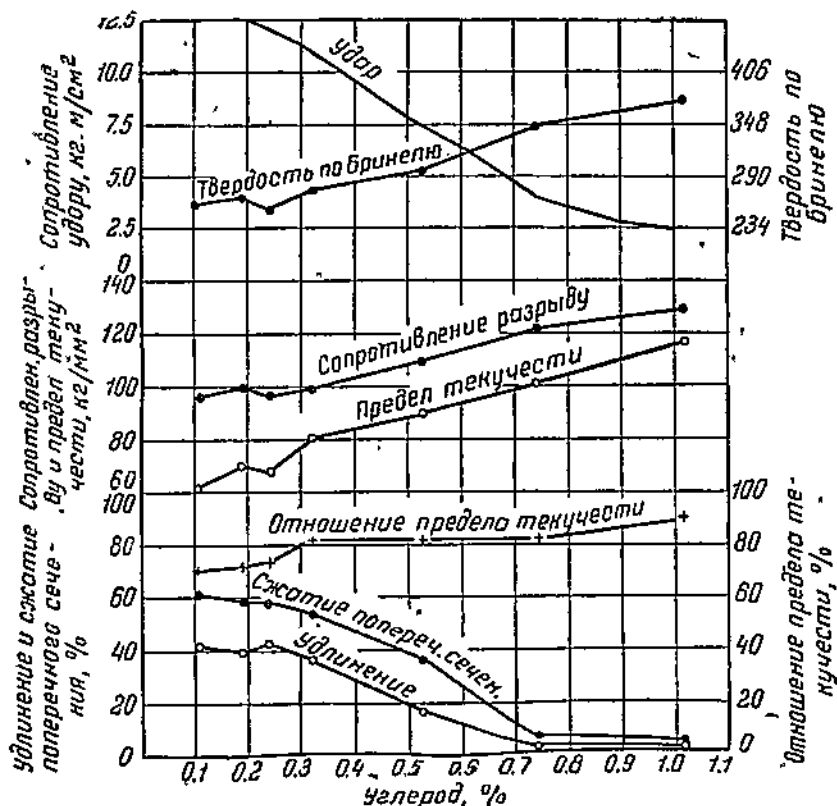
** Образцы на сопротивление разрыву и удару не могли быть обработаны.

В табл. 146 показано влияние углерода на свойства некоторых горячекатаных сталей. Его влияние на кованные стали, содержащие около 15% хрома и 16% марганца, определенное Легатом [465], показано на фиг. 124. При содержаниях углерода между 1 и 2% затрудняется механическая обработка резанием. Углерод понижает сопротивление ржавлению и общую коррозиестойчивость, аналогично тому, как он действует на высокохромистые стали. Стали, содержащие до 2% углерода, могут без особых трудностей подвергаться горячей обработке, если начинать ее при температуре около 1200°.

Все сказанное выше относится к сталям, содержащим до 20% хрома. В отливках содержание хрома часто поднимают выше 20% при одновременном содержании около 10% марганца и от 2 до 3% углерода. В противоположность горячекатаной и кованой стали, отливки, содержащие около 2% углерода и больше, обрабатываются резанием, несмотря на большую твердость металла. Эти стали применяются благодаря их способности сопротивляться окислению

при температурах до 1000° и хорошо сопротивляться износу вследствие того, что при трении они легко нагартовываются.

Ни литые, ни горячекатаные высокоуглеродистые хромомарганцевые стали, содержащие от 16 до 20% или больше хрома и от 8



Фиг. 124. Влияние углерода на механические свойства кованных сталей, содержащих 15% хрома и 16% марганца [465]

до 10% марганца, нельзя употреблять в интервале температур от 400 до 800° , вследствие выпадения в этом интервале карбидов и вследствие того, что сталь становится хрупкой.

236. Азот. Азот является сильным аустенитобразующим элементом. При увеличении содержания азота (см. табл. 147) уменьшаются скорости, необходимые для удержания аустенита. Таким образом свойства стали, содержащей азот, после закалки ее на воздухе совпадают со свойствами такой же стали, но без азота, после закалки последней в воду. Кроме того, эти данные показывают, что азот не понижает пластичности металла и не уменьшает его коррозионной стойкости.

Таблица 147

Механические свойства низко- и высокоазотистых хромомарганцевых сталей, закаленных в воду или охлажденных на воздухе с температуры 1050°.

Состав, %					Охлаждение	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения, %	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринелю
C	Mn	Si	Cr	N							
0,09	8,87	0,46	18,80	0,04	В воде	75,0	41,5	48	53	120	196
					На воздухе	73,5	40,0	46	50	68	187
0,10	8,83	0,52	18,45	0,14	В воде	82,0	41,5	50	57	119	192
					На воздухе	82,0	40,0	48	48	119	192

237. Фосфор. Вязкость горячекатаных хромомарганцевых сталей существенно понижается после введения в сталь фосфора. Как видно из табл. 148, уменьшение вязкости не сопровождается соответствующим увеличением твердости или временного сопротивления разрыву.

238. Сера. Хотя введение от 0,2 до 0,3% серы улучшает обработку резанием горячекатаной стали с низким содержанием углерода и содержанием 18% хрома и от 8 до 10% марганца, присутствие последнего существенно понижает вязкость и пластичность металла, что видно из заметного падения ударной вязкости у полностью умягченной стали (у стали с нормальным содержанием серы ударная вязкость составляла 100 фт/фн и больше, а у стали этого же анализа, но с содержанием серы 0,25 — всего 70 фт/фн. Сера также понизила коррозионную стойкость; особенно замечательна тенденция этих сталей к точечной коррозии в растворах хлоридов.

Таблица 148

Механические свойства хромомарганцевых сталей с низким и высоким содержанием фосфора после закалки в воду или на воздухе с 1050°

Состав, %					Охлаждающая среда	Временное сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие, %	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринелю
C	Mn	Si	Cr	P							
0,09	8,87	0,46	18,80	Низкий	Вода	75	41	48	53	120	196
					Воздух	73	40	46	50	68	187
0,09	8,89	0,36	18,19	0,23	Вода	70	57	27	36	1	217
					Воздух	71,4	52	31	44	1	196

239. Хромомарганцовокремнистые стали. Кремний затрудняет образование аустенита, и, когда содержание кремния увеличивается до 2% или выше, аустенитовая хромомарганцевая сталь становится в основном ферритной, хотя из табл. 149 видно, что полностью умягченные стали, содержащие от 1,5 до 3% кремния, показывают немного большее удлинение и сжатие поперечного сечения, чем стали, содержащие меньше 1% кремния. При содержании кремния от 1,5 до 3% крайне затрудняется горячая обработка стали, и первые обжатия при ковке должны быть крайне осторожными, а сама ковка необходима для ликвидации крупнозернистого строения металла после отливки.

Таблица 149

Влияние кремния на хромомарганцевые стали, закаленные в воде при 1050° С (образцы для пробы Эриксона вырезаны из листа толщиной 0,9 мм)

Сталь	Состав, %				Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие, %	Средняя глубина продавливания по Эриксену, мм	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
	C	Si	Mn	Cr							
A	0,07	0,29	8,26	17,88	85	33,5	27	28	10	112	163
B	0,10	0,66	8,13	17,43	75	32,0	28	32	10	100	166
C	0,06	0,92	8,42	17,78	88	35,8	25	31	10	120	179
D	0,07	1,53	9,16	17,71	75	41,4	37	40	10	112	183
E	0,07	2,36	8,52	17,31	89	37,0	36	42	9	120	183
F	0,07	2,99	8,83	17,75	89,7	39,0	36	37	5	120	187

Таблица 150

Влияние кремния на старение хромомарганцевых сталей (состав сталей указан в табл. 149)

Термическая обработка	Сталь B		Сталь C		Сталь D		Сталь F	
	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринеллю	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринеллю	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринеллю	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринеллю
закалка с 1050° и охлаждение на воздухе после двухнедельного пребывания при температуре °С								
Сразу после закалки	120	163	120	179	112	183	120	187
475	18	228	31	207	7	250	7	207
650	10	286	5	269	7	302	6	302
900	100	187	80	170	68	174	74	183

Из табл. 150 видно, что кремний так влияет на вязкость низкоуглеродистых хромомарганцевых сталей после выдержки их при повышенных температурах, что, подобно ферритным хромистым сталям, они становятся подверженными явлению хрупкости при 475° и хрупкости, связанной с образованием сигма-фазы. Увеличение содержания кремния от 0,5 до 3% существенно не влияет на коррозионную стойкость, что проверено испытаниями в подкисленном растворе медного купороса и обрызгиванием раствором соли. Стали с более высоким содержанием кремния лучше сопротивляются окислению при высоких температурах, но обычно из-за опасения сильно понизить пластичность металла (содержание кремния в рассматриваемых сталях неизменно держится ниже 1%, а в большинстве случаев даже ниже 0,5%).

240. Хромомарганцеомолибденовые стали. Главное воздействие молибдена на низкоуглеродистые высоколегированные хромомарганцевые стали заключается в том, что молибден ускоряет выделение феррита и сигма-фазы. Когда содержание молибдена увеличивается до 3%, сталь становится почти полностью ферритной, а после полного умягчения сталь все же имеет повышенную твердость и заметно уменьшенную ударную вязкость и удлинение, что видно из табл. 151.

Таблица 151

Влияние молибдена на хромомарганцевые стали
(данные получены на образцах, вырезанных из листа толщиной 0,9 мм)

Сталь	Состав, %					Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения, %	Средняя глубина продавливания по Эриксону, мм	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
	C	Si	Mo	Mn	Cr							
A	0,07	0,29	—	8,26	17,88	84,5	33,5	27	28	10	112	163
B	0,08	0,24	0,26	8,89	18,46	85,0	33,5	32	33	10	120	174
C	0,07	0,19	0,52	8,89	17,67	71,0	36,3	40	44	10	117	179
D	0,09	0,24	3,07	8,79	17,68	75,0	48,0	25	45	8	31	196
E	0,08	0,22	5,26	8,59	17,62	48,0	—	—	—	2	5	217

При дальнейшем увеличении содержания молибдена, примерно до 5%, сталь становится хрупкой, вероятно, вследствие образования сигма-фазы. Подобные же результаты были получены Легатом [465] для сталей, содержащих около 14% хрома и 16% марганца. Даже хромомарганцевые стали с содержанием 0,5 молибдена являются заметно более твердыми, чем стали, не содержащие молибдена, а при горячей их обработке, ковке и прокатке требуется крайняя осторожность. Вместе с тем добавки в рассматриваемые стали молибдена повышают общую коррозионную стойкость, но ухудша-

ют сопротивление ржавлению. Из табл. 152 видно, что молибден увеличивает временное сопротивление разрыву хромомарганцевой стали при 600° С, но оно не возрастает после введения молибдена и проведения испытания при 900° С.

Таблица 152

Влияние молибдена на кратковременные свойства хромомарганцевой стали, закаленной перед испытаниями в воду с 1050° С

Состав, %					Температура испытания °С	Временное сопротивле- ние разрыву кг/мм²	Предел текуче- сти кг/мм²	Удлине- ние на 50,8 мм %	Сжатие попереч- ного се- чения, %
С	Si	Mn	Cr	Mo					
0,06	0,29	8,09	17,17	—	600	21,4	12,8	39	74
					900	6,4	—	43	66
0,09	0,24	8,79	17,68	3,07	600	26,0	22,0	28	70
					900	6,4	—	36	72

241. Хромомарганцевольфрамовые стали. Вольфрам производит аналогичное молибдену действие. Он заметно понижает пластичность и увеличивает твердость. Подобно молибдену, вольфрам увеличивает прочность высоколегированной хромомарганцевой стали при 600°, но мало повышает ее при 900°. Стали с содержанием вольфрама от 5 до 9% настолько хрупки, что их механические свойства при комнатной температуре трудно определить.

242. Хромомарганцекобальтовые стали. Введение кобальта производит сильное влияние на свойства обработанных в горячем состоянии низкоуглеродистых хромомарганцевых сталей. При содержании кобальта до 5% стали легко выдерживают горячую обработку, если последняя начинается около 1150°, но введение кобальта в количестве от 8 до 14% уже чрезвычайно затрудняет горячую обработку. Температуру началаковки или прокатки приходится поднимать до 1200°.

Влияние кобальта на механические свойства полностью умягченных кованых хромомарганцевых сталей показано в табл. 153. При содержании около 2,5% кобальта стали становятся менее пластичными и вязкими и более твердыми, чем стали без кобальта.

При 5% кобальта пластичность и вязкость понижаются в меньшей степени, хотя такие стали все же тверже, чем простая хромомарганцевая сталь. При содержании кобальта около 9% пластичность и прочность начинают совпадать по величине с одноименными свойствами простых хромомарганцевых сталей, но ударная вязкость резко понижается.

При введении 14% кобальта было получено заметное увеличение удлинения и сжатия поперечного сечения, а твердость по Бринеллю составила 200, против 160 для простой хромомарганцевой стали. Введение различных количеств кобальта не оказало влияния на общую коррозионную стойкость стали.

Таблица 153

Влияние кобальта на хромомарганцевые стали (образцы вырезались из листа толщиной 0,9 мм)

Сталь	Состав, %					Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения, %	Средние величины по Эриксену мм	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринелю
	C	Si	Co	Mn	Cr							
A	0,07	0,29	—	8,26	17,88	84,5	33,5	27	28	10	112	163
B	0,09	0,24	2,45	8,69	17,36	142,2	30,0	18	22	8	52	269
C	0,12	0,21	4,97	8,80	18,50	111,0	25,0	24	19	10	73	251
D	0,12	0,23	8,85	8,76	17,38	98,0	24,0	26	21	12	76	202
E	0,15	0,19	13,95	8,74	17,56	102,0	24,8	41	35	12	81	202

Кобальт является эффективным аустенитобразующим элементом и способствует сохранению аустенита, сильно замедляя превращения в стали. При содержании около 5% кобальта низкоуглеродистые, полностью умягченные хромомарганцевые стали состоят из 95% аустенита и 5% феррита.

При увеличении содержания кобальта до 8% и выше (до 14%) сталь имеет структуру 100% аустенита.

Таблица 154

Влияние кобальта на старение хромомарганцевых сталей
(состав см. табл. 153)

Термообработка: закалка с 1050° и охлаждение на воздухе после пребывания в течение 2 недель при температуре °C	Сталь A		Сталь B		Сталь C		Сталь D		Сталь E	
	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринелю	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринелю	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринелю	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринелю	ударная вязкость по Изоду, фт/фн	твердость по Бринелю
После закалки	112	163	52	269	73	251	76	202	81	207
475	17	212	13	255	10	223	15	187	14	207
650	11	269	5	302	13	277	10	241	13	228
900	104	163	79	235	73	228	38	187	35	207

Несмотря на это, как видно из табл. 154 у чисто аустенитовых хромомарганцевых сталей, содержащих от 9 до 14% кобальта, наблюдается падение ударной вязкости после выдержки в интервале температур от 475 до 650°, а также при 900°, возможно из-за об-

ратного превращения аустенита в феррит. Поэтому, хотя и хорошо известно [134], что кобальт увеличивает прочность при высоких температурах, кобальтовая сталь не применяется для службы при повышенных температурах.

243. Хромомарганцевые стали, содержащие медь или никель. Медь или никель добавлялись в низкоуглеродистые стали с содержанием от 16 до 22% хрома и от 8 до 10% марганца и заметно влияли на характеристики этих сталей. Медь обеспечивает задержку превращения аустенита, образовавшегося при более высоких температурах, но не увеличивает количества образовавшегося аустенита, а никель обеспечивает и устойчивость аустенита и увеличение его количества. Когда содержание меди возрастает до 5%, начинается наблюдаться сегрегация меди по границам зерен и получается гетерогенный сплав. Даже при меньшем содержании меди (около 3%) сплавы являются красноломкими и не могут подвергаться горячей обработке. Горячую обрабатываемость рассматриваемые стали приобретают при содержании не больше 1% меди. Данные относительно влияния меди и никеля на подвергавшиеся горячей обработке (прокатке, ковке) хромомарганцевые стали приведены в табл. 155.

Таблица 155

Влияние меди и никеля на хромомарганцевые стали
(образцы вырезались из листов толщиной 0,9 мм)

Сталь	Состав, %					Закалка в воду ¹ с температуры, °C	Временное сопротивление при разрыве кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм %	Сжатие, %	Средняя глубина продавливания по Эриксену, мм	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
	C	Cr	Mn	Ni	Cu								
A	0,07	17,86	8,26	—	—	1050	84,8	33,5	27	28	10	112	163
B	0,07	17,70	9,40	—	0,68	1050	68,0	36,2	43	54	11	120	170
C	0,07	17,86	9,48	—	0,80	1050	75,0	35,0	44	59	11	120	159
D	0,08	18,25	8,68	—	1,10	1050	82,0	32,8	41	41	11	120	170
E	0,09	17,86	8,64	—	2,12	1050	63,0	34,2	45	60	11	112	163
F	0,08	17,24	8,63	—	2,66	1050	64,3	37,7	48	70	11	120	159
G	0,09	18,15	8,44	1,09	—	1075	84,0	39,0	50	59	11	120	187
H	0,06	18,04	7,90	2,06	—	1075	82,0	34,2	49	63	11	120	170
I	0,07	18,54	6,74	3,04	—	1075	77,5	30,8	50	64	12	120	170
J	0,06	18,50	6,79	4,06	—	1050	76,0	30,0	55	69	12	115	163
K	0,08	18,54	5,18	5,47	—	1050	73,0	31,5	60	70	12	118	159
L	0,05	18,50	6,20	6,32	—	1050	66,2	29,5	61	73	12	112	159
M	0,10	18,00	8,07	2,10	0,59	1050	75,8	36,5	56	69	11	120	183
N	0,09	18,40	5,33	4,07	0,78	1050	66,2	33,0	59	75	12	120	156
O	0,12	21,77	6,30	6,17	—	1050	73,0	36,5	51	60	10	115	163
P	0,10	22,17	6,15	5,73	1,09	1050	67,0	28,8	56	69	10	115	153

¹ Те же величины получались и при закалке тонкого листа на воздухе

Бекет [134], Шултин [295], Бекет и Фрэнкс [351] и Сяйтко [404] обнаружили, что введение около 0,5% меди улучшает пластичность полностью умягченного материала, но что дальнейшее увеличение содержания меди до 1,0; 1,5; 2,0 и 2,5% повлекло за собой весьма малое повышение пластичности. Полностью умягченные стали с содержанием 0,5 и 1,0% меди легко подвергаются операциям весьма глубокой вытяжки, давая показатель пробы по Эриксену до 11 мм.

Хромомарганценикелевые стали особенно интересны как переходные от ферритных хромистых и двухфазных хромомарганцевых к чисто аустенитовым хромоникелевым сталям 18-8.

Целые серии сталей, содержащих от 9 до 4% марганца и от 1 до 6% никеля, легко подвергаются горячей механической обработке, причем в зависимости от относительного количества феррита одна и та же деформация в горячем состоянии требует тем меньшей затраты энергии, чем больше содержание феррита.

При содержании никеля от 1 до 2% пластичность металла возрастает, а при содержании 3—6% никеля пластичность полностью умягченного закалкой на аустенит металла становится еще более высокой. В сталях низкоуглеродистых высоконикелевых марок содержание марганца может быть ниже 8%. Полностью умягченные стали, содержащие от 5 до 6% марганца и от 4 до 5% никеля, не уступают по пластичности низкоуглеродистой стали типа 18% хрома с 8% никеля, давая величину выдавливания по Эриксену около 12 мм. Эти результаты находятся в полном соответствии с микроструктурами, изображенными на фиг. 125—127. Даже 2% никеля заметно увеличивают количество аустенита, а при дальнейшем увеличении никеля получается полностью аустенитовая сталь. Гюнцбург и сотрудники [317] доказали, что никель является приблизительно в два раза более сильным аустенитобразующим элементом, чем марганец. Данные по удельному весу, теплопроводности и другим физическим свойствам рассмотренных в табл. 155 сталей собраны в табл. 156.

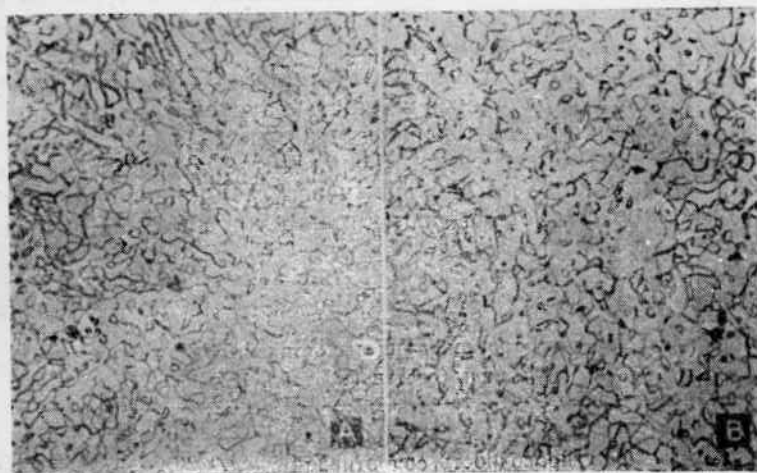
Таблица 156

Некоторые свойства хромомарганцевых сталей, содержащих никель и медь (состав см. табл. 155)

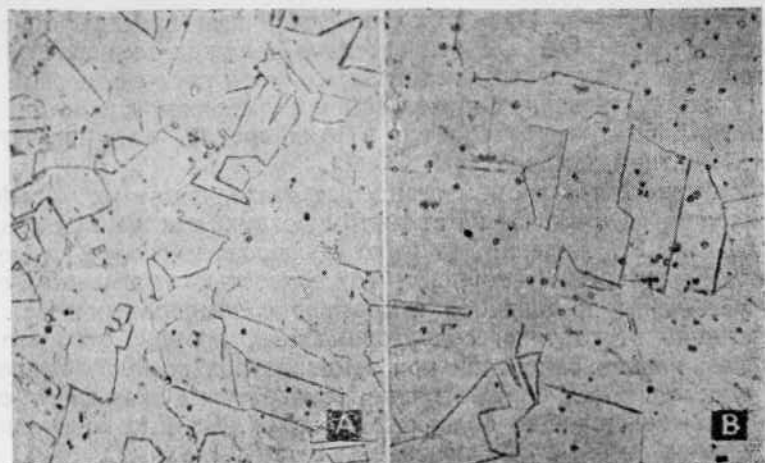
Сталь	Прибли- тельная плотность г/см ³	Тепло- проводность кал/сек/см ² °С/см	Электро- сопротивле- ние микроом/см	Коэффициент расширения $\times$ $\times 10^6$, на 1° С в интервале 25—950° С	Температура плавления, °С
В	7,77	0,085	61,10	17	1420—1440
Н	7,78	0,088	64,30	18	
Ј	7,90	0,094	67,85	20	
N	7,91	0,096	68,76	20	1395—1410



Фиг. 125. Структура (аустенит и феррит) после горячей обработки (ковки) стали, содержащей 0,07% углерода; 19,6% хрома; 9,08% марганца, 0,36% кремния и 0,90% меди: А — закалка в воду с 1050°; В — охлаждение на воздухе, с той же температуры, $\times 250$



Фиг. 126. Аустенит-ферритовая структура (аустенита больше, чем феррита) после горячей обработки (ковки) стали, содержащей 0,06% углерода; 18,04% хрома; 7,90% марганца; 0,43% кремния и 2,06% никеля: А — закалка в воду с 1050°; В — охлаждение на воздухе с той же температуры, $\times 250$



Фиг. 127. Структура (почти полностью аустенитовая) кованой стали, содержащей 0,10% углерода; 18,12% хрома; 5,10% марганца; 0,33 кремния и 4,90 никеля: А — закалка в воде 1050°; В — охлаждение на воздухе с той же температуры. $\times 250$

Данные табл. 157 иллюстрируют отношение этих сталей к коррозии в азотной кислоте. Другие данные показывают, что аналогичные стали в полностью умягченном состоянии (после закалки на аустенит) обладают высокой коррозионной устойчивостью в уксусной, фосфорной [303] карболовой, молочной, винной, щавелевой и муравьиной кислотах, а также в слабых растворах азотной и серной кислот. Они почти не поддаются действию Na_2SO_3 в растворе, раствору едкого натра, фруктовых соков, ревеня, томатов и других

Таблица 157

Испытания в кипящей азотной кислоте

Состав, %					Первый 48-часовой период		Второй 48-часовой период		Третий 48-часовой период	
C	Cr	Mn	Ni	Cu	проникание коррозии за месяц, мм	потеря в весе за сутки мг/кв. дюйм	проникание коррозии за месяц, мм	потеря в весе за сутки мг/кв. дюйм	проникание коррозии за месяц, мм	потеря в весе за сутки мг/кв. дюйм
0,07	17,60	9,12	—	0,89	0,1	264	0,106	278	0,11	288
0,09	12,21	7,91	2,37	—	0,07	193	0,07	193	0,07	193
0,08	18,24	5,88	4,37	—	0,05	132	0,055	146	0,055	146
0,08	18,80	6,06	4,72	0,89	0,043	133	0,045	119	0,40	106
0,07	18,61	0,41	9,04	—	0,025	66	0,028	73	0,35	93

пищевых продуктов. Они довольно устойчивы против действия сернистого газа (SO_2) при относительно высоких температурах, но корродируют в белильных растворах, соляной кислоте, серной кислоте, концентрированной щавелевой и муравьиной кислотах, причем металл быстро разъедается в этих средах, если их нагреть выше комнатной температуры.

Рассматриваемые хромомарганцевые стали, после их модификации никелем, не ржавеют на открытом воздухе так же, как стали с 18% хрома и 8% никеля. Это было проверено многолетними испытаниями. Кинцел [428] сообщает, что полностью умягченные стали были устойчивы во влажной атмосфере с температурой 65° . Все модификации этого типа, содержащие 18% хрома, относительно устойчивы против окисления при температурах до 900° . Сопротивление окислению при более высоких температурах оказывают стали этого типа, содержащие больше 20% хрома. Данные по прочности при высоких температурах приведены в табл. 158.

Таблица 158

Прочность при повышенных температурах марганцевых сталей, содержащих медь или никель

Состав, %					Предельные напряжения при крипе в кг/мм ² при 1% удли- нения за год при температуре °C	
C	Cr	Mn	Ni	Cu	760	900
0,07	17,89	8,91	—	0,97	2,30	0,18
0,06	17,76	6,09	3,83	0,75	2,35	0,38
0,10	18,01	0,61	8,92	—	2,50	0,71

Механические свойства аустенитовых хромомарганцевых сталей, легированных никелем или медью, изменяются после их длительного нагрева при температурах от 300 до 800° по той же причине, что и свойства хромоникелевых сталей 18-8, вследствие выпадения карбидов по границам зерен. Аустенит в этих сталях, как бы выталкивает карбиды к границам зерен так же, как это происходит в аустенитовых хромоникелевых сталях. Это явление не наблюдается при выпадении карбидов из феррита, когда они образуют равномерную сетку, не столь отражающуюся на пластичности металла. Так как рассматриваемые хромоникелемарганцевые стали неизменно обладают почти полностью аустенитовой структурой (феррита меньшая часть), то уже стали, содержащие 1% никеля или меди, показывают значительную потерю ударной вязкости и общей пластичности после пребывания в интервале температур от 300 до 800° . В отличие от чисто высокохромистых сталей при выдержке в течение длительного времени при температуре от 800 до 900° у рассматриваемых сталей хрупкость не унич-

тожается. Содержание углерода в стали определяет степень выпадения карбидов. Вообще двухфазные стали с преобладающим количеством аустенита ведут себя аналогично чисто аустенитовым сталям 18-8. Иллюстрацией влияния температуры служат данные табл. 159.

Таблица 159

Влияние пребывания при повышенных температурах на ударную вязкость и твердость по Бринеллю хромомарганцевых сталей, содержащих медь и никель, закаленных с 1050° и охлажденных на воздухе после выдержки в течение 2 недель при указанных в таблице температурах

Сталь	С о с т а в, %					Температура °C	Ударная вязкость по Изоду фгт/фн	Твердость по Бринеллю
	C	Cr	Mn	Ni	Cu			
A	0,10	18,69	9,06	—	0,63	После закалки	120	163
						475	29	187
						650	19	269
						750	57	228
						900	104	156
B	0,09	18,87	5,90	4,13	—	После закалки	120	163
						475	33	179
						650	41	170
						750	60	163
						900	64	159
C	0,09	17,45	5,30	4,37	1,02	После закалки	120	143
						475	58	149
						650	51	156
						750	74	156
						900	64	159

244. Хромомарганцевые литые стали, содержащие никель или медь. В предыдущих рассуждениях о сталях, легированных хромом марганцем и никелем или медью, мы ограничивались ковальной или катаной сталью, с низким содержанием углерода. Для отливок более подходят стали с большим содержанием углерода, причем их разливка требует некоторых предосторожностей. Наилучшие результаты получаются, если сталь выпускается при несколько более низкой температуре, чем другие высокохромистые стали. Отливки с достаточной степенью вязкости металла получаются, если сталь разливается при минимально возможной температуре. Свойства литых сталей, улучшенных за счет нагрева до 1050° и охлаждения на воздухе, приведены в табл. 160.

Литые стали, содержащие около 18% хрома, имеют высокое сопротивление окислению при температурах около 900°, а стали с содержанием хрома свыше 20%—даже до 1000°. Кроме того, та-

Таблица 160

Свойства в литом состоянии хромомарганцевых сталей,
содержащих никель и медь

С о с т а в, %						Состояние	Временное сопротивление при разрыве кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на образце 50,8 мм, %	Сжатие, %	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринелю
C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu							
0,15	0,66	8,67	19,05	—	1,10	Литое	68,0	37,0	18	25	6	207
						После закалки с 1050° на воздухе	69,0	35,1	28	25	18	198
0,20	0,50	3,50	18,75	2,05	—	Литое	72,0	31,5	19	25	8	202
						После закалки с 1050° на воздухе	77,0	33,0	25	31	18	194
0,16	0,66	5,25	19,02	4,66	1,15	Литое	63,0	27,0	49	44	43	156
						После закалки с 1050° на воздухе	61,5	27,4	56	61	85	159
0,17	0,67	5,26	19,0	5,11	—	Литое	65,5	28,0	47	48	49	163
						После закалки с 1050° на воздухе	64,2	30,0	56	53	97	159
0,35	0,38	6,19	22,36	6,16	2,0	Литое	51,0	28,6	15	—	24	170
						После закалки с 1050° на воздухе	54,7	29,0	32	—	43	174

кие отливки являются стойкими против большого числа различных корродирующих агентов, например содержащих серу горячих газов, кислых рудничных вод, сульфитных щелоков, азотной кислоты, слабых растворов азотной и серной кислот и искусной и молочной кислоты. Коррозионная стойкость сильно зависит от содержания углерода, и максимальное сопротивление коррозии достигается при наиболее низком содержании углерода, в закаленном состоянии (т. е. у полностью умягченной стали). Механическая обработка отливок как до умягчения (путем нагрева до 1050°), так и после него протекает с большими трудностями.

Лучше обрабатывать резанием стали с низким содержанием углерода, так как у хромомарганценикелевой стали наблюдается такая же нагартовка поверхностных слоев металла, как и у сталей типа 18-8. При содержании углерода больше 1% трудность обработки возрастает вследствие образования мартенсита, а при содержании около 2% углерода обработка отливок резанием практически становится невозможной. Однако способность отливок к получению наклепа делает их особенно стойкими против разнообразных видов износа.

Д. ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ

Явление выпадения карбидов в двухфазной стали мы уже рассматривали, говоря о механических свойствах хромомарганцевых сталей. Сопутствующая этому явлению чувствительность к интеркристаллитной коррозии аналогична наблюдающейся у сталей типа 18-8, но попытки устранить ее введением в сталь сильных карбидобразующих элементов оказались не столь успешными, так как у низконикелевых сталей углерод необходимо иметь в твердом растворе, чтобы обеспечить сохранение аустенитовой структуры.

Из всех разнообразных добавок, которые вводились для уничтожения чувствительности к интеркристаллитной коррозии, только титан и колумбий (ниобий) оказались заслуживающими рассмотрения. Введение прочих элементов — вольфрама, молибдена, кремния алюминия, циркония и ванадия, — хотя и оказало влияние на уменьшение чувствительности к интеркристаллитной коррозии, но от него пришлось отказаться вследствие заметного снижения ударной вязкости и общей пластичности стали с такими добавками после полного ее умягчения.

245. Влияние титана и колумбия (ниобия). Чтобы сохранить удовлетворительную вязкость у сталей, содержащих от 16 до 20% хрома и до 10% марганца, при одновременном наличии меди или никеля, процентное содержание титана или колумбия (ниобия) должно быть ограничено, а поэтому стойкость против интеркристаллитной коррозии при желаемой степени вязкости металла может быть достигнута только в сталях с содержанием не меньше 4% никеля.

Титан и ниобий (колумбий) предупреждают интеркристаллитную коррозию, поскольку они предотвращают выпадение карбидов. А выпадения карбидов из раствора избегают путем образования относительно мало растворимых карбидов титана и колумбия и, удаляя таким способом углерода из области твердого раствора γ .

Углерод в свободном состоянии является мощным аустенитобразующим элементом. Марганец является элементом более слабым в этом отношении. Влияние различных карбидобразующих элементов на свойства хромомарганцевых сталей, содержащих никель и медь, приведено в табл. 161. Обычно введение титана или колумбия в количествах, необходимых для устранения интеркристаллитной коррозии, вызывает получение стали с вязкостью, недостаточной для большинства промышленных целей. При введении титана или колумбия в хромомарганценикелевые стали, содержащие равные количества марганца и никеля, вязкость понижается меньше. В таких сталях титан создает стойкость против интеркристаллитной коррозии, если содержание его превышает содержание углерода не меньше, чем в четыре раза. Колумбий же должен быть введен в количестве, превышающем содержание углерода в десять раз. При этом хромомарганценикелевые стали с титаном или колумбием обладают заметной пластичностью и вязкостью.

Таблица 161

Влияние титана и колумбия на механические свойства хромомарганцевых сталей, содержащих никель и медь, закаленных в воду с 1050° С

С о с т а в, %								Временное сопротивление, кг/мм ²	Предел текучести, кг/мм ²	Удлинение на разрыве 50,8 мм, %	Сжатие поперечного сечения, %	Средняя глубина под давлением по Эриксону, мм	Ударная вязкость по Изоду, фт/фн	Твердость по Бринеллю
C	Cr	Mn	Ni	Si	Cu	Ti	Cb (Nb)							
0,07	17,86	9,48	—	0,40	0,80	—	—	72,0	35	43	59	11	120	159
0,10	17,73	8,51	—	0,52	1,14	0,41	—	61,0	44	27	54	8	58	166
0,18	18,12	8,58	—	0,36	1,13	0,66	—	67,0	40	7	21	8	14	179
0,09	18,34	8,70	—	0,43	0,95	—	0,51	67,5	44,8	35	51	10	120	163
0,06	18,68	8,99	—	0,41	0,89	—	1,05	57,5	47,5	12	13	7	13	156
0,06	18,32	5,83	4,40	0,41	0,86	—	—	70,7	32	54	70	12	120	156
0,09	17,81	4,97	4,36	0,54	0,94	0,43	—	80,0	40,5	41	48	12	120	170
0,10	17,74	6,02	4,19	0,40	0,90	0,66	—	61,0	33,0	38	51	10	90	159
0,06	18,23	5,36	4,36	0,46	1,04	0,88	—	63,0	50,0	22	39	7	15	183
0,07	18,66	5,40	4,46	0,28	0,93	—	0,55	62,7	34,2	48	55	10	100	163
0,10	18,19	5,77	4,12	0,42	1,03	—	1,12	65,4	36,0	43	59	10	90	166
0,07	18,15	5,52	4,16	0,36	0,81	—	1,43	62,0	42,0	30	58	9	94	209
0,08	17,97	5,63	4,32	0,53	1,12	—	2,81	59,0	41,3	1	1	6	7	212

Е. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Хромомарганцевые стали открыты недавно. В некоторых отношениях они отличаются от хромоникелевых сталей, для которых типичной является сталь 18-8; например, при закалке с высоких температур многие хромомарганцевые стали содержат существенные количества феррита. Вследствие этого они обладают свойствами аустенитовой и ферритной стали, и это не следует упускать из виду. Кроме того, аустенит в подобных двухфазных сталях имеет более сильную тенденцию к превращению в феррит, чем в полностью аустенитных сталях.

2. Стали, содержащие от 16 до 20% хрома, от 8 до 10% марганца и около 0,1% углерода, производятся в промышленном масштабе. Технология их выплавки не отличается от технологии выплавки аустенитовых хромоникелевых сталей, хотя марганец легче выгорает, вследствие чего он дается в ванну в конце плавки, после предварительного раскисления стали. Технология отливки и горячей механической обработки также не отличается от таковых для хромоникелевых сталей. Отношение же к холодной обработке носит промежуточный характер между отношением к ней аустенитовых хромоникелевых и ферритных хромистых сталей. Сталь нагартовывается в большей степени, чем чисто аустенитовые стали.

3. Стали, содержащие около 18% хрома и 9% марганца, теряют вязкость при нагреве в интервале температур от 400 до 750°. Это — интервал выпадения карбидов, а также частичного превращения аустенита в феррит.

4. Механические свойства хромомарганцевых сталей, особенно при повышенных температурах, больше приближаются к свойствам ферритных хромистых сталей, чем к свойствам аустенитовых хромоникелевых сталей, так как их прочность при повышенных температурах относительно низка.

5. После умягчения, зачистки и шлифовки хромомарганцевые стали типа 18-9 обладают высоким сопротивлением коррозии на открытом воздухе. Их коррозионная стойкость против ряда химических агентов меньше, чем у хромоникелевых сталей типа 18-8, за исключением газов, содержащих серу, когда имеет место обратное явление.

6. Многочисленные опыты были посвящены хромомарганцевым сталям, легированным различными дополнительными элементами. Стали, содержащие от 16 до 20% хрома и от 8 до 10% марганца, могут быть полностью аустенитовыми, если поднять содержание углерода до 0,3%, но увеличение содержания углерода сопровождается уменьшением сопротивления коррозии. Стали, содержащие около 2% углерода, поддаются ковке, но не поддаются механической обработке резанием; зато они имеют повышенное сопротивление износу. Введение от 0,1 до 0,15% азота также увеличивает пропорцию аустенита. Вероятно наиболее эффективным и полезным аустенитобразующим элементом является никель; медь применялась с этой целью в ограниченных пределах. Фактически выплавлявшиеся на заводах стали содержали до 6% никеля и не больше 1% меди. Стали, содержащие не меньше 4% никеля имели свойства, аналогичные свойствам аустенитовых хромоникелевых сталей, включая сюда и меньший наклеп при холодной обработке, чем у немодифицированных хромомарганцевых сталей.

7. Хромомарганценикелевые стали могут быть изготовлены нечувствительными к явлению интеркристаллитной коррозии путем введения в них надлежащих количеств титана или кобальта. Эти добавки оказывают незначительное влияние на соотношение аустенита и феррита в стали.

8. Кобальт увеличивает пропорцию аустенита и его устойчивость в хромомарганцевых сталях. Этот элемент также создает жаропрочность стали. Однако высокая стоимость кобальта лишает возможности применять эти стали в промышленности.

9. Молибден и вольфрам увеличивают сопротивление коррозии у хромомарганцевых сталей. Эти элементы увеличивают тенденцию к превращению аустенита в феррит и ускоряют выпадение ситмафазы; последнее приводит к потере пластичности и вязкости металла и к повышению его прочности.

ГЛАВА XV

ЖЕЛЕЗОХРОМАЛЮМИНИЕВЫЕ СТАЛИ

Производство и механические свойства. Электросопротивление и другие свойства. Выводы авторов

Сплавы железа, хрома и алюминия выдвинуты в течение последних лет, как материал для электронагревательных приборов. Так как другие металлические материалы уже широко применялись для этой цели, то неудивительно, что с появлением хромоалюминиевых жароупорных сталей, разгорелись споры относительно достоинств той или иной группы жароупорных сплавов, обладающих высоким омическим сопротивлением.

В настоящее время мы обладаем достаточно надежными данными, позволяющими критически взвесить достоинства и недостатки различных сталей, применяемых для той же цели, что хромоалюминиевые стали. В пользу последних, могущих содержать также 2% кобальта, говорит то обстоятельство, что они способны противостоять более высоким температурам, чем прочие известные металлические сплавы. Если же рассматривать всю техническую характеристику хромоалюминиевых сталей в целом, то оказывается, что эти стали обладают хрупкостью в холодном состоянии, большей по сравнению с другими сталями чувствительностью к крипу и склонностью к росту зерна при высоких температурах.

Благодаря высокому содержанию алюминия, рассматриваемые стали обладают весьма ценным свойством — высоким электросопротивлением, но содержание алюминия является причиной низкой пластичности стали при комнатной температуре, что приводит к целому ряду производственных затруднений. Однако эти затруднения вполне преодолимы, доказательством чего служит изготовление из хромоалюминиевой стали холоднотянутой проволоки диаметром 0,025 мм для резисторов (элементов сопротивления) в радиоприборах.

Наконец, железохромоалюминиевые сплавы нашли применение для: 1) нагревательных элементов, работающих при температурах до 1200°, 2) жароупорных деталей и конструкций и 3) элементов сопротивления, не служащих для электрического нагрева. Полезность рассматриваемых сталей увеличивается, если модификация их состава приводит к увеличению прочности при высоких температурах и к уменьшению роста зерна.

А. ПРОИЗВОДСТВО И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

246. Производство. Алюминий легко реагирует с большинством окислов, отнимая от них кислород, и участвует в реакциях с другими компонентами шлаков, что заставило несколько видоизменить технологию выплавки по сравнению с технологией выплавки простых высокохромистых сталей. Алюминий можно вводить в металлическую ванну непосредственно в печь, после удаления шлака или, что более удобно, в ковш. В печи желательно тщательное перемешивание металла. Некоторые исследователи предлагают для уменьшения утраты алюминия¹ добавлять в шлак криолит.

Тенденция к росту зерна у хромоалюминиевых сталей, особенно в толстых сечениях, требует большой осторожности при горячей обработке. После правильно проведеннойковки или прокатки пластичность металла возрастает. Информацией о горячей обработке рассматриваемых сталей довольно богата патентная литература; некоторые сведения опубликованы также в статьях Лаунсберри и Бриллера [116], Шейла и Шульца [243] и Грюнера, Гессенбруха и Руфа [273]².

Так как хромоалюминиевые стали применяются главным образом для изготовления электронагревательных элементов, то весьма желательной явились холодная прокатка ленты и протяжка проволоки из этого материала. По технологии холодной прокатки и протяжки опубликовано очень мало данных, но производство их освоено в промышленном масштабе. Шейл и Шульц [243] сообщают, что стали, содержащие от 4 до 6% хрома и от 6 до 8% алюминия легко подвергаются протяжке на проволоку, а Грюнер, Гессенбрух и Шихтель [364] описывают производство проволоки из стали с 30% хрома и 5% алюминия. Хойт и Шейль [371] обнаружили, что сплав, содержащий около 37,5% хрома и 7,5% алюминия, можно подвергать горячей обработке — ковке в штампах.

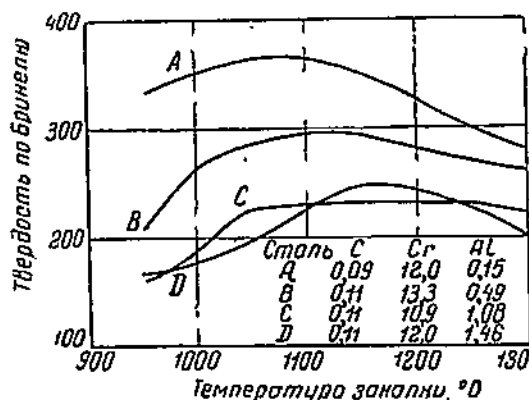
При более низком содержании хрома (около 20%) сталь, содержащая около 2% кобальта и от 3 до 6% алюминия, по данным фон-Канцова [427], без затруднений подвергалась холодной прокатке и протяжке.

247. Термическая обработка. Монипенни [191] показал, что даже малый процент алюминия понижает прокаливаемость низкоуглеродистых сталей, содержащих около 12% хрома. Его данные использованы при построении диаграммы на фиг. 128. Они приводят к заключению, что влияние алюминия аналогично влиянию кремния, но более резко выражено. Присутствие около 1% алюминия делает сталь с низким содержанием углерода и с 12% хрома незакалывающейся при закалке с различных температур от 950 до 1300°. Монипенни указывает на подобное же влияние алюминия на

¹ Следует упомянуть о введении алюминия в виде лигатур его с хромом по способу, предложенному Корниловым и Михеевым [543]. Прим. перев.

² А также в книге Корнилова и Михеева [543]. Прим. перев.

12%-ные хромистые стали с содержанием около 0,25% углерода. Он же указывает, что алюминий поднимает температуру превращения у хромалюминиевых сталей. Это было подтверждено ра-



Фиг. 128. Влияние алюминия на твердость сталей, содержащих от 0,09 до 0,11% углерода и от 11,0 до 13,0% хрома [191]

ботой Лаунсберри и Бриллера [116], данные которых приведены в табл. 162.

Таблица 162

Температуры превращения у хромалюминиевых сталей по Лаунсберри и Бриллеру [116]

Сталь №	С о с т а в, %					Приблизительные температуры превращения при нагревании °C
	C	Mn	Si	Cr	Al	
14	0,51	0,30	0,80	7,41	—	815
1	0,39	0,40	0,95	7,90	2,47	980
11	0,67	0,41	1,10	8,59	5,30	1150

Стали, состав которых приведен в табл. 162, и другие с подобным составом были подвергнуты испытаниям при температурах от 790 до 1290°. Гамма-фаза появлялась при высоких температурах в стали № 1, но другая сталь, содержавшая 0,8% углерода, 12,8% хрома и 5,4% алюминия, состояла главным образом из альфа-фазы при всех температурах. Было также обнаружено, что хромалюминиевые стали совершенно не закаливаются на воздухе. В связи с этим уместно вспомнить утверждение одного завода [483], что введение алюминия в сталь в небольших количествах (0,2—0,3%) понижает прокаливаемость на воздухе низкоуглеродистых 12%-ных хромистых сталей.

248. Сварка. При изготовлении нагревательных элементов часто производится сварка хромалюминиевых сталей. Нордстрем [386] указывает, что железохромалюминиекобальтовые стали могут подвергаться как газовой, так и дуговой сварке, причем в первом случае сварка производится под флюсом. Затем флюс полностью удаляется, чтобы предохранить металл от коррозии. Руссел [240] предпочитает для подобных сталей сварку постоянным током с угольными электродами и без флюса. Хойт и Шейл [371] описывают сварку стали, содержащей 37,5% хрома и 7,5% алюминия, и высказываются за кислородно-ацетиленовую сварку с применением окислительного пламени во избежание науглероживания металла. Они рекомендуют применять флюс, состоящий из одной части хлористого калия и одной части фтористого кальция, необходимый для удаления окиси алюминия, образующейся в процессе сварки. Кроме того, они считают необходимым удалять флюс по окончании сварки и указывают, что шов непосредственно после сварки отличается большой хрупкостью и что нагрев до красного каления улучшает пластичность металла в такой степени, что шов может подвергаться загибу и другим изменениям формы.

249. Механические свойства. Твердость и значения ударной вязкости для кованных термических обработанных сталей, содержащих около 12% хрома и до 1% алюминия, сообщаемые Монипенни [191], приведены в табл. 163. Изломы ударных образцов с высоким содержанием алюминия были грубо кристаллическими, причем это не могло быть исправлено термической обработкой.

Таблица 163

Значения твердости и сопротивления удару некоторых кованных хромалюминиевых сталей, закаленных в воду, как указано, и отпущенных при 700° по Монипенни [191]

С о с т а в, %			Температура закалки °C	Твердость по Бринеллю		Ударная вязкость по Изоду фт/фн
C	Cr	Al		после закалки	после отпуска	
0,09	12,0	0,15	1000	321	207	104; 105; 102
0,11	13,3	0,49	1050	235	179	15; 20
0,11	10,9	1,08	1050	207	174	10; 11
0,11	12,0	1,4	1050	207	187	10; 11
0,26	12,4	0,62	1000	337	248	18; 23
0,26	12,2	1,13	1050	340	255	12; 10; 10

Согласно данным Лаунсберри и Бриллера [116], исследовавшим стали с содержанием от 8 до 10% хрома и от 0,35 до 0,7% углерода, свойства их при испытаниях на разрыв зависят от суммарного содержания кремния и алюминия. Их данные показывают, что пластичность и вязкость становятся очень низкими, когда содер-

жание алюминия приближается к 4% и одновременно содержание кремния превышает 1%, или когда содержание кремния составляет всего 0,25% и больше, но алюминий содержится в количестве 5%.

Свойства сталей, содержащих от 20 до 30% хрома и 5% алюминия, определены Гессенбрухом [455] и приведены в табл. 164.

Таблица 164

Механические свойства некоторых сплавов железа, хрома и алюминия по Гессенбруху [455]

Состав, %		Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение образца на 250 мм %	Твердость по Бринеллю
Cr	Al				
20	5	58,0	45,0	14,5	190
25	5	67,0	52,0	12,5	200
30	5	72,0	57,0	11,0	210

Стали подобного состава находят в Европе применение для электронагревательных элементов; вследствие этого интересно заметить, что их временное сопротивление разрыву не слишком отличается от величин, получаемых для хромоникелевых жароупорных сталей, но удлинение составляет всего половину, а твердость несколько выше, чем у хромоникелевых сталей.

Относительно сплавов, содержащих около 25% хрома, 5% алюминия и 3% кобальта, опубликовано мало сведений. Эман [195] указывает величину временного сопротивления разрыву — около 85 кг/мм² и удлинения на образце 50,8 мм — около 13 мм. Нордстрем [387] для проволоки, протянутой на средние размеры, дает величину временного сопротивления разрыву около 77 кг/мм² при удлинении на десятикратном образце около 14%.

Так как главной областью применения сталей, содержащих больше 20% хрома и около 5% алюминия, являются элементы, подверженные электрическому нагреву, то очень важными являются их свойства при повышенных температурах. Немногие данные по этому вопросу вполне совпадают. Они показывают, что при максимальных рабочих температурах, вполне приемлемых с точки зрения сопротивления окислению, прочность рассматриваемых нами

Температуры, °C	700	900	1100	1300
Временное сопротивление разрыву, кг/мм ² ...	10,6	3,0	1,0	0,03

сталей настолько низка, что требуются специально сконструированные поддержки. Результаты кратковременных испытаний на разрыв были получены следующие (Нордстрем [387]).

Лаунсберри и Бриллер [116] определяли высокотемпературные свойства хромалюминиевых и хромокремнистых сталей (см. табл. 165), причем их данные показывают небольшую разницу между сталями, содержащими и не содержащими алюминий. Их относительно высокая пластичность при повышенных температурах облегчает горячую обработку, но снижает крипоустойчивость, что вполне согласуется с данными Гудремона и Эмке [323]. Высокая пластичность при повышенных температурах наблюдалась также Эртелем и Шеперсом [236] при испытаниях сталей, содержащих от 0,2 до 0,3% углерода, от 14 до 20% хрома и от 2 до 3% алюминия и кремния (каждого) одновременно.

Таблица 165

Кратковременные испытания на разрыв при высоких температурах хромалюминиевой и хромокремниевой сталей по данным Лаунсберри и Бриллера [116]

Сталь №	Состав, %					Температура испытания °C	Временное сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение на 50,8 мм %	Сжатие поперечного сечения %
	C	Cr	Al	Si	Mn				
8	0,62	8,60	3,90	1,10	0,34	815	6,6	67,2	95,9
59	0,47	8,37	—	3,15	0,40	900	3,8	85,9	98,1
						815	5,3	62,5	97,6
						900	3,6	47,41	97,2

¹ Возможно, что это опечатка.

В. ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ДРУГИЕ СВОЙСТВА

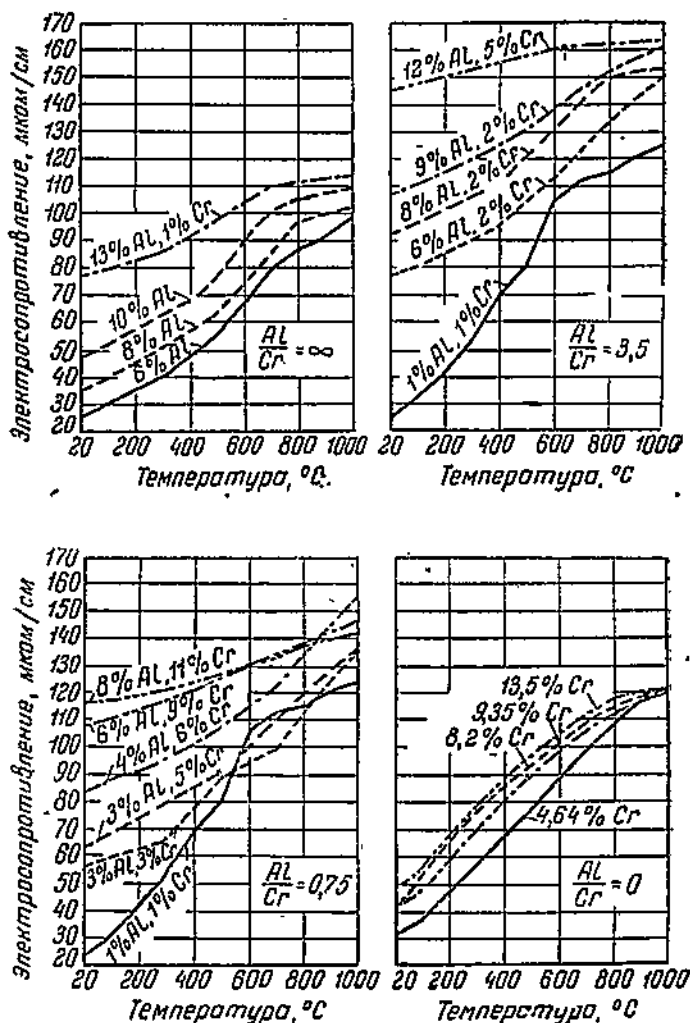
250. Электросопротивление. Электросопротивление сталей, применяемых в качестве нагревательных элементов, особенно важно потому, что чем выше сопротивление, тем меньше металла требуется на данный элемент. Кроме того желателен низкий и постоянный температурный коэффициент расширения.

Результаты измерений, произведенных Шейлом и Шульцем [243] для серии хромалюминиевых сталей, изображены на фиг. 129.

Совместное действие хрома и алюминия более эффективно увеличивает электросопротивление железа при комнатной температуре, чем действие каждого из этих элементов в отдельности и для данного отношения алюминия к хрому величины электросопротивления при повышенных температурах сильно сближаются между собой.

Грювер, Гессенбрух и Руф [273] сообщают, что сталь с содержанием 30% хрома и 5% кобальта имела электросопротивление 140 микроом на 1 см и температурный коэффициент только 0,04 на

1° С в промежутке от 0 до 20°. Хойт и Шейл [371] нашли, что для стали с 37,5% хрома и 7,5% алюминия омическое сопротивление составляет при комнатной температуре 165 микроом на 1 см, а при



Фиг. 129. Электросопротивление сталей, легированных алюминием и хромом по Шейлю и Шульцу [243]

925°—200 микроом на 1 см. После старения такое увеличение электросопротивления при повышенных температурах исчезает, и оно повышается не больше, чем на 2% против комнатной температуры, если его измерять в интервале температур от 760 до 1425°. Норд-

стрем [387] указывает, что для стали, содержащей около 20% хрома, 5% алюминия и 2,5% кобальта, сопротивление колебалось от 140 до 145 микроом на 1 см при 20°.

Отсюда можно заключить, что железохромалюминиевые сплавы составов, применяемых для нагревательных элементов¹, обладают наибольшими величинами электросопротивления и наименьшими температурными коэффициентами по сравнению с другими металлическими материалами, применяемыми для той же цели.

251. Термическое расширение. Хойт и Шейл [371] указывают, что средний коэффициент расширения при нагреве от 20 до 1315° у стали, содержащей 37,5% хрома и 7,5% алюминия, равнялся 18×10^{-6} на 1°С. Более подробные данные для такой же стали и некоторых других, содержащих кобальт, были получены Хиднертом и приведены в табл. 166.

Таблица 166

Средний коэффициент расширения у некоторых железохромалюминиевых сплавов по Хиднерту [496]

Состав, %			Средний коэффициент расширения на 1°С $\times 10^{-6}$ в интервале от 20° до температуры в °С										
Cr	Al	Co	60	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
38,6	7,9	—	—	12,0	12,2	12,7	13,1	13,9	14,6	15,4	15,9	16,5	17,1
23,4	6,2	1,9	11,9	11,7	12,0	12,4	12,9	13,4	13,9	14,4	14,7	15,1	—
23,4	5,7	1,9	—	11,5	12,0	12,3	12,6	13,0	13,5	13,8	14,2	14,7	15,3
22,6	4,5	2,0	—	11,4	11,6	11,9	12,1	12,4	12,7	13,0	13,4	13,9	14,5

В общем эти данные являются данными вторичных испытаний, так как вначале образцы нагревались при их термической обработке.

252. Теплопроводность. Шелтон [339] установил, что теплопроводность стали, содержащей 1,10% углерода; 17,12% хрома; 0,47% кремния; 0,30% марганца и 1,55% алюминия изменялась следующим образом:

Температура, °С	100	200	300	400	500
Теплопроводность вт·см/°С . . .	0,177	0,188	0,199	0,210	0,221

¹ В СССР применяются сплавы: фехраль, сплав № 1 и № 2.

253. Температура плавления. Так как температура плавления стали, применяемой для электрического нагрева, должна быть выше по меньшей мере на 140° , чем рабочая температура [392], то данные табл. 167 интересны с этой точки зрения.

Таблица 167

Приблизительные температуры плавления некоторых сплавов железа, хрома и кобальта

Источники	Номинальный состав %			Температура плавления $^{\circ}\text{C}$
	Cr	Al	Co	
Гофман и Шульце [321]	30	5	—	1500
Гофман и Шульце [321]	20	6	2,5	1505
Хойт и Шейл [371]	37,5	7,5	—	1555

254. Плотность. Величины плотности железохромалюминиевых сплавов с кобальтом и без кобальта, сообщаемые Хойтом [370] и Нордстремом [387], находятся в согласии с данными Хиднерта [496] и приведены в табл. 168.

Таблица 168

Плотность сплавов железа, хрома и алюминия при различных условиях по данным Хиднерта [496]

Состав, %			Плотность металла при 23°C , г/см ^{3}		
Cr	Al	Co	в состоянии получения	после испытаний на расширение при нагревании	после обработ- ки на «рост»
38,6	7,9	—	6,878	6,911	6,955
23,4	6,2	1,9	7,099	7,099	7,200
23,4	5,7	1,9	7,133	7,136	7,311
22,6	4,5	2,0	7,233	7,235	7,334

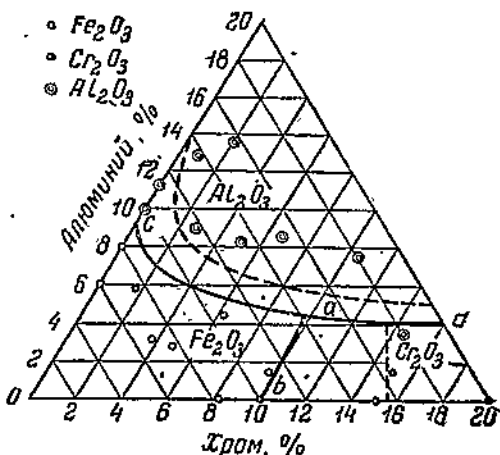
255. Рост. Хойт и Шейл [371] обнаружили, что стали, содержащие около 37,5% хрома и 7,5% алюминия, будучи нагреты до высокой температуры, испытывают явление роста. В дополнение к термическому расширению они рекомендуют допуск 20 мм на 1 м на рост металла (2%). Хиднерт [496] провел испытания аналогичной стали и получил рост около 1%. Вероятно, при дальнейшем пребывании в столь же нагретом состоянии рост достиг бы 2%. Наибольший рост был обнаружен у железохромалюминиекобальтовых сплавов.

Причины роста неясны; показательно, что Гессенбрух, Хорст и Шихтель [456] обнаружили способность железохромалюминиевых сплавов к внутреннему окислению, к науглероживанию при нагр-

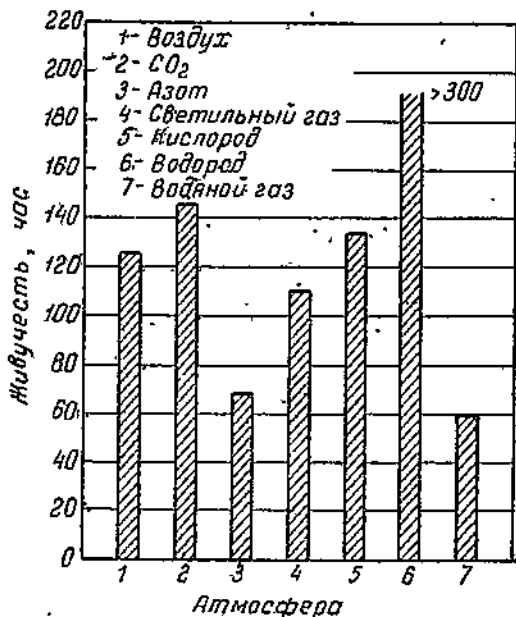
вании в газах, содержащих углерод (например, в водяном газе), и к образованию нитридов.

256. Коррозия. Железохромалюминиевые стали вызвали значительный интерес, благодаря их высокому сопротивлению воздействию кислорода и других газов при повышенных температурах. Исследование Шейла и Шульца [243] о влиянии состава на природу окалины сплавов железа, хрома и алюминия интересно потому, что основой стойкости металлов и сплавов против окисления является образование компактной и плотной окалины. На фиг. 130 изображены результаты этого исследования, при котором сплавы разделены на три группы. Сплавы, образующие белую пленку из окиси алюминия, наиболее стойки против дальнейшего окисления, сплавы с пленкой из окиси хрома занимают промежуточное положение, а сплавы, покрывающиеся окислами железа, наименее устойчивы.

Об испытаниях сталей, содержавших 30% хрома и 5% алюминия, говорится в работах Грюнера, Гессенбруха и Руфа [273], Грюнера, Гессенбруха и Шихтеля [364], Рона и Гингера [437], Гессенбруха [455], Гессенбруха, Хорста и Шихтеля [456] и Румле-

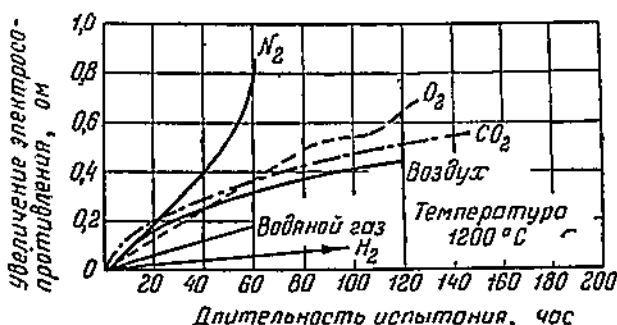


Фиг. 130. Типы окислов, образующихся у хромалюминиевых сталей [243]



Фиг. 131. Испытания на живучесть стали, содержащей 0,03% углерода; 29,9% хрома и 5,3% алюминия, в различных атмосферах при 1200°. По Гессенбруху, Хорсту и Шихтелю [456]

ра [471]. Анализируя результаты проведенных испытаний можно сделать общее заключение, что эти стали подвергаются равномерному по всей поверхности окислению, а не местному окислению на отдельных участках и даже в отдельных точках металла. Другим заключением является то, что эти стали могут длительное время находиться при температурах от 1250 до 1300°.



Фиг. 132. Изменения электросопротивления при выдержке стали указанного для фиг. 131 анализа, в различных атмосферах при 1200° [456]

Но, как было выше указано, относительно низкая прочность при этих температурах требует специально запроектированных конструкций. Недавно опубликованное исследование Гессенбурха Хорста и Шихтеля [456] относится к стали, содержащей 0,03% С; 29,9% Cr и 5,3% Al. Образцы в форме спиралей с 20 витками из проволоки диаметром 0,4 мм нагревались электрическим путем до 1200° в атмосфере кислорода, водорода, азота, двуокиси углерода, светильного газа, водяного газа и воздуха. Испытания в большинстве случаев велись до разрушения металла. Результаты испытаний на живучесть изображены на фиг. 131, а изменения электросопротивления показаны на фиг. 132. Наибольшая живучесть была обнаружена при пребывании стали в атмосфере водорода.

Наименьшую живучесть и наибольшее изменение электросопротивления исследователи обнаружили в атмосфере азота, что подтверждает наблюдение Банделя [446] о том, что азот легко вступает в соединение с железохромоалюминиевыми сплавами при высоких температурах, с одновременной потерей сопротивления металла разрушению.

Особенно низка живучесть в водяном газе, очевидно, благодаря науглероживанию стали углеродом окиси углерода, входящей в состав водяного газа.

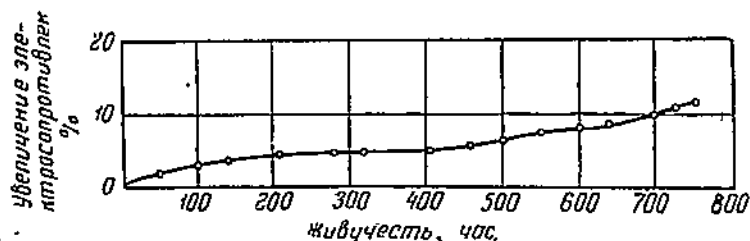
Железохромоалюминиевые стали обладают более значительным сопротивлением воздействию сероводорода, чем никельсодержащие жароупорные стали. Среди многих других исследователей это отмечают Грубер [141], Руссель [240] и Гессенбрух, Хорст и Шихтель [456].

Однако сернистые соединения светильного газа по Хенгстенбергу и Борнефельду [181] являются причиной питтинга при 800° стали, содержащей 8% Cr и 2,5% Al.

Испытания Грубера [141] показали, что такое содержание хрома и алюминия недостаточно для сопротивления воздействию сероводорода.

Особенно высокое сопротивление коррозии в атмосфере сероводорода при высоких температурах показал сплав с 25% хрома и 10% алюминия.

Испытания на живучесть стали, содержащей около 37,5% хрома и 7,5% алюминия, производились Хойтом и Шейлом [371]; ре-



Фиг. 133. Испытания на живучесть в атмосфере воздуха при 1260° сталей, содержащих около 37,5% хрома и 7,5% алюминия. По Хойту и Шейлу [371]

зультаты опытов в атмосфере воздуха при 1200° изображены на фиг. 133. Живучесть порядка 700 час. является максимальной для известных нам металлических материалов при этой температуре.

С. ВЫВОДЫ АВТОРОВ

1. Железохромалюминиевые сплавы изготавливаются путем введения алюминия в расплавленные хромистые стали как в печь (после удаления шлака¹), так и в ковш.

2. Слитки хромалюминиевых сталей обладают крупнозернистостью и хрупкостью. Вследствие этогоковка их требует большой осторожности. Горячая обработка улучшает пластичность металла. Некоторые стали с содержанием от 20 до 30% хрома и около 5% алюминия, содержащие 2% кобальта или без него, могут прокатываться на ленту и подвергаться холодной протяжке на проволоку. Другие стали, содержащие 37,5% хрома и 7,5% алюминия, допускают горячую обработку только путем проковки их в штампах. Согласно последним данным, эти стали удалось прокатывать на станах.

¹ Или добавлением в ванну специальных хромалюминиевых лигатур (543).
Прим. перев.-
27 Заказ 126

3. Хромалюминиевые стали могут свариваться как дуговой, так и контактной сваркой. В дальнейшем для предотвращения коррозии металла флюс должен удаляться.

4. Железохромалюминиевые сплавы относительно хрупки при комнатной температуре. Пластичность возрастает при повышенных температурах, но это сопровождается относительно быстрым падением сопротивления разрыву; вследствие этого такие сплавы применяются как элементы нагревательных приборов, но располагаются на специально спроектированных подпорках, которые предохраняют металл от деформации при высоких температурах.

5. Железохромалюминиевые сплавы обладают высоким электросопротивлением, благоприятствующим применению их в качестве нагревательных элементов. Кроме того, они обладают низким температурным коэффициентом.

6. Термическое расширение хромалюминиевых сталей при нагреве до 1300° составляет около $\frac{1}{4}$ " на 1 фут (20 мм на 1 м). Подробные данные приведены в табл. 166.

7. Железохромалюминиевые стали, с кобальтом или без него, подвержены явлению роста при высоких температурах. Рост должен учитываться помимо термического расширения и может достигать до 20 мм на 1 м (2%).

8. Температуры плавления хромалюминиевых сталей, имеющих состав, применяемый для электронагревателей, обычно не ниже 1500° .

9. Железохромалюминиевые сплавы, покрываясь пленками окислов, обладают высоким сопротивлением окислению. Характер окисления зависит от состава стали, т. е. пленка может состоять главным образом из окиси алюминия, окиси хрома или окиси железа. Обычно окисление распространяется равномерно на всю поверхность рассматриваемых сталей, т. е. на металле не наблюдаются отдельных поддавшихся окислению пятен или ограниченных участков. При повышенных температурах хромалюминиевые стали вступают в соединение с азотом (нитрирование поверхности) и с углеродом, содержащимся в окружающей сталь газах (например, в водяном газе), что вызывает науглероживание стали; обе причины снижают живучесть стали.

10. Дальнейшее совершенствование состава хромалюминиевых сталей должно иметь целью путем модификации добиться меньшей их хрупкости при низких температурах и большей прочности при высоких температурах по сравнению с наблюдаемыми в настоящее время.

ПРИЛОЖЕНИЕ 1

Стандартные типовые номера и пределы химического анализа для нержавеющей сталей, принятые Американским институтом Железа и Стали в июне 1939 г.

Типовой №	Состав, %			
	Углерод	Хром	Никель	Прочие элементы
301	0,09—0,20	16,00—18,00	7,00—9,00	1,25 Mn max
302*	0,09—0,20	18,00—20,00	8,00—10,00	1,25 Mn max
302B*	свыше 0,08	18,00—20,00	8,00—10,00	2,0—3,0 Si; 1,25 Mn max
303*	0,20 max	18,00—20,00	8,00—10,00	0,07 S или Se min или 0,60 Mo max
304	0,08 max	18,00—20,00	8,00—10,00	2,00 Vn max
308	0,08 max	19,00—22,00	10,00—12,00	2,00 Mn max
309	0,20 max	22,00—26,00	12,00—14,00	
309S	0,08 max	22,00—26,00	12,00—14,00	
310	0,25 max	24,00—26,00	19,00—21,00	
311	0,25 max	19,00—21,00	24,00—26,00	
312	0,25 max	27,0—31,0	8,00—10,00	
315	0,15 max	17,0—19,0	7,00—9,50	1,00—1,50 Cu; 1,00—1,50 Mo
316	0,10 max	16,0—18,0	14,00 max	2,00—3,00 Mo
317	0,10 max	18,0—20,0	14,00 max	3,00—4,00 Mo
321	0,10 max	17,0—20,0	7,00—10,00	Ti = (4 × C) min
325	0,25 max	7,00—10,00	19,00—23,0	1,00—1,50 Cu
327	0,25 max	25,00—30,0	3,00—5,00	
329	0,10 max	25,00—30,00	3,00—5,00	
330	0,25 max	14,00—16,00	31,00—36,00	
347	0,10 max	17,00—20,00	8,00—12,00	Cb = (10 × C) min
349	0,08 max	17,00—18,50	10,00—11,00	Cb = (10 × C) min
403	0,15 max	11,50—13,00		
405	0,08 max	11,50—13,50		0,10—0,20 Al
406	0,15 max	12,00—14,00		4,0—4,5% Al
410	0,15 max	10,00—13,50		
414	0,15 max	10,00—13,50	2,00 max	
416	0,15 max	12,00—14,00		0,07 S или Se min или 0,60 Mo max
418	0,15 max	12,00—14,00		2,50—3,50 W
420	более 0,15	12,00—14,00		
420F	более 0,15	12,00—14,00		0,07 S или Se min или 0,60 Mo max
430	0,12 max	14,00—18,00		
430F	0,12 max	14,00—18,00		0,07 S или Se min или 0,60 Mo max
431	0,15 max	14,00—18,00	2,00 max	
434A	0,12 max	14,00—18,00		1,0 Si и 1,00 Cu
438	0,12 max	16,00—18,00		2,50—3,50 W
439	0,50—0,65	8,00		8,00 W
440	более 0,12	14,00—18,00	2,00 max	
441	более 0,15	14,00—18,00		
442	0,35 max	18,00—23,00		
446	0,35 max	23,00—30,00		
501	более 0,10	4,00—6,00		
502	0,10 max	4,00—6,00		

* Для этих марок разбег по углероду иногда ограничивается 4 пунктами.

ПРИЛОЖЕНИЕ 2

Химический состав нержавеющей и жаростойкой стали, применяемой в СССР (на 1 июля 1944 г.)

Марки	С	Состав в процентах							№ ОСТ или Т. У.		
		Mn	Si	S		P	Ni	Cr		Ti	Mo
				не более							
Ж1	≤ 0,14	0,50	0,70	0,035	0,035	0,035	0,60	12,5—14,5	—	—	Т. У. 177
Ж2	0,15—0,23	0,50	0,70	0,035	0,035	0,035	0,60	12,5—14,5	—	—	Те же
Ж3	0,24—0,35	0,70	0,70	0,030	0,030	0,030	0,60	12,5—14,5	—	—	Т. У. 471
Ж4	0,35—0,45	0,70	0,70	0,030	0,030	0,030	0,60	12,0—14,0	—	—	Т. У. 155
Ж17	≤ 0,12	0,70	0,90	0,030	0,030	0,030	0,60	16,0—18,0	—	—	Т. У. 471
ЭИ229	0,90—1,00	0,70	0,90	0,030	0,030	0,030	0,60	17,0—19,0	—	—	Т. У. 910
ЭИ241	≤ 0,15	0,60	0,50	0,25—0,50	0,030	0,030	0,60	13,0—15,0	—	—	Т. У. 154
Я0	≤ 0,07	0,70	0,90	0,030	0,030	0,030	8,0—9,5	17,0—19,0	≤ 0,5	—	Т. У. 910
Я1	≤ 0,14	0,70	0,30—0,80	0,030	0,030	0,030	8,0—11,5	17,0—20,0	≤ 0,5	—	Т. У. 184
Я1Т	≤ 0,14	0,70	1,20	0,030	0,030	0,030	8,0—11,0	16,0—20,0	≤ 0,8	—	Т. У. 102
Я1Т	≤ 0,12	0,30—0,70	1,00	0,035	0,030	0,030	8,0—10,0	17,0—20,0	≤ 0,8	—	Т. У. 163
Я2	0,15—0,26	0,70	0,90	0,030	0,030	0,030	8,0—9,5	17,0—19,0	—	—	Т. У. 910
ЭИ100	0,15—0,30	8,0—10,0	0,80	0,030	0,030	0,060	3,7—5,0	12,0—14,0	—	—	Т. У. 101
ЭИ171	≤ 0,14	0,70	0,90	0,030	0,030	0,030	9,0—11,0	17,0—19,0	≤ 0,8	2,0—3,0	Т. У. 471
ЭИ183	≤ 0,14	0,70	0,90	0,030	0,030	0,030	8,0—9,5	17,0—19,0	≤ 0,5	3,0—4,0	Те же
СХ8	0,35—0,50	0,30—0,70	2,20—3,20	0,030	0,030	0,030	≤ 0,40	8,0—9,5	—	—	Т. У. С-24
ЭИ181	≤ 0,25	0,80	1,20	0,030	0,030	0,035	≤ 0,60	23,0—27,0	—	—	Т. У. 151
ЭИ261	≤ 0,35	0,70	2,50—3,50	0,030	0,030	0,030	0,7—1,3	24,0—28,0	—	—	Т. У. 471

Химический состав нержавеющей и жаростойкой стали, применяемой в СССР (на 1 июля 1944 г.)

Марки	C	Состав в процентах								№ ОСТ или Т. У.	
		Mn	Si	S		P не более	Ni	Cr	Ti		Mo
ЭИ172	0,26—0,37	0,65	2,00—3,00	0,030	0,030	6,5—7,5	11,5—14,5	—	—	—	Т. У. 177
Х12М	1,45—1,70	0,35	0,50	0,030	0,030	≤ 0,50	11,0—12,5	V=0,15—0,30	0,40—0,60	0,50	Те же
ЭИ240	0,40—0,50	0,70	2,75—3,25	0,030	0,030	13,0—15,0	13,0—15,0	W=2,0—2,75	0,20—0,40	0,70—0,90	Те же
И86	0,35—0,45	0,30—0,70	2,00—3,00	0,030	0,030	≤ 0,70	8,0—9,5	—	—	—	Те же
ЭИ107	0,35—0,45	0,30—0,70	1,90—2,60	0,030	0,030	≤ 0,50	9,0—11,5	W=0,08—0,30	0,20—0,40	—	Т. У. 254
ЭИ310	0,35—0,45	4,00—6,00	1,00—0,60	0,030	0,045	5,0—7,0	17,0—20,0	—	—	—	Т. У. 254
ЭИ312	0,35—0,45	3,00—5,00	1,40—2,70	0,030	0,040	5,5—7,5	17,0—20,0	W=2,00—2,75	0,25—0,40	—	Т. У. 177
ЭИ69	0,40—0,50	0,70	1,30—0,80	0,030	0,030	13,0—15,0	13,0—15,0	—	—	—	Т. У. 910
ЭИ211	≤ 0,20	0,70—1,20	2,0—3,0	0,030	0,035	13,0—15,0	19,0—22,0	—	—	—	Т. У. С-92
ЯЗС	1,30—0,40	0,70	2,0—3,0	0,030	0,030	23,0—27,0	16,0—20,0	—	—	—	Т. У. 160
ЭИ307	≤ 0,20	0,20—0,70	1,20—2,00	0,030	0,030	18,0—21,0	24,0—27,0	{ Cu ≤ 0,50 Fe ≤ 1,70 Al ≤ 0,60	—	—	Те же
ЭИ334	≤ 0,25	1,20—1,80	0,60	0,030	0,035	Остальное	20,0—23,0	—	—	—	Т. У. 185
ЭИ319	≤ 0,20	0,5—1,0	0,5—1,0	0,025	0,030	12,0—15,0	22,0—27,0	—	—	—	Т. У. 170
ЭИ341	≤ 0,15	≤ 0,70	≤ 1,20	0,030	0,030	≤ 0,60	16,0—19,0	≤ 0,5	Al: 4,0—7,0	—	Т. У. 170
ЭИ340	≤ 0,15	≤ 0,70	≤ 1,20	0,030	0,030	≤ 0,60	23,0—27,0	≤ 0,5	Al: 4,0—7,0	—	Т. У. 170
И60	≤ 0,15	0,3—1,0	0,2—1,0	0,030	0,030	≤ 0,40	12,0—15,0	—	Al: 3,5—5,5	—	Т. У. 170

Примечания: 1. При выплавке стали ЭИ334 в ванну вводится силикокальций из расчета 0,50% Са на металлескую шихту.

2. Нижний предел содержания титана в стали ЯИТ устанавливается по формуле $\text{Ti\%} = 5(\text{C\%} - 0,03)$.

BIBLIOGRAPHY

1890—1919

1. Hadfield, R. A.: Alloys of Iron and Chromium, including a report by F. Osmond, *J. Iron Steel Inst.*, 1892, II, pp. 49—175.
2. Guillet, L.: Comparaison des propriétés et classification des aciers ternaires (Comparison of the Properties and Classification of Ternary Steels), *Rev. de Mét., Mém.*, v. 2, 1905, pp. 350—367.
3. Guillet, L.: Quaternary Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 70, 1906, pp. 1—141.
4. Voss, G.: Die Legierungen: Nickel-Zinn, Nickel-Blei, Nickel-Thallium, Nickel-Wismut, Nickel-Chrom, Nickel-Magnesium, Nickel-Zink und Nickel-Cadmium (Nickel-tin, Nickel-lead, Nickel-thallium, Nickel-bismuth, Nickel-chromium, Nickel-Magnesium, Nickel-zinc, and Nickel-cadmium Alloys), *Z. anorg. allgem. Chemie*, v. 57, 1908, pp. 34—71.
5. Portevin, A.: Contribution à l'étude des aciers spéciaux ternaires (Contribution to the Study of Ternary Alloy Steels), *Rev. de Mét., Mém.*, v. 6, 1909, pp. 1264—1362. Also: *Iron Steel Inst.*, Carnegie Scholarship Mem., v. 1, 1909, pp. 230—364.
6. Boudouard, O.: Résistivité électrique des aciers spéciaux (Electric Resistance of Special Steels). *C. R. Acad. Sci., Paris*, v. 153, 1911, pp. 1475—1478. Also: *Rev. de Mét., Mém.*, v. 9, 1912, pp. 294—303.
7. Monnartz, P.: Beitrag zum Studium der Eisenchromlegierungen unter besonderer Berücksichtigung Säuerbeständigkeit (Contribution to the Study of Iron-chromium Alloys with Special Consideration of Acid Resistance), *Metallurgie*, v. 8, 1911, pp. 161—176, 193—201.
8. Aitchison, L.: Experiments on the Influence of Composition upon the Corrosion of Steel, *Trans. Faraday Soc.*, v. 11, 1915, pp. 212—234.
9. Dupuy, E. L., et A. M. Portevin. La thermo-électricité des aciers spéciaux (Thermoelectricity of Special Steels), *Rev. de Mét., Mém.*, v. 12, 1915, pp. 657—679. Also: *J. Iron Steel Inst.*, v. 91, 1915, pp. 306—335.
10. Fuller, T. S.: The Thermo-electromotive Force of Certain Iron Alloys, *Trans. Am. Electrochem. Soc.*, v. 27, 1915, pp. 241—252.
11. Hadfield, R. A.: Introductory Address on the Corrosion of Steel Alloys, *Trans. Faraday Soc.*, v. 11, 1915, pp. 183—197.
12. Hatfield, W. H.: Cutlery. Stainless and Otherwise, from the Scientific Point of View, paper before Sheffield Cutlery Trades Tech. Soc., December, 1919. Abst: *Ironmonger*, v. 169, 1919, Dec. 20, p. 91.
13. Matthews, J. A.: Modern High-speed Steel, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 19, part 2, 1919, pp. 142—181.
14. Seidell, L. R., and G. J. Horvitz: Physical Qualities of High-chrome Steel, *Iron Age*, v. 103, 1919, pp. 291—294.

1920

15. Aitchison, L.: Stainless Steel, *Eng. Ind. Management*, v. 3, 1920, 114—117.
16. Edwards, C. A., and A. L. Norbury: Chromium Steels, Part II, Effect of Heat Treatment on Electrical Resistivity, *J. Iron Steel Inst.*, v. 101, 1920, pp. 447—482.
17. French, H. J., and Y. Yamauchi: The Heat Treatment of a High-chromium Steel, *Chem. Met. Eng.*, v. 23, 1920, pp. 13—16.

18. Haynes, E.: Stellite and Stainless Steels, *Proc. Eng. Soc. of Western Pennsylvania*, v. 35, 1920, pp. 467—474.
19. Johnson, C. M.: Properties and Microstructure of Heat-treated, Non-magnetic Flame-, Acids-, and Rust-resisting Steel, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 1, 1920—1921, pp. 554—575.
20. Marble, W. H.: Stainless Steel: Its Treatment, Properties, and Applications, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 1, 1920—1921, pp. 170—179.
21. Monypenny, J. H. G.: The Structure of Some Chromium Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 101, 1920, pp. 493—525.
22. Monypenny, J. H. G.: Stainless Steel, *J. Soc. Chem. Ind.*, v. 39, 1920, pp. 390—381R.
23. Strauss, B., und E. Maurer: Die hochlegierten Chromnickel-stähle als nichtrostende Stähle (Stainless High Chromium-nickel Steels), *Kruppsche Monatshefte*, v. 1, 1920, pp. 126—146.

1921

24. Aitchison, L.: Chromium Steels and Irons, *Proc. Inst. Automobile Eng.*, v. 16, part 1, 1921—1922, pp. 183—217.
25. French, H. J.: Artificial Seasoning of Steels, *Chem. Met. Eng.*, v. 25, 1921, pp. 155—158.
26. Hall, R. G.: Stainless Steels and the Making of Cutlery, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 2, 1921—1922, pp. 561—568.

1922

27. Dickenson, J. H. S.: Some Experiments on the Flow of Steels at a Low Red Heat, with a Note on the Scaling of Heated Steels *J. Iron Steel Inst.*, v. 106, 1922, pp. 103—154.
28. Edert, H.: Warmversuche mit Sonderstählen (High-temperature Tests with Alloy Steels), *Stahl u. Eisen*, v. 42, 1922, pp. 961—968.
29. French, H. J.: Stainless Steel at High Temperatures, *Iron Age*, v. 110, 1922, pp. 404—405.
30. Guillet, L.: Les aciers au chrome et leurs récentes applications (Chromium Steels and Their Recent Uses), *Rev. de Mét. Mém.*, v. 19, 1922, pp. 499—504.
31. Hadfield, R.: The Corrosion of Iron and Steel, *Proc. Royal Soc., London*, ser. A, v. 101, 1922, pp. 472—486.
32. Hunter, M. A., and A. Jones: Some Electrical Properties of Alloys at High Temperatures, *Trans. Am. Electrochem. Soc.*, v. 42, 1922, pp. 159—180.
33. Kierrman, B.: Några undersökningar på rostfritt stal (Some Investigations on Stainless Steel), *Jernk. Ann.*, v. 106 (77), 1922, pp. 133—149.
34. Rawdon, H. S., and A. I. Krynitsky: Resistance to Corrosion of Various Types of Chromium Steels, *Chem. Met. Eng.*, v. 27, 1922, pp. 171—173.
35. Selvig, W. A., and G. M. Enos: Corrosion Test on Metals and Alloys in Acid Water from Coal Mines, *Coop. Min. Met. Inv. Carnegie Inst. Tech., Bull.*, 4, 1922, 71 pp.
36. Souder W. H., and P. Hidnert: Thermal Expansion of Nickel, Monel Metal, Stellite, Stainless Steel, and Aluminum, *Bur. Stand. Sci. Papers*, v. 17, 1922, No. 426, pp. 497—519.

1923

37. Austin, C. R.: Some Mechanical Properties of a Series of Chromium Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 107, 1923, pp. 419—438.
38. Hatfield, W. H.: The Influence of Nickel and Chromium upon the Solubility of Steel (in Relation to Corrosion), *J. Iron Steel Inst.*, v. 108, 1923, pp. 103—123.

39. Kayser, J. F.: Heat- and Acid-resisting Alloys (Ni-Cr-Fe), *Trans. Faraday Soc.*, v. 19, 1923—1924, pp. 184—195.
40. MacQuigg, C. R.: Some Commercial Alloys of Iron, Chromium, and Carbon in the Higher Chromium Ranges, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 69, 1923, pp. 831—847.
41. Monypenny, J. H. G.: The Resistance to Corrosion of Stainless Steel and Iron, *Trans. Faraday Soc.*, v. 19, 1923—1924, pp. 169—183.
42. Rees, S. H.: Effect of Low-temperature Annealing on Some Mechanical Properties of Cold-drawn Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 108, 1923, pp. 273—283.

1924

43. Abram, H. H.: Metallurgical Data on Stainless Steels, *Chem. Met. Eng.*, v. 30, 1924, pp. 430—431.
44. Bain, E. C.: Secondary Hardness in Austenized High Cr Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 5, 1924, pp. 89—105.
45. Hultgren, A.: The Carrying Capacity of Ball Bearings Made of Stainless Steel, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, pp. 304—309.
46. Johnson, C. M.: General Discussion (of Symposium on Corrosion-resistant, Heat-resistant, and Electrical-resistance Alloys), *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, pp. 423—426.
47. Johnson, J. B., and S. A. Christiansen: Characteristics of Material for Valves Operating at High Temperatures, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, part 2, 1924, pp. 383—400.
48. McAdam, D. J., Jr.: The Endurance Properties of Corrosion-resistant Steels, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, pp. 273—303.
49. MacQuigg, C. E.: Some Engineering Applications of High-chromium-iron Alloys, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, pp. 373—382.
50. Monypenny, J. H. G.: Stainless Steel with Particular Reference to Stainless Iron, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 70, 1294, pp. 47—72.
51. Moore, R. R.: Resistance of Metals to Repeated Static and Impact Stresses, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, pp. 547—573.
52. Oberhoffer, P., K. Daeyes, und F. Rapatz: Nachprüfung der Löslichkeitslinie für Kohlenstoff in Chrom- und Wolframstählen (Reexamination of the Solubility of Carbon in Chromium and Tungsten Steels), *Stahl u. Eisen*, v. 44, 1924, pp. 432—435.
53. Parmiter, O. K.: Stainless Steel and Stainless Iron, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 6, 1924, pp. 315—340.
54. Rapatz, F.: Der Einfluss der ledeburitischen Gefügebestandteile bei der Erzeugung und Behandlung von Dreh- und Schnittstählen (The Effect of Ledeburitic Constituents on the Manufacture and Treatment of Tool Steels), *Stahl u. Eisen*, v. 44, 1924, pp. 1133—1138. Also: *Ber. d. Fachaussch. d. V. d. E., Werkstoffausschuss*, Rept. 41, 1924, 7 pp.
55. Saklatwalla, B. D.: Ferrous Alloys Resistant to Corrosion, *Iron Age*, v. 113, 1924, pp. 1209—1213.
56. Strauss, B.: Non-rusting Chromium-nickel Steels, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, pp. 208—216.
57. Strauss, J. and J. W. Talley: Stainless Steels: Their Heat Treatment and Resistance to Sea-water Corrosion, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 24, part 2, 1924, pp. 217—258.

- 1925

58. Galibourg, J.: Thermo-électricité des métaux et alliages (Thermo-electricity of Metals and Alloys), *Rev. de Mét., Mém.*, v. 22, 1925, pp. 400—434, 527—538, 610—630.
59. Hatfield, W. H.: Modern Developments in Steels Resistant to Corrosion, *Engineering*, v. 120, 1925, pp. 657—660.

60. Hatfield, W. H.: Corrosion-resisting Steels, *Iron-Coal Tr. Rev.*, v. 111, 1925, pp. 830—831.
61. Mathews, J. A.: Austenite and Austenitic Steels, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 71, 1925, pp. 568—596.
62. Pakulla, E., und P. Oberhofer: Beiträge zur Konstitution der Eisen-Chromlegierungen (Contribution to the Constitution of Iron-chromium Alloys), *Ber. d. Fachaussch. d. V. d. E., Werkstoffausschuss*, Rept. 68, 1925, pp. 1—6.
63. Quinn, J. M.: Making Cast Stainless Steel, *Iron Tr. Rev.*, v. 77, 1925, pp. 185—188, 225.
64. Strauss, B.: Das elektrochemische Verhalten der nichtrostenden Stähle (The Electrochemical Behavior of Stainless Steels), *Stahl u. Eisen*, v. 45, 1925, pp. 1198—1202.

1926

65. Adcock, F.: The Effect of Nitrogen of Chromium and Some Iron-chromium Alloys, *J. Iron Steel Inst.*, v. 114, 1926, pp. 117—126.
66. Benedicks, C., and Sundberg: Electrochemical Potentials of Carbon and Chromium Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 114, 1926, pp. 177—215.
67. Denecke, W.: Über das Dreistoffsystem Eisen-Silizium-Chrom (The Ternary Iron-silicon-chromium System), *Z. anorg. allgem. Chemie*, v. 154, 1926, pp. 178—185.
68. French, H. J.: Methods of Test in Relation to Flow in Steels at various Temperatures, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 26, part 2, 1926, pp. 7—32.
69. French, H. J.: Metals to Resist Corrosion or High Temperatures, *Trans. Am. Electrochem. Soc.*, v. 50, 1926, pp. 47—89.
70. Hennecke, H.: Warmstauchversuche mit perlitischen, martensitischen und austenitischen Stählen (Hot-upsetting Tests with Pearlitic, Martensitic, and Austenitic Steels), *Ber. d. Fachaussch. d. V. d. E., Werkstoffausschuss*, Rept. 95, 1926, pp. 1—15.
71. Kalling, B., and G. Pagels: Nagra rön beträffande de höjprocentiga kromstalens mikrostruktur och egenskaper (Microstructure and Properties of High-chromium Steels), *Jernk. Ann.*, v. 110 (81), 1926, pp. 209—233.
72. Kerns, R. S.: Melt High-chromium Alloys in Acid Furnace, *Foundry*, v. 54, 1926, pp. 229—231. Also: *Blast Furnace and Steel Plant*, v. 14, 1926, pp. 334—336.
73. MacQuigg, C. E.: Chromium Alloys in Chemical Plant Apparatus, *Trans. Am. Inst. Chem. Eng.*, v. 18, 1926, pp. 37—46.
74. Mochel, N. L.: Stainless Iron, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 10, 1926, pp. 353—394.
75. Oertel, W.: Einige Richtlinien für die geeignete Auswahl von Gesenkstahl (Selection of Die Steel), *Maschinenbau*, v. 5, 1926, pp. 878—880.
76. Rohn, W.: Säurefeste Legierungen mit Nickel als Basis (Acid-resistant Nickel-base Alloys), *Z. f. Metallkunde*, v. 18, 1926, pp. 387—399. Also: *Chem. Met. Eng.*, v. 34, 1927, pp. 417—420.
77. Scott, H.: Dimensional Changes Accompanying the Phenomena of Tempering and Aging Tool Steel, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 9, 1926, pp. 277—304.
78. Thompson, J. G.: Resistance of Metals to Nitric Acid, *Chem. Met. Eng.*, v. 33, 1926, pp. 614—616.
79. Whitman, W. G.; and E. L. Chappell: Corrosion of Steels in the Atmosphere, *J. Ind. Eng. Chem.*, v. 18, 1926, pp. 533—535.

1927

80. Bain, E. C., and W. E. Griffiths: An Introduction to the Iron-chromium-nickel Alloys, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 75, 1927, pp. 166—213.

81. Chevenard, P.: Recherches expérimentales sur les alliages de fer, de nickel et de chrome (Experimental Investigation of Iron-nickel-chromium Alloys), *Trav. Mém. Bur. International des Poids et Mesures*, v. 17, 1927, 144 pp.
82. French, H. J., Cross, and A. A. Peterson: Creep in Five Steels at Different Temperatures, *Bur. Stand. Tech. Papers*, v. 22, 1927—1928, pp. 235—267.
83. French, H. J., and H. K. Herschman: Recent Experiments Relating to Wear of Plug Gages, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 12, 1927, pp. 921—953.
84. Friend, J. N.: Third Report on the Relative Corrodibilities of Various Commercial Forms of Iron and Steel, *Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem.*, v. 16, 1927, pp. 131—151.
85. Grossmann, M. A.: Nature of the Chromium-iron-carbon Diagram, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 75, 1927, pp. 214—233.
86. Hatfield, W. H.: Heat-resisting Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 115, 1927, pp. 483—522.
87. Henshaw, P. B.: Valve Steels, *J. Royal Aeronautical Soc.*, v. 31, 1927, pp. 187—217.
88. Hildner, P., and W. T. Sweeney: Thermal Expansion of Alloys of the «Stainless Iron» Types, *Bur. Stand. Sci. Papers*, v. 22, 1927—1928, pp. 639—647.
89. Hoffmann, W.: Über das Schweißen von rostsicheren Stählen (Welding of Stainless Steels), *Autogene Metallbearbeitung*, v. 20, 1927, pp. 337—345.
90. McAdam, D. J., Jr.: Fatigue and Corrosion Fatigue of Metals, *International Congress Test. Mat.*, Amsterdam, September, 1927, v. 1, 1928, pp. 305—358.
91. McAdam, D. J., Jr.: Corrosion Fatigue of Metals as Affected by Chemical Composition, Heat Treatment, and Cold Working, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 11, 1927, pp. 355—390.
92. McVetty, P. G., and N. L. Mochel: The Tensile Properties of Stainless Iron and Other Alloys at Elevated Temperatures, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 11, 1927, pp. 73—100.
93. Oertel, W., und K. Würth: Über den Einfluss des Molybdäns und Siliziums auf die Eigenschaften eines nichtrostenden Chromstahls (The Effect of Molybdenum and Silicon on the Properties of Corrosion-resistant Chromium Steels), *Stahl u. Eisen*, v. 47, 1927, pp. 742—753.
94. Ostroga, F. M.: Sur les aciers au chrome et au cobalt (Chrom-cobalt Steels), *Rev. de Mét., Mém.*, v. 24, 1927, pp. 135—145.
95. Strauss, B.: Über die nichtrostenden Stähle (Stainless Steels), *Z. f. Elektrochemie*, v. 33, 1927, pp. 317—321.

1928

96. Bull, H., and L. Johnson: Welding of Stainless Materials, *Industrial Gases*, v. 9, 1928, pp. 8—20; discussion, pp. 77—81. Also National Advisory Comm. Aeronautics, *Tech. Mem.*, 532, 1929, 37 pp. Abst.: *Engineering*, v. 125, 1928, p. 478.
97. Endo, H.: The Corrosion of Steel by Acid Solutions, *Sci. Rep.*, Sendai, ser. 1, v. 17, 1928, pp. 1245—1263.
98. French, H. J.: Steel Requirements of the Aircraft Industry, *Year Book Am. Iron Steel Inst.*, 1928, pp. 350—398.
99. Guentler, W., and W. Ackermann: Einige Versuche über Säurebeständigkeit reiner Chrom-Nickel-Eisenlegierungen (Some Experiments on the Acid Resistance of Very Pure Iron-chromium-nickel Alloys), *Z. f. Metallkunde*, v. 20, 1928, pp. 269—279.
100. Hadfield, R. A., and R. J. Sarant: Heat-resisting Steels, *Fuel Economy Rev.*, v. 7, 1928, pp. 72—80.

101. Hatfield, W. H.: Heat-resisting Steels. Part 2: Mechanical Properties, *J. Iron Steel Inst.*, v. 117, 1928, pp. 573—610.
102. McAdam, D. J., Jr.: Corrosion of Metals as Affected by Time and Cyclic Stress, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 78, 1928, pp. 571—615.
103. Miller, W. B.: Gas Welding of High-chromium Corrosion-resistant Alloys, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 28, part 2, 1928, 258—268.
104. Palmer, F. R.: A New Development in Corrosion-resisting Steel, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 14, 1928, pp. 877—892, 950.
105. Ruf, K.: Einige physikalische Konstanten von reinen kohlefreien Chrom-Eisen- und Vanadin-Eisenlegierungen (Some Physical Constants of High-purity Carbon-free Chromium-iron and Vanadium-iron Alloys). *Z. f. Elektrochemie*, v. 34, 1928, pp. 813—818.
106. Schoenmaker, P.: Das Gefüge von hochlegiertem Chromstahl (The Structure of High-chromium Steel), *Stahl u. Eisen*, v. 48, 1928, pp. 591—593.
107. Sisco, F. T.: Effect of Quenching and Tempering on the Hardness and Impact Resistance of a High-chromium Silicon Steel, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 14, 1928, pp. 859—865.

1929

108. Becket, F. M.: Chromium Alloys, II, *Mining and Metallurgy*, v. 10, 1929, pp. 10—15.
109. Benedicks, C., N. Ericsson, and G. Ericson: Bestämning av specifika volymer för järn, nickel och järnlegeringen i smält tillstånd (Determination of the Specific Volume of Molten Iron, Nickel, and Iron Alloys), *Jernk. Ann.*, v. 113 (84), 1929, pp. 423—490. Also: *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 3, 1929—1930, pp. 473—486.
110. Clark, C. L., and A. E. White: The Stability of Metals at Elevated Temperatures, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 15, 1929, pp. 670—714.
111. Evans, U. R.: The Passivity of Metals, and its Relation to Problems of Corrosion, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 83, 1929, pp. 7—28.
112. Evans, U. R., and J. Stockdale: The Passivity of Metals Part III. The Quantity and Distribution of the Superficial Oxide, *J. Chem. Soc.*, London, 1929, part 2, pp. 2651—2660.
113. Gill, J. P.: High-carbon, High-chromium Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 15, 1929, pp. 387—428.
114. Greenwood, J. N., and A. J. Roennfeldt: The Corrosion of Rabbits in Zinc Concentrate Roasting Furnaces, *Proc. Australasian Inst. Min. Met.*, new ser. No. 75, Sept. 30, 1929, pp. 99—120. Abst: *Eng. Min. J.*, v. 128, 1929, pp. 851—852.
115. Houdremont, E., and V. Ehmcke: Warmfeste Stähle (Steels Retaining their Strength at Elevated Temperatures), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 3, 1929—1930, pp. 49—60. Also: *Kruppsche Monatshefte*, v. 10, 1929, pp. 79—94.
116. Lounsberry, F. B., and W. R. Breeler: An Investigation of the Physical Properties of Certain Chromium-aluminum Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 15, 1929, pp. 733—766.
117. McAdam, D. J., Jr.: Corrosion of Metals under Cyclic Stress, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 29, part 2, 1929, pp. 250—313.
118. Mathews, J. A.: Recent Developments in Corrosion-resistant and Heat-resistant Steels, *Ind. Eng. Chem.*, v. 21, 1929, pp. 1158—1164.
119. Nishigari, S., and M. Hamasumi: The Equilibrium Diagram of Nickel and Chromium, *Sci. Rept., Sendai*, ser. 1, v. 18, 1929, pp. 491—502.
120. Norton, F. H.: Creep of Steels at High Temperatures, McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1929, 90 pp.
121. Parmiter, O. K.: High-chromium Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 15, 1929, pp. 796—816.

122. Pfeil, L. B.: The Oxidation of Iron and Steel at High Temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, v. 119, 1929, pp. 501—560.
123. Pilling, N. B., and D. E. Ackerman: Resistance of Iron-nickel-chromium Alloys to Corrosion by Acids, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 83, 1929, pp. 248—279.
124. Saklatwalla, B. D., and A. W. Demmler: Chromium-copper Steels, as Possible Corrosion-resisting Ferrous Alloys, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 15, 1929, pp. 36—48.
125. Schmitz, F.: Über die Eiderstandsfähigkeit einiger Stähe gegenüber chemischen Einflüssen in Abhängigkeit vom Kohlenstoff-, Nickel- und Chrom-Gehalt (The Resistance of Some Steels to Chemical Attack as Affected by Carbon, Nickel, and Chromium Contents), *Z. f. Metallkunde*, v. 21, 1929, pp. 64—65.
126. Sergeson, R.: Effect of Temperature on Stainless Iron, *Heat Treating and Forging*, v. 15, 1929, pp. 55—59.
127. Simonds, H. R.: Alloy Castings to Withstand Severe Service, *Foundry*, v. 57, 1929, pp. 180—183.
128. Speller, F. N., I. B. McCorkle, and P. F. Muma: The Influence of Corrosion Accelerators and Inhibitors on Fatigue of Ferrous Metals, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 29, part 2, 1929, pp. 238—249; discussion pp. 304—313.
129. Spraragen, W.: Welding of Corrosion-resisting Steels, *Welding*, v. 1, 1929—1930, pp. 897—900, 979—980, 985.
130. Stäblein, F.: Physikalische Eigenschaften von reinen Chrom- und Wolframstählen (Physical Properties of High-purity Chromium and Tungsten Steels), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 3, 1929—1930, pp. 301—305.
131. Tasaki, M.: Über die ternären Systeme Fe-Cu-Ni und Fe-Cr-Ni (The Iron-copper-nickel and Iron-chromium-nickel Systems). *Proc. World Eng. Congress*, v. 36, 1929, pp. 231—245.

1930

132. Ahorn, R. H., and E. C. Bain: Nature of the Nickel-chromium Rustless Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 18, 1930, pp. 837—893.
133. Bain, E. C.: The Structures of the High-chromium Stainless Steels and Irons, *Year Book Am. Iron Steel Inst.*, 1930, pp. 271—308.
134. Becket, F. M.: Chromium-manganese Steels, *Year Book Am. Iron Steel Inst.*, 1930, pp. 173—194.
135. Fischer, F. K.: An Investigation of the Magnetic and Electrical Properties of Some Iron-chromium Alloys, *Rensselaer Polytechnic Inst., Eng. Sci. Ser.*, No. 28, 1930, 32 pp.
136. Forrest, H. O., B. E. Roetheli, and R. H. Brown: The Initial Corrosion Rate of Steels, *Ind. Eng. Chem.*, v. 22, 1930, pp. 1197—1199.
137. French, H. J., W. Kahlbaum, and A. A. Peterson: Flow Characteristics of Special Fe-Ni-Cr Alloys and Some Steels at Elevated Temperatures, *Bur. Stand. J. Research*, v. 5, 1930, pp. 125—183.
138. Friend, J. N.: Examination of Four Heat-treated and Polished Chromium Steel Bars Exposed at Plymouth for Five Years, in «Tenth (Interim) Report of the Committee of the Institution of Civil Engineers», H. M. Stationery Office, London, 1930, pp. 9—11.
139. Fritz, J.: Über das Verhalten der nichtrostenden Stähle gegen verdünnte Schwefelsäure (The Behavior of Stainless Steels toward Sulphuric Acid), *Kruppsche Monatshefte*, v. 11, 1930, pp. 267—269.
140. Greulich, E.: Die Verfestigung einiger Werkstoffe beim Kaltwalzen (Hardening of Some Materials by Cold Rolling), *Stahl u. Eisen*, v. 50, 1930, pp. 1397—1401.
141. Gruber, H.: «Das Verhalten hitzebeständiger Legierungen gegen Schwefel und eine neue schwefelbeständige Legierung» (The Behavior

- of Heat-resistant Alloys toward Sulphur and a New Sulphur-resistant Alloy), Festschrift z. 70. Geburtstage v. W. Heraeus, Bruno Claus, Hanau, 1930, pp. 45—51. Also: *Z. f. Metallkunde*, v. 23, 1931, pp. 151—157. Abstr.: *Stahl u. Eisen*, v. 50, 1930, p. 1272.
142. Hatfield, W. H.: Permanence of Dimensions under Stress at Elevated Temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, v. 122, 1930, pp. 215—247. Also: *Engineering*, v. 130, 1930, pp. 404—405, 600—603.
 143. Houdremont, E.: Die rostfreien Stähle, ihre Erzeugung und ihre Eigenschaften (Stainless Steels, Their Manufacture and Properties), *Stahl u. Eisen*, v. 50, 1930, pp. 1517—1528. Also: *Kruppsche Monatshefte*, v. 11, 1930, pp. 270—286. Also: *Rev. de Mét. Mém.*, v. 28, 1931, pp. 40—59. Also: *Aciers Spéciaux*, v. 6, 1931, pp. 110—125. Critical abstr.: *Metals & Alloys*, v. 2, 1931, pp. 31—33. Abstr.: *Iron Age*, v. 127, 1931, pp. 466—469.
 144. Huey, W. R.: Corrosion Test for Research and Inspection of Alloys, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 18, 1930, pp. 1126—1143.
 145. Imhoff, W. G.: The Destructive Action of Molten Zinc at and above Zincing (Galvanizing) Temperatures, upon Metals and Alloys. VI. The Action upon Metallic Chromium and Chromium Alloys, *Am. Metal Market*, v. 37, 1930, No. 86, p. 6.
 146. Inglis, N. P., in discussion of paper by W. H. Hatfield on: Permanence of Dimensions under Stress at Elevated Temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, v. 122, 1930, pp. 215—247 (234—236).
 147. Johnson, J. B.: Ferrous Metals Used in Airplane Construction, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 30, part 2, 1930, pp. 28—33. Also: *Metals & Alloys*, v. 1, 1929—1930, pp. 547—553.
 148. Kanter, I. J., and L. W. Spring: Some Long-time Tension Tests of Steels at Elevated Temperatures (Appendix II of Report of Joint Research Committee), *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 30, part 1, 1930, pp. 110—132.
 149. Krivobok, V. N., and M. A. Grossmann: Influence of Nickel on the Chromium-iron-carbon Constitutional Diagram, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 18, 1930, pp. 808—836.
 150. Losana, L.: Corrosione degli acciai ad elevata temperatura (Corrosion of Steels at Elevated Temperature), *Industria Chimica*, v. 5, 1930, pp. 288—291, 565—571; v. 6, 1931, pp. 11—15.
 151. McAdam, D. J., Jr.: Influence of Cyclic Stress on Corrosion, *Am. Inst. Min. Met. Eng., Tech. Pub.* 329, 1930, 42 pp.
 152. Monypenny, J. H. G.: Some Recent Developments in Corrosion-resisting Steels, *International Congress Min. Met., Liège*, 1930, v. 3, pp. 201—215.
 153. Monypenny, J. H. G.: Corrosion-resisting Steels and Their Application, *Iron Steel Ind.*, v. 3, 1930, pp. 111—115, 149—154, 209—214.
 154. Page, A. R., and J. H. Partridge: The Properties of Some Steels Containing Chromium, *J. Iron Steel Inst.*, v. 121, 1930, pp. 393—415. Also: *Engineering*, v. 129, 1930, pp. 680—683.
 155. Pilling, N. B.: Some Effects of Nickel Content in Austenitic Iron-chromium-nickel Alloys, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 30, part 2, 1930, pp. 278—297.
 156. Pomey, J., and P. Voulet: Contribution à l'étude des aciers inattaquables pour l'industrie chimique (Investigation of Corrosion-resistant Steels for Use in Chemical Industry), *Rev. de Mét. Mém.*, v. 27, 1930, pp. 334—335. Also: *Chimie et Industrie*, Special No., March, 1930, pp. 212—216.
 157. Rosenhain, W., and C. H. M. Jenkins: Some Alloys for Use at High Temperatures. Nickel-chromium and Complex Iron-nickel-chromium Alloys, *J. Iron Steel Inst.*, v. 121, 1930, pp. 225—236; discussion, pp. 305—314. Extr.: *Engineer*, v. 149, 1930, pp. 538—539. Extr.: *Iron Coal Tr. Rev.*, v. 120, 1930, pp. 800—801.

158. Ross, E. F.: New Plant Can Polish 30 Tons of Chrome-nickel Sheets Daily, *Steel*, v. 87, 1930, July 24, pp. 43—45, 58.
159. Sauvageot, M. et L. Lauprêtre: Attaque de divers types d'aciers inoxydables par les principaux acides usuels (Attack of Various Types of Stainless Steels by the Principal Acids in Use), *Rev. de Mét. Mém.*, v. 27, 1930, pp. 362—367.
160. Sauveur, A.: Steel at Elevated Temperatures, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 17, 1930, pp. 410—448.
161. Strauss, B. H. Schottky, and J. Hinnüber: Die Carbidausscheidung beim Glühen von nichtrostendem unmagnetischem Chromnickelstahl (Carbide Precipitation upon Annealing of Stainless Non-magnetic Chrome-nickel Steel), *Z. anorg. allgem. Chemie*, v. 188, 1930, pp. 309—324.
162. Strauss, J. (Chairman): Report of Committee A-10 on Iron-chromium, Iron-chromium-nickel, and Related Alloys, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 30, part 1, 1930, pp. 255—258, tables (inserts) V to XV.
163. Strauss, J.: The Highly Alloyed Steels in Aircraft Construction, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 30, part 2, 1930, pp. 41—47, 171.
164. Tangerman, E. J.: Welding Corrosion-resistant Steels, *American Machinist*, v. 73, 1930, pp. 485—587.
165. Thomas, R. D.: Arc Welding of Stainless and Corrosion-resistant Steels, *J. Am. Weld. Soc.*, v. 9, 1930, No. 7, pp. 909—998.
166. Valenta, E.: Heat- and Acid-resisting Cast Irons with High Chromium and Carbon Contents, *Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem.*, v. 19, 1930, pp. 79—165.

1931

167. Aborn, R. H., and E. C. Bain: The Wrought Austenitic Alloys, in «Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals», American Society for Testing Materials and American Society of Mechanical Engineers, 1931, pp. 466—494.
168. Adcock, F.: The Chromium-iron Constitutional Diagram (Part X of Alloys of Iron Research), *J. Iron Steel Inst.*, v. 124, 1931, pp. 99—149.
169. Babcock and Wilcox Tube Company: «Nirosta K-A-2 Seamless Tubes and Pipe», The Company, Beaver Falls, Pa. 1931, 56 pp.
170. Bailey, R. W., J. H. S. Dickenson, N. P. Inglis, and J. L. Pearson: The Trend of Progress in Great Britain on the Engineering Use of Metals at Elevated Temperatures, in «Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals», American Society for Testing Materials and American Society of Mechanical Engineers, 1931, pp. 218—244.
171. Ballay, M.: Les applications du nickel dans les industries électriques (The Application of Nickel in the Electric Industry), *Houille Blanche*, v. 30, 1931, pp. 144—152, 166—176.
172. Bennek, H., and P. Schafmeister: Ausscheidungshärtung der Stähle mit 18% Cr und 8% Ni durch Zusatz von Beryllium, Bor oder Titan und ihr Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit (The Effect of Beryllium, Boron, or Titanium on the Precipitation Hardening and the Corrosion Resistance of 18-8), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 5, 1931—1932, pp. 615—620.
173. Boegehold, A. L., and J. B. Johnson: Engineering Requirements in the Automotive Industry for Metals Operating at High Temperatures, in «Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals», American Society for Testing Materials and American Society of Mechanical Engineers, 1931, pp. 169—200.
174. Boston, O. W.: Machining Properties of Some Cold-drawn Steels, *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.*, v. 53, 1931, MSP-53-6, pp. 41—55.
175. Clark, C. L., and A. E. White: Comparative Physical Properties of

- Chromium-nickel, Chromium-manganese, and Manganese Steels, *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.*, v. 53, 1931, FSP-53-14, pp. 177-182.
176. Cournot, J.: Résultats d'essais actifs de corrosion sur aciers inoxydables (Results of Accelerated Corrosion Tests of Corrosion-resistant Steels), *C. R. Acad. Sci., Paris*, v. 193, 1931, pp. 1091-1093.
177. Cournot, J.: Influence de l'état de surface sur la corrosion des aciers inoxydables (Influence of Surface Condition on Corrosion of Corrosion-resistant Steels), *C. R. Acad. Sci., Paris*, v. 193, 1931, pp. 1335-1337.
178. Fry, A.: Zur Metallurgie der Schweissung von Stahl, mit besonderer Berücksichtigung des Dampfkesselbaus (The Metallurgy of Welding of Steel with Special Reference to Boiler Construction), *Kruppsche Monatshefte*, v. 12, 1931, pp. 201-214.
179. Fuller, T. S.: Endurance Properties of Some Well-known Steels in Steam, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 19, 1931-1932, pp. 97-114. Extr.: *Metal Progress*, v. 20, 1931, No. 1, pp. 79-81.
180. Greulich, E.: Die Vergütung eines hochlegierten austenitischen Chrom-Nickel-Stahls durch Ausscheidungshärtung (Precipitation Hardening of an Austenitic High Chromium-nickel Steel) *Archiv. d. Eisenhüttenwesen*, v. 5, 1931-1932, pp. 323-330.
181. Hengstenberg, O., and F. Bornfeld: Die an hitzebeständige metallische Werkstoffe zu stellenden Anforderungen und ihre Prüfung (Requirements and Testing of Heat-resistant Metallic Materials), *Kruppsche Monatshefte*, v. 12, 1931, pp. 153-158.
182. Houdremont, E., and R. Wasmuth: Über nichtrostende und hitzebeständige Chrom-Gusseisenlegierungen (Corrosion- and Heat-resistant Chromium Cast Irons), *Kruppsche Monatshefte*, v. 12, 1931, pp. 331-337. Also: *Metals & Alloys*, v. 4, 1933, pp. 13-17.
183. Inglis, N. P., and G. F. Lake: Corrosion Fatigue Tests of Mild Steel and Chromium-nickel Austenitic Steel in River Tees Water, *Trans. Faraday Soc.*, v. 27, 1931, pp. 803-808.
184. Jenkins, C. H. M., and H. J. Tapnell: Some Alloys for Use at High Temperatures. Complex Iron-nickel-chromium Alloys. Part III—The Effect of Composition and Exposure to High Temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, v. 123, 1931, pp. 313-343. Also: *Iron Steel Ind.*, v. 4, 1930-1931, pp. 379-380. Also: *Engineering*, v. 131, 1931, pp. 713-716.
185. Luerssen, G. V., and O. V. Greene: The Cold Treatment of Certain Alloy Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 19, 1931-1932, pp. 501-552.
186. McNiff, G. P.: Physical Properties Obtainable in Hot-rolled Seamless Tubes, *Iron Age*, v. 127, 1931, pp. 2045, 2046, 2095.
187. MacQuigg, C. E.: High-chromium Steels for Extreme Service Conditions, in «Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals», American Society for Testing Materials and American Society of Mechanical Engineers, 1931, pp. 589-609.
188. Marti, L.: Los aceros inatacables al cromo-niquel (Non-corrosive Chromium-nickel Steels), *Química e Industria*, v. 8, 1931, pp. 143-146.
189. Matuschka, B.: The Solidification and Crystallization of Steel Ingots. The Influence of the Casting Temperature and the Undercooling Capacity of the Steel, *J. Iron Steel Inst.*, v. 124, 1931, pp. 361-386.
190. Miller, W. B.: Welding of Stainless and Corrosion-resistant Alloys, *Metal Progress*, v. 20, 1931, No. 6, pp. 68-72.
191. Monypenny, J. H. G.: *Stainless Iron and Steel*. John Wiley & Sons, Inc., New York, 2d ed., 1931, 575 pp.
192. Morris, M. J. R.: Stainless Steel for Automotive Parts, *SAE Journal*, v. 28, 1931, pp. 204-209.
193. Newell, H. D.: The 18-8 Iron-nickel-chromium Alloy with Particular Reference to Its Cracking Coil Service, *Proc. Am. Petroleum Inst.*, April 30, 1931, pp. 28-47. Abst.: *National Petroleum News*, v. 23, 1931, April 15, pp. 49-50. Abst.: *Petroleum Times*, v. 26, 1931, July 11, p. 58.

194. Newell, H. D.: Influence of Grain Size on the Properties and Corrosion Resistance of the 18-8 Iron-chromium-nickel Alloy for Elevated-temperature Service, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 19, 1931—1932, pp. 673—751.
195. Ohman, E.: High-temperature Resistor Uses Iron-base Alloy. *Metal Progress*, v. 20, 1931, No. 6, p. 78.
196. Pilling, N. B., and R. Worthington: The Effect of Temperature on Some Properties of Iron-chromium-nickel Alloys, in «Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals», American Society for Testing Materials and American Society of Mechanical Engineers, 1931, pp. 495—556.
197. Preston, G. D.: X-ray Examination of Chromium Iron Alloys. Appendix I to paper by F. Adcock, *J. Iron Steel Inst.*, v. 124, 1931, pp. 99—149 (139—141).
198. Russel, H. W.: Effect of Low Temperature on Metals and Alloys, in «Symposium on Effect of Temperature on the Properties of Metals», American Society for Testing Materials and American Society of Mechanical Engineers, 1931, pp. 658—682.
199. Russel, H. W., and W. A. Welcker, Jr.: Endurance and Other Properties at Low Temperatures of Some Alloys for Aircraft Use. National Advisory Committee for Aeronautics, *Tech. Note*, 381, 1931, 16 pp.
200. Schaumeister, P., and A. Gotta: Korrosionsversuche an kaltgewalztem säurebeständigem Chrom-Nickel-Stahl (Corrosion Tests on Cold-rolled Acid-resistant Chrome-nickel Steel), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 5, 1931—1932, pp. 427—430. Extra.: *Tech. Mitt. Krupp*, v. 1, 1933, pp. 23—24.
201. Scharsch, C. A.: Chromium-iron Alloys Have Remarkable Properties, *Metal Progress*, v. 20, 1931, No. 1, pp. 59—63.
202. Schmidt, M., and O. Jungwirth: Ein Beitrag zur Kenntnis hochhitzebeständiger Chromstähle (A Contribution to the Study of Heat-resistant Chromium Steel), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 5, 1931—1932, pp. 419—426.
203. Schottky, H., and E. Houdremont: Rostfreie austenitische Schaufelwerkstoffe für Dampfturbinen (Stainless Materials for Steam-turbine Blades), *Kruppsche Monatshefte*, v. 12, 1931, pp. 188—194.
204. Sergeson, R.: Behavior of Some Irons and Steels under Impact at Low Temperatures, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 19, 1931—1932, pp. 368—384.
205. Snyder, C. C.: Fabricating Stainless Steel. *SAE Journal*, v. 29, 1931, p. 250.
206. Spring, L. W.: High-temperature Metals for the Power Plant. *Iron Age*, v. 127, 1931, pp. 1004—1008, 1090—1093.
207. Wasmuth, R.: Über Härtingserscheinungen der Eisen-Borlegierungen unter besonderer Berücksichtigung der Ausscheidungshärtung (Hardening of Iron-boron Alloys, Especially Precipitation Hardening). *Kruppsche Monatshefte*, v. 12, 1931, pp. 273—281. Extra.: *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 4, 1931—1932, pp. 261—266. Also: *Metals & Alloys*, v. 3, 1932, pp. 105—110.
208. Wellmann, E.: Korrosionsbeständigkeit von Chrom-Nickel-Eisenlegierungen (Corrosion Resistance of Chromium-nickel-iron Alloys). *A. f. Elektrochemie*, v. 37, 1931, pp. 142—156.
209. Weyer, F., und W. Jellinghaus: Das Dreistoffsystem Eisen-Chrom-Nickel (The Iron-chromium-nickel System), *Mitt. K.-W. Inst. Eisenforschung*, v. 13, 1931, pp. 93—108.

1932

210. American Society for Testing Materials: Magnetic Permeability Test of 18 Per Cent Chromium, 8 Per Cent Nickel, Stainless Steels, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, p. 32, part 1, 1932, pp. 167—169.

211. Anon.: Selenium as an Alloy in Rustless Steels. *Iron Age*, v. 130, 1932, pp. 404—405.
212. Anon.: Selenium in 18-8 Steel Improves Free-machining Properties. *Steel*, v. 91, 1932, Sept. 26, pp. 23—25.
213. Arness, W. B., and J. N. Ostrofsky: Corrosion Resistance of Iron-chromium Alloys in Various Media. I—The Salt Spray. *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 20, 1932, pp. 429—463.
214. Barr, W., and W. E. Bardgett: An Accelerated Test for the Determination of the Limiting Creep Stress of Metals, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, v. 122, 1932, pp. 285—377. *Abst.: Engineer*, v. 153, 1932, pp. 241—242. *Abst.; Iron Coal Tr. Rev.*, v. 124, 1932, pp. 354—355.
215. Boutté, A.: La soudure autogène des aciers inoxydables (Autogenous Welding of Stainless Steel). *Rev. du Nickel*, v. 5, 1932, No. 3, pp. 98—101. *Abst.: Génie Civil*, v. 102, 1933, p. 45.
216. Coffin, F. P., and T. H. Swisher: Flow of Steels at Elevated Temperatures, *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.*, v. 54, 1932, APM-54-6, pp. 59—68.
217. Cournot, J.: Les essais de corrosion activés et les aciers inoxydables. Influence de l'état de la surface (Accelerated Corrosion Tests and Stainless Steels. Effect of Surface Condition). *Rev. du Nickel*, v. 3, 1932, pp. 95—98.
218. De Ganahl, C.: Spot Welding of Stainless Steel as Applied to Aircraft. *J. Am. Welding Soc.*, v. 11, 1932, No. 4, pp. 60—62. Also: *Welding Eng.*, v. 17, 1932, No. 6, pp. 39—40.
219. Elliot, T. G., R. J. Sarant and W. Cullen: Special Alloy Steels as Applied to Chemical Engineering, *J. Soc. Chem. Ind.*, v. 51, *Chem. Ind.*, v. 10, 1932, pp. 502—514, 527—531.
220. Everhart, J. L.: Metals That Resist Alkali Corrosion. *Chem. Met. Eng.*, v. 39, 1932, p. 88.
221. Everhart, J. L.: Effect of Quenching Temperature on the Physical Properties of KA2S Rod, Wire and Wire Prod., v. 7, 1932, pp. 5—7.
222. Geschelin, I.: Shot Welding Opens New Uses for Stainless Steel. *Automotive Ind.*, v. 67, 1932, pp. 4—6.
223. Gough, H. J.: Engineering Research at the National Physical Laboratory, *Trans. Inst. Eng. Shipbuilders Scotland*, v. 76, 1932—1933, pp. 205—258.
224. Gough, H. J., and D. G. Sopwith: Atmospheric Action as a Factor in Fatigue of Metals. *J. Inst. Metals*, v. 49, 1932, pp. 93—122.
225. Han, H. C. T.: Cooperative Study of Charpy Notched-bar Impact Tests of 18 Per Cent Chromium, 8 Per Cent Nickel Stainless Steels, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 32, part 1, 1932, pp. 156—166.
226. Handforth, J. R.: Metallurgical Problems Arising from Internal Combustion Engine Valves, *J. Iron Steel Inst.*, v. 126, 1932, pp. 93—157.
227. Hatfield, W. H.: Progress in Steel Metallurgy as Regards Resistance to Corrosion. *J. West of Scotland Iron Steel Inst.*, v. 39, 1932, pp. 77—92.
228. Haven, H. E.: Some Effect of Corrosion Fatigue on Streamline Wire for Aircraft, *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.*, v. 54, 1932, AER-54-14, pp. 109—115.
229. Hoar, T. P., and U. R. Evans: Time-potential Curves on Iron and Steel and Their Significance. *J. Iron Steel Inst.*, v. 126, 1932, pp. 379—395.
230. Johnson, E. R., and R. Serguson: A Specialized Mill Practice for the Stainless Steels. *Metal Progress*, v. 22, 1932, No. 4, pp. 21—27.
231. Mailänder, R.: Dauerbrüche und Dauerfestigkeit (Fatigue Failures and Fatigue Strength), *Kruppsche Monatshefte*, v. 13, 1932, pp. 56—81.
232. Mathews, J. A.: Cause and Cure of Intergranular Corrosion in Austenitic Steels, *J. Am. Weld. Soc.*, v. 11, 1932, No. 4, pp. 23—27.
233. Miller, J. L.: An Investigation of Certain Corrosion-resistant Steels. *Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem.*, v. 21, 1932, pp. 111—151.
234. Morton, H. T., and I. A. Rummier: High-carbon, High-chromium Stainless Heat-treated for Toughness and Strength. *Metal Progress*, v. 21, 1932, No. 2, pp. 49—52.

235. Müller, R., G. Hahn, und H. Krainer: Korrosionsbestimmungen an Eisen, Chrom und Nickel, sowie an korrosions- und hitzebeständigen Legierungen dieser und anderer Metalle (Corrosion Tests on iron, Chromium, and Nickel, and on Corrosion- and Heat-resistant Alloys of These and Other Metals), *Berg- u. hüttenmännisches Jahrbuch*, v. 80, 1932, pp. 74—78.
 236. Dertel, W., and A. Schepers: Hitzebeständiger Stahl durch Legierung mit Chrom, Nickel, Aluminium und Silizium (Heat-resistant Chromium-nickel-aluminum-silicon Steel), *Stahl u. Eisen*, v. 52, 1932, pp. 511—513.
 237. Parsons, J. A., Jr. and E. Ryder: Special Austenitic Steels for Severe Corrosion Resistance, *Metals & Alloys*, v. 3, 1932, pp. 56—60.
 238. Payson, P.: Prevention of Intergranular Corrosion in Corrosion-resistant Chromium-nickel Steels, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 100, 1932, pp. 306—333.
 239. Robinson, S. R.: Stainless Steel Pressure Castings, *Foundry*, v. 60, 1932, December, pp. 25—65.
 240. Russell, J. H.: Kanthal, a New Electrical Resistance Alloy, *Metallurgia*, v. 6, 1932, pp. 195—197.
 241. Rutherford, J. J. B., and R. H. Aborn: A Quantitative Method for the Estimation of Inter-crystalline Corrosion in Austenitic Stainless Steels, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 100, 1932, pp. 293—305.
 242. Sanfourche, A., et A. Portevin: Un mode particulier de corrosion des aciers austénitiques au chrome-nickel (A Special Kind of Corrosion of Austenitic Chromium-nickel Steels), *C. R. Acad. Sci., Paris*, v. 194, 1932, pp. 1741—1743.
 243. Scheil, E., und E. H. Schulz: Hitzebeständige Chrom-Aluminium-Stähle (Heat-resistant Chromium-aluminum Steels), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 6, 1931—1933, pp. 155—160.
 244. Schmidt, M., und O. Jungwirth: Warmsprödigkeit austenitischer Stähle (Blue Brittleness of Austenitic Steels), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 6, 1932—1933, pp. 559—562.
 245. Smith, E. C.: Stainless Steel Production—Equipment and Method of Manufacture, *Year Book Am. Iron Steel Inst.*, 1932, pp. 185—238.
 246. Shyder, C. C.: Eliminating Cold-working Strains in Drawing Rustless Steels, *Iron Age*, v. 130, 1932, pp. 180—181.
 247. Sommer, M. H.: Deep Drawing of Rustless Steels, *Iron Age*, v. 130, 1932, pp. 726—727, adv. p. 14.
 248. Strauss, J.: Castings of Corrosion-resistant Steels, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 32, part 2, 1932, pp. 213—237.
 249. Whitmer, V. W.: Spot Welding Stainless Steel Sheets, Heating, Piping, and Air Conditioning, v. 4, 1932, p. 669.
 250. Willis, W. H., and J. K. Findley: Manufacture, Properties, and Uses of 18-8 Chromium-nickel Steel Wire, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 20, 1932, pp. 97—114.
 251. Zieler, W.: Beobachtungen beim Schmieden und Walzen von ledeburitischen Chromstählen (Observations upon Forging and Rolling of Ledeburitic Chromium Steels), *Stahl u. Eisen*, v. 52, 1932, pp. 38—42.
- 1933
252. Alexander, S. C.: Welding Characteristics of the «Stainless Steels», *Western Machinery and Steel World*, v. 24, 1933, pp. 201—204, 213.
 253. Anon.: Pulp and Paper Industry Assumes Leadership in Use of Alloys, *Chem. Met. Eng.*, v. 40, 1933, pp. 80—81.
 254. Anon.: Improved Seamless Tubing, *Metal Progress*, v. 23, 1933, No. 5, p. 28.
 255. Anon.: Special Steel Required for Poppet Valves, *Nickel Steel Topics*, v. 2, 1933, No. 4, p. 10.

256. Austin, J. B., and R. H. H. Pierce, Jr.: Thermal Expansion of Heat resisting Iron Alloys, *Ind. Eng. Chem.*, v. 25, 1933, pp. 776—779.
257. Bacon, F.: Fatigue and Corrosion Fatigue with Special Reference to Service Breakages, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, v. 124, 1933, pp. 685—736.
258. Bain, E. C., R. H. Aborn, and J. J. B. Rutherford: Stabilizing 18-8 Stainless Steel by Addition of Titanium, *Steel*, v. 92, 1933, April 17, pp. 21—23, 25.
259. Bain, E. C., R. H. Aborn, and J. J. B. Rutherford: The Nature and Prevention of Intergranular Corrosion in Austenitic Stainless Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 21, 1933, pp. 481—509.
260. Baumgärtel, K., und F. Heinecke: Das Verschweissen hochwertiger Ventilstähle nach dem Abschmelzschweißverfahren (Flash Welding High-grade Valve Steels), *Electroschweißung*, v. 4, 1933, pp. 228—232.
261. Colbeck, E. W., W. E. MacGillivray, and W. R. D. Manning: Mechanical Properties of Some Austenitic Stainless Steels at Low Temperatures, *Trans. Inst. Chem. Eng.*, v. 11, pp. 89—106.
262. Cox, J. L.: What Steel to Use at High Pressures and Temperatures, *Chem. Met. Eng.*, v. 40, 1933, pp. 405—409.
263. Dayton, R. W.: An Investigation of Methods of Decarburizing Iron-nickel-chromium Alloys, *Reusselaer Polytech. Inst. Eng. Sci. Ser.*, No. 41, April, 1933, 28 pp.
264. De Haas, W. J., and R. Hadfield: On the Effect of Temperature of Liquid Hydrogen (-252.8°C .) on the Tensile Properties of Forty-one Specimens of Metals, Comprising: a) Pure Iron 99.85%; b) Four Carbon Steels; c) Thirty Alloy Steels; d) Copper and Nickel; e) Four Non-ferrous Alloys, *Phil. Trans. Royal Soc., London, ser. A*, v. 232, 1933, pp. 297—332.
265. Dickenson, J. H. S., W. H. Hatfield: The Influence of Beryllium on Steel, *J. Iron Steel Inst.*, v. 128, 1933, pp. 165—192.
266. Feild, A. L.: Manufacture of Stainless Iron from Ferrochromium from Scrap or from Ores, *Metal Progress*, v. 23, 1933, No. 2, pp. 13—17.
267. Franks, R.: Chromium Steels Improved by Nitrogen, *Iron Age*, v. 132, 1933, Sept. 7, pp. 10—13.
268. Fry, A.: Erhöhung des Korrosionswiderstandes durch Legieren (Increasing Corrosion Resistance by Alloying), *Tech. Mitt. Krupp*, v. 1, 1933, pp. 1—11.
269. Furman, W. F.: High-chromium Iron Alloys for Castings, *Metals & Alloys*, v. 4, 1933, pp. 147—150, 167—169.
270. Giroux, F. J.: Welding Stainless Steels, *Industry and Welding*, v. 5: 1933, No. 4, pp. 14—15.
271. Gough, H. J., and D. G. Sopwith: Some Comparative Corrosion Fatigue Tests Employing Two Types of Stressing Action, *J. Iron Steel Inst.*, v. 127, 1933, pp. 301—335.
272. Greiner, E. S., J. S. Marsh, and B. Stoughton: «The Alloys of Iron and Silicon», McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1933, pp. 337, et seq.
273. Grunert, A., W. Hessenbruch, und K. Ruf: Widerstandslegierungen für Temperaturen bis 1300°C (Resistance Alloys for Temperatures up to 1300°C), in «Heraeus Vacuumschmelze», Verlag G. M. Albertis, Hanau, 1933, pp. 169—180.
274. Harder, O. E., and H. A. Grove: Hot Hardness of High-speed Steels and Related Alloys, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 105, 1933, pp. 88—132.
275. Heindlhofer, K., and B. M. Larsen: Rates of Scale Formation on Iron and a Few of Its Alloys, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 21, 1933, pp. 865—895.
276. Houdremont, E., und P. Schafmeister: Verhütung der Korngrenzenkorrosion bei Stählen mit 18% Cr und 8% Ni (Prevention of

- Intergranular Corrosion in 18-8), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 7, 1933—1934, pp. 187—191.
277. Hutchins, W. C.: Spot and Line Welding of Stainless Steel, *Elec. World*, v. 101, 1933, pp. 424—425.
 278. Inglis, N. P., and W. Andrews: The Effect on Various Steels of Hydrogen at High Pressures and Temperatures, *J. Iron Steel Inst.*, v. 128, 1933, pp. 383—408.
 279. Jominy, W. E., and R. S. Archer: Stainless Steel Linings for Vessels Used in Chemical Processes, *Paper Tr. J.*, v. 96, 1933, No. 16, pp. 28—35.
 280. Jones, B.: Investigation into the Nitrogen Hardening of Steels. Part II — The Nitriding Properties of Some Chromium and Austenitic Steels at a Temperature of 500° C. *Iron Steel Inst. Carnegie Scholarship Mem.*, v. 22, 1933, pp. 51—96.
 281. Köster, W.: Die Eisenecke des Systems Eisen-Mangan-Chrom (The Iron Corner of the Iron-manganese-chromium System), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 7, 1933—1934, pp. 687—688.
 282. Kriyobok, V. N., E. L. Beardmore, H. J. Hand, T. O. A. Holm, A. Reggiori, and R. S. Rose: Further Studies on Chromium-nickel-iron and Related Alloys, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 21, 1933, pp. 22—72.
 283. Kuczynski, W., and M. H. Weiss: (Solubility of Some Metals and Technical Alloys in Zinc Chloride Solutions), *Przemysl Chem.*, v. 17, 1933, July, pp. 175—178 (in Polish). *Abst.: Chem Zentr.*, v. 104, part 2, 1933, p. 2322.
 284. McCloud, J. L.: Ford's Experience with Rustless Steel, *Iron Age*, v. 132, 1933, July 13, pp. 10—11, 60.
 285. Matsunaga, Y.: An Investigation of the Nickel-chromium Alloys, *Japan-Nickel Rev.*, v. 1, 1933, pp. 347—363.
 286. Matthäus, K.: Eine Planbiege-Dauerprüfmaschine der DLV und die damit erhaltenen Versuchsergebnisse (A Plane Bending Fatigue-testing Machine of the Deutsche Versuchsanstalt für Luftfahrt and Experimental Results Obtained with it), *Metallwirtschaft*, v. 12, 1933, pp. 485—489.
 287. Peterka, A. E. R.: Cold Forming the Stainless Steels, *Metal Progress*, v. 24, 1933, No. 4, pp. 35—38.
 288. Pfeil, L. B., and D. G. Jones: A Contribution to the Study of the Properties of Austenitic Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 127, 1933, pp. 337—389.
 289. Phillips, S. H.: Welding of Stainless Steels, *Western Machinery and Steel World*, v. 24, 1933, pp. 44—47.
 290. Ragsdale, E. J. W.: To Weld 18-8 Minimize Time at Heat, *Metal Progress*, v. 24, 1933, No. 1, pp. 25—28.
 291. Rollason, E. C.: Intergranular Corrosion of 18-8 Austenitic Stainless Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 127, 1933, pp. 391—423.
 292. Rollason, E. C.: Some Metallurgical Aspects of Stainless Steel Welding, *Metallurgia*, v. 8, 1933, pp. 37—40, 60.
 293. Schwarz, M. von: Gusseisen-Gefügelehre (The Structure of Cast Iron), in «Forschungsarbeiten über Metallkunde un Röntgenmetallographie», Verlag Vogtlieder. München und Leipzig. No. 10. 1933, 164 pp.
 294. Shelton, S. M., and W. H. Swanger: Thermal Conductivity of Irons and Steels and Some Other Metals in the Temperature Range 0 to 600° C, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 21, 1933, pp. 1061—1078.
 295. Шульгин А. И.: Хромомарганцевая нержавеющая сталь. «Металлург» т. 8, 1933, № 4—5.
 296. Stanbery, L. J.: Heat-resisting Chromium-nickel Iron Alloys for Furnace Construction, *Metals & Alloys*, v. 4, 1933, pp. 127—135.
 297. Taniguchi K.: Study of Alloy Chilled Iron Rolls, *Japan Nickel Rev.*, v. 1, 1933, No. 1, pp. 28—94.
 298. Thompson, R. W.: Hints on Forging the Stainless Steels, *Metal Progress*, v. 23, 1933, No. 4, pp. 25—28.

299. Tucker, W. A., and S. E. Sinclair: Creep and Structural Stability of Nickel-chromium-iron Alloys at 1600° F. *Bur. Stand. J. Research*, v. 10, 1933, pp. 851—862.
300. Tull, R.: High-chromium Cast Iron for Smoke Resistance. *Iron Age*, v. 131, 1933, p. 952.
301. United States Steel Corporation: «Data on U. S. S. Stainless and Heat Resisting Steels», The Corporation, New York, April, 1933, 2 pp.
302. Valenta, E., and F. Peberil: Influence du silicium sur les points critiques et la constitution des alliages au chrome (The Effect of Silicon on the Critical Points and Constitution of Chromium Alloys). *Chimie et Industrie*, Special No., June, 1933, pp. 633—648.
303. Vehr, O., und M. Romanov: Gegen Phosphorsäure beständige Metalllegierungen (Alloys Resistant to Phosphoric Acid). *C. R. Acad. Sci. U. S. S. R.*, v. 1, 1933, pp. 114—117. Abst.: *British Chem. Abst.*, v. 53, 1934, p. 100.
304. Whitmer, V. W.: Spot Welding Stainless Steel Sheets to Preserve Finish. *Steel*, v. 92, 1933, Feb. 20, p. 23.
305. Zimmerli, F. P., W. P. Wood, and G. D. Wilson: Load Losses in Small Helical Springs at Elevated Temperatures. *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 21, 1933, pp. 796—806.

1934

306. Abram, H. H.: The Value of Young's Modulus for Steel. *J. Iron Steel Inst.*, v. 129, 1934, pp. 325—330.
307. Baeyeritz, M.: A Note on Chromium Oxide Inclusions in Stainless Steel and Ferrochromium. *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 22, 1934, pp. 625—634.
308. Becket, F. M., and R. Franks: Titanium and Columbium in Plain High-chromium Steels. *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 113, 1934, pp. 126—142.
309. Becket, F. M., and Franks: Effects of Columbium in Chromium-nickel Steels. *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 113, 1934, pp. 143—162.
310. Cazaud, R.: Recherches sur la fatigue des aciers (Fatigue Tests on Steels). *Publ. Sci. Tech. Ministère de l'Air (France)*. No. 39, 1934, 157 pp. (p. 139).
311. Cone, E. F.: Free-machining Corrosion-resisting Steels for Many Uses. *Iron Age*, v. 133, 1934, June 28, pp. 18—20.
312. Cross, H. C.: High-temperature Tensile, Creep, and Fatigue of Cast and Wrought High- and Low-carbon 18 Cr 8 Ni Steel from Solid Heats. *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.*, v. 56, 1934, RP-56-6, pp. 533—553.
313. Eilender, W., W. Oertel, and H. Schmalz: Grundsätzliche Untersuchungen des Verschleisses auf der Spindel-Maschine (Fundamental Investigations of Wear on the Spindel Machine). *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 8, 1934—1935, pp. 61—65.
314. Fiske, R. A.: Forging Rustless Steel. *Iron Age*, v. 133, 1934, Feb. 22, pp. 14—15.
315. Francis, E. L.: Studies of the Wire-drawing Process. *Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem.*, v. 23, 1934, pp. 47—63.
316. Gatti, M.: La produzione e la lavorazione degli acciai inossidabili (Production and Processing of Stainless Steels). *Metallurgia Italiana*, v. 26, 1934, pp. 420—428.
317. Günzburg, I. S., N. A. Aleksandrova, and L. S. Geldermann: Eigenschaften von nichtrostenden Chrom-Mangan- und Chrom-Nickel-Mangan-Stählen (Properties of Corrosion-resistant Chromium-manganese and Chromium-nickel-manganese Steels). *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 8, 1934—1935, pp. 121—123.
318. Hamilton, N.: Determination of Oxygen in Alloy Steels and Its Effect upon Tube Piercing. *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 113, 1934, pp. 111—125.

319. Hessler, R. and K. Kautz: Untersuchungen an Schweißungen aus nichtrostenden und säurebeständiges Stählen (Investigation of Welded Rustless and Acid-resistant Steels), *Elektroschweißung*, v. 5, 1934, pp. 81—88.
320. Хейфец Л. М. Заменители быстрорежущей стали, «Вестник инженеров и техников», 1934, стр. 45—48.
321. Hoffmann, F. and A. Schulze: Bestimmung der Schmelzpunkte einiger Chrom-Eisen-Widerstandslegierungen (Determination of the Melting Points of Several Chromium-iron Alloys of High Electric Resistivity), *Physikalische Z.* v. 35, 1934, pp. 881—884. Abst.: *Z. f. Metallkunde*, v. 27, 1935, pp. 45—46.
322. Hoffmann, W.: Die Schnellpunkt- und Lichtbogenschweißung von restsicheren Stählen (High-speed Spot Welding and Arc Welding of Stainless Steel), *Elektroschweißung*, v. 5, 1934, pp. 181—184.
323. Houdremont, E. and V. Ehmcke: Нержавеющие стали, Русско-германский вестник науки и техники 1934, No. 5, pp. 20—27 Abst.: *Chem. Zentr.* v. 105, 1934, part 2, pp. 3034—3035.
324. Jette, E. R., V. H. Nordstrom, R. Oueneau, and F. Foote: X-ray Studies on the Nickel-chromium System, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 111, 1934, pp. 361—373.
325. Jones, B.: Investigation into the Nitrogen Hardening of Steels. Part IV—The Nitriding of High-chromium and Austenitic Steels at Various Temperatures, *Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem.*, v. 23, 1934, pp. 179—204.
326. Ludwig, J. W.: Torsional Moduli Variations of Spring Materials with Temperature, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 22, 1934, pp. 833—860.
327. Mandran, G.: Le procédé de soudure électrique par points. Son application aux aciers inoxydables et aux alliages légers (The Process of Electric Spot Welding. Its Application to Rustless Steels and Light Alloys), *Aciers Speciaux*, v. 9, 1934, pp. 636—680.
328. Müller-Berghaus, J.: Anwendung von Stahlrekuperatoren auf Eisenhüttenwerken (The Use of Steel Recupersators in Steel Mills), *Stahl u. Eisen*, v. 54, 1934, pp. 822—827.
329. Musatti, I. and A. Reggiori: Ricerche sugli acciai per valvole di motori a scoppio e sulle loro caratteristiche alle temperature elevate (Investigation of Combustion-engine Valve Steels and of Their High-temperature Characteristics), *Metallurgia Italiana*, v. 26, 1934, pp. 475—498, 569—599, 675—689, 765—793. Extr.: *Rev. de Mét., Mém.*, v. 31, 1934, pp. 421—438. Extr.: *Chimie et Industrie*, Special No., April, 1934, pp. 557—571.
330. Norwood, S. M.: Effect of Nitrogen Content on High-chromium Steels, *Can. Chem. Met.*, v. 18, 1934, p. 36.
331. Pakula, E. and K. Rudnik: Abbrandverhältnisse in basischen Lichtbogen-Elektrostahl-Ofen (Melting Losses in the Basic Electric-arc Furnace), *Stahl u. Eisen*, v. 54, 1934, pp. 621—629, 676—680.
332. Phillips, G. P.: High-chromium Cast Irons, *Trans. Am. Foundrymen's Assoc.*, v. 42, 1934, pp. 279—285.
333. Ranque, G. et P. Henry: La méthode d'autostabilisation thermique et son utilisation à l'étude de quelques aciers résistant à chaud (Method of Thermal Self-stabilization and Its Utilization in the Study of Some Heat-resistant Steels), *Rev. de Mét., Mém.*, v. 31, 1934, pp. 248—265.
334. Rhodes, F. H., P. A. Riedel, and V. K. Hendricks: Corrosion of Metals by Phenols, *Ind. Eng. Chem.*, v. 26, 1934, pp. 533—534.
335. Rickett, R. L. and W. P. Wood: The Action of Oxvren and Hydrogen Sulphide upon Iron-chromium Alloys at High Temperatures, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 22, 1934, pp. 347—383.
336. Rist, J., J. Hochmann, et A. Michel: Contribution à l'étude de l'écroissage des aciers 18-8 et de son action sur la résistance à la corrosion dans quelques réactifs (Contribution to the Study of Cold

- Working of 18-8 Steels and Its Effect on Resistance to Corrosion in a Few Reagents), *Chimie et Industrie* Special No., April, 1934, pp. 614-624.
337. Rollason, E. C.: Some Effects of Cold Rolling on the Intergranular Corrosion of the 18-8 Stainless Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 129, 1934, pp. 311-324.
338. Schaefmeister, P.: Die interkristalline Korrosion in rostfreien Stählen (Intercrystalline Corrosion in Stainless Steels), *Oberflächentechnik*, v. 10, 1934, pp. 281-282.
339. Shelton, S. M.: Thermal Conductivity of Some Irons and Steels over the Temperature Range 100 to 500° C., *Bur. Stand. J. Research*, v. 12, 1934, pp. 441-450.
340. Vialle, M., et A. Van Den Bosch: Comment déseler la précipitation des carbures dans les aciers inoxydables 18-8 (How to Detect the Precipitation of Carbides in 18-8), *Rev. de Mét.*, *Mém.*, v. 31, 1934, pp. 116-121.
341. Waeser, B.: Der Angriff schwefelhaltiger Brenngase auf Metallretorten (The Attack of Metal Reports by Gases Containing Sulphur), *Chemische Apparatur*, v. 9, 1934, *Werkstoffe u. Korrosion*, pp. 33-34.
342. Willis, W. H., and J. K. Findley: Some Factors Affecting the Physical Properties and Corrosion Resistance of 18-8 Chromium-nickel Steel Wire, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 23, 1934, pp. 1-18.

1935

343. American Foundrymen's Association: «Cast Metals Handbook». The Association, Chicago, 1935, 424 pp.
344. Anon.: The Machining of Stainless Steels, *Machinery*, London, v. 47, 1935-1936, pp. 194-196.
345. Anon.: Pitting of 18-8 in Navy Use, *Metal Progress*, v. 27, 1935, No. 2, pp. 37-39.
346. Armour, J. D.: Cold-finished Bars, *Metal Progress*, v. 27, 1935, No. 5, pp. 43-48.
347. Babcock and Wilcox Tube Company: Digest of Properties, Carbon and Alloys Steels for Cracking-still Tubes, *Tech. Bull. 6A*, The Company, Beaver Falls, Pa., 1935, 35 pp.
348. Bain, E. C., R. H. Aborn, and J. B. Rutherford: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 388-404.
349. Barnaby, R.: «The Book of Stainless Steels». American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 347-350.
350. Becket, F. M.: «The Book of Stainless Steels». American Society for Metals, Cleveland, 1935, p. 318.
351. Becket, F. M., and Franks: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 497-501.
352. Bibber, L. C.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 177-194.
353. Bubb, H. D., Jr.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 485-497.
354. Curtiss, L. M.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 87-92.
355. De Vries, R. P.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 339-346.
356. Feild, A. L.: «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 57-68.
357. Ffield, P. D.: «The Book of Stainless Steels». American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 679-686.
358. Findley, J. K.: Stainless Steel Wire, *Steel*, v. 97, 1935, August 26, pp. 28-30.

359. Forsyth, R. P.: A Study of a Direct Method of Stainless Steel Production, *J. Chem. Met. Min. Soc. of South Africa*, v. 36, 1935—1936, pp. 319—338.
360. Franks, R.: Chromium Steels of High Nitrogen Content, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 23, 1935, pp. 968—994.
361. Geiger, G. F.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 461—475.
362. Giles, D. J.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 267—276.
363. Grimshaw, L. C.: Manganese and Copper Additions to «18 and 8» — *Armstrong Metal. Metals & Alloys*, v. 6, 1935, pp. 264—286.
364. Grunert, A., W. Hessenbruch, and K. Schichtel: Über hochhitzebeständige Chrom-Aluminium-Eisenlegierungen (Highly Heat-resistant Chromium-aluminum-iron Alloys), *Elekrowärme*, v. 5, 1935, No. 1, pp. 2—11. *Abst.: Chem. Zentr.*, v. 106, part 1, 1935, p. 1610.
365. Heindlhofer, K., and B. M. Larsen: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 547—556.
366. Heron, S. D., G. Calingaert, and F. J. Dykstra: The Electrolytic Cleaning of Exhaust Valves, *SAE Journal*, v. 37, 1935, pp. 19—21.
367. Hodge, J. C.: Arc Welding Chromium Steel and Iron, *Metal Progress*, v. 27, 1935, No. 4, pp. 33—38.
368. Hodge, J. C.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 194—197L.
369. Hostettler, L. W.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 135—145.
370. Hoyt, S. L.: A New Resistor Alloy Chromium-aluminum-iron, *Metal Progress*, v. 28, 1935, No. 1, pp. 38—40.
371. Hoyt, S. L., and M. A. Scheil: A New Heat-resistant Alloy, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 23, 1935, pp. 1022—1046.
372. Johnson, E. R.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 328—334.
373. Johnson, E. R., and R. Sergeson: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 78—86.
374. Jones, A. C.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, p. 276—277.
375. Jones, A. C.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 324—327.
376. Jones, A. C.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, p. 445—452.
377. Kautz, K.: Die Entwicklung der austenitischen Schweissung (Development of Austenitic Welding), *Tech. Mitt. Krupp*, v. 3, 1935, pp. 143—173.
378. Krivobok, V. N.: Alloys of Iron and Chromium, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 23, 1935, pp. 1—60.
379. Lemoine, J.: Les pièces moulées en aciers inoxydables (Stainless Castings), *Métaux*, v. 10, 1935, pp. 305—310.
380. MacQuigg, C. E.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 351—368.
381. Mathews, J. A.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 431—444.
382. Miller, W. B.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 167—176.
383. Mochel, N. L.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 251—266.
384. Newell, H. D.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 92—98.
385. Newell, H. D.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 405—418.

386. Nordstroem, G. N.: Über hochhitzebeständige Chrom-Kobalt-Aluminium-Eisenlegierungen (Highly Heat-resistant Chromium-cobalt-aluminium-iron Alloys), *Elektrowärme*, v. 5, 1935, No. 4, pp. 79—85. Abst.: *Chem. Zentr.*, v. 106, part 1, 1935, p. 3978.
387. Nordstroem, G.: Alloys Good at Temperatures above 2100° F., *Metal Progress*, v. 28, 1935, No. 4, pp. 68—69.
388. Palmer, F. R.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 99—107.
389. Parker, J. H.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 335—338.
390. Parmiter, O. K.: in «The Book of Stainless Steel», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 278—292.
391. Peterka, A. E. R.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 146—150.
392. Peter's, F. P.: Ni-Cr Alloys for Electric Resistors. *Metal Progress*, v. 28, 1935, No. 4, pp. 63—67.
393. Pierce, E. W., and M. A. Grossmann; in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 160—166.
394. Pratt, D. R.: Improved Fabrication of 18-8 Chromium Steels, *J. Am. Weld. Soc.*, v. 14, 1935, No. 12, pp. 16—19.
395. Priestley, W. J.: Welding and Cutting High-chromium Steels, *Proc. International Acetylene Assoc.*, 1935, pp. 71—77. Abst.: *Metal Progress*, v. 28, 1935, No. 6, pp. 56—58.
396. Ragsdale, E. J. W.: Stainless Steel in Aircraft Construction, *Trans.-Am. Soc. Mech. Eng.*, v. 55, 1935, AER-55-12, pp. 89—95.
397. Ragsdale, E. J. W.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 198—203.
398. Ross, E. F.: Fabricating Refrigerator Evaporators from 18-8, *Steel*, v. 96, 1935, Jan. 21, pp. 22—26.
399. Ruppel, K.: Widerstandsschweißen von nichtrostenden und säurebeständigen VA-Dünnscheiben (Resistance Welding of Thin Sheet of Stainless and Acid-resistant VA Steel), *Z. Ver. deutsch. Ing.*, v. 79, 1935, pp. 991—992.
400. Saxton, R.: The Production of 18-8 Stainless Wire, *Wire Industry*, v. 2, 1935, pp. 369—371.
401. Schafmeister, P., und W. Tofaute: Die Korrosionsbeständigkeit, metallischer Werkstoffe, insbesondere von nichtrostendem V2A Stahl in Kühlsolen (einschliesslich galvanischer Einwirkungen) (The Corrosion Resistance of Metallic Materials, Particularly of Rustless V2A Steel, in Cooling Brine, Including Galvanic Effects), *Tech. Mitt. Krupp*, v. 3, 1935, pp. 223—226.
402. Scharsch, C. A.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 369—387.
403. Smith, W. E.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 204—208.
404. Снитко П. А.: Свойства хромомарганцемеднистых сталей, «Качественная сталь», 1935, № 5, стр. 56—59. Abst.: *Chem. Zentr.*, v. 107, part 1, 1936, p. 4356.
405. Snyder, C. C.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 150—160.
406. Сперанский В. Г.: Производство нержавеющей кислотоупорных сталей в дуговых электропечах на Запорожстали, Домез, № 6, стр. 33—44.
407. Strauss, J.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 9—18.
408. Van Den Bosch, A. et M. Vialle: Étude de l'influence de l'écroutissage sur la corrosion intergranulaire des aciers inoxydables 18-8 (Study of the influence of Cold Work on the Intergranular Corrosion of 18-8), *Métaux*, v. 10, 1935, pp. 66—75.

409. White, A. E., and C. L. Clark: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 557—568.
410. Wilcox, R. J.: Notes on 29-9 Alloy Castings to Resist Heat and Corrosion, *Metal Progress*, v. 27, 1935, No. 5, pp. 49—51.
411. Wilcox, R. J.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 453—460.
412. Wills, W. H.: Practical Observations of Some High-carbon High-Chromium Tool Steels, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 23, 1935, pp. 469—494.
413. Wills, W. H., and J. K. Findley: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 117—122.
414. Wright, E. C.: in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 234—244.
415. Zeyen, K. L.: Schweissung legierter Stähle (The Welding of Alloy Steel), *Autogene Metallbearbeitung*, v. 28, 1935, pp. 33—41.

1936

416. Andersen, A. G. H., and E. R. Jette: X-ray Investigation of the Iron-chromium-silicon Phase Diagram, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 24, 1936, pp. 375—419.
417. Anon.: Germans Develop New Stainless Steel, *Iron Age*, v. 138, 1936, Dec. 3, p. 61.
418. Baeyerztz, M.: Observations on the Oxidation of Steel, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 24, 1936, pp. 420—450.
419. Brühl, F.: Gefüge und Eigenschaften von Chrom-Mangan-Stählen mit Gehalten bis 1% C, 15% Mn und 30% Cr (Structure and Properties of Chromium-manganese Steels with up to 1 per cent Carbon, 15 per cent Manganese, and 30 per cent Chromium), *Archiv. f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 10, 1936—1937, pp. 243—255.
420. Cournot, J., et M. Baudrand: Sur la corrosion des assemblages (Corrosion of Riveted Structures), *C. R. Acad. Sci., Paris*, v. 203, 1936, pp. 1361—1363.
421. Epstein, S.: «The Alloys of Iron and Carbon, Vol. I—Constitution», McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1936, 476 pp.
422. Gillette, R. T.: Accurate Time Control for Resistance Welding, *Welding J.*, v. 15, 1936, No. 6 pp. 6—8.
423. Grunert, A., and W. Rohn: Zeit-Dehnungs-Kurven mit dem Kriechgeräth von W. Rohn (Taking Time-elongation Curves with Rohn's Creep-testing Apparatus), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 10, 1936—1937, pp. 67—68.
424. Hansen, M.: «Der Aufbau der Zweistofflegierungen» (Constitution of Binary Alloys), Julius Springer, Berlin, 1936, 1100 pp.
425. Химущин Ф. Ф. Хромомарганцникелевые стали аустенитного и аустеноферритного типа, *Труды ВИАМ*, № 32, ч. I, 1935.
426. Jette, E. R., and F. Foote: The Fe-Cr Alloy System—The Brittle Non-magnetic Phase, *Metals & Alloys*, v. 7, 1936, pp. 207—210.
427. Kantzow, H. von: Chrom-Eisen-Aluminium-Kobaltlegierungen als Heizleiter in Industrieöfen und Elektrowärmegeräten (Chromium-iron-aluminum-cobalt Alloys Used as Heating Elements in Industrial Furnaces and as Electric Heating Appliances), *C. R. Congrès International Appl. Electrochimiques et Electrochimiques*, Scheveningen, June, 1936, pp. 305—313.
428. Kinzel, A. B.: Chromium and Manganese in Structural and Stainless, *Metal Progress*, v. 29, 1936, No. 3, pp. 46—51, 74.
429. Клинов и Андреева: Химическая стойкость по отношению к влажному SO₂ металлов и сплавов советского производства. *Журн. химич. пром.*, т. 13, 1936, стр. 1474—1477.
430. Logan, K. H.: Soil-corrosion Studies, 1934, Rates of Loss of Weight and Pitting of Ferrous Specimens, *Bur. Stand. J. Research*, v. 16, 1936, pp. 431—466.

431. McKay, R. J., and R. Worthington: «Corrosion Resistance of Metals and Alloys», Reinhold Publishing Corporation, New York, 1936, 492 pp.
432. Maurer, E.: Wärmeleitfähigkeit von chromhaltigen Stählen bei hohen Temperaturen (Thermal Conductivity of Chromium-bearing Steels at Elevated Temperatures), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 10, 1936—1937, pp. 145—154.
433. Maxwell, H. L.: Physical Properties of Metals as Affected by Conditions of Ammonia Synthesis, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 24, 1936, pp. 213—224.
434. Poboril, F.: Diagrams for Iron-chromium-carbon-silicon Alloys, *Metal Progress*, v. 30, 1936, No. 6, p. 57.
435. Ranque, G., P. Henry, et M. Chaussain: Un appareillage industriel pour la détermination de la conductibilité thermique des métaux jusqu'à 900° (An Industrial Apparatus for the Determination of Thermal Conductivity of Metals up to 900° C), *Rev. de Mét., Mém.*, v. 33, 1936; pp. 602—608.
436. Roesch, K.: Die physikalischen und chemischen Eigenschaften des hochlegierten Chromstusses (Physical and Chemical Properties of High-chromium Castings), *Gießerei*, v. 23, 1936, pp. 472—480.
437. Rohn, W., and J. E. W. Ginger: Heating Elements, Heat Treating and Forging, v. 22, 1936, pp. 299—301, 307.
438. Russell, H. W., and W. A. Welcker, Jr.: Damage and Overstress in the Fatigue of Ferrous Materials, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 36, part 2, 1936, pp. 118—138.
439. Schafmeister, P.: Korngrenzenkorrosion und Gefügeätzungen bei Stahl mit 18% Cr und 8% Ni (Intergranular Corrosion and Etching of 18-8), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 10, 1936—1937, pp. 405—413.
440. Schmidt, E., and H. Mann: Werkstoffe für Auslassventile von Flugmotoren (Exhaust-valve Materials for Airplanes), *Luftfahrtforschung*, v. 13, 1936, pp. 71—84.
441. Schmidt, M., and H. Legat: Hitzebeständige Chrom-Mangan-Stähle (Heat-resistant Chromium-manganese Steels), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 10, 1936—1937, pp. 297—306.
442. Smith, J. N.: Pitting of Stainless Steel by Leather, *Machinist*, v. 80, 1936, pp. 168—169 E.
443. Spénlé, A.: Das Breiten beim Walzen bei verschiedenen Walzgeschwindigkeiten und Stahlzusammensetzungen (The Effect of Rolling Speed and of Composition of the Rolled Steel on Reduction in Rolling Flats), *Stahl u. Eisen*, v. 56, 1936, pp. 544—549.
444. Tour, S.: Springs of Stainless Steel, *Iron Age*, v. 138, 1936, Oct. 15, pp. 101—112.
445. Tour, S., and T. W. Lippert: Open-hearth Stainless Steel, *Iron Age*, v. 138, 1936, Sept. 17, pp. 56—61, 119.

1937

446. Bandel, G.: Gefüge- und Eigenschaftsänderungen von hitzebeständigen Chrom-Aluminium- und Chrom-Silizium-Stählen durch Stickstoffaufnahme (The Effect of Nitrogen Absorption on the Structure and Properties of Heat-resistant Chromium-aluminum and Chromium-silicon Steels), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 11, 1937—1938, pp. 139—144.
447. Gazaud, R., et L. Persoz: «La fatigue des métaux» (Fatigue of Metals), Dunod, Paris, 1937, 190 pp. (pp. 92—93).
448. Comstock, G. F., and C. L. Clark: Effect of Titanium on Some Properties of 17.5% Chromium Steel, *Metals & Alloys*, v. 8, 1937, pp. 42—46.

449. Cross, H. C., and J. G. Lowther: Report on Long-time Creep Tests of 18 per cent Chromium, 8 per cent Nickel Steel and 0.35 per cent Carbon Steel, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 37, part 1, 1937, pp. 178—186.
450. Crucible Steel Company of America: «Corrosion» and Heat-resisting Steels», The Company, New York, 1937, 79 pp.
451. Duma, J. A.: Effect of Titanium on Some Cast Ferrous and Non-ferrous Metals, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 25, 1937, pp. 788—825.
452. Ebert, H., and A. Kussmann: Änderung der Sättigungsmagnetisierung durch allseitigen Druck (Change of Saturation Magnetization Owing to Omnilateral Compression), *Physikalische Z.*, v. 38, 1937, pp. 437—445.
453. Gough, H. J., and D. G. Sorwith: The Influence of the Mean Stress of the Cycle on the Resistance of Metals to Corrosion Fatigue, *J. Iron Steel Inst.*, v. 135, 1937, pp. 293—313.
454. Hensel, F. R.: Resistance Welding the Alloy Materials. *Industry and Welding*, v. 10, 1937, No. 10, pp. 66—67; No. 11, pp. 43—46; No. 12, pp. 41—43. Abst.: *Iron Coal Tr. Rev.*, v. 135, 1937, pp. 706—707.
455. Hessenbruch, W.: Die mechanischen Eigenschaften hitzebeständiger Chrom-Aluminium-Eisenlegierungen in Vergleich mit Chromnickel (Mechanical Properties of Heat-resistant Iron-chromium Aluminum Alloys Compared with Chromium-nickel Alloys), *Elektrowärme*, v. 7, 1937, No. 1, pp. 7—12. Extr.: *Z. Ver. deutsch. Ing.*, v. 81, 1937, pp. 1285—1286. Abst.: *Chem. Zentr.*, v. 108, part 1, 1937, pp. 2247—2248.
456. Hessenbruch, W., E. Horst, and K. Schichtel: Das Verhalten von Heizleiter Legierungen in verschiedenen Gasen bei hohen Temperaturen (The Scaling of Electric-resistance Alloys in Various Gases at Elevated Temperatures), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 11, 1937—1938, pp. 225—229.
457. Jenkins, C. H. M., E. H. Bucknall, C. R. Austin, and G. A. Mellor: Some Alloys for Use at High Temperatures. Part IV.—The Constitution of the Alloys of Nickel, Chromium, and Iron, *J. Iron Steel Inst.*, v. 136, 1937, pp. 187—222.
458. Jones, B.: Further Experiments on the Nitrogen Hardening of High-chromium and Austenitic Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 136, 1937, pp. 169—185.
459. Kinzel, A. B.: Minute Nonferritic Particles in Steel, *J. Applied Physics*, v. 8, 1937, pp. 341—344.
460. Kinzel, A. B., and W. Crafts: «The Alloys of Iron and Chromium. Vol. I—Low-chromium Alloys», McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1937, 535 pp.
461. Кислюк Ф. И. Теория сварки электросопротивлением, Автогенное дело т. 8, 1937, № 8, стр. 15—21 и № 9, стр. 4—11. Abst.: *Chem. Zentr.*, v. 109, 1938, n. 1479.
462. Klucke, R.: Einfluss von Manganzusätzen bis 20% auf Gefüge und Eigenschaften von Gusslegierungen mit 30% Cr (The Effect of Manganese Additions up to 20 Per Cent on the Structure and Properties of Cast Alloys with 30 Per Cent Chromium), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 11, 1937—1938, pp. 615—518.
463. Krivobok, V. N.: A Digest of Stainless Steel, *Year Book Am. Iron Steel Inst.*, 1937, pp. 129—167.
464. Krivobok, V. N., Austenitic Stainless Alloys, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 25, 1937, pp. 637—689.
465. Legat, H.: Beitrag zur Kenntnis der austenitischen Chrom-Mangan-Stähle (Austenitic Chromium-manganese Steels), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 11, 1937—1938, pp. 337—341.
466. Lippert, T. W.: Arc-refined Stainless Steel Castings, *Iron Age*, v. 139, 1937, Jan. 28, pp. 18—23.

467. Lippert, T. W.: 10 Cu + 18 Cr + 72 Fe, etc. = Digby's Cynritic Alloy, an Entirely New Species of the Genus Stainless Steel, *Iron Age*, v. 140, 1937, Oct. 14, pp. 54—63.
468. Loiseau, Ch.: Utilisation de l'acier inoxydable 18-8 et son assemblage par soudure par résistance dans la construction du matériel roulant (Application of 18-8 Stainless Steels and Its Joining by Resistance Welding in the Construction of Rolling Stock), *Bull. Soc. Ing. Soudeurs.*, v. 8, 1937, pp. 2920—2936.
469. Maurer, E.: High-chromium Irons and Steels, *Metal Progress*, v. 31, 1937, pp. 535—536.
470. Oberg, T. T., and J. B. Johnson: Fatigue Properties of Materials Used in Aircraft Construction at 3450 and 10,600 Cycles, *Proc. Am. Soc. Test Mat.*, v. 37, part 2, 1937, pp. 195—205.
471. Rumler, R.: Erfahrungen mit Heisseleitern aus Eisen-Chrom-Aluminium-legierungen bei hohen Temperaturen (Experiences with Heating Elements of Iron-chromium-aluminum Alloys at High Temperatures), *Elektrowärme*, v. 7, 1937, No. 4, pp. 69—74. Abst.: *Chem. Zentr.*, v. 108, part 1, 1937, p. 4275.
472. Sisco, F. T.: «The Alloys of Iron and Carbon, Vol. II—Properties», McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1937, 777 pp.
473. Sissener, J.: Foundry Work on High Chromium-iron Castings, *Metal Progress*, v. 31, 1937, pp. 521—527.
474. Spragen, W., and G. E. Claussen: Corrosion Resistance of Welded Joints. A Review of the Literature to January 1, 1937, *Welding J.*, v. 16, 1937, No. 8. Supplement, pp. 1—44.
475. Sutton, W. L.: Comments on «Aluminum Alloys vs. Stainless Steels for Aircraft», *Metal Progress*, v. 31, 1937, pp. 46—52 (49—52).
476. Taylor, A. F.: Welded Stainless—Factors to be Observed, *Product Engineering*, v. 1937, pp. 399—401.
477. Tofaute, W.: Das Schweißen von nichtrostenden nickelfreien Chromstählen (The Welding of Stainless Chromium Steels Containing No Nickel), *Z. Ver. deutsch. Ing.*, v. 81, 1937, pp. 1117—1122.
478. Vogel, R., and R. Reinbach: Das System Eisen-Chrom-Chromsulfid-Eisensulfid (The Iron-chromium-chromium sulphide-iron sulphide System), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 11, 1937—1938, pp. 457—462.
479. Whitmer, V. W.: The Welding of Stainless Steel, *Welding J.*, v. 16, 1937, No. 9, pp. 8—19.
480. Widawski, E.: Einsatzhärtung von Stählen mit 14% Cr (Case Hardening of Steels with 14 Per Cent Chromium), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 11, 1937—1938, pp. 195—198.
481. Wulff, J.: Progress Rept. No. 3 of the Corrosion Research Comm., Mass. Inst. Tech., Cambridge, 1937, 19 pp.

1938

482. Allegheny Ludlum Steel Corporation: Engineering Data, Allegheny Metal, Bull. A-1, The Corporation, Brackenridge, Pa., 1938, 4 pp.
483. Allegheny Ludlum Steel Corporation: «Engineering Data, Allegheny 12», The Corporation, Brackenridge, Pa., 1938, 6 pp.
484. Allegheny Ludlum Steel Corporation: «Engineering Data, Allegheny 17», The Corporation, Brackenridge, Pa., 1938, 4 pp.
485. Allegheny Ludlum Steel Corporation: «Engineering Data, Allegheny Metal 25-12», The Corporation, Brackenridge, Pa., 1938, 2 pp.
486. Allegheny Ludlum Steel Corporation: «Engineering Data, Allegheny 55», The Corporation, Brackenridge, Pa., 1938, 2 pp.
487. American Society Mechanical Engineers and American Society for Testing Materials: «Compilation of Available High-temperature Creep Characteristics of Metals and Alloys», compiled by Creep Data Section of Joint

- Research Committee on Effect of Temperature on the Properties of Metals, The Societies, New York and Philadelphia, 1938, 848 pp.
488. Becket, F. M.: On the Allotropy of Stainless Steels, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 131, 1938, pp. 15—36.
489. Bigge, H. C.: Toolsteels, Past and Present. IV — Induction-furnace Melting, *Metal Progress*, v. 33, 1938, pp. 489—493.
490. Burgess, C. O., and W. D. Forging: Constitution of Iron-chromium-manganese Alloys, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 131, 1938, pp. 277—2302.
491. Cornelius, H.: Die Härtung borhaltiger austenitischer Chrom-Nickel-Stähle beim Anlassen (Precipitation Hardening of Austenitic Chromium-nickel Steels Containing Boron), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 12, 1938—1939, pp. 499—505.
492. Farnsworth, W. M., and E. R. Johnson: American Electric-furnace Practice, *J. Iron Steel Inst.*, v. 138, 1938, pp. 289—303; discussion, v. 139, 1939, pp. 495—508.
493. Gross, H.: Einfluss des Glühens auf die Härte von ledeburitischen Chromstählen (The Effect of Annealing on the Hardness of Ledeburitic Chromium Steels), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 12, 1938—1939, pp. 341—344.
494. Harris, H. H.: The Role of Heat-resisting Alloys in Short-cycle Malleablizing Furnaces, *Trans. Am. Foundrymens Assoc.*, v. 46, 1938, pp. 832—850.
495. Hess, W. F., and R. L. Ringer, Jr.: Studies of the Spot Welding of Low-carbon and Stainless Steels, *Welding J.*, v. 17, 1938, No. Supplement, pp. 39—48.
496. Hidnert, P.: Thermal Expansion and Effects of Heat Treatments on the Growth, Density, and Structure of Some Heat-resisting Alloys, *Bur. Stand. J. Research*, v. 20, 1938, pp. 809—824.
497. Hoffmann, W., und W. Friedrich: Über die stofflichen und gestaltlichen Einflüsse auf die Festigkeitseigenschaften geschweisster Stahlverbindungen (The Effect of Material and of Shape on the Strength Properties of Welded Steel), *Elektroschweißung*, v. 9, 1938, pp. 91—95.
498. Jones, J. A., and W. C. Heselwood: The Effect of Chromium and Carbon Contents on the Coefficients of Thermal Expansion of Chromium Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 137, 1938, pp. 361—382.
499. Krivobok, V. H.: Plain Chromium Irons—Their Toughness and Weldability, *Metal Progress*, v. 34, 1938, pp. 47—52.
500. Krivobok, V. N.: Stable Stainless Steels for Cold Working and Welding, *Metal Progress*, v. 34, 1938, pp. 135—139, 160.
501. Krivobok, V. N.: Permanency of the Stainless Steels, *Metal Progress*, v. 34, 1938, pp. 223—229.
502. Lichtenwaller, T. R.: The Welding of the High Chromium and Chromium-nickel Stainless Type Alloys, *Welding J.*, v. 17, 1938, No. 4, pp. 20—22.
503. Marsh, J. S.: «The Alloys of Iron and Nickel, Vol. I—Special-purpose Alloys», McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 1938, 593 pp.
504. Поздышев, Цветненко и Фурс. Центробежная отливка полых слитков для бесшовных труб, *Сталь*, т. 8, 1938, стр. 1063—1065. Abst.: *Stahl u. Eisen*, v. 58, 1938, pp. 1063—1065.
505. Roush, R. W., and A. C. Dames: A Study of Commercial Carburizing Containers, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 26, 1938, pp. 646—686.
506. Rustless Iron and Steel Corporation: «Handbook of Rustless Stainless Steels», The Corporation, Baltimore, 1938, 60 pp.
507. Schafmeister, P., und R. Ergang: Das Zustandsschaubild Fe-Ni-Cr unter besonderer Berücksichtigung des nach Datewylungen auftretenden spröden Gefügebestandteiles (The Iron-nickel-chromium Diagram, Especially the Brittle Constituent Occurring after Long

- Annealing), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 12, 1938—1939, pp. 459—464.
 Also: *Tech. Mitt. Krupp, Forschungsberichte*, v. 2, 1939, pp. 5—14.
508. Schaumeister P., und R. Ergang: Die spröde -Phase im Dreistoffsystem Eisen-Chrom-Mangan (The Brittle Sigma Phase in the Iron-chromium-manganese System), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 12, 1938—1939, pp. 507—510. Also: *Tech. Mitt. Krupp, Forschungsberichte*, v. 2, 1939, pp. 15—21.
509. Siegel, H.: Die Ausbildung des Primärgelüses bei nichtrostenden Chromstählen (The Ingot Structure of Stainless Chromium Steel), *Stahl u. Eisen*, v. 58, 1938, pp. 1218—1225.
510. Smith, H. A.: Pit Corrosion of Stainless Steel, *Metal Progress*, v. 33, 1938, pp. 596—600.
511. Thum, E. E.: Damage to Muffles by Controlled Atmospheres, *Metal Progress*, v. 33, 1938, pp. 277—280.
512. Thyssen, H.: Contribution à l'étude des fontes au chrome (Contribution to the Study of Chromium Cast Irons), *International Foundry Congress*, Poland, 1938, No. 24, 15 pp.
513. Uhlig, H. H.: Progress Rept. No. 4 of the Corrosion Research Comm., Mass. Inst. Tech., Cambridge, 1938, 19 pp.
514. Vogel, R., and G. W. Kasten: Das System Eisen-Chrom-Phosphor (The Iron-chromium-phosphorus System), *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 13, 1938—1939, pp. 387—391.

1939 •

515. American Foundrymen's Association: «Alloy Cast Irons», The Association, Chicago, 1939, 257 pp.
516. American Society for Metals: Composition and Heat Treatment of High-carbon, High-chromium Steels, in «Metals Hand-book», The Society, Cleveland, 1939, pp. 994—996.
517. Bain, E. C., and R. H. Aborn: The Iron-nickel-chromium System, in «Metals Handbook», American Society for Metals, Cleveland, 1939, pp. 418—422.
518. Colbeck, E. W., and R. P. Garner: The Effect of Nitrogen Additions and Heat Treatment on the Properties of High-chromium Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 139, 1939, pp. 99—146.
519. Crucible Steel Company of America: «Tool Steels», The Company, New York, 1939, 95 pp.
520. Franks, R.: Effects of Special Alloy Additions to Stainless Steels, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 27, 1939, pp. 505—529.
521. Gillett, H. W.: Some Things We Don't Know about the Creep of Metals, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 135, 1939, pp. 15—58.
522. Habart, H., and R. G. Caughey: 18-8: Effect of Grain Size on Fatigue Strength, *Metal Progress*, v. 35, 1939, pp. 469—470.
523. Hougardy, H.: Immunity of Two-phase Stainless Steels to Intergranular Attack, *Metal Progress*, v. 35, 1939, pp. 589—590.
524. Hoyt, S. L., and M. A. Scheil: Stress Corrosion Cracking in Austenitic Stainless Steels, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 27, 1939, pp. 191—226.
525. Marsh, J. S.: Sigma Phase in the Fe-Ni-Cr System, *Metal Progress*, v. 35, 1939, pp. 269, 271—272.
526. Preece, A., G. T. Richardson, E. Simister, and J. M. Cobb: The Scaling of Steels in Sulphur-free and Sulphur-containing Furnace Atmospheres, (British) *Iron Steel Inst., Special Rept.*, 24, 1939, pp. 9—63.
527. Spraragen, W., and G. E. Claussen: Welding Chromium and Chromium-nickel Corrosion- and Heat-resisting Steels. A Review of the Literature to July 1, 1937. *Welding J.*, v. 18, 1939, No. 3, Supplement, pp. 65—112.
528. Uhlig, H. H., and J. Wulff: The Nature of Passivity in Stainless Steels and Other Alloys, I and II, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 135, 1939, pp. 494—534.

- 529.¹ I. P. Gill, Сборник «Moderns Steels» стр. 302, изд. ASM, 1939.

Ввиду того, что перевод книги задержался и после выхода в свет американского издания книги прошло три года, нами включается в библиографию важнейшая литература, вышедшая в свет с конца 1939 по 1943 г. Прим. перев.

530. Труды первой Всесоюзной конференции по нержавеющим трубам (в Ленинграде). Стенографический отчет.

1940

531. Edw. Cone, Расширение завода «Rustless Iron and Steel Corp.» Metals and Alloys, 1940, т. 12, № 6, стр. 769—777.
 532. Ф. Ф. Химушин, «Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали», Metallurgizdat, 1940.
 533. H. Hougardy, «Хрупкая составляющая в сплавах хрома, железа и никеля», Metal Progress, январь 1940, стр. 64.
 534. H. D. Newell, «Хромистые стали от 2 до 16% хрома», Metal Progress, 1940, октябрь, стр. 384.

1941

535. Russel Franks, W. O. Binder и C. R. Bishop, Влияние молибдена и кобальта на структуру, механические и физические свойства и сопротивление коррозии аустенитовых нержавеющих сталей, Trans. of A. S. M. т. XXIX, март 1941, стр. 35—85.
 536. Бабаков А. А., Нержавеющая марганцевохромоникелевая холоднокатаная сталь высокой механической прочности, Сталь, № 2—3, 1941.
 537. Ю. Р. Эванс. Русский перевод книги «Коррозия, пассивность и защита металлов», Metallurgizdat, 1941.
 538. T. Lippert. Армированная сталь (углеродистая, сталь, покрытая слоем нержавеющих сплавов), Iron Age, 1941, 147, № 10.
 539. Watkins S. P., Практическая металлография нержавеющей стали, Metals and Alloys, 1941, № 2, февраль.

1942

540. Новая нержавеющая сталь. She Shipping World, 1942, в. 107, № 2579, стр. 427—428 (перевод ГНБ Наркомугля).
 541. Ф. Ф. Химушин. Жароупорные стали для авиационных двигателей. Оборонгиз, 1942, стр. 424.
 542. Самарин А. М., Яскевич, Пансов И. В., Замена никеля азотом в нержавеющей аустенитовой стали, Москва, 1942.

1943

543. И. И. Корнилов и В. С. Михеев. Жароупорные сплавы № 1 и № 2, Metallurgizdat, 1943.
 544. Chromium Manganese Stainless Irons. Metallurgia, 1943, в. 28, № 164, стр. 84—85.
 545. Марголин Ю. М., Сахнович И. М., Юзванская П. И., Способ повышения коррозионной устойчивости нержавеющей стали. Сталь, 1943, № 7—8, стр. 49—55.
 546. Мопуренну, J. H., Ограничение содержания азота в стабилизированной нержавеющей стали, Metal Progress, 1943, II, в. 43, № 2, р. 241—242.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Порядковые номера из библиографии напечатаны жирным шрифтом;
ссылки на страницы этой книги напечатаны обычным шрифтом

А

Абрам, 43, 118, 119; 306, 119
Айрон Эйдж, 211, 371; 417, 378
Аккерман В., 99, 186
Аккерман Д., 123, 95—97, 186, 322
Александр, С., 252, 260
Александрова Н. А., 317, 397
Аллегени-Лудлум Стил Корпорейшен,
482, 293, 294, 305; 483, 58;
408; 484, 58; 485, 282, 293, 306;
486, 167, 169, 178, 179, 181
Аллегени Стил Компани, 269, 271, 233
Американская ассоциация литейщиков,
343, 102; 515, 225
Американский институт железа и ста-
ли, 419
Американское общество инженеров-ме-
хаников, 487, 305, 306, 307, 308, 309,
352, 353, 358, 359
Американское общество испытания ма-
териалов, 210, 294; 487, 305—309,
352, 353, 358, 359
Американское общество металлов
(ASM), 267; 516, 147
Анри, 435, 293
Андерсен, 416, 88, 246
Андреева В. В., 429, 442
Армоур, 346, 266
Арнесс, 35; 213, 172, 189
Арчер, 279, 260
Аустин Дж., 256, 293
Аустин К. Р., 37, 120; 457, 232

Б

Бабкок и Вилькокс Тыюб Компани,
169, 269; 347; 308
Бакстер, 154
Бандель, 446, 416
Барджетт, 214, 305
Барр, 214, 305
Баттеле Мемориал институт, 344
Баумгертель, 260, 261
Бейли, 176, 128

Бейн, 111, 293, 364; 44, 148; 80, 230,
264, 279; 132, 231, 241, 328, 333,
133, 111, 112; 167, 267, 269, 300;
301, 305, 352, 358; 258, 360, 363;
259, 285, 327—331, 360—362; 348,
327; 517, 231, 236
Бекет, Ф. М., 9, 22, 133, 377; 108,
158; 134, 377, 384—386, 394—397;
308, 84, 198; 309, 242, 328; 350,
62; 351, 386, 397; 488, 10, 11, 16,
171, 334
Бенедикс, 66, 168; 109, 88
Богехольд, 173, 155
Бодран, 420, 257
Борнфельд, 181, 417
Борхерс, 137
Бостон, 174, 256
Бриллер, 116, 407—409, 411
Брилли, 10, 110, 128, 139
Брофи, 104
Броун Р., 136, 321
Брюль, 419, 243, 382
Бубб, 353, 355
Будуар, 6, 168
Букнолл, 457, 232
Бургесс, 221—223; 490, 243—245
Бутте, 215, 260
Бейерти, 318; 307, 250; 418, 315
Бэкон, 257, 118
Бэллей, М., 171, 92
Бэннек, 172, 373
Бэрдмор, 282, 333, 357

В

Валента, 166, 226
Ван де Бош, 340, 331; 340, 331
Васмут, 182, 174, 175, 191
Вейс, 283, 193
Вер, 303, 399
Веффер, 209, 232
Виналь, 340, 331; 340, 331
Вндавский, 480, 87
Вилькокс, 410, 304; 411, 251

- Вильсон, 305, 302
 Виш, 362
 Вортингтон, 196, 304, 305; 481, 184
 Вуд, 194, 355, 193
 Вульф, 528, 321
 Вюрт, 93, 132
- Г**
- Гадфильд, 1, 142; 12; 122; 38, 123;
 264, 298
 Гамбург, 58, 168
 Гамильтон-Эванс, 35
 Ган, 235, 334
 Гансен, 424, 232
 Гарнер, 518, 162—164, 174, 175, 188
 Гатти, 316, 23
 Гатфильд, 59, 322; 86, 98, 125, 126;
 101, 127, 155, 301; 142, 305; 227,
 332; 265, 372
 Гейнеке, 260, 260, 251
 Гейгер, 361, 293
 Гельдерман, 317, 397
 Геншоу, 87, 127
 Гертлер, 99, 185
 Гершман, 83, 154
 Гесс, 495, 260
 Гессенбрух, 273, 407; 364, 407
 Гесслер, 319, 363
 Гешелин, 222, 260
 Гийэ, 30, 111
 Годэн, 368, 165
 Готта, 200, 355
 Гоуф, 223, 127; 453, 285
 Гофман, 497, 370
 Гримшоу, 363, 372
 Грин, 185, 297
 Гринвуд, 114, 195
 Гриффитс, 80, 230
 Гросс, 493, 145
 Гроссман, 149, 241, 333; 393, 48
 Грубер, 141, 195
 Грюнер, 423, 305
 Гудремон, 115, 154, 301, 352; 143, 23,
 39—42; 182, 164, 174, 175, 191; 203;
 355; 276, 329; 323, 411
 Гюн, 144, 322
- Д**
- Девенпорт, 111
 Девес, 52, 203
 Де Ври, 355, 82—83
 Де Ганаль, 218, 260
 Де Гааз, 264, 298
 Деймс, 505, 304
 Дейтон, 263, 34
 Деммлер, 124, 81
 Денеке, 67, 245
- Джайлс, 362, 58, 59, 63—69
 Дженкинс, 157, 305
 Джетте, 416, 88, 245—246
 Джилл, 113, 143, 148—151
 Джомини, 279, 260
 Джонс, 288, 260, 357; 336, 371; 374,
 103; 376, 371; 498, 90
 Джонсон, 47, 155; 492, 26—32
 Дигби, 81
 Дикенсон, 27, 125, 128; 170, 305;
 265, 373
 Дикстра, 360, 293
 Дюма, 451, 364
 Дюпон, 9, 170
- Е**
- Елингхауз, 209, 232
- З**
- Зейдель, 14, 113
 Зельвиг, 35, 190
- И**
- Имгоф, 145, 320
 Инглисс, 170, 305; 183, 285
 Исследовательский комитет, 487, 305,
 306, 307—309
- К**
- Казо, 310, 325; 447, 284, 325
 Каллинг, 71, 184
 Каллингерт, 338, 366
 Кальбаум, 137, 305
 Кантер, 148, 74, 305
 Каути, 319; 363; 377, 260
 Кертис, 354, 52, 53
 Кестер, 281, 242
 Кинцел, 428, 400; 459, 334; 460, 10
 Кислюк, 461, 260
 Кларк, 110, 74; 175; 305, 384; 409;
 182; 448, 138
 Клауссен, 474, 362; 527, 122, 362
 Кобб, 526, 98
 Кокс, 142, 152
 Кольбек, 261, 296, 299; 518, 162—164,
 174, 175, 188
 Комшток, 448, 138
 Кон, 311, 371
 Корнеллус, 491, 373
 Кофи, 522, 284
 Коффин, 216, 74
 Крафтс, 460, 10
 Крейн Компани, 301
 Кривобок, 149, 231, 244, 327; 333;
 282, 333, 357; 378, 66, 77; 463,
 355, 464, 279; 499, 74, 75; 500,
 365; 501, 355, 364
 Криницкий, 34, 124

Кристиансен, 47, 155
 Кросс, 82, 304
 Крусибл Стил Компани, 450, 58, 59,
 61, 65—68; 519, 356, 357
 Курно, 176, 321; 177, 124, 217; 321;
 420, 257

Кусманн, 452, 92—93
 Кушинский, 283, 193

Л

Ларсен, 275, 102, 192—194
 Лаунсберри, 116, 407—409, 411
 Легат, 441, 243, 386; 465, 379, 380;
 390, 393
 Лемуан, 379, 102
 Липперг, 445, 39; 466, 38; 467, 81
 Лозанна, 150, 356
 Лопрэт, 159, 322
 Лэйк, 183, 285
 Людвиг, 326, 120
 Людвиг, 326, 120
 Люерсен, 185, 297

М

Мак-Ветти, 92, 74
 Мак-Квигг, 40, 164, 162; 73, 95; 187,
 158, 162, 183; 380, 171, 172, 191
 Мак-Коркль, 128, 72—75
 Мак-Кэй, 431, 95, 97, 98, 102
 Мак-Нифф, 186, 305
 Мак-Эдем, 48, 58, 72, 285; 90, 173—177;
 91, 173—177; 102, 119, 177, 72;
 151, 119
 Марш, 272, 76; 503, 12, 13, 251; 300;
 304, 354, 372; 525, 237
 Маурер, 469, 370
 Мацунага, 285, 232
 Меллор, 457, 232
 Миллер, 190, 164; 233, 328; 382, 257
 Монари, 7, 185
 Монипенни, 21, 122; 22, 122, 127; 41,
 124, 50, 44—45, 74, 251, 279; 349;
 152, 328; 153, 328; 191, 58; 77; 132
 133, 355, 356, 372, 407—409
 Мошель, 74, 72; 92, 74; 383, 78
 Мумма, 128, 72
 Мур, 51, 72
 Муссати, 329, 155, 305, 319, 354—359
 Мэтьюс, 13, 154; 61, 168; 118, 347, 350;
 232, 360, 372; 381, 351, 355,
 357—359, 365
 Мюллер-Бергауз, 328, 180, 181, 305

Н

Нестор, 336
 Нишигари, 119, 232
 Норбери, 16, 121, 168

Норвуд, 330, 162
 Ноуэлл, 193, 305; 194, 301, 328; 199,
 331; 384, 59; 385, 305

О

Оберг, 470, 284, 285
 Обергоффер, 52, 203, 305, 62, 170
 Объединенный комитет, 487, 305, 306,
 307—309
 Оман, 195, 410
 Оргель, 236, 349
 Островский, 213, 172
 Острога, 94, 155

П

Паггельс, 71, 184
 Пакула, 62; 170; 331; 160
 Пальмер, 104, 370; 388, 371
 Паркер, 389, 80
 Пармиттед, 53, 122, 123; 121, 45; 390,
 41, 111
 Парсон, 237, 356
 Партридж, 154, 154
 Пейдж, 154, 154
 Персо, 310, 325; 447, 325
 Петерка, 391, 50
 Петерсон, 82, 304; 137, 305
 Пиллинг, 123, 322; 196, 301, 304, 30Г,
 503, 372
 Пирсон, 170, 305
 Побориль, 436, 204
 Поздышев, 504, 251
 Портвэн, 9, 170; 242, 324
 Престон, 197, 188
 Присс, 526, 98
 Поистли, 395, 368
 Пфейль, 122, 194; 288, 260, 361; 357

Р

Райдер, 237, 356
 Райт, 163; 414, 305
 Ранке, 435, 293
 Рапати, 386; 54, 111
 Растлесс Айрон, 506, 99
 Гаудон, 34, 124
 Регсдейл, 290, 261; 396, 289; 307, 287
 Реджнори, 329, 155, 305, 319; 355
 Ретзерфорд, 258, 360; 259, 328, 360;
 241, 328, 348, 327
 Реш, 436, 188
 Рикет, 194; 355, 193, 194
 Рингер, 495, 261
 Ричардсон, 526, 93
 Романов, 303, 399
 Рон, 76, 185; 423, 305

Ронфельд, 114, 195

Росс, 398, 260

Розетелли, 136, 321

Рудник, 331, 160

Руссел, 198, 298; 199, 293; 438, 285

Руф, 105; 92—93

Руш, 505, 304

С

Саймондс, 127, 174, 175

Саклатвала, 124, 81

Санфури, 242, 324

Сарьян, 219, 355, 360

Серджессон, 126, 319; 204, 77, 297;
230, 47, 163

Симистер, 526, 98

Сиско, 107, 149; 472, 180

Скотт, 27, 146

Смит, 245, 22—24, 37; 403, 257; 510,
321, 355

Снайдер, 205, 257; 246, 255; 405; 253

Снитко, 404, 397

Соважо, 159, 322

Совер, А, 160, 304

Сопвит, 224, 285; 271, 285; 453, 285

Спеллер, 128, 72

Спейлэ, 443, 162, 163

Сперанский, 32; 406, 41

Спераджен, 527, 257

Спринг, 148, 74, 305

Стокдейл, 112, 321

Суини, 88, 90

Т

Тангерманн, 164, 164

Тасаки, 131, 232

Тейли, 57, 334

Тенселл, 184, 305

Тиссен, 512, 225

Тлач, 142

Томсон, Д, 78, 184

Томсон, Р, 298, 45, 51

Тоур, 39, 320; 444, 114, 116, 121, 166;
445, 39

Тофауте, 401, 334; 477, 85, 198

Тум, 511, 251

У

Уайт, 110, 74; 175, 305; 409, 182

Уилс, 250, 258, 273—276; 242, 276,
360; 358; 254; 412, 142, 143, 145,
146; 413, 49—50, 275

Уилкер, 199, 298; 438, 285

Уитмен, 79, 97, 98

Улиг, 513, 335; 528, 321

Х

Хаббарт, 522, 284, 285

Хамасуми, 119, 232

Хевен, 228, 73

Хейндлгофер, 275, 192—194; 365, 194

Хессельвуд, 498, 90

Хейфеш, 320, 154

Хиднерт, 88, 90

Химушин, 425, 386

Хинюбер, 161, 241

Ходж, 367, 105

Хойт, 371, 407

Хорведель, 295

Хоугарди, 523, 331

Хэндфоре, 226, 155, 350

Ц

Цветненко, 504, 251

Цилер, 251, 45, 46

Циммерли, 305, 302

Ч

Чеппел, 79, 97, 98

Ш

Шаршу, 84, 196—197; 201, 61, 65—67;
402, 272, 273, 284; 285Шафмайстер, 300; 172, 373, 200, 322;
355; 276, 329; 401, 334; 439, 333;
507, 235—238; 508, 244

Шевенар, 81, 88, 89

Шейл, 371, 407; 524, 366

Шеперс, 236, 406

Шерер, 331

Шихтель, 364, 407

Шмалыц, 313, 164

Шмидт, 202, 159; 440, 153

Шмич, 125, 322

Шоссен, 435, 293

Шоттки, 161, 241; 203, 35

Штеблейн, 130, 88

Штраусс, 57, 334; 161, 241, 380; 162,
305, 355; 163, 155; 249, 102

Шултин, 295, 397

Шульц, 243, 407

Ф

Файндли, 250, 258, 273—276; 342, 276,
360; 358, 254; 413, 49—50, 275

Фернсворс, 492, 26—32; 250

Филд, 266, 22—25, 35, 37; 356, 159

Фиске; 314; 46

Фишер, 135, 91

Фогель, 478, 245; 514, 245
Фордженг, 490, 243, 244
Форест, 136, 321
Форсайт, 359, 35
Фосс, 4; 231
Фрайнд, 84, 334, 138, 124
Френг, 17, III—115; 25, 146; 29, 127;
68, 181; 69, 194
Френг, 82, 304; 83, 154; 98, 155; 137;
305
Фри, 268, 191
Фридрих, 497, 370
Фрэнкс, 175; 267, 162, 177; 308, 185,
198; 309, 242, 328—329, 365—370;
351, 386, 397; 360, 84—85, 163, 165;
174, 175; 520, 355, 369
Фрэнсис, 315, 217
Фуллер, 179, 72
Фурс, 504, 251
Фут, 426, 88

Э

Эберт, 452, 92—93
Эборн, 167, 305; 517, 236
Эванс, 111, 122, 133; 112, 321; 229,
321

Эвергардт, 220, 324
Эдвардс, 16, 121, 168
Эдерт, 28, 31
Эджок, 65, 162; 168, 88, 89, 90—91,
170
Эйлендер, 313, 164
Эйтчисон, 8, 186, 188, 209; 15; 139;
24, 61, 62, 65, 139
Эллиот, 219, 355
Эндо, 97, 184
Эндрьюс, 278, 320
Эпштейн, 421, 111
Эрганг, 507, 235—238, 508, 244
Эриксон, Г, 109, 88
Эриксон, Н, 109, 88
Эрроусмит, 261
Эртель, 93; 132; 226, 350; 313, 164

Ю

Юнгвирт, 202, 143; 159; 244, 300
Юннион Карбайд энд Карбон, 210, 292,
324, 348

Я

Ямаучи, 17, 111—115

ПРЕДМЕТНЫЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

- Азот, в хромистой стали, введение в ванну, 26
в хромистой стали (20—35 Cr), вводимые количества, 162
влияние на горячую обработку, 163
влияние на обрабатываемость резанием, 164
влияние на свойства, 171
в хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой, влияние на свойства, 84
в хромомарганцевой стали (18-9), влияние на свойства, 390—391
Алюминий, влияние на свойства, хромоникелевых сталей (18-8), 373
хромистых сталей (10—18 Cr), низкоуглеродистых, 87
хромистых чугунов, 215
Аустенитовые стали
(см, хромоникелевая сталь (18-8), хромомарганцевая сталь,

Б

- Бесшовные трубы, состав и производство, 48
Болтов изготовление, 50

В

- Вялты, производство, 50
Вольфрам, в хромомарганцевой стали (18-9) низкоуглеродистой, влияние на свойства, 394
в хромоникелевой стали (14-14), влияние на окисляемость, 339—342
в хромоникелевой стали (18-8), влияние на свойства, 352
в хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой, влияние на свойства, 84
среднеуглеродистой, влияние на свойства, 137—138
Выплавка, хромистых сталей, введение азота, 26
общие сведения, 14
практика разливки, 40
применение скрапа, 37—38
применение хромистой руды, 34—35
применение феррохрома, 23
хромистых сталей с 20—35% хрома, 159—160
хромомарганцевых сталей, 383
хромоникелевых сталей
слитки, американская практика, 26—32
фасонное литье, 250
Вязкость ударная, хромистой стали (10—15 Cr), влияние марганца, 377—380
хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, после термообработки, 130, 151
низкоуглеродистой, влияние азота, 84
влияние меди, 86—83
влияние никеля, 77—79
влияние температуры, 74

- влияние хрома, 76—77
- после горячей и холодной обработки, 68—70
- после термической обработки, 60—67
- среднеуглеродистой, влияние кремния, 131—132
- влияние 2% никеля, 136
- после термической обработки, 113—117
- хромистой стали (16—20 Сг), влияние марганца, 379
- хромистой стали (20—30 Сг), влияние марганца, 382
- хромистой стали (20—35 Сг), 171
- влияние азота, 174
- хромокобальтомолибденовой стали при повышенных температурах, 156
- хромокремниевой клапанной стали при повышенных температурах, 156
- хромомарганцевой стали (15-16), 388
- хромомарганцевой стали (18-9), 374—380, 384
- влияние азота и фосфора, 390
- влияние кобальта, меди и никеля, 394—396
- влияние кремния и молибдена, 392—393
- влияние титана и ниобия, 403
- интеркристаллитная хрупкость, 400
- отливки, влияние меди и никеля, 402
- Вязкость ударная, хромоник. стали (18-8), влияние величины зерна 272—274
- влияние кремния, 347
- влияние меди, 372
- влияние молибдена, 357
- влияние ниобия (колумбия), 366
- влияние титана, 363—364
- после горячей и холодной прокатки, 303—306
- после сварки, 289—292
- при низких температурах, 296, 298
- термическая обработка, 267—269
- влияние длительности пребывания при высоких темп., 269—271, 283

Г

- Газовая резка, хромоникелевой стали (18-8), 253
- Гамильтон-Эванса процесс, плавка хромистых сталей, 35
- Горячая обработка, железохромоалюминиевых сплавов, 407
- хромистого чугуна (12—35 Сг), 217
- хромистой стали, температуры, 14
- хромистой стали (10—18 Сг), высокоуглеродистой, нагрев, 45
- низкоуглеродистой, влияние на свойства, 66—69
- влияние серы и фосфора, 87
- коэффициенты обжатий, 162
- клепка, 255
- хромистой стали (20—35 Сг), коэффициенты обжатий, 162
- (См. также Ковку и Прокатку).

Ж

- Железохромистые сплавы, коррозии сопротивление, 94—102
- магнитные свойства, 92—94
- равновесия диаграмма, 10
- решетки постоянные, 88
- сигма-фаза, 10
- соотношение фаз, 9
- теплопроводность, 90—91
- термическое расширение, 88—90

- электрические свойства, 91
- влияние температуры, 93
- Железохромоалюминиевые сплавы, окислению сопротивление, 415
- плотность, 414
- применение, 406
- производство, 407
- сварка, 409
- свойства при растяжении, 409
- при повышенных температурах, 410—411
- структура, 406—408
- твердость, 409—410
- температура плавления, 414
- теплопроводность, 413
- термическая обработка, 407—408
- термическое расширение, 413
- ударная вязкость, 409
- электросопротивление, 411—412
- Железохромокремниевые сплавы, 245
- Железохромомарганцевые сплавы, диаграмма состояния, 242—244
- Железохромомарганцевоуглеродистые сплавы, 245
- Железохромоникелевые сплавы, выпадение карбидов, 241
- высокотемпературная часть диаграммы, 232
- низкотемпературная часть диаграммы, 232
- обзор исследований, 229—232
- практически важные сечения тройной диаграммы, 238—239
- сигма-фазы область, 236—237
- Жидкотекучесть, хромистых чугунов (12—35 Cr), 225

З

- Закалка, хромистой стали (10—18 Cr) высокоуглеродистой, 145
- изменения размеров, 146
- хромистой стали (11—13 Cr), влияние алюминия, 408
- Зерна размер, хромоникелевой стали (18-8), влияние на коррозию, 331
- влияние на механические свойства, 272—273
- при повышенных температурах, 301
- Зерна рост, хромистой стали (10—18 Cr), среднеуглеродистой, 112

И

- Изменения размеров, хромистых чугунов (12—35 Cr), 213
- хромистых сталей (10—18 Cr) с высоким содержанием углерода при термообработке, 146—148
- Износу сопротивление, хромистой стали высокоуглеродистой с 10—18% Cr, 154
- хромистой стали (20—35 Cr), 164
- хромистых чугунов (12—35 Cr), 223
- Интеркристаллитная коррозия, причины, 332—334
- хромомарганцевой стали (18-9), 386
- влияние титана и ниобия, 403
- хромоникелевой стали (18-8), влияние вольфрама, 355
- влияние ниобия (колумбия), 365—366
- влияние тантала, 370
- влияние титана, 360—362
- (См. также Хрупкость и Коррозия)

К

- Карбидов выпадение, у хромомарганцевых сталей (18-9),
 влияние меди и никеля, 400
 влияние ниобия (колумбия), 403
 влияние титана, 403
у хромоникелевых сталей типа 18-8, 241, 283
- Клапанная сталь, коррозия, интергранулярное воздействие, 343, 344
 окисление, влияние кремния, вольфрама и молибдена, 339—342
 сравнительные испытания на окисление, 339
 твердость в горячем состоянии, 342
хромистая (10—18 Cr), высокоуглеродистая, состав и требования, 155
 свойства, 155—156
хромоникелевая (18-8), разрушение от окисления, 336
- Клепка, хромоникелевой стали (18-8), 256
- Кобальт, в хромомарганцевой стали (18-9), влияние на свойства, 394—395
- Ковка, хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, 45, 120, 143
 температуры, 140
 низкоуглеродистой, 46
 температуры, 68—69
 среднеуглеродистой, 45
 температуры, 110, 140
 (См. также Горячую обработку)
- Колумбий (ниобий), в хромомарганцевых сталях, влияние на интеркристаллитную коррозию, 403
 влияние на свойства, 403
в хромоникелевой стали типа (18-8), влияние на интеркристаллитную коррозию.
 влияние на сварку, 368
 влияние на свойства, 367
в хромистых сталях (10—18 Cr), с низким углеродом, влияние на свойства, 84—85
- Коррозионная усталость, хромистой стали (10—18 Cr) низкоуглеродистой, 72
 хромоникелевой стали (18-8), 285
- Коррозия, в кислотах, хромистой (10—18 Cr) низкоуглеродистой стали, 95—98
 среднеуглеродистой, 122—126
 хромистой (20—35 Cr), 183—187
железохромистых сплавов, общие рассуждения, 94
клапанных сталей, 343
хромистой стали (10—18 Cr), с низким содержанием углерода,
 азотная кислота, 99
 атмосферная, 98
 влияние марганца, 378
 отливки, 104
 растворы солей, 189
со средним содержанием углерода, атмосферная, 122—123
 в кислотах, 122—123
 влияние вольфрама, 137
 влияние кремния, 131—133
 влияние меди, 150
 влияние молибдена, 136—137
 влияние на предел усталости, 109
 влияние отпуска, 122
 в соленой воде, 123—124
 при повышенных температурах в различных газах, 126
хромистой стали (20—35 Cr), в азотной кислоте, 185
 в органических и других кислотах, 186

- хромистой стали (20—35 Cr), в растворах солей, 188
 - в соляной и серной кислоте, 185
 - на воздухе и в воде, 187
 - отливок, 190
 - факторы, влияющие на коррозию, 183
- хромистых сталей, общее влияние хрома, 15—16
- хромистых чугунов, в кислотах, 223
 - в других средах, 224
- хромомарганцевых сталей (18-9), 386
 - влияние никеля и меди, 399—400
- хромоникелевой стали (18-8), атмосферная, 320
 - в азотной кислоте, 322
 - в органических кислотах, 325
 - в серной кислоте, 322—323
 - влияние кремния, 350
 - влияние меди, 372
 - влияние молибдена, 355—356
 - влияние никеля, 322
 - влияние титана, 364
 - выводы, 324—325
 - значение хрома, 320
 - интеркристаллитная коррозия, влияние величины зерна, 331
 - влияние углерода, 328
 - в сварном шве, 332
 - методы замедления коррозии, 328—331
 - обзор данных, 327
 - причины, 332—334
 - характеристика, 326
 - чувствительная температура, 329
 - питтинг, 334—335
 - теория пассивирования, 321
- Кремний, в хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой, влияние на прокаливаемость, 85
 - влияние на свойства, 82
 - среднеуглеродистой, влияние на свойства, 131—133
- в хромистом чугуне (12—35 Cr), влияние на структуру и свойства, 211
- в хромомарганцевой стали (18-9), влияние на свойства, 392
- в хромоникелевой стали (18-8), влияние на окисляемость, 318
 - влияние на механические свойства, 347
 - при повышенных температурах, 349
 - клапаны, 339—342
- Крипу сопротивление, хромистой, стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой, 75, 180—183
 - среднеуглеродистой, 127—128
- хромистой стали (20—35 Cr), 180—183
- хромистой стали (30 Cr), влияние марганца, 388
- хромомарганцевой стали (18-9), 400
- хромоникелевой стали (18-8), 180, 304—307
 - влияние вольфрама, 352
 - влияние кремния, 353—354
 - влияние молибдена, 353, 358—359
- хромоникелевой стали (24-12), 308
- хромоникелевой стали (25-20), 308—309
 - отливки, 310—311
- хромоникелевой стали (26-12), литой, 310—311
- хромоникельмолибденовой стали, 358—359
- Критические точки хромистых сталей, 12—13

Л

- Листы тонкие, хромистой стали (10—18 Ст), низкоуглеродистой, свойства, 68—70
- хромистой стали, прокатка, 53
 - размеры, 52
 - стандартная отделка, 55
 - шлифовка и полировка, 54
 - хромоникелевой стали (18-8), свойства, 277
- Литая сталь, хромистая (10—18 Ст), низкоуглеродистая, состав, 102—104
- обрабатываемость, 104
 - свойства механические, 102—104
 - сопротивление коррозии, 102—104
- хромистая (20—35 Ст), изготовление отливок, 161
- коррозия, 190
 - свойства, 174
- хромомарганцевая с высоким содержанием алюминия
- коррозия в парах серы, 196—197
- хромомарганцевая (18-9), свойства, влияние меди и никеля, 401
- хромоникелевая (18-8), данные по крипу, 308—310
- марки стали, 288
 - производство, 250
 - свойства при растяжении при повышенных температурах, 304, 309
 - сопротивление окислению, 314
- хромоникелевая (24-12), свойства, 205
- сопротивление окислению, 314
- хромоникелевая (25-20), данные по крипу, 308—310
- сопротивление окислению, 314
- хромоникелевая 26-12), данные по крипу, 308—310
- испытания на разрыв при повышенных температурах, свойства, 304
- хромоникелевая (29-9), свойства, 289

М

- Магнитные свойства, хромоникелевой стали (18-8), 294—295
- провода, 295
- хромистой стали (20—35 Ст), 92, 168
- Марганец, в хромистой стали (10—18 Ст), влияние на свойства, 133
- в хромистой стали (20—30 Ст), влияние на свойства, 382
 - в хромистой стали (30 Ст), литой, влияние на свойства, 388
 - в хромомарганцевой стали (10—15 Ст), влияние на свойства, 377
- Медь, в хромистых сталях (10—18 Ст), низкоуглеродистых, влияние меди, плюс кремния, 82
- влияние на обрабатываемость, 80—83
 - влияние на свойства при растяжении, 80—83
 - влияние на термическую обработку, 80—83
 - со средним содержанием углерода, 138
 - в хромистых чугунах (12—35 Ст), влияние, 216
 - в хромомарганцевых сталях (18-9), влияние, 396
 - в хромоникелевых сталях (18-8), влияние, 372
- Модуль упругости, хромистая сталь (10—18 Ст), 118
- влияние кремния, 131
 - влияние марганца, 134
 - влияние никеля (0—2% Ni), 136
- хромоникелевая сталь (18-8), 292—293
- влияние сварки, 291
- хромоникелевая сталь (24-12), 293
- Молибден, в хромистой стали (10—18 Ст), низкоуглеродистой, влияние на прокаливаемость, 83

среднеуглеродистой, влияние на прокаливаемость, 137

в хромистом чугуне (12—25 Cr), влияние на свойства, 216

в хромоникелевой стали (18-8), влияние на свойства, 355

в хромоникелевой клапанной стали, влияние на окисление, 339—344

Н

Нагартовка, хромистого чугуна (12—35 Cr), 223

хромоникелевой стали (18-8), 254

Никель, в хромистой стали (10—18 Cr), с низким содержанием углерода
влияние на свойства, 77—79

со средним содержанием углерода, свойства, 134—136

в хромистом чугуне (12—35 Cr), его влияние, 216

в хромистомарганцевой стали (18-9), влияние на свойства, 396—397

в хромоникелевой стали (18-8), влияние на коррозию, 322—324

влияние на свойства при повышенных температурах, 299—300

Нитрирование, хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой, 87

О

Обрабатываемость, хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, 154
низкоуглеродистой, 87

хромистой стали (20—35 Cr), 164

хромистого чугуна (12—35 Cr), 207—210

хромомарганцевой стали (18-9), влияние серы, 391

отливки, 402

хромоникелевой стали (18-8), влияние селена, 371

влияние серы, 370

Обработка холодная хромоникелевых сталей, 253, 255

Окажинообразование, хромоникелевая сталь (18-8), на воздухе, 313

в парах серы, 385

в различных газах, 316—319

хромистая сталь (20—35 Cr), в газах, не содержащих серы, 191

в газах, содержащих серу, 194

Окислению сопротивление, железохромоалюминиевых сплавов, 415—416

железохромистых сплавов, 98

клапанных сталей, сравнение, 339—342

влияние кремния, вольфрама и молибдена, 339—341

хромистой стали, влияние хрома, 191

хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой, 98, 191—193

среднеуглеродистой, 124—127

влияние газов, 126

влияние кремния, 133

влияние титана, 138

хромистой стали (20—35 Cr), в газах, не содержащих серы, 191

в газах, содержащих серу, 194—196

хромистого чугуна (12—35 Cr), влияние кремния, 221

влияние углерода, 220

влияние хрома, 221

хромоникелевой стали (18-8), 314

влияние вольфрама, 355

влияние кремния, 350—351

в различных газах, 316—320

в сернистых соединениях, 315

Отжиг, хромистых сталей, толстолистовых, 53

тонкого листа и ленты, 54

хромистых сталей (10—18 Cr), высокоуглеродистых, 144

низкоуглеродистых, отливок, 144—145

- хромистых сталей (20—35 Cr), 166
 - отливок, 166
- хромистых чугунов с 12—35% Cr, влияние на твердость, 218—220
- Отпуская хрупкость, хромистой стали (10—18 Cr), среднеуглеродистой, 127
- хромистой (20—35 Cr), 166, 177
- (См. также: Хрупкость, Карбидов выпадение)

П

- Пайка, хромоникелевой стали, 256
- Полоса, хромистой стали, прокатка, 53
 - стандартная отделка, 55
 - шлифовка и полировка, 54
- хромистой стали, низкоуглеродистой, влияние горячей обработки, 71
 - влияние меди, 82
 - влияние холодной обработки 71
 - свойства, 278
- хромоникелевой стали (18-8), влияние никеля, 281
 - производство, 253
 - свойства, 277
- Плотность, железохромоалюминиевых сплавов, 414
 - хромистой стали (10—18 Cr), среднеуглеродистой, 120
 - хромистой стали (20—35 Cr), 166
 - хромомарганцевой стали (18-9), 387
 - влияние меди и никеля, 396—397
 - хромоникелевой стали (18-8), 293
- Превращения, в железохромоалюминиевых сплавах, 407—408
 - в хромистых сталях, общие сведения, 12
 - в хромистой стали (10—18 Cr), среднеуглеродистой, 111
- Предел пропорциональности, хромоникелевой стали (18-8), 292
- Проволока, хромистой стали, производство, 50
 - хромоникелевой стали (18-8), свойства, 273—276
- Прокаливаемость хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой
 - влияние различных элементов, 77—87
 - среднеуглеродистой, влияние вольфрама, 137—138
 - влияние молибдена, 136
 - влияние никеля (0—2 Ni), 134—136
- Прокатка, хромистой стали, коэффициент обжатия, влияние хрома 162—163
 - сортовых профилей, 47, 48
 - хромистой стали, толстых листов, 52
 - тонких листов и ленты, 53
 - хромистой стали (20—35 Cr), температуры, 162
 - хромоникелевой стали (18-8), особенности, 251—252
 - (См. также Ковка; Горячая обработка)
- Протяжка холодная бесшовных труб и проволоки хромистых сталей, 49
- Пружины, хромоникелевой стали (18-8), влияние температуры, 302

Р

- Разливка хромистой стали, 39—41
- Режущий инструмент, употребляемые виды стали
 - (См. Хромистые стали (10—18 Cr), среднеуглеродистые)
- Рост железохромоалюминиевых сплавов, 414

С

- Сварка, железохромоалюминиевых сплавов, 409
 - хромистой стали (10—18 Cr), 104—106
 - хромистой стали (20—35 Cr), 164—165

- хромомарганцевой стали (18-9), 385
 - влияние на свойства, 385
- хромоникелевой стали (18-8), газовая сварка и резка, 258
 - дуговая сварка, 259
 - влияние на интеркристаллитную коррозию, 382
 - влияние кремния, 350—351
 - влияние на свойства, 289—291
 - влияние ниобия, 369
- Свойства при испытании на сжатие у хромистых сталей (10—18 Cr), с высоким содержанием углерода, 155
 - с низким содержанием углерода, 70
- Свойства при растяжении, железохромоалюминиевые стали, 409—411
 - хромистая сталь, общие сведения, 15—16
 - хромистая сталь (10—15 Cr), влияние марганца, 377
 - хромистая сталь (10—18 Cr), высокоуглеродистая, при высоких температурах, 154
 - низкоуглеродистая, влияние азота, 84
 - влияние кремния плюс меди, 83—84
 - влияние марганца, 377
 - влияние меди, 80—83
 - влияние никеля 77—80
 - влияние ниобия (колумбия), 84—85
 - после закалки, 59—61
 - после отпуска, 62—65
 - после сварки, 105
 - при повышенной температуре, 74—75
 - влияние меди, 83
 - при низкой температуре, 73—75, 297
 - среднеуглеродистая, влияние кремния, 131—132
 - влияние марганца, 134
 - влияние низкого содержания никеля, 135—136
 - при повышенных температурах, 127
 - после термической обработки, 113—118
 - хромистая сталь (16—20 Cr), влияние марганца, 379—382
 - хромистая сталь (20—35 Cr), влияние азота, 174—175
 - влияние длительного нагрева, 172
 - влияние марганца, 382—383
 - влияние температуры, 179
 - влияние титана и ниобия, 198
 - после отжига, 170—174
 - после термической обработки, 170—174
- Свойства при растяжении, хромомарганцевая сталь (18-9), 384
 - влияние азота и фосфора, 390—391
 - влияние вольфрама, 394
 - влияние кобальта, меди и никеля, 394
 - влияние кремния и молибдена, 392—393
 - влияние титана и ниобия, 403
 - влияние углерода, 388
 - отливки, 401
 - сварка, 385
 - свойства при высоких температурах, 384
 - влияние молибдена, 393
- хромоникелевая сталь (18-8), влияние алюминия, 373
 - влияние величины зерна, 272—273
 - влияние времени пребывания при высоких температурах, 269—272
 - влияние высокого содержания хрома, 281
 - влияние высокого содержания никеля, 279—280
 - влияние кремния, 347

- влияние ниобия, 367
- влияние меди, 372
- влияние молибдена, 357
- влияние селена, 371
- влияние титана, 363
- после горячей прокатки, 265
- после сварки, 289—291
- после термической обработки, 267—268
- после холодной прокатки, 266
- при повышенных температурах, 299—304
 - влияние величины зерна углерода, 301—302
 - влияние вольфрама, 352
 - влияние высокого никеля, 301
 - влияние кремния, 348
 - влияние молибдена, 358
 - влияние тантала, 301
- Свойства при растяжении, хромоникелевая сталь (24-12), 281
 - хромоникелевая сталь (24-24), 282
 - хромоникелевая сталь (26—12), свойства при высоких температурах, 304
 - хромоникелевая сталь (28-9), литая, свойства, 289
- Селен в хромоникелевой стали (18-8), 371
- Сера в хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой, влияние, 87
- в хромомарганцевой стали (18-9), влияние на свойства, 391
- в хромоникелевой стали, влияние на обрабатываемость, 370
- Слитки, хромистой стали, размеры, 40—41, 44
- Сопротивление изгибу, высокохромистых сталей, в литом состоянии, 175
- хромистых чугунов, 206
 - влияние углерода, 209
- Сопротивление кручению, хромистой стали (10—18 Cr), среднеуглеродистой, 119
- хромоникелевой стали (18-8), при повышенных температурах, 304
- Старение, хромомарганцевой стали (18-9), влияние кобальта, 395
 - влияние кремния, 382
- Структура, железохромоалюминиевых сплавов, 407—408
 - хромистой стали, среднеуглеродистой, 111
 - хромистого чугуна (12—35 Cr), 204—207
 - влияние кремния, 211—215
 - влияние отжига, 218—220
 - влияние термической обработки, 217—218
 - влияние углерода, 207
 - хромомарганцевой стали (18-9), 383
 - влияние кобальта, меди и никеля, 396—398
 - хромоникелевой стали (18-8), влияние молибдена, 357—358
 - влияние ниобия, 368
- Структурное состояние, железохромомарганцевых сплавов, 242
- железохромомарганцеуглеродистых сплавов, 245
- железохромокремниевых сплавов, 245
- железохромоникелевых сплавов, 229
- хромистых чугунов (12—35 Cr), 204

Т

- Таблица пределов по химическому составу для нержавеющих и жароупорных сталей, 419—421
- Твердость, хромистой стали (10—15 Cr), низкоуглеродистой,
 - влияние марганца, 377—384
- хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, термически обработанной 129, 130, 148—151

- низкоуглеродистой, влияние вольфрама, 84
 - влияние меди, 81—83
 - влияние никеля, 77—80
 - горячая обработка, 68—70
 - после закалки, 59—61
 - после отжига, 58
 - после отпуска, 62—68
 - после холодной обработки, 68—70
- среднеуглеродистой, влияние кремния, 131
 - влияние марганца, 133
 - влияние молибдена и вольфрама, 137
 - влияние никеля (0—2 Ni), 134—136
- термическая обработка, 113—118, 130
- хромистой стали (16—20 Cr), влияние марганца, 379
- хромистой стали (20—35 Cr), после отжига, 170—173
- хромистых клапанных сталей, при высоких температурах, 342
- хромалюминиевых сталей, 409, 410
- хромистого чугуна (12—35 Cr), влияние кремния, 214
 - влияние отжига, 218—220
 - влияние углерода, 208—210
 - влияние хрома, 205—207
- хромомарганцевой стали (15-16), влияние углерода, 390
- хромомарганцевой стали (18-9), влияние азота, 390
 - влияние кремния и молибдена, 392, 393
 - влияние кобальта, меди и никеля, 394—396
 - влияние титана и ниобия, 403
 - влияние углерода, 388—389
 - влияние фосфора, 391
- термическая обработка, 379—382
- хромоникелевой стали, влияние длительности пребывания при повышенных температурах, 269—271
 - влияние кремния, 347
 - влияние ниобия, 367
 - влияние размера зерна, 272—274
 - влияние углерода, 272—274
 - термическая обработка, 267—269
- Теплопроводность, железохромоалюминиевых сплавов, 413
- хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, 152
- среднеуглеродистой, 120
- хромистой стали (20—35 Cr), 167
- хромомарганцевой стали (18-9), влияние меди, 397
- хромоникелевой стали (18-8), 293
- Термическая обработка, хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, изменения размеров, 146
 - температуры, 140, 146
- среднеуглеродистой, 111
 - температуры 146
- хромистых чугунов (12—35 Cr), влияние на структуру, 217—219
- хромомарганцевой стали, (18-9), 383
- Термическое расширение, железохромистых сплавов, 88
- железохромоалюминиевых сплавов, 413
- хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, 152
- среднеуглеродистой, 120
- хромистой стали (20—35 Cr), 167
- хромомарганцевой стали (18-9), 387
 - влияние никеля и меди, 397
- хромоникелевой стали (18-8), 293, 387

- Титан, в хромомарганцевой стали (18-9), влияние на интеркристаллитную коррозию, 403
 влияние на свойства, 403
 в хромоникелевой стали (18-8), влияние на коррозию, 364
 влияние на интеркристаллитную коррозию, 360
 влияние на механические свойства, 363
хромистая сталь (10—35 Cr), низкоуглеродистая, влияние на свойства, 84—85
 среднеуглеродистая, влияние на свойства, 138
хромистая сталь (20—35 Cr), 198
- Травление, хромистой стали, прутков и тонкого листа, 48, 50, 51 и 53
хромоникелевой стали (18-8), 252
- Трубы хромистой стали (10—18 Cr), низкоуглеродистой,
 свойства, при растяжении, 59
хромоникелевой стали (18-8), изменение формы в холодном состоянии, 256
 производство, 252
 трещины при повышенных температурах, 299—300

У

- Уайлда процесс выплавки хромистой стали с хромистой рудой, 35
- Углерод, в хромистых сталях (10—18 Cr), влияние на свойства, 129—130
 в хромистых чугунах (12—35 Cr), влияние на отжиг, 218—219
 влияние на свойства, 207—211
 в хромомарганцевой стали (18-9), влияние на свойства, 453
 в хромоникелевой стали (18-8), влияние на интеркристаллитную коррозию, 328
 влияние на свойства при повышенных температурах, 301
 влияние на свойства при растяжении, 265, 272, 276, 277
- Ударная вязкость — см. Вязкость ударная
- Удельная теплоемкость, хромистая сталь (19—18 Cr), среднеуглеродистая, 120
- Удельный объем, хромистой стали (10—18 Cr), высокоуглеродистой, термически обработанной, 152
хромистой стали (20—35 Cr), 166
- Усталости предел, хромоникелевой стали (18-8), отливка, 289
 при низких температурах, 298
 при нормальной температуре, 283—285
 при повышенных температурах, 309

Х

- Хромистая сталь, общие сведения, влияние хрома, коррозия, 15—16
 обработка горячая, сортовой прокат, трубы, 47—49
 состава влияние, 44—45
 толстый и тонкий лист, полоса, 52—54
- Хромистая сталь (10—30 Cr), винты, болты, гайки, 50—51
 выплавка, введение азота, 26
 общие сведения, 14
 практика разливки, 40
 применение хромистой руды, 34—35
 применение скрапа, 37—38
 применение феррохрома, 23
 окисление при высоких температурах, влияние хрома, 191, 192
 основы металлургии, 17
 превращения, 12
 провода, производство, 50
 свойства при растяжении, общее влияние хрома, 15

- Хромистая сталь (10—18 Сг), высокоуглеродистая, выплавка, 23, 143
 износу сопротивление, 154
 история, 142
 клапанная сталь, 155
 ковки практика, 45, 46, 129
 долговечность штампов, 46
 нагрев, 45
 температура, 140
 обрабатываемость, 154
 отжиг, 144
 отливки, 145
 применение, 129
 расширение при термообработке, 146
 свойства при растяжении при повышенных температурах, 154
- Хромистая сталь (10—18 Сг), высокоуглеродистая, сопротивление сжатию, 151
 твердость после термической обработки, 129, 130, 149—150
 теплопроводность, 152
 термическое расширение, 152
 ударная вязкость, влияние термообработки, 130, 151
 при повышенных температурах, 156
 удельный объем, после термообработки, 153
 усталости предел на воздухе и в воде, 177—179
- низкоуглеродистая, бесшовные трубы, 48
 винты, гайки, болты, производство, 50
 выплавка, американская практика, 23—32
 переплав отходов, 37—39
 процесс на хромистой руде, 34—37
 химия процесса, 33, 36
 ковка, нагрев перед ней, 46
 температура, 68
 коррозия, атмосферная, 94
 в азотной кислоте, 95
 в других средах, 96—97
 в растворах солей, 189
 крипа величины, 75—76, 180—183
 молибдена влияние, 83, 85
 нитрирование, 87
 обрабатываемость, 87
 окисление при высоких температурах, 98, 193
 отжиг, 48
 отливки, коррозии сопротивление, 102—104
 обрабатываемость, 104
 свойства, 102—104
 состав, 102—104
- Хромистая сталь (10—18 Сг), низкоуглеродистая, проволока, производство, 50
 прокаливаемость, влияние азота, 84
 влияние алюминия, 85, 408
 влияние кремния, 85
 влияние меди, 80—82
 влияние молибдена, 83
 влияние никеля, 77—79
- прокатка, коэффициент обжатия, 162
 листы и ленты, 53
 нагрев, 47
 полировка тонких листов и ленты, 54
 толстые листы и плиты, 52
 тонких листов размеры, 53
 тонких листов свойства, 71, 278

- разливка стали, 39—41
- сварка, технология, 104
- свойства при растяжении, влияние азота, 84
 - влияние кремния плюс меди, 83—84
 - влияние марганца, 377
 - влияние меди, 80—83
 - влияние никеля, 77—80
 - влияние ниобия и титана, 84—85
 - после закалки, 59—61
 - после отпуска, 62—65
 - после сварки, 105
 - при низкой температуре, 73—75, 297
 - при повышенной температуре, 74—75
 - влияние меди, 83
- Хромистая сталь (10—18 Cr), низкоуглеродистая, сопротивление парам двуокиси серы, 315
 - сопротивление удару, влияние азота, 84
 - влияние горячей и холодной обработки, 68—69
 - влияние закалки, 60—61
 - влияние низкой температуры, 74, 296—297
 - влияние отпуска, 62—65
 - влияние меди, 80—83
 - влияние никеля, 77—80
 - влияние хрома, 75—76
- твердость, влияние вольфрама, 83
 - влияние горячей и холодной обработки, 68—69
 - влияние закалки, 60—61
 - влияние меди, 80—83
 - влияние никеля, 77—80
 - влияние отпуска, 62—65
- термическая обработка, влияние никеля, меди и кремния, 77—84
- травление, 48; 51; 53
- физические постоянные, 88
- среднеуглеродистая, выплавка, 23
- зерна рос. 111—112
- ковка, 45
 - нагрев перед ней, 45
 - температуры, 111, 140
- коррозия сопротивление, в кислотах и на воздухе, 122—124
 - влияние кремния, 131—133
 - влияние марганца, 134
 - влияние меди, 138
 - влияние молибдена и вольфрама, 136—138
 - в соленой воде, 123
 - после отпуска, 122
- Хромистая сталь (10—18 Cr), среднеуглеродистая, крип, данные, 127; 128,
 - листы и полоса, 53, 54
 - модуль упругости, 118
 - влияние кремния, 131
 - влияние марганца, 134
- окислению сопротивление, 124—127
 - влияние газов, 126
 - влияние кремния, 133
 - влияние титана, 138
- отпускная хрупкость, 121
- плотность и теплоемкость, 128
- прокаливаемость, влияние молибдена, 137
 - влияние низкого никеля, 136
- прокатка, 45

- листов и полосы, 53
- температуры, 111
- разливка, 41
- свойства при кручении, 119
- свойства при растяжении, влияние кремния, 131, 132
 - влияние марганца, 134
 - влияние низкого содержания никеля, 135—136
 - после термической обработки, 113—118
 - при повышенных температурах, 127
- структура и превращения, 111
- твердость, влияние вольфрама, 137—138
 - влияние кремния, 131, 132
 - влияние марганца, 134
 - влияние молибдена, 137
- Хромистая сталь (10—18 Cr), среднеуглеродистая, твердость, влияние низкого содержания никеля, 134—136
 - влияние углерода, 129—130
 - после термической обработки, 113—118, 130,
 - теплопроводность, 120
 - термическая обработка, 111
 - влияние кремния, 131
 - влияние температуры, 140
 - термическое расширение, 120—121
 - травление, 48, 51, 53
 - удару сопротивление, влияние кремния, 131, 132
 - влияние низкого содержания никеля, 136
 - после термической обработки, 115—118
 - усталости предел, 118, 177—179
 - коррозионная усталость, 119, 179
 - электросопротивление, 120
- Хромистая сталь (16—20 Cr), ковкость, влияние марганца, 379—381
- низкоуглеродистая, свойства, влияние марганца, 379—382
- Хромистая сталь (20—35 Cr), азот, применяемого количества, 162
 - влияние на горячую обработку, 163
 - влияние на обрабатываемость, 164
- бесшовные трубы, производство, 48
- выплавка, для фасонного литья, 160
- для слитков, 159—160
- износу сопротивление, 164
- история, 158
- Хромистая сталь (20—35 Cr),ковка, 162
 - нагрев перед ковкой, 45
 - коррозии сопротивление, важнейшие факторы, 183—184
 - в азотной кислоте, 184—185
 - в органических и в разных кислотах, 186—187
 - в соляной и серной кислоте, 185—186
 - на воздухе и в воде, 187—188
 - устойчивость, против серы, при повышенных температурах, 194—197
 - крип, данные, 180—182
 - магнитные свойства, 168
 - молибдена и никеля, главное влияние, 198
 - обрабатываемость, 164
 - окислению сопротивление, в газах, не содержащих серу 191—194
 - в газах, содержащих серу, 194—195
 - в парах серы, 197
- отжиг, 166
- отливки, коррозии сопротивление, 190
- отжиг, 166

- практика производства, 161
- свойства, 174—176
- отличие от хромистых чугунов, 158—159
- отпускная хрупкость, 166, 170—174
- плотность и удельный объем, 166—167
- Хромистая сталь (20—35 Cr), прокатка, 162—163
- нагрев перед ней, 45
- сварка, 164—165
- влияние на свойства, 165
- свойства при растяжении, влияние азота, 174—175
- влияние длительного нагрева, 172
- влияние марганца, 382—383
- влияние температуры, 179
- влияние титана и ниобия, 198
- после отжига, 170—174
- после термической обработки, 170—174
- после отжига, 170—174
- после термической обработки, 170—174
- теплопроводность, 167
- термическое расширение, 167
- ударная вязкость, 171—174
- влияние азота, 174—175
- влияние марганца, 382—383
- усталости предел на воздухе и в воде, 177—179
- хрупкость, 21
- электрические свойства, 168—170
- Хромокремниевая клапанная сталь, окисляемость и твердость при высоких температурах, 338—342
- Хромокремниевая сталь (9 Cr), сопротивление удару при повышенных температурах, 156
- Хромокобальтомolibденовая сталь (10—18 Cr), ударная вязкость, 156
- Хромомарганцевокремнистая сталь, свойства, 392
- Хромомарганцевая сталь, история, 377
- металлургические обоснования, 20
- Хромомарганцевая сталь (10—15 Cr), свойства, влияние марганца, 377
- коррозия, влияние марганца, 378
- Хромомарганцевая сталь (18 Cr), свойства, влияние марганца, 379
- Хромомарганцевая сталь (15-15), свойства, 379
- влияние углерода, 388
- Хромомарганцевая сталь (18-9), выплавка, 383
- интеркристаллитная коррозия, 403
- испытания по Эриксену, 384
- влияние кобальта, 394
- влияние меди и никеля, 394
- влияние титана и ниобия, 403
- нагрев, расширение при нагреве, 387
- обрабатываемость, 390—391
- отливок, 403
- их свойства, 402
- плотность, 387
- свойства при повышенных температурах, 384
- влияние молибдена, 393
- свойства при растяжении, 377—382, 384
- влияние азота и фосфора, 390—391
- влияние кобальта меди и никеля, 394
- влияние кремния и молибдена, 392—393
- влияние сварки, 385
- влияние титана и ниобия, 403
- сопротивление коррозии, 386

- влияние никеля и меди, 394
- Хромомарганцевая сталь (18-9), сопротивление криму, 400
 - старение, выпадение карбидов, 400
 - влияние кобальта, 395
 - влияние кремния, 392
 - структура, 383, 396—398
 - твердость, влияние азота и фосфора, 390
 - влияние кобальта, меди и никеля, 394
 - влияние кремния и молибдена, 392—393
 - влияние титана и ниобия, 403
 - влияние углерода, 388
- термическая обработка, 383
- точка плавления, 382
- ударная вязкость, 379, 381, 384
 - влияние азота и фосфора, 390—391
 - влияние кобальта, меди и никеля, 394
 - влияние кремния и молибдена, 392—393
 - влияние титана и ниобия, 403
 - влияние углерода, 388
- физические постоянные, 397
- электрические свойства, 387
- Хромомедистая сталь (16-9), структура, 81
- Хромомедистая сталь (20-9), данные по криму, 182
- Хромоникелевольфрамовая сталь, свойства, 352, 338—342
- Хромоникелевая клапанная сталь (14-14), окисляемость и твердость, 339—343
- Хромоникелькремнистая сталь, клапанная, окисление и твердость при высоких температурах, 339—342
- Хромоникельмолибденовая сталь, данные по криму, 354
 - клапанная сталь, свойства и твердость при высоких температурах, 339—342
 - свойства, 355
- Хромоникелевая сталь (25—40 Ni), стойкость против серы, 194—196
- Хромоникелевые стали стандартных типов и составов, 419—421
- Хромоникелевая сталь (18-8), воздействие расплавленного металла, 320
 - воздействие серы при высоких температурах, 315
 - интеркристаллитная коррозия, 327—334
 - клапаны, сравнение с другими сталями, 339
 - клепка, 255
 - интеркристаллитное воздействие, 344
 - испытания на окисляемость, 338
 - окислению сопротивление, 339—342
 - повреждение поверхности от окисления, 396
 - твердость при высоких температурах, 342
 - клепка, 255
- Хромоникелевая сталь (18-8), коррозии сопротивление; влияние кремния, 350
 - влияние меди, 372
 - влияние молибдена, 355
 - влияние титана, 364
 - коррозионная усталость, 285
 - коррозия, в кислотах, в азотной, 322
 - в органических, 324
 - в серной, 322—323
 - в серной плюс азотной, 323—324
 - в слабых кислотах, 322, 324
 - коррозия, на воздухе (атмосферная), 320—321
 - интеркристаллитная, влияние величины зерна, 330
 - влияние вольфрама, 355
 - влияние ниобия, 365
 - влияние титана, 360—362
 - методы задержки, 328—331

- обзор данных, 326
- причины, 332—334
- сварных швов, 332
- температуры максимального проявления, 329—330
- пассивирования теория, 321
- питтинг, 384—385
- коэффициент расширения, 387
- Хромоникелевая сталь (18-8), крип 180—183, 304—308, 353—355
- лента, производство, 253
- свойства, 277—279
 - влияние высокого содержания никеля, 282
- листов свойства, 277—279
 - влияние высокого содержания никеля, 282
- магнитные свойства, 294—296
- проволоки, 296
- нагартовка, 254
 - влияние молибдена, 357, 358
- обрабатываемость на автоматах, 370—371
- основные понятия, 17
- отливки, состав металла, 250
 - данные по крипу, 308—310
 - повышенная температура, 302, 308
 - предел усталости, 289
 - производство, 250
 - свойства, 289
- пайка, 256
- плавки, для фасонного литья, 250—251
 - для слитков, 250
 - последняя американская практика, 26
- плотность, 293
- практика холодной обработки, 253
- Хромоникелевая сталь (18-8), превращения, влияние ниобия, 366
- проволока, свойства, 273—275
 - влияние протяжки и углерода, 276—277
- пропорциональности предел, 292
 - объяснение его низких значений, 292—293
- пружин, свойства, 302
- разливки практика, 40—41
- расширение при нагревании, 294
- сварка, газовая и резка, 258
 - дуговая, 259
 - влияние кремния, 348
 - влияние ниобия, 368
 - общие предосторожности, 257
 - сопротивлением, 260
- свойства при растяжении, влияние алюминия, 373
 - влияние величины зерна, 272—273
 - влияние времени пребывания при высоких температурах, 269—272
 - влияние высокого содержания никеля, 279—280
 - влияние высокого содержания хрома, 281
 - влияние кремния, 377
 - влияние меди, 372
 - влияние молибдена, 357
 - влияние ниобия, 367
 - влияние селена, 371
 - влияние титана, 363
 - после горячей прокатки, 265
 - после сварки, 289—291
 - после термической обработки, 267—268

- после холодной прокатки, 266
- Хромоникелевая сталь (18-8), свойства при растяжении, при повышенных температурах, 299, 304
 - влияние величины зерна, и углерода, 301—302
 - влияние вольфрама, 352
 - влияние высокого никеля, 301
 - влияние кремния, 348
 - влияние молибдена, 358
 - влияние тантала, 301
- сопротивление кручению, 304
- сопротивление окислению, при высоких температурах на воздухе, 314
 - влияние вольфрама, 355
 - влияние кремния, 350
- в среде разных газов 316—319
- структурные состояния низкоуглеродистой стали, 229
- твердость, влияние времени пребывания при высоких температурах, 269—271
 - влияние кремния, 347
 - влияние ниобия, 367
 - влияние углерода и величины зерна, 272—274
 - после горячей прокатки, 265
 - после термической обработки, 267—268
 - после холодной прокатки, 266
- теплопроводность, 293
- травление, 252
- типы и химические составы сталей, 419—421
- труб производство, 252
 - тнутье и другие операции, 265
- Хромоникелевая сталь (18-8), ударная вязкость,
 - влияние времени пребывания при высоких температурах, 269—271, 282
 - влияние кремния, 347
 - влияние меди, 372
 - влияние молибдена, 357
 - влияние ниобия (колумбия), 367
 - влияние титана, 363—364
 - влияние углерода и величины зерна, 272—274
 - после горячей прокатки, 265
 - после сварки, 289—291
 - после термической обработки, 267, 269
 - после холодной прокатки, 266
- упругие свойства, 292
- упругости предел, 292
 - влияние сварки, 289—291
- холодная обработка давлением, 255
- хрупкость, 269
- шлифовка и полировка, 254
- электросопротивление, 294
- Хромоникелевая сталь (24-12), данные по крипу, 306
- модуль упругости, 293
- окисление на воздухе, 314
- отливки, 288—289
- свойства при растяжении, 281
- Хромоникелевая сталь (24-24), свойства при растяжении, 282
- Хромоникелевая сталь (25-20), данные по крипу, 308
- отливки, 308
- сопротивление окислению на воздухе, 314
- Хромоникелевая сталь (26-12), литая, данные по крипу, 308—309
- свойства при растяжении при повышенных температурах, 304
- Хромоникелевая сталь (28-4), свойства, 198
- Хромоникелевая сталь (28-9), литая, свойства, 289

- Хрупкость, хромистой стали, 21
ударная, низкоуглеродистых марок, 77
хромомарганцевой стали (18-9), влияние титана и ниобия, 403
интеркристаллитная, влияние никеля и меди, 400
хромоникелевой стали (18-8), при ударе, 282—283
(См. также Отпускная хрупкость)

Ч

- Чугун высокохромистый (12—35 Cr), анализы, 226
влияние кремния, 211—213
влияние никеля, меди и ванадия, 216
влияние молибдена, 216
влияние титана, 216
влияние углерода, 207—211
влияние хрома, 206—207
горячая обработка, 217
жидкотекучесть, 226
изменение размеров, 213
классификация, 226
наклеп, 223
обрабатываемость на станках, 260, 210
применение, 227
производство, 203—204
сопротивление износу, 223
сопротивление окислению, влияние кремния, 211—213
влияние углерода, 220—221
сопротивление разрыву, влияние углерода, 207—210
структура, 204, 205, 208
влияние алюминия, 215
влияние отжига, 219, 220
твердость и влияние отжига, 218—220
ударная хрупкость, 215
устойчивость против коррозии
в кислотах, 223
в других средах, 224
отличие от хромистых сталей, 158

Ш

- Шлифовка, хромоникелевой стали (18-8), 254
Штамповая сталь, хромистая (10—18 Cr), производство, 143—144
свойства, 148-155
термообработка, 145-149
(См. также Хромистая сталь (10-18 Cr), высокоуглеродистая)

Э

- Электрические свойства, железохромоалюминиевых сплавов, 411—413
сплавов железа и хрома, 91-92
влияние температуры, 93
хромистой стали (10-18 Cr), среднеуглеродистой, 121
хромистой стали (20-35 Cr), 168
хромомарганцевых сталей (18-9), 387
влияние меди и никеля, 397
хромоникелевых сталей (18-8), 294
Эриксона значения, для хромистых сталей (10—20 Cr), влияние высокого содержания марганца, 377—379
для хромомарганцевых сталей (18-9), 384
влияние кобальта, 394
влияние меди и никеля, 396
влияние титана и ниобия, 403

Редактор П. Н. Тимошенко
Технический редактор С. В. Флоринский

Сдано в производство 24/II 1945 г.

Подписано к печати 8/IX 1945 г.

Формат бумаги 60×92¹/₁₆

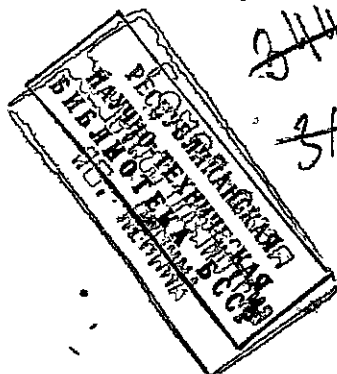
Уч.-изд. л. 41,25 Печ. л. 29%

Зн. в 1 п. л. 52 300

Л113830 Тираж 6000

Заказ 126. Цена в переплете № 7 — 47 р. № 5 — 45 р.

Типография Металлургиздата
Москва, Цветной бульвар, д. 30



~~2/1/28~~
~~3/6/22~~

ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

Страница	Строка	Напечатано	Должно быть	По вине
15	2-я сверху	$\sigma \quad \gamma$	$\sigma \rightarrow \gamma$	типографии
86	Заголовок последней графы табл. 25	$(l=1,3 \sqrt{A})$	$(l=11,3 \sqrt{A})$	корректора
125	Заголовок последней графы табл. 37	мг/кв дюйм.	мг/кв. дм.	редактора
126	Заголовок последней графы табл. 38	мг/кв дюйм.	мг/кв. дм.	редактора
152	Заголовок табл. 52	10^6 на 1°C	$\times 10^6$ на 1°C	редактора
323	Фиг. 109	мг/см за 1 час	мг/см ² за 1 час	редактора
413	Табл. 166	Коэффициент расширения на $1^\circ \text{C} \times 10^{-6}$	Коэффициент расширения на $1^\circ \text{C} \times 10^6$	корректора
472	29-я сверху	гнутые	гнутые	корректора
474	1-я сверху	П. Н. Тимошенко	Н. Н. Тимошейко	корректора

4783B

1945

47283

RLST



0000000364642