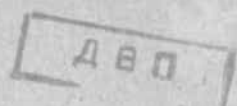


669.14.01889
X46 11929

Ф. Ф. Химушин



НЕРЖАВЕЮЩИЕ КИСЛОТУПОРНЫЕ И ЖАРОУПОРНЫЕ СТАЛИ

МЕТАЛЛУРГИЗДАТ

1945

669/4.018.8 Ф. Ф. ХИМУШИН

Канд. техн. наук

X 46

ДЕП

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

У
46
X 46
★
НЕРЖАВЕЮЩИЕ
КИСЛОТОУПОРНЫЕ
И ЖАРОУПОРНЫЕ
СТАЛИ

Под редакцией инж. Н. Н. ТИМОШЕНКО

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

46163

46163

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА БССР

479-50



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

АННОТАЦИЯ

В книге описываются свойства нержавеющей, кислотоупорных и жароупорных сталей и сплавов по литературным данным и экспериментальным материалам отечественной и зарубежной практики.

Второе издание дополнено данными о последних достижениях в области исследования, применения и технологии изготовления нержавеющей, кислотоупорных и жароупорных сталей и снабжено подробной библиографией на русском и иностранном языках.

Книга является пособием для инженерно-технических работников, имеющих дело с этими сталями и сплавами, и может служить справочником для конструкторов и технологов химической, машиностроительной, металлургической и других отраслей промышленности.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Введение	7
ЧАСТЬ ПЕРВАЯ	
ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ	
Глава I. Система железо-хром	10
Железохромистые сплавы с углеродом	15
Глава II. Хромистые стали с 4—6% Cr	26
О хрупкости 5%-ных хромистых сталей	32
О крипе (ползучести)	33
5%-ная хромистая сталь с 0,5% Mo	37
6%-ные хромистые стали с 1,5% Si и 0,5% Mo	43
5%-ные хромистые стали с молибденом, алюминием и кремнием	45
5%-ные хромистые стали с молибденом и фосфором	46
5%-ная хромистая сталь с 0,5% Mo и 0,5% V	49
5%-ная хромистая сталь с 1% W	54
5%-ные хромистые стали с титаном и ниобием	55
Стойкость 5%-ных хромистых сталей в газовых средах	59
Стойкость 6%-ных хромистых и других сталей в условиях синтеза аммиака	61
Технологические свойства 5%-ных хромистых сталей	64
Глава III. 12%-ные хромистые стали	66
Механические свойства 12%-ных хромистых сталей при высоких температурах	78
12%-ные хромистые стали с небольшим содержанием никеля	81
12%-ные хромистые стали с повышенным содержанием серы	81
Хромомолибденовая сталь марки X12M	83
Глава IV. 17%-ные хромистые стали	86
17%-ные хромистые стали с титаном и ниобием	95
17%-ные хромистые стали с высоким содержанием углерода	100
Глава V. 25—30%-ные хромистые стали	102
Хромоазотистые стали	109
Глава VI. Хром кремнистые стали (силхромы)	112
Клапанные хром кремнистые жароупорные стали	121
Хром кремнистые стали марок CX3, CX8 и CX8M	130
Хромоалюминиевые сплавы на железной основе (хромали и силхромали)	139

Глава VII. Хромистые чугуны	149
Глава VIII. Физические свойства хромистых сталей	154
Глава IX. Коррозионная стойкость хромистых сталей	159
Коррозионная стойкость 12%-ных хромистых сталей	164
Коррозионная стойкость 17%-ной хромистой стали	170
Коррозионная стойкость 30%-ных хромистых сталей	179
Коррозионная стойкость хромистых чугунов	179
Глава X. Коррозия в газовых средах при высоких температурах	180
Условия образования окисных пленок на жароупорных сталях	187
Влияние легирующих присадок на жаростойкость	192
Методы определения степени окисления металлов и сплавов	199
Глава XI. Технологические свойства хромистых сталей	203
Выплавка	203
Разливка	204
Горячая обработка	204
Термическая обработка	209
Травление хромистых сталей с целью удаления окалин	209
Сварка	210
Сварка 12%-ных хромистых сталей	211
Сварка жароупорных сталей с 18—30% хрома	211
Механическая обработка хромистых сталей	213
Холодная обработка давлением	215

ЧАСТЬ ВТОРАЯ

ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО ТИПА

Глава XII. Система железо-хром-никель	217
Глава XIII. Хромоникелевые стали типа 18-8	229
Механические свойства хромоникелевых сталей типа 18-8	234
Влияние холодной деформации на свойства стали 18-8	240
Влияние длительного нагрева при 500—900° на механические свойства сталей типа 18-8	251
Изменение механических и физических свойств у деформированной стали 18-8 при нагреве	254
Механические свойства стали 18-8 при высоких температурах	258
Глава XIV. Стали типа 18-8 с присадками	261
Сталь 18-8 с титаном	261
Хромоникелевые стали 18-8 с ниобием (колумбием)	270
Хромоникелевые стали 18-8 с молибденом	272
Сталь 18-8 с кремнием	279
Стали типа 18-8 с повышенным содержанием серы, фосфора и селена для обработки резанием	283
Сталь 18-8 с алюминием	285
Хромоникелевые стали с азотом	286

Глава XV. Высоколегированные хромоникелевые стали и сплавы	289
Механические свойства сталей при высоких температурах.....	296
Краткая характеристика отдельных марок хромоникелевых сталей и сплавов.....	298
Сталь 25-12	298
Сталь 18-25 с кремнием.....	301
Сталь 25-20 с кремнием.....	305
Сталь 8-20	306
Глава XVI. Хромоникелевые стали с вольфрамом	307
Глава XVII. Физические свойства хромоникелевых сталей	314
Глава XVIII. Коррозионная стойкость хромоникелевых сталей	319
Коррозионная стойкость хромоникелевых сталей типа 18-8 в азотной кислоте	325
Коррозионная стойкость сварных швов у хромоникелевых сталей типа 18-8	336
Коррозионная стойкость сталей типа 18-8 с 2—4% молибдена	341
Глава XIX. Интеркристаллитная коррозия	346
Понятие об интеркристаллитной коррозии.....	346
Влияние углерода на склонность стали 18-8 к интеркристаллитной коррозии	347
Влияние температуры и длительности нагрева.....	348
Влияние предварительной термической обработки.....	351
Влияние холодной обработки и последующего нагрева на склонность стали типа 18-8 к интеркристаллитной коррозии.....	353
Влияние присадок различных элементов на отношение стали типа 18-8 к интеркристаллитной коррозии.....	355
Методика испытаний на интеркристаллитную коррозию.....	357
Точечная коррозия	360
Глава XX. Газовая коррозия хромоникелевых сталей при высоких температурах	364
Глава XXI. Технологические свойства хромоникелевых сталей	371
Выплавка	371
Разливка	373
Литье из хромоникелевых сталей аустенитного типа.....	375
Ковка	376
Горячая прокатка	376
Термическая обработка	377
Удаление окалины с помощью травления.....	381

Глава XXII. Сварка хромоникелевых сталей аустенитного типа	383
Общие вопросы сварки	383
Присадочный материал	384
Автогенная сварка	385
Электродуговая сварка	387
Паста для обмазки электродов	389
Термическая обработка после сварки	391
Механические свойства сварных швов	391
Точечная электросварка стали типа 18-8	393
Обработка резанием хромоникелевых сталей аустенитного типа	397

ЧАСТЬ ТРЕТЬЯ

ХРОМОМАНГАНЦОВЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Глава XXIII. Хромоманганцовистые стали	403
Система железо-хром-марганец	403
Влияние углерода в системе железо-хром-марганец	409
Хромоманганцовоникелевые стали	422
Механические свойства хромоманганцовистых сталей	426
Влияние нагрева при умеренных температурах на механические свойства хромоманганцовистых сталей	428
Механические свойства хромоманганцовистых сталей при высоких температурах	429
Коррозионная стойкость хромоманганцовистых сталей	431
Интеркристаллитная коррозия хромоманганцовистых сталей	439
Жаростойкость хромоманганцовистых сталей	443
Хромоманганцовистые стали с присадками	445
Литература	452

ВВЕДЕНИЕ

Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали за последние 20 лет получили исключительно широкое применение в самых разнообразных отраслях промышленности.

Особенно широкое применение эти стали получили в химической промышленности и для отдельных отраслей ее являются основным материалом для изготовления химической аппаратуры. Так, например, азотная промышленность своим развитием после войны 1914—1918 гг. в значительной части обязана появлению нержавеющей и кислотоупорных сталей. Стали с 17% Cr и стали типа 18-8 в условиях реакции получения азотной кислоты из синтетического аммиака показывают высокую коррозионную стойкость и дают возможность вести технологический процесс на совершенно новых началах.

Современная энергетика, переходя к высоким давлениям и температурам, в значительной степени начинает применять высоколегированные стали в паросиловых установках. Жароупорные стали весьма разнообразного состава широко используются в двигателях внутреннего сгорания, авиационных моторах и при изготовлении печного оборудования для термической обработки.

На транспорте, в авиации, сверхбыстроходных поездах и автобусах применяют нержавеющие стали в виде очень прочных и легких конструкций, для которых коррозионная стойкость в условиях атмосферы наряду с прочностью имеет большое значение.

Пищевая промышленность начинает широко применять нержавеющие стали для оборудования консервных, молочных и пивоваренных заводов. Они также широко применяются для отделки столовых, магазинов и ресторанов.

Архитектура, применяя нержавеющую сталь, получила прекрасный материал для отделки зданий и монументов. Для этой цели нержавеющая сталь типа 18-8 была использована при сооружении станции метро им. Маяковского, для облицовки скульптурной группы «рабочего и колхозницы» павильона СССР на Парижской выставке в 1937 г. Эта скульптурная группа затем была установлена на территории Сельскохозяйственной выставки в Москве.

В настоящее время насчитывается несколько сот различных марок нержавеющей, кислотоупорных и жароупорных сталей самого разнообразного назначения, описать которые детально не

представляется возможным. В книге даны типичные представители указанных сталей, которые получили наибольшее распространение в практике.

При составлении этой книги имелось в виду дать сведения, по которым конструкторы, металлурги, технологи и инженерно-технические работники заводов могли бы правильно выбрать материал для той или иной конструкции и соответствующим образом провести обработку его в заводских условиях.

В работе уделено большое внимание применению сталей в азотной промышленности в связи с тем, что эта отрасль потребляет их в наибольшем количестве.

Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали относятся к группе высоколегированных сплавов железа с хромом и никелем и рядом других добавок.

Основным элементом, сообщаящим этим сталям ряд замечательных свойств, является хром. Кроме хрома, также большое значение в качестве легирующей присадки имеет никель:

В соответствии с этим нержавеющие и жароупорные стали подразделяются на две большие группы: хромистые стали и чугуны и хромоникелевые стали.

Кроме основных элементов, присутствующих в нержавеющих сталях (хрома и никеля), часто к ним присаживаются и другие (Mo, Ti, W, V, Zr, Nb, Ta, S, P, N и др.), введение которых сообщает им ряд особенностей.

В связи с дороговизной и дефицитностью никеля следует обратить внимание на стали-заменители и особенно на хромистые стали, которые в ряде отраслей могут успешно заменять хромоникелевые. Например, в азотной промышленности США очень широко применяются 17%-ные хромистые стали, в то время как наши конструкторы все же предпочитают применять хромоникелевые стали с 18% Cr и 8% Ni, совершенно не используя хромистые.

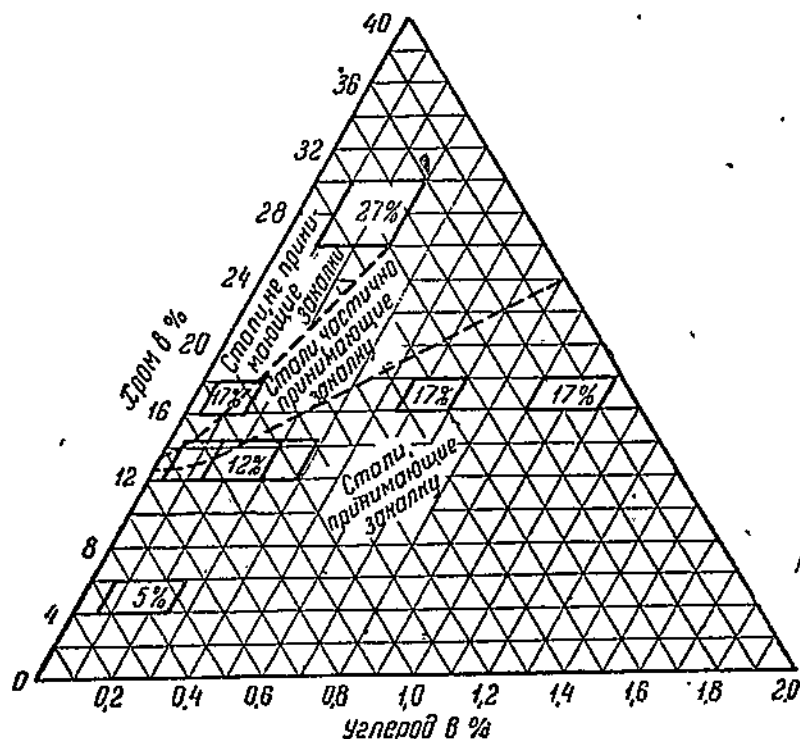
Подробное изучение нержавеющих сталей с марганцем, особенно с присадкой небольших количеств никеля, позволило начать успешное внедрение их в авиации взамен хромоникелевых сталей типа 18-8.

Наличие огромных залежей марганцевых руд в Союзе и освоение производство малоуглеродистого ферромарганца заставляют нас обратить особое внимание на применение хромомарганцовистых нержавеющих сталей вместо хромоникелевых.

ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ

Хромистые нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали широко применяются в различных отраслях промышленности и насчитывают большое число марок самого разнообразного состава.

Однако, несмотря на большое разнообразие, их можно подразделить на несколько групп в зависимости от состава (содержания хрома и углерода), а также отношения их к закалке.



Фиг. 1. Приближенная схема классификации хромистых сталей по Бейну

На фиг. 1 приведена весьма приближенная схема классификации хромистых сталей, предложенная Бейном, с подразделением их на стали, принимающие закалку на воздухе, на стали, частично закалывающиеся, и на совершенно не принимающие закалки.

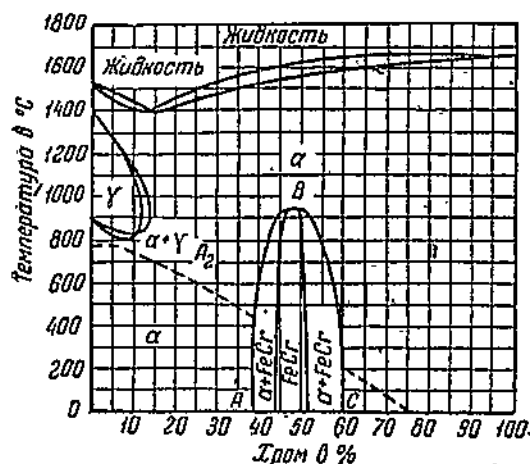
Кроме того, на этой диаграмме нанесены области составов, которые нашли наиболее широкое применение в практике.

Более подробная классификация сталей в зависимости от структуры разобрана в главе I.

Глава I

СИСТЕМА ЖЕЛЕЗО-ХРОМ

Железо и хром после затвердевания образуют непрерывный ряд твердых растворов (фиг. 2).



Фиг. 2. Диаграмма состояний системы железо-хром по Обергоферу и Эссеру [497], Веферу и Еллингаузу [647]

На диаграмме состояния при 14% Cr имеется минимум, который отвечает температуре 1410°.

Введение хрома в железо приводит к сильному изменению положения критических точек, отмечающих превращение $\gamma \rightarrow \alpha$.

С увеличением содержания хрома в сплаве точка A_4 понижается, а точка A_3 сперва понижается примерно до 8% и затем повышается. При содержании хрома около 13—15% критические точки A_4 и A_3 смыкаются, и сплавы при дальнейшем увеличении содержания

хрома не имеют превращений при нагреве их до температуры начала плавления и охлаждения до комнатных температур.

На диаграмме фиг. 2 изменения критических точек отмечают замкнутыми кривыми, которые ограничивают область твердых растворов с решеткой γ (аустенит).

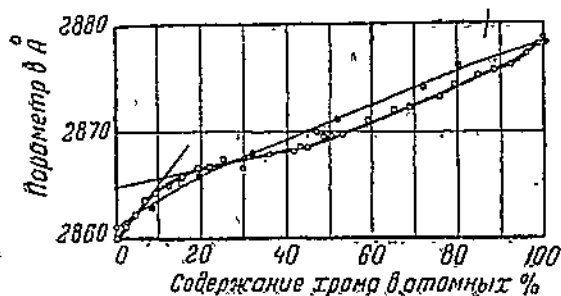
Обергофер и Крейцер, исследовавшие систему железо-хром с помощью рентгеновских лучей, отмечают, что крайняя граница, при которой γ -область в этой системе исчезает, относится к содержанию хрома 14,7%.

Вестгрен и Негреско [646] определили параметры решетки у железа α и хрома, а также у ряда промежуточных сплавов и нашли, что их значения очень близки между собой и изменяются в интервале 2,62—2,78 Å.

Изменения параметра решетки у железохромистых сплавов в

зависимости от содержания хрома (по Адкоку [162]) приводятся на фиг. 3.

Несомненно, что расширение области твердых растворов с решеткой α с увеличением содержания хрома находится в тесной связи с тем, что хром и железо α имеют одинаковый тип пространственной решетки и очень близкие значения параметров.



Фиг. 3. Изменения параметра решетки в системе железо-хром по данным Престона и Адкока [531]

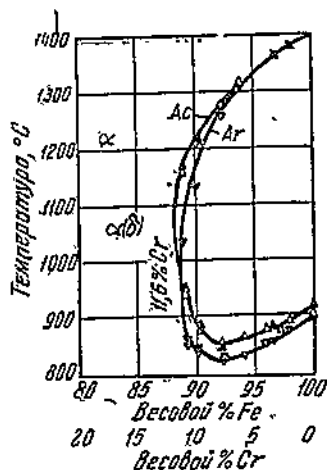
При более детальном рассмотрении влияния хрома на ограничение γ -области следует, что хром действует двояко. С одной стороны, при введении его в железо до 8% он способствует некоторой устойчивости аустенита, что выражается понижением критических точек A_3 и провисанием петли, ограничивающей твердый раствор γ . При большем увеличении содержания хрома он способствует сужению γ -области (фиг. 4). Своеобразное влияние хрома, как фактора, способствующего образованию аустенита, особенно сильно сказывается в присутствии никеля, в результате чего аустенитная структура в присутствии хрома получается при меньшем содержании никеля, чем в железоникелевых сплавах (Фридман [126]).

Следует отметить, что положение линий, ограничивающих γ -область (петлю), по данным различных авторов несколько расходятся, что хорошо видно на диаграмме фиг. 5.

Точка Кюри, отмечающая магнитное превращение, с увеличением содержания хрома до 3% сперва несколько повышается и затем, с дальнейшим увеличением его содержания, постепенно понижается, что на диаграмме фиг. 2 отмечается кривой A_2 , и более подробно — на фиг. 6.

На диаграмме видно, что область твердых растворов γ ограничивается двумя линиями, между которыми сплав имеет двухфазную структуру ($\alpha + \gamma$).

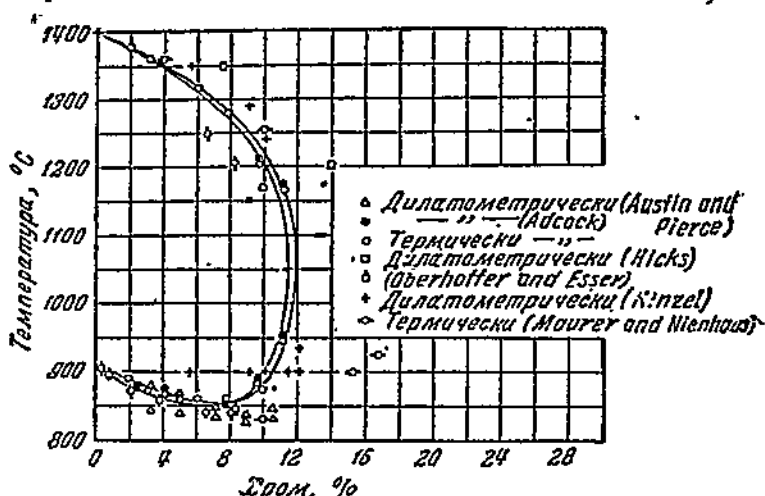
Сплавы, лежащие вне петли, при нагреве и охлаждении превращений не имеют и носят название ферритных.



Фиг. 4. Провисание петли, ограничивающей γ -область в системе железо-хром, по данным Адкока, [162]

Сплавы, частично претерпевающие превращение в своей структуре, носят название полуферритных.

К этой группе относятся сплавы, в которых при определенном содержании хрома только одна из структурных составляющих претерпевает превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, в то время как структура α при нагреве и охлаждении остается неизменной.

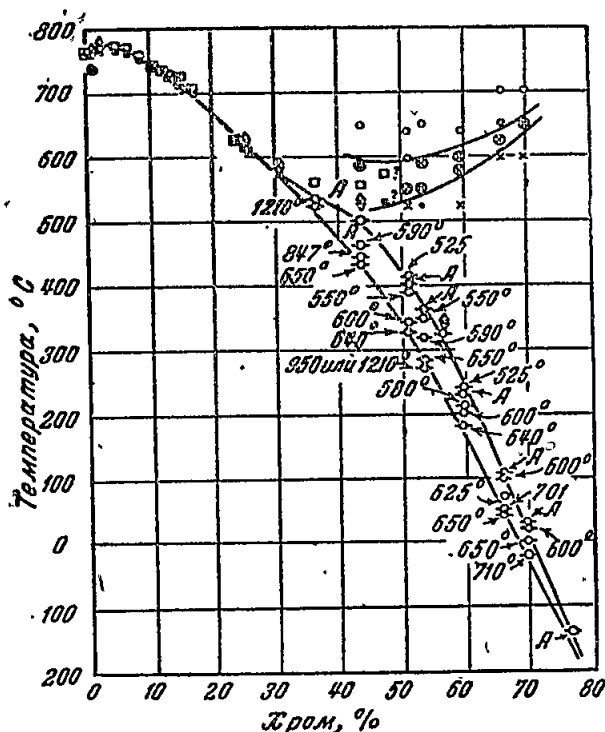


Фиг. 5. Положение петли, ограничивающей γ -область, по данным различных авторов (Кинцель и Крафтс)

Следует отметить, что на структуру сплавов, имеющих превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, большое влияние оказывает содержание углерода даже в том случае, когда он имеется в небольших количествах.

Такого рода сплавы при быстром охлаждении подвергаются превращению с образованием мартенситной структуры, обладающей высокой твердостью, и при медленном охлаждении с образованием перлитной структуры, имеющей наиболее низкую твердость. Благодаря этому эти сплавы часто называют мартенситными или перлитными (Гудремон [37]).

Бейн [188], исследуя железохромистые сплавы, установил, что при содержании хрома около 30—50% в них появляется новая немагнитная фаза, которую он назвал хрупкой составляющей. Вефер [647] считает, что эта фаза представляет химическое соединение железа с хромом типа FeCr , содержащее 48,2% Cr и имеющее ограниченную растворимость в твердых растворах хрома и железа. На фиг. 2 область существования интерметаллического соединения FeCr ограничена двумя внутренними линиями и двумя внешними ABC. Две крайние линии (по Веферу) указывают на ограничение растворимости этого соединения в твердых растворах α . Интерметаллическое соединение при быстром охлаждении



- ▲ о показанный; другие были закалены с температур, показанных на диаграмме
 ○ Температура закалки, вызывающая максимальное снижение точки магнитного превращения
 ⊗ Температура закалки, вызывающая частичное снижение точки магнитного превращения
 × Температура закалки, не вызывающая снижения
 □ При нагреве
 ○ При охлаждении
 ▲ При нагреве
 ▼ При охлаждении
 ◇ Магнитное превращение определялось по изменению магнитной проницаемости при нагреве и охлаждении
- } По тепловым изменениям
 } Магнитное превращение определялось по методу Густавсиса

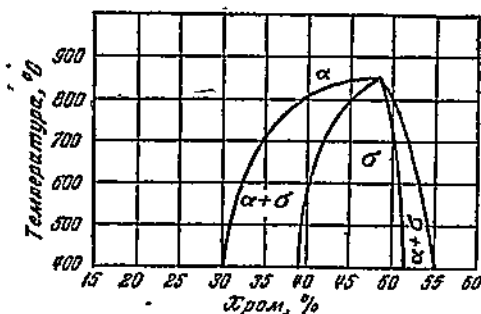
Фиг. 6. Положение точек Кюри в системе Fe-Cr, определенных различными методами, по данным Адкока

с высоких температур, лежащих несколько ниже температур плавления, удерживается в твердом растворе в пересыщенном состоянии и при вторичном нагреве выделяется в свободном состоянии, сообщая сплавам высокую твердость, хрупкость и меньшую магнитность.

Беккет [208], Баргес и Форжинг [220] считают, что хрупкая немагнитная составляющая — не интерметаллическое соединение FeCr , а особая аллотропическая модификация (σ -фаза), природа которой еще не определена.

Эта составляющая хорошо выявляется при рассмотрении под микроскопом в поляризованном свете после травления в 10%-ном растворе соляной кислоты.

В настоящее время еще нельзя окончательно сказать что-нибудь определенное о природе этой составляющей, поэтому, не предпринимая вопроса о том, является ли она интерметаллическим соединением типа FeCr или же аллотропической модификацией насыщенного феррита, в дальнейшем ее часто будем обозначать, как σ -фазу.



Фиг. 7. Области распространения σ -фазы в системе Fe-Cr , по данным Баргеса и Форжинга [220]

Хрупкая составляющая при высоких температурах находится полностью в твердом растворе и выделяется при медленном охлаждении при понижении температуры.

При быстром охлаждении σ -фаза может удерживаться в твердом растворе, не сообщая сплавам хрупкости. Однако при вторичном нагреве до умеренных температур она выделяется в свободном состоянии, создавая в твердом растворе значительные напряжения, связанные с большими объем-

ными изменениями, что и является причиной исключительно высокой хрупкости у сплавов, содержащих σ -фазу.

Следует отметить, что сведения о пределах растворимости σ -фазы в твердом растворе α несколько противоречивы.

По Веферу и Еллингаузу [647], пределы растворимости FeCr в α -твердом растворе показаны на диаграмме состояний фиг. 2 двумя внешними линиями ABC . Внутренние две линии ограничивают область сплавов, в которых σ -фаза встречается в чистом виде.

Беккет [208], Баргес и Форжинг [220] и Кинцель [410 и 412] указывают, что внешние линии ABC на диаграмме Fe-Cr лежат более полого, на что также указывает Гудремон [37] (фиг. 7). В связи с этим Беккет высказывает предположение, что выделение σ -фазы в феррите является причиной отпускной хрупкости,

наблюдаемой у ряда технически применяемых жароупорных сплавов (стали с 27—30% Cr, хромали, силхромали).

Часто по виду сплава можно предполагать наличие выделения σ -фазы, так как оно сопровождается хрупкостью и образованием большого количества трещин, особенно в сплавах с высоким содержанием хрома.

Электропроводность, магнитное насыщение при этом уменьшаются, а коэрцитивная сила несколько возрастает. В некоторых случаях наблюдается ненормально сильное падение электропроводности, что объясняется наличием микроскопических трещин, появляющихся при выделении σ -фазы.

Твердость также очень сильно изменяется, и у высокохромистых сплавов после нагрева при температурах 700—900° возрастает до $H_V \geq 600$.

Железохромистые сплавы с углеродом

Хром с углеродом образует ряд устойчивых карбидов. По данным Вестгрена, Фрагмена и Негреско [646], в системе железо-хром-углерод встречаются следующие типы карбидов: в сплавах, богатых хромом и углеродом, встречаются кубический карбид хрома Cr_4C и тригональный карбид Cr_7C_3 . В присутствии железа часть хрома в обоих карбидах может замещаться железом, причем в кубическом карбиде хром замещается железом до 25%, а в тригональном карбиде — до 55%. Попеременное замещение хрома железом и обратно в карбидах находит выражение в следующих формулах карбидов: $(Cr, Fe)_4C$ и $(Cr, Fe)_7C_3$.

Отмечалось, что в высокоуглеродистых сплавах встречается орторомбический карбид $(Cr, Fe)_8C_2$, в котором хром замещается железом в очень небольшом количестве. Кроме указанных карбидов, Маурер и Зауервальд отмечают ряд карбидов другого состава: Cr_5C_7 ; Cr_4C_2 ; Cr_2C_2 ; Cr_3C_2 , а также смешанные карбиды с цементитом (Fe_3C).

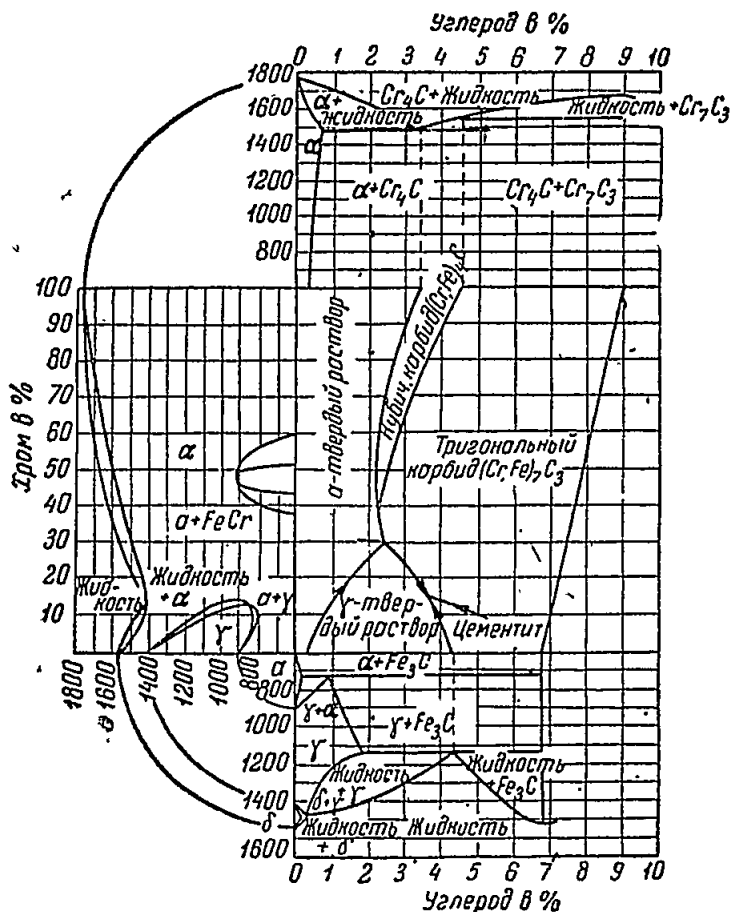
Согласно последним исследованиям Тофауте, Кютнера и Батинхауза, следует считать, что в системе железо-хром-углерод присутствуют только два вида карбидов хрома: Cr_4C и Cr_7C_3 , а также карбид железа Fe_3C .

Карбиды хрома при затвердевании этой системы выделяются в очень ограниченном участке диаграммы, что схематично показано на фиг. 8. Эта диаграмма представляет горизонтальную проекцию системы железо-карбид железа-карбиды хрома-хром при затвердевании с относящимися сюда двойными системами.

При составлении этой диаграммы учтено то обстоятельство, что карбиды хрома частично поглощают железо и карбид железа поглощает хром.

Более подробная диаграмма, показывающая распределение карбидов в системе железо-хром-углерод, по данным исследований Вестгрена, Фрагмена и Негреско, приведена на фиг. 9.

В позднейших работах Тофауте, Кютнер и Батинхауз, учтя исследования Вестгрена, Фрагмена и Негреско и других авторов, построили ряд горизонтальных и вертикальных сечений для системы железо-хром-углерод.

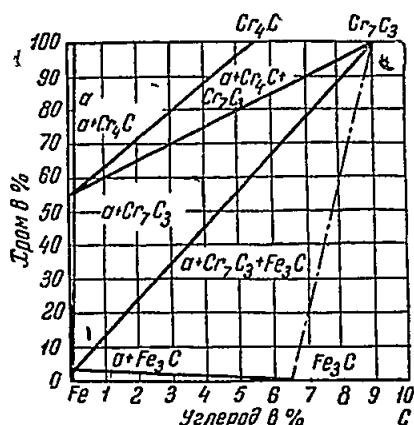


Фиг. 8. Горизонтальная проекция диаграммы состояния при затвердевании в плоскости 20° (Тофауте, Кютнер и Батинхауз)

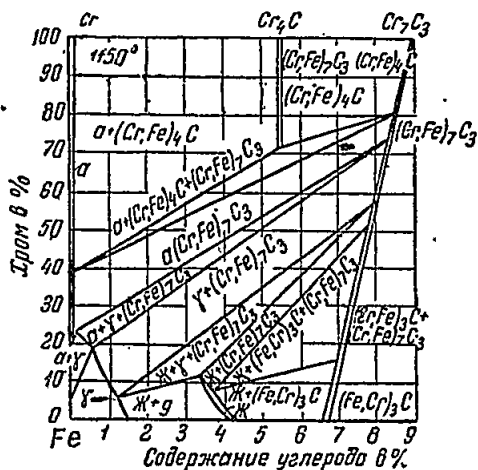
На фиг. 10, 11 и 12 приведены горизонтальные сечения диаграммы состояний этой системы для 1150° , 850° и 20° .

Из диаграммы сечения для температуры 1150° (фиг. 10) следует, что у сплавов с небольшим содержанием хрома и повышенным содержанием углерода наряду с γ -областью и карбидами присутствует жидкий раствор эвтектического состава. По мере

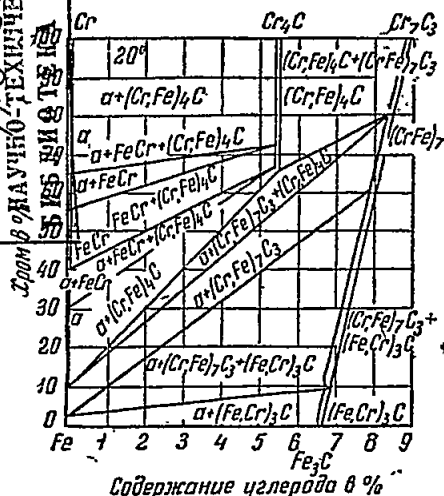
замещения в карбиде Fe_3C железа хромом температура плавления сплавов повышается. Основными составляющими для этого сече-



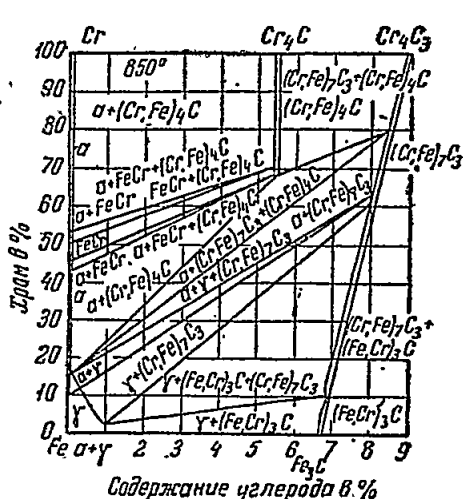
Фиг. 9. Равновесные области системы железо-хром-углерод при 1150° по Вестгрену, Фрагмену и Негреско



Фиг. 10. Горизонтальные разрезы диаграмм состояния системы железо-карбид железа, карбид хрома-хром при 1150° (Тюфауте, Кютнер и Батинхауз)



Фиг. 11. То же, что на фиг. 10, но для 850°



Фиг. 12. То же, что на фиг. 10, но для 850°

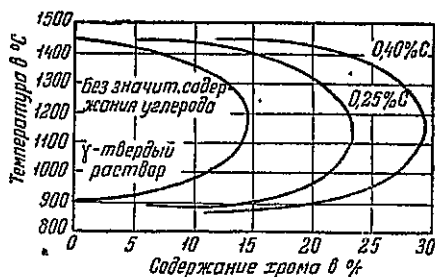
ния являются: α и γ твердые растворы, карбиды $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ и расплавленный металл. Карбид $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ встречается только в сплавах с высоким содержанием хрома.

ем хрома. В сплавах, получивших широкое применение в практике при высокой температуре, встречается только карбид $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$.

Для сечения диаграммы при 850° (фиг. 11), кроме указанных карбидов и твердых растворов γ или α , еще наблюдается интерметаллическое соединение FeCr .

С понижением температуры область выпадения интерметаллического соединения FeCr и кубического карбида расширяется, что хорошо видно из сравнения диаграммы сечений для 20 и 850° . То обстоятельство, что при высоких температурах более распространен тригональный карбид, бедный содержанием хрома, а при низких температурах кубический карбид, более богатый содержанием хрома, может служить причиной некоторого обеднения хромом твердого раствора при переходе от одного вида карбидов к другому. Это обеднение может происходить во всей массе твердого раствора или в отдельных участках его в зависимости от температуры, а следовательно, и от скоростей реакции. Естественно, что изменение концентрации хрома в твердом растворе будет отражаться на коррозионной стойкости сплава.

Наличие сложных карбидов в железохромистых сплавах вносит ряд особенностей, связанных с непосредственным влиянием их на свойства сплавов.



Фиг. 13. Влияние углерода на положение границы, разделяющей область γ в системе железо-хром (Бейн)

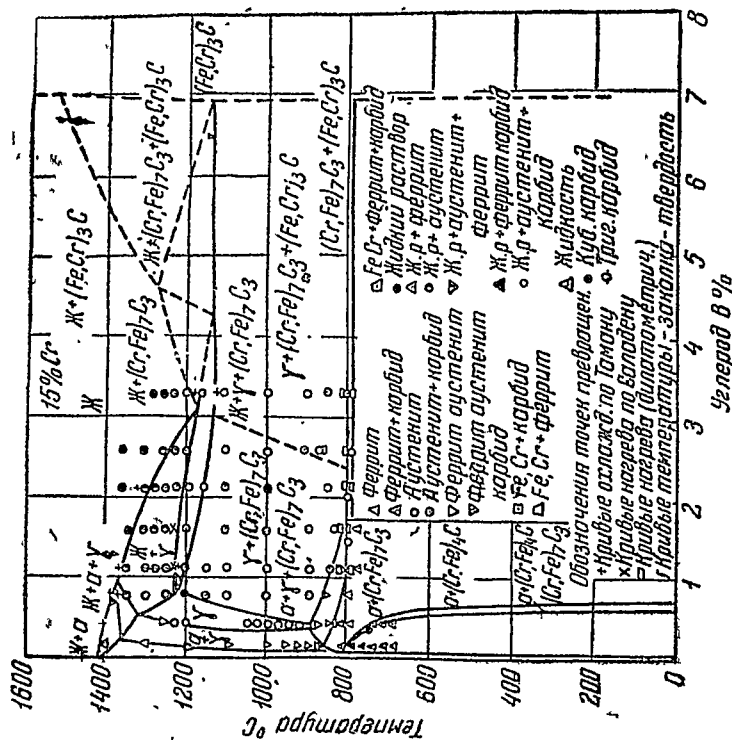
Если чистые железохромистые сплавы становятся вполне ферритными при введении хрома около 13–15%, то в присутствии углерода это положение сильно изменяется, и сплавы с большим содержанием хрома могут еще иметь превращение $\gamma \rightarrow \alpha$. Впервые это было отмечено Бейном, диаграмма которого с указанием границ раздела γ -области от α для сплавов с различным содержанием углерода приводится на фиг. 13.

Перемещение границы γ -области в сторону больших содержаний хрома при введении углерода также обусловлено тем, что основная масса твердого раствора беднее содержанием хрома, часть которого уходит на образование сложных и более стабильных карбидов хрома.

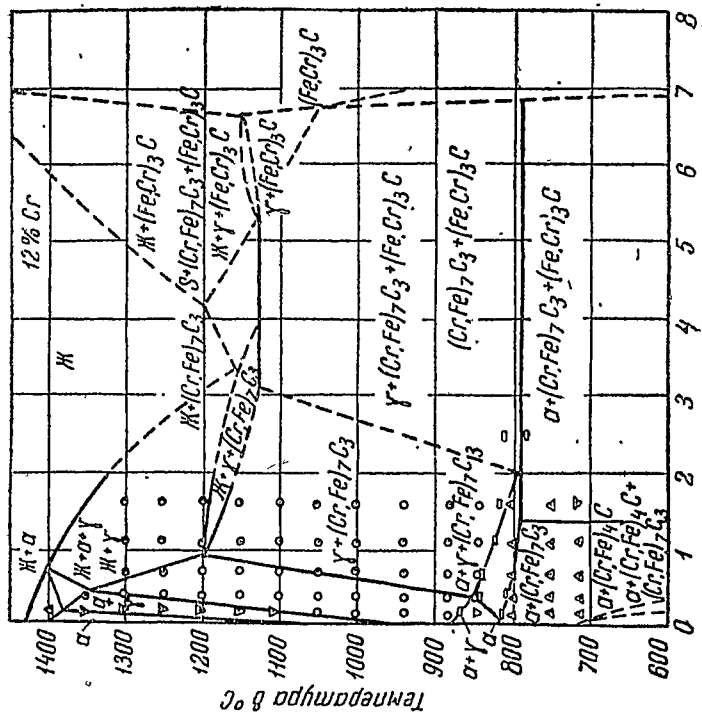
На фиг. 14–21, приведены вертикальные разрезы системы железо-хром-углерод для различных, но постоянных содержаний хрома по данным исследований Тофауте, Кютнера и Батинхауза.

Эти диаграммы более современные и детальны в отношении распределения фаз и областей существования карбидов.

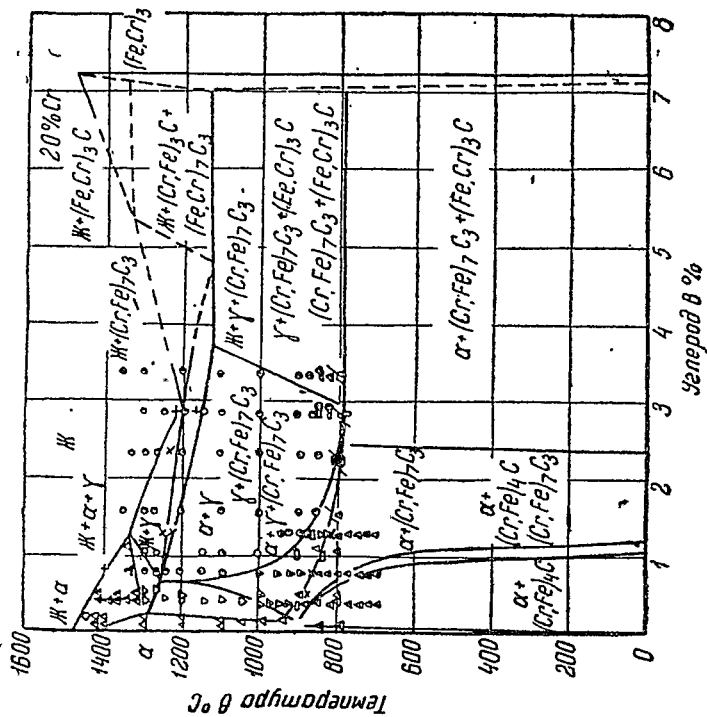
Сопоставление этих диаграмм с диаграммой железо-углеродистых сплавов показывает, что введение хрома значительно



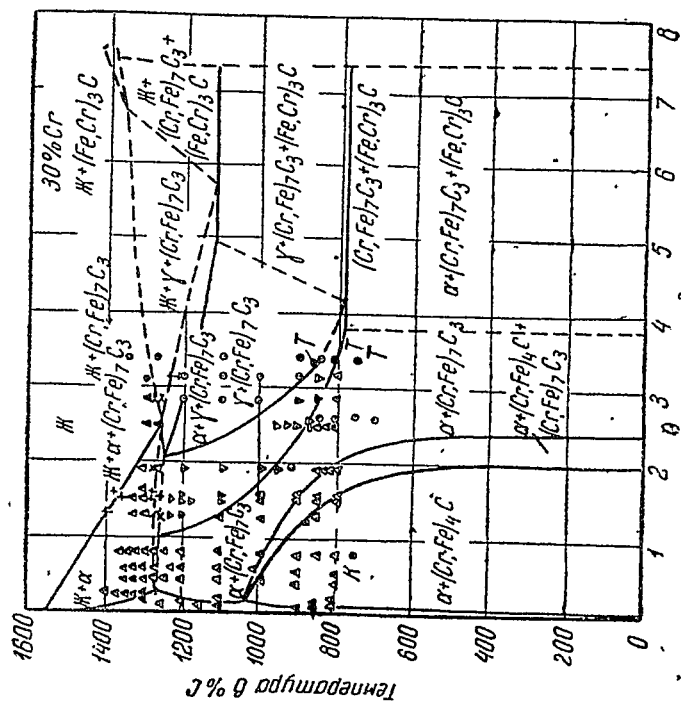
Фиг. 14. Вертикальный разрез диаграммы системы железо-хром-углерод при 15% Cr (Тофауте, Кютнер и Багинхауз)



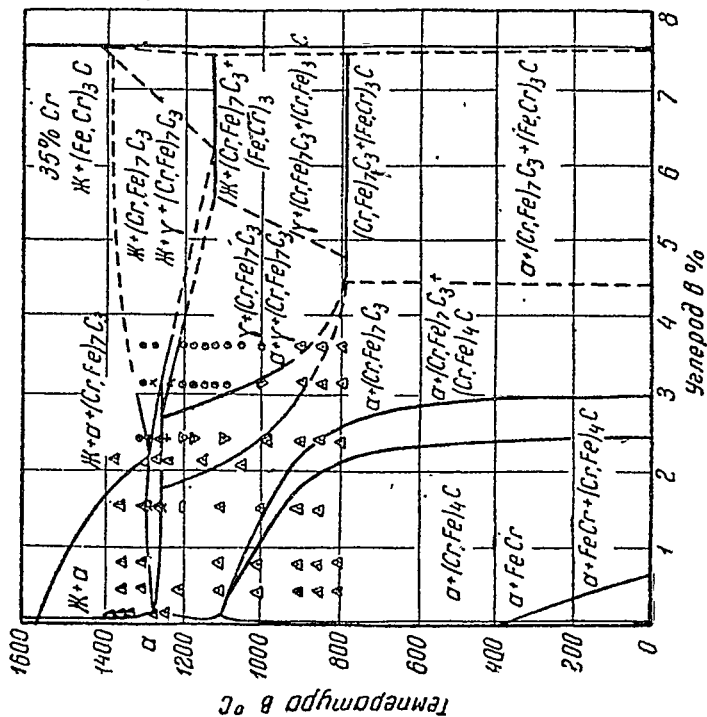
Фиг. 15. То же для 12% Cr



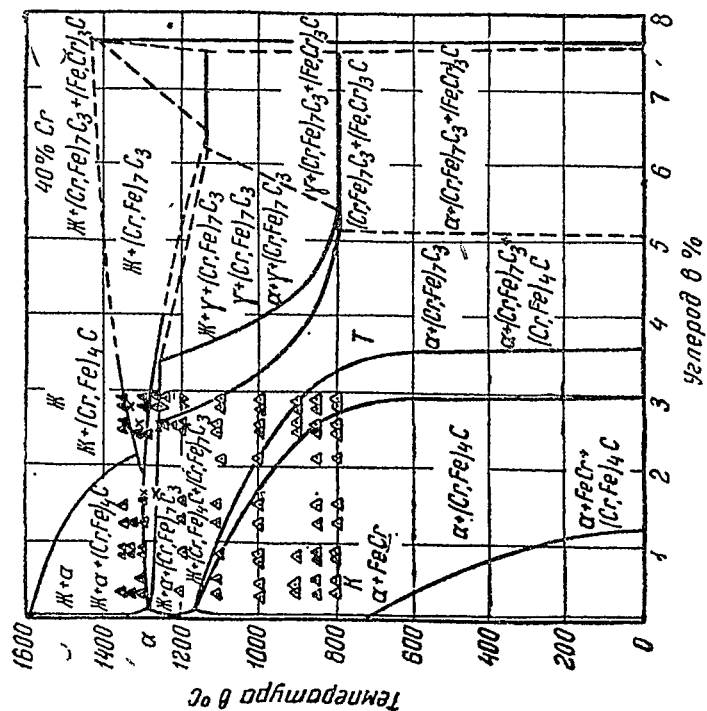
Фиг. 16. То же для 20% Cr



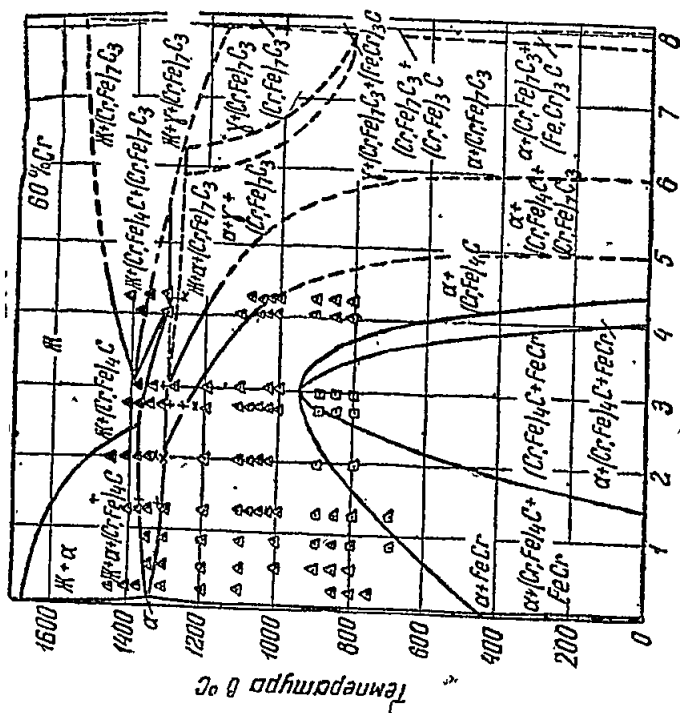
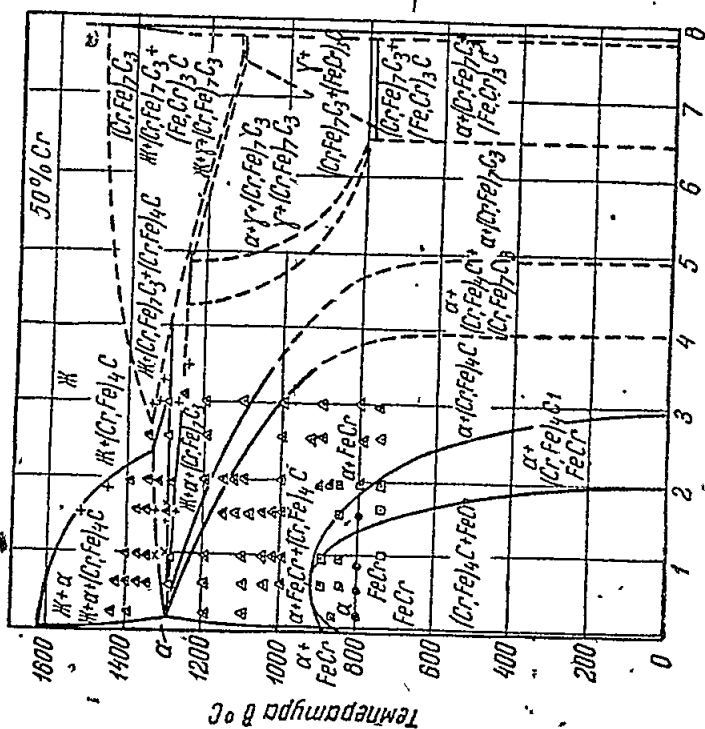
Фиг. 17. То же для 30% Cr



Фиг. 18. То же для 35% Cr



Фиг. 19. То же для 40% Cr



сужает аустенитную область. Точка эвтектоидного превращения (перлитная) при введении хрома в сплавы с железом и углеродом смещается влево, в сторону более низких содержаний углерода.

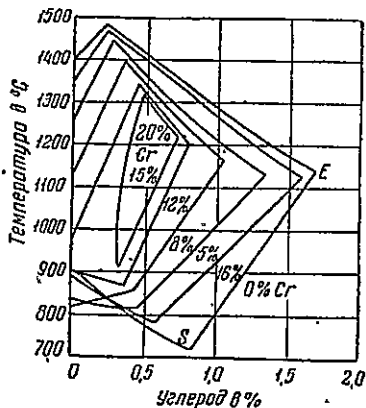
Наряду с этим, температура эвтектоидного превращения с повышением содержания хрома повышается. Точка максимальной растворимости карбидов в γ -железе вместе с линией растворимости SE также смещается влево. Точка, соответствующая ледебуритной эвтектике, также сильно смещается влево. На фиг. 22 наглядно показано, как происходит сужение γ -области в зависимости от прибавления хрома к железоуглеродистым сплавам. При 20% Cr область гомогенно твердого раствора γ почти полностью исчезает (превращается в точку). При более высоком содержании хрома эта область совершенно исчезает, и аустенит вместе с первичными карбидами встречается только в сплавах с высоким содержанием углерода. С увеличением содержания хрома наблюдается очень сильное расширение ферритной области, которая преобладает в сплавах с низким содержанием углерода.

Рассмотрение диаграммы с 12% Cr с небольшим содержанием углерода показывает, что эти сплавы имеют полное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, причем при комнатных температурах имеют твердый раствор α с карбидами. В сталях с малым содержанием углерода и медленно охлаждаемых, кроме хромистого феррита, имеется кубический карбид $(Fe, Cr)_4C$, а в сталях с большим содержанием углерода встречается тригональный карбид $(Fe, Cr)_7C_3$. Области существования этих карбидов разделяются между собой промежуточной областью, в которой в хромистом феррите одновременно встречаются оба типа карбидов.

Растворимость этих карбидов в хромистом феррите весьма незначительна и несколько изменяется с температурой, что отмечается очень слабым наклоном другой кривой, почти совпадающей с ординатой.

15%-ные хромистые стали с очень низким содержанием углерода при высоких температурах попадают в чисто ферритную область. Такого рода сталь при нагреве и охлаждении не претерпевает превращений, за исключением выделения карбидов в феррите вследствие изменения растворимости (ферритные стали).

При повышении содержания углерода наряду с ферритом появляется аустенит, который при охлаждении подвергается прев-



Фиг. 22. Влияние хрома на сужение γ -области в системе железо-углерод (Тофауне, Кютнер, Батингауз)

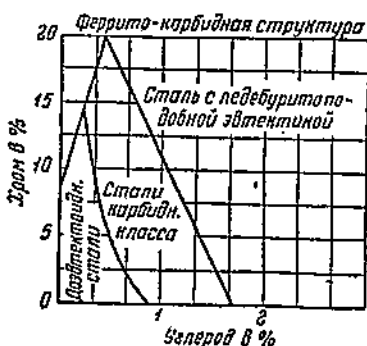
ращению $\gamma \rightarrow \alpha$ с образованием мартенсита или перлита (полуферритные стали).

При большом содержании углерода образуется чистый аустенит или же аустенит + карбиды, причем аустенит при охлаждении, так же как у железоуглеродистых сплавов, подвергается превращению $\gamma \rightarrow \alpha$. Последнее при быстром охлаждении происходит с образованием мартенсита, а при медленном охлаждении — с образованием перлита, состоящего из хромистого феррита и карбидов.

В 20%-ных хромистых сталях при высоких температурах наблюдается еще большее расширение области с ферритной структурой и области с двухфазной аустенито-ферритной структурой.

Чисто аустенитная область без карбидов у 20%-ных хромистых сталей, как уже отмечалось, совершенно исчезает.

На фиг. 23 показано перемещение перлитной и ледебуритной точек в тройных сплавах Fe-Cr-C, в зависимости от содержания углерода и хрома, по Обергоферу, Девису и Рапатцу [496], с подразделением сплавов на доэвтектоидные, перлитные, заэвтектоидные карбидные, ледебуритные и феррито-карбидные.



Фиг. 23. Схематическое подразделение сплавов системы железо-хром-углерод на доэвтектоидные, карбидные и ледебуритные (Обергофер, Девис и Рапатц [496])

Следует отметить, что на диаграмме фиг. 23 не отмечена промежуточная область полуферритных сталей.

Присадка хрома к железоуглеродистым сплавам оказывает сильное влияние на изменение скоростей превращения аустенита в мартенсит и на прокаливаемость хромистых сталей.

Гудремон высказывает ту мысль, что сам по себе хром, находящийся в твердом растворе, не должен оказывать влияния на увеличение прокаливаемости сталей, так как хром принадлежит к элементам, которые не способствуют образованию аустенита и не вызывают значительного увеличения гистерезиса при нагреве и охлаждении в критических точках A_3 .

Известно, что прокаливаемость сталей находится в непосредственной зависимости от изменения критических скоростей охлаждения, чему способствует присадка элементов, расширяющих γ -область.

Увеличение прокаливаемости у хромистых сталей связано с тем, что хром, входящий в состав карбидов, уменьшает скорость диффузии их и этим самым замедляет выделение их при превращении $\gamma \rightarrow \alpha$. Меньшая скорость диффузии хромсодержащих карбидов отражается на способности их к коагуляции, а этим самым — на прокаливаемости сталей.

Перемещение эвтектондной точки в сторону меньших содержаний углерода с увеличением содержания хрома также должно оказывать влияние на прокаливаемость сталей.

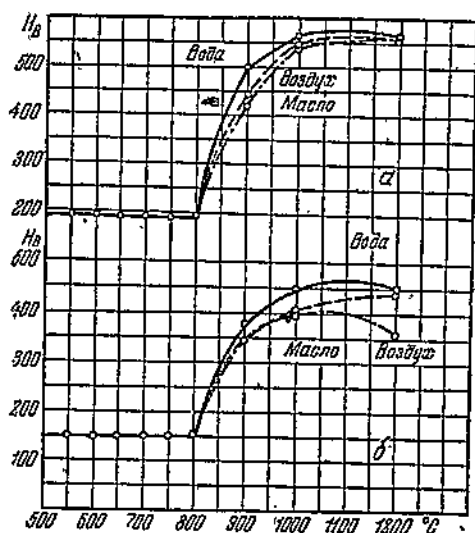
При рассмотрении влияния хрома на прокаливаемость сталей необходимо учитывать то обстоятельство, что хром, введенный в железохромистые стали, сперва действует, как γ -образующий элемент, что в известной степени должно способствовать увеличению прокаливаемости (Фридман Я. Б.).

В сталях с высоким содержанием хрома (14—18%) и углерода (около 1,0%) способность к превращению $\gamma \rightarrow \alpha$ настолько замедляется, что они при быстром охлаждении до комнатных температур сохраняют свою аустенитную структуру.

Не менее характерной особенностью хромистых сталей, имеющих превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, является то, что полную способность к закалке они приобретают только после нагрева до очень высоких температур. Это обусловлено тем, что при нагреве при температурах 800—900° лишь незначительное число карбидов переходит в твердый раствор в связи с повышением критических точек и меньшей скоростью диффузии их при этих температурах. С повышением температуры растворимость карбидов увеличивается, а следовательно, увеличивается количество карбидов, переходящих в твердый раствор, что при охлаждении с этих температур приводит к полной закалке сталей.

Более подробные данные о поведении того или иного типа стали при термической обработке и других технологических операциях приведены в соответствующих местах текста при описании свойств сталей.

На фиг. 24 показано влияние температуры закалки и охлаждающей среды на твердость хромистой стали.



Фиг. 24. Влияние температуры закалки и охлаждающей среды на твердость 12%-ной хромистой стали:
а — сталь с 0,12% С; б — сталь с 0,32% С

Глава II

ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ С 4—6% Cr

Стали этого типа относятся к группе теплоустойчивых и жароупорных сталей и широко применяются в нефтяной промышленности для установок крекинга, в котлотурбостроении для арматуры, работающей под большим давлением и при повышенных температурах, для пароперегревателей, для подогревателей воздуха, теплообменников и других деталей. В связи с высоким сопротивлением водородной коррозии стали с 5% Cr и 0,5% Mo или с присадкой молибдена и ванадия находят применение в азотной промышленности для установок синтеза аммиака.

5%-ные хромистые стали подразделяются на несколько марок в зависимости от состава и в соответствии с этим имеют различное назначение. Можно выделить шесть наиболее распространенных марок сталей этого типа, составы которых приведены в табл. 1.

У большинства американских фирм стали по хрому имеют пределы от 4 до 6% при максимальном содержании углерода около 0,15%, однако встречаются также стали с содержанием углерода около 0,25%. По хрому, марганцу, кремнию, молибдену и вольфраму расхождения в составах очень незначительные.

5%-ные хромистые стали могут изготавливаться как в виде отливок, так и в виде катаного и кованого материала. В случае изготовления литых деталей содержание углерода колеблется в пределах 0,2—0,3%.

Стали с 5% Cr относятся к ферритоперлитному типу и после отжига при 860° имеют ферритоперлитную структуру с твердостью порядка 150—170 по Бринелю. При нагреве выше критических температур и охлаждении на воздухе они частично закаляются, приобретая мартенситную структуру при твердости около 300 по Бринелю. Мартенсит при этом частично распадается.

С увеличением содержания углерода увеличивается количество перлита в стали, и при содержании 0,47% C сталь становится полностью перлитной (эвтектоидной). Смещение эвтектоидной перлитной точки влево по сравнению с обыкновенной углеродистой сталью обусловлено влиянием содержания хрома (см. фиг. 22).

Характерной особенностью 5%-ных хромистых сталей является их способность при охлаждении на воздухе после горячей обработки или же сварки закаливаться, приобретая высокую твердость. Эта способность сталей к закалке на воздухе вносит ряд особенностей в процесс горячей обработки сталей. После каждой операции, как-то: гнутья,ковки и сварки, стали должны быть подвергнуты отжигу при температурах 860° с медленным охлаждением в печи. В некоторых случаях достаточен нагрев при 760° в течение нескольких часов, но полное смягчение сталь получает только после отжига при 860°, после чего она хорошо поддается холодной обработке, напоминая по своим свойствам мягкую угле-

Таблица 1

Химический состав сталей с 5% Cr и их применение

Тип стали	Химический состав, %					Применение
	C	Si	Mn	Cr	Другие элементы	
А	≤ 0,15	≤ 0,5	≤ 0,5	4,0—6,0	—	Аппаратура крекинг-установок, клапаны, фланцы, фитинги, детали насосов и ретурбенты. Подогреватели воздуха, теплообменники. Жаростойкость у этой стали до 700°
Б	≤ 0,15	≤ 0,5	≤ 0,5	4,0—6,0	0,45—0,65 Mo	То же, но для более ответственных деталей, работающих при высокой температуре и высоком давлении: трубчатки, фитинги, фланцы, пароперегревательные трубки и арматура высокого давления
В	≤ 0,25	≤ 0,5	≤ 0,5	4,0—6,0	0,45—0,65 Mo	Шпильки, болты и детали, работающие под большими нагрузками
Г	≤ 0,15	≤ 0,5	≤ 0,5	4,0—6,0	0,75—1,25 W	В паросиловых установках высокого давления, шпильки, болты, трубы нефтеперегонной аппаратуры
Д	0,10—0,2	≤ 0,5	≤ 0,5	5,8—6,5	≤ 0,5 Mo, ≤ 0,5 V	Детали и арматура колонн синтеза аммиака, работающие при высоких температурах и высоком давлении в азотоводородной смеси. Трубки теплообменников при синтезе аммиака
Е	≤ 0,15	≤ 1,5	≤ 0,5	5,8—6,2	0,3—0,5 Mo	В качестве жароупорного и теплоустойчивого материала до 800°, работающего под большим давлением, Пароперегреватели.

Тип стали	Химический состав, %					П р и м е н е н и е
	C	Si	Mn	Cr	Другие элементы	
Марки стали завода «Электросталь» *						
X5	≤ 0,15	≤ 0,5	≤ 0,5	4,0—6,0	—	То же, что и А
X5M			0,30	4,0—6,0	0,4—0,7 Mo	
X5MФ	≤ 0,15	≤ 0,5	0,70	4,0—6,0	0,3—0,5	То же, что и Б
			0,30		Mo	
			0,70		0,15—0,30 V**	

* По проекту стандарта Главспецстали.

** Для деталей оборудования синтеза аммиака содержание ванадия должно быть больше (около 0,50%).

родистую сталь. После воздушной закалки и отпуска стали имеют высокую прочность и достаточную вязкость, и в соответствии с этим их механические свойства могут быть использованы в довольно широком интервале.

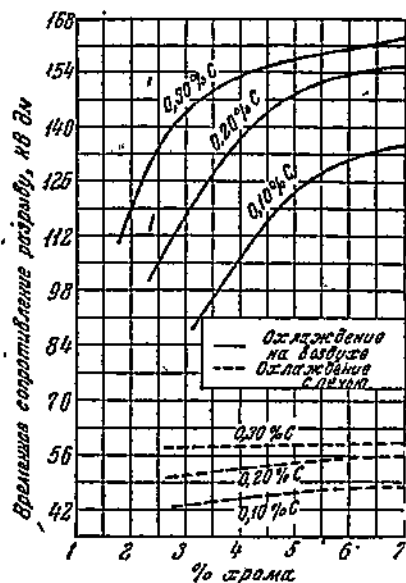
Повышение содержания углерода в сталях этого типа способствует еще более сильной закалке, что можно видеть по данным Райта [664], из табл. 2 и фиг. 25.

В табл. 3 приведены механические свойства 5%-ных хромистых сталей после различных вариантов термической обработки, определенные автором на 2-мм листовом материале. Двойная термическая обработка заключалась в 30-минутном нагреве сталей при 950° с охлаждением на воздухе и в последующем двухчасовом высоком отпуске при 800° с охлаждением на воздухе.

В деталях, работающих при высоких температурах и высоком давлении, как, например, в крекинг-установках, в котлотурбостроении, где широко применяются гнутье и отбортовка, рекомендуется применение материала после полного отжига с твердостью около 150 по Бринелю.

По данным фирмы Тимкен, для хромистой стали без добавок установлены следующие минимальные механические свойства:

сопротивление разрыву . . .	54 кг/мм ²	удлинение на 2"	30%
предел текучести	28	сужение поперечного сечения . . .	73%
предел пропорциональности . .	10,5	твердость по Бринелю	149

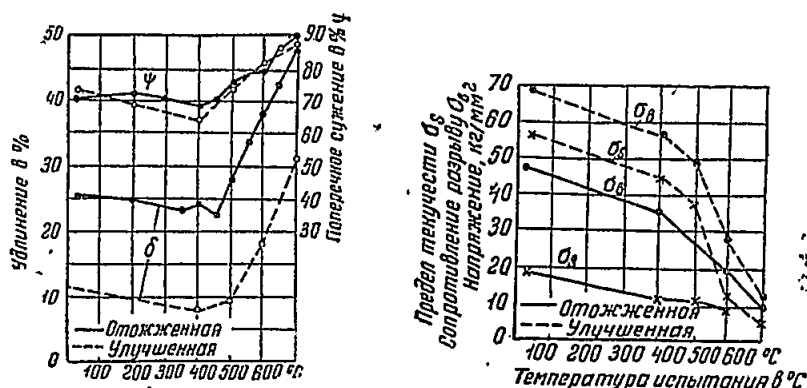


Фиг. 25. Влияние хрома и углерода на изменение временного сопротивления сталей отожженных и нормализованных (охлажденных на воздухе с температур закалки) (по данным Райта и Мума)

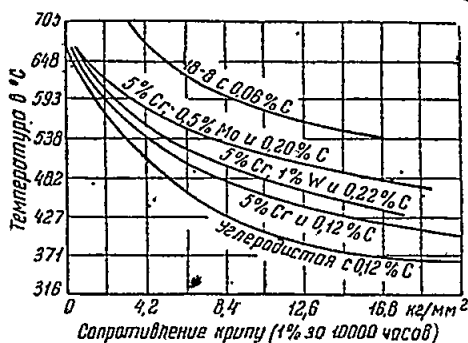
Таблица 2
Механические свойства сталей с 5% Cr и с различным содержанием углерода (Райт)

Химический состав, %		Термическая обработка	Механические свойства					
			предел текучести	сопротивление разрыву	удлинение на 2"	сужение перерезочного сечения	удар по Изоду	удар по Шарпу
C	Cr		кг/мм ²		0/0		фут.-фунты	
0,10	5,2	Закалка при 875° с охлаждением на воздухе	76,3	126,1	15,5	53,2	23,3	18,5
		То же и отпуск 550°	90,0	118,0	16,5	57,4	8,1	19,1
		„ „ 607°	71,2	80,0	20,0	71,0	76,4	44,9
		„ „ 656°	56,3	70,0	23,0	73,2	96,4	51,2
		„ „ 700°	53,7	64,1	25,0	76,2	102,6	55,6
0,21	5,19	„ „ 750°	47,2	59,2	28,0	77,9	100,6	60,4
		Нагрев 875°, охлаждение в печи . .	19,1	46,2	37,5	75,6	76,8	47,0
		Закалка при 875° с охлаждением на воздухе	79,5	148,1	9,0	18,5	23,4	15,6
		То же и отпуск 550°	96,3	136,0	14,0	46,6	16,6	12,5
		„ „ 607°	83,4	96,0	18,5	58,7	35,7	39,0
0,30	5,27	„ „ 656°	66,6	80,5	22,5	69,4	81,8	45,7
		„ „ 700°	58,4	76,0	23,0	68,0	85,9	54,4
		„ „ 750°	60,3	67,0	27,5	71,5	80,2	57,4
		„ „ 800°	42,5	66,1	29,0	70,2	88,3	62,4
		Нагрев 875°, охлаждение в печи . .	22,2	53,0	32,0	75,0	84,1	66,6
		Закалка при 875° с охлаждением на воздухе	82,0	155,0	13,5	31,7	16,9	15,4
		То же и отпуск 550°	100,5	136,7	14,5	47,2	13,3	14,5
		„ „ 607°	81,8	96,0	18,0	60,5	59,1	35,6
		„ „ 656°	68,8	84,5	21,0	66,0	76,5	41,4
		„ „ 700°	58,0	75,9	24,0	69,6	81,1	46,9
		„ „ 750°	51,6	69,9	28,0	72,0	77,0	60,9
		„ „ 800°	41,6	67,6	30,0	74,1	72,5	55,6
		Нагрев 875°, охлаждение на воздухе	23,3	55,1	33,5	75,6	79,9	79,4

Стали с 5% Cr не обладают полным сопротивлением атмосферной коррозии, т. е. они не являются нержавеющими; однако благодаря присутствию хрома коррозионная стойкость их выше в два-три раза, чем у обыкновенных сталей. Сопротивление окислению при повышенных температурах, т. е. жаростойкость при температуре 500—600°, в сравнении с теми же сталями больше в три раза. По данным Райта [664], сопротивление коррозии в газах с высоким содержанием серы у этих сталей больше, чем у обыкновенных сталей, примерно в 5—10 раз при температуре 550—600°.



Фиг. 26. Механические свойства 5%-ной хромистой стали при повышенных температурах после отжига и улучшения (Борздыка)



Фиг. 27. Изменение сопротивления крипу с температурой у различных сталей (Райт)

Исследования, приведенные автором [135] по определению коррозионной стойкости 5%-ных хромистых сталей в топочных газах с добавкой сернистого газа, подтверждают указания Райта о том, что эти стали обладают удовлетворительной стойкостью до температур 550—600°.

Таблица 4

Механические свойства 5%-ных хромистых сталей при высоких температурах

Химический состав, %			Термическая обработка	Температура испытания, °C	Предел текучести, кг/мм ²	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение на $l = 2''$, %
C	Cr	другие присадки					
0,1	5,0	—	Охлаждение на воздухе с 700°	425	51,9	54,2	19,0
				488	48,0	51,1	16,0
				537	45,9	48,0	18,0
				594	42,1	44,1	19,0
				650	37,0	38,4	22,0
0,1	5,0	1,0 W	Закалка в масле с температуры 900°, отпуск при 650°	425	63,2	72,5	18,0
				537	53,5	61,9	19,0
				650	35,4	47,0	24,0
0,1	5,0	0,5 Mo	Охлаждение на воздухе с 700°	425	45,6	56,2	18,0
				488	43,6	52,7	19,5
				537	44,36	48,5	20,5
				594	39,4	41,5	21,5
				650	35,2	35,8	24,0

Механические свойства 5%-ных хромистых сталей при повышенных температурах (кратковременные испытания) приведены в табл. 4 и на фиг. 26, а изменение сопротивления крипу с температурой — на фиг. 27.

О хрупкости 5%-ных хромистых сталей

Существенным недостатком 5%-ной хромистой стали без добавок молибдена и вольфрама является то, что она при длительной работе в интервале температур 475—575° приобретает хрупкость, которая выражается в снижении сопротивления удару. Это обстоятельство ограничивает применение стали с 5% Cr для аппаратуры, работающей при больших давлениях и повышенных температурах.

Хрупкий излом (особенно продольный) у 5%-ной хромистой стали обнаруживается на трубах, бывших в эксплуатации (крекинг). Этот излом часто наступает при самой прочистке труб, когда отбивается слой кокса, насевший внутри трубы. Уилтэн [655] считает, что этот вид хрупкого излома имеет иную природу, чем излом, получающийся при высоких температурах, когда трубы разрушаются под действием высоких напряжений. Исследования новых труб, которые еще не были в эксплуатации, и труб, применявшихся в нефтеперегонной аппаратуре при температуре

600° и повышенном давлении, обнаружили большую разницу в ударной вязкости по Изоду.

У работавших труб ударная вязкость на 80% ниже, чем у труб, не бывших в употреблении. Оказалось, что во всех случаях хрупкость труб после эксплуатации связана с их восприимчивостью к хрупкости при отпуске.

По данным того же автора, стали с 5% Сг и 0,5% Мо, а также углеродистые стали не обнаруживают подобного рода хрупкости.

Присадка молибдена к сталям этого типа полностью устраняет появление хрупкости под влиянием длительного нагрева в интервале температур отпуска, тогда как присадка вольфрама не оказывает благоприятного влияния в этом направлении.

При разборе этого явления необходимо различать хрупкость, появляющуюся в сталях в результате длительного нагрева при температурах отпуска, которую называют тепловой хрупкостью, от хрупкости, появляющейся в материале, когда наряду с длительной выдержкой при повышенных температурах одновременно действуют механические напряжения; такого рода хрупкость называется хрупкостью вследствие старения.

Эта хрупкость очень часто проявляется в напряженных деталях с острой выточкой, работающих при повышенных температурах, как это имеет место в паротурбостроении. Михайлов-Михеев [85] указывает, что действие напряжений при повышенных температурах на усиление хрупкости сказывается только в том случае, если величина их достигает таких значений, что вызывает некоторую пластическую деформацию при этих температурах.

Тот факт, что хрупкость вследствие старения и тепловая хрупкость проявляются у одних и тех же сталей и что присадка молибдена в обоих случаях действует благоприятно, позволяет думать, что причина появления хрупкости в обоих случаях одна и та же.

Большинство исследований отмечает, что хром, марганец и никель способствуют развитию этого явления в сталях, легированных этими присадками.

О крипе (ползучести)

Кратковременные испытания сталей на разрыв при высоких температурах (выше 400°) не могут служить надежной характеристикой механических свойств сталей при этих температурах. Это обусловлено тем, что величины прочности, получаемые при этих испытаниях, в сильной степени зависят от времени испытания образца в нагретом состоянии. Испытания на разрыв, произведенные при одной и той же температуре и с одним и тем же материалом, но при различной скорости приложения нагрузки до разрушения образца, показывают совершенно различные значения величины сопротивления разрыву, что очень хорошо видно из данных, приведенных в табл. 5.

Таблица 5

Тип стали	Температура испытания °C	Сопротивление разрыву при различной длительности растяжения образца до разрыва, кг/мм²	время в минутах					
			очень бы- стрый разрыв					
				5	10	20	30	60
Углеродистая сталь	500	40	35	32	30	29	28,5	
	600	33	25	21	18	17	16	

В связи с этим весьма важно знать не только величину сопротивления разрыву материала при той или иной температуре, но и время, в течение которого образцы, данного материала доводились до разрушения. Эта ненадежность механических характеристик, получаемых при кратковременных испытаниях, обусловлена тем, что всякий металл, начиная с некоторой температуры, приобретает способность подвергаться пластической деформации под действием приложенной нагрузки даже в том случае, когда величина этой нагрузки несколько меньше предела текучести или предела пропорциональности при данной температуре. Эта способность металла под действием длительно приложенных нагрузок при высоких температурах изменять свои размеры (ползти) носит название ползучести (по-английски, крип — creep).

Испытания на крип производятся по особой методике на специальных установках, при которых определяется величина пластической деформации, получаемая образцом в течение определенного промежутка времени под действием длительно приложенного напряжения при определенной температуре. За величину сопротивления крипу принимается напряжение, вызывающее при соответствующей температуре определенную величину пластической деформации в течение определенного и достаточно длительного промежутка времени. В обычных испытаниях на крип определяется зависимость между удлинением и временем при постоянных температуре и напряжении. На фиг. 28 приведен пример такого рода диаграммы для низколегированной и хромоникелевой стали (Кларк и Уайт [650]) при температуре 538°. Нижняя кривая показывает изменения удлинения под действием постоянно приложенного напряжения, равного 5,25 кг/мм², при температуре 538° в зависимости от времени. Кривая показывает, что скорость пластической деформации со временем постепенно убывает. На этой кривой следует различать две фазы крипа: в первой фазе крипа скорость пластической деформации очень быстро убывает, а во второй фазе она становится почти постоянной, равной 0,08% за 1000 час. Повышение напряжения до 6,45 кг/мм² приводит к тому, что кривая «удлинение — время» имеет иной характер, причем интервал постоянной скорости пластической деформации (вторая фаза крипа) наблюдается в очень небольшом отрезке времени. В этом интервале скорость деформации равна 0,176% за 1000 час.

Третья фаза крипа отличается тем, что скорость пластической деформации увеличивается, о чем можно судить по изменению кривой, которая резко поворачивает вверх. Возрастающая скорость деформации со временем указывает на то, что образец через некоторый промежуток времени под действием постоянно приложенного напряжения разрушается.

В связи с этим весьма важно знать предел, при котором максимальное напряжение вызывает определенную (допустимую) скорость пластической деформации, причем материал под действием этого напряжения не будет доведен до разрушения в течение заданного промежутка времени.

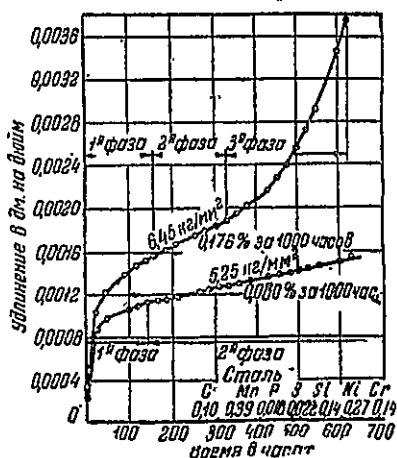
В американской практике за величину сопротивления крипу принято считать напряжение, которое за 1000-часовой нагрев вызывает 1% (или же 0,1 и 0,01%) удлинения при постоянной температуре. Часто 1% удлинения относят к 10 000 и 1 000 000-часовому нагреву.

Для деталей, длительно работающих под давлением при высокой температуре, как это имеет место в паросиловых установках и в установках крекинга, за расчетную характеристику берут напряжение, относящееся к большему числу часов, которое вызывает 1%-ное удлинение при определенной температуре.

При выборе материала для деталей оборудования, работающего под нагрузкой при высоких температурах, следует различать два основных случая применения. В паросиловом оборудовании и в ряде других случаев основным требованием, которое предъявляется к материалу, является то, чтобы он в течение очень длительного промежутка времени не показывал значительной пластической деформации, что иногда ограничивается величиной в 1% удлинения в течение 10 лет. В этом случае очень ценной характеристикой являются данные, получаемые при испытании материала на крип (ползучесть).

Но имеется целый ряд других случаев, когда фактор удлинения во время работы не имеет решающего значения и где важно, в основном, знать приблизительный срок службы изделия.

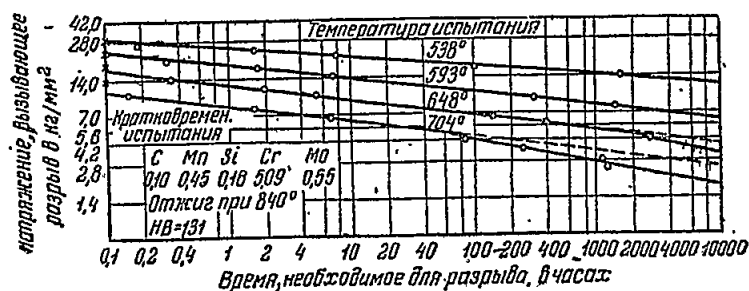
В последнем случае Уайт, Кларк и Хильдорф [651] для определения срока службы изделия, работающего под нагрузкой при высоких температурах, предложили использовать данные, которые получают при длительном разрыве при высоких температурах.



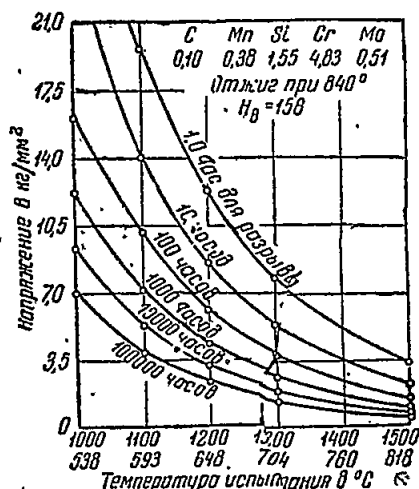
Фиг. 28. Изменение удлинения во времени у стали с 0,10% С; 0,39% Мп; 0,14% Si; 0,14% Cr и 0,27% Ni при температуре 538° при напряжениях 5,25, 6,45 кг/мм² (Кларк и Уайт)

При этом испытании определяется время, в течение которого образец стали при определенных напряжении и температуре доводится до полного разрушения. Определение величины пластической деформации в течение этого испытания необязательно, что в значительной степени упрощает испытание.

На фиг. 29 приведена диаграмма для стали с 0,10% C; 0,45% Mn; 0,18% Si; 5,09% Cr и 0,55% Mo, на которой показана



Фиг. 29. Зависимость между напряжением и временем до разрыва для 5%-ной хромомолибденовой стали при различных температурах (Уайт, Кларк и Хильдорф)



Фиг. 30. Зависимость между временем, напряжением и температурой для 5%-ной хромомолибдено-кремнистой стали при испытании на длительный разрыв (Уайт, Кларк и Хильдорф)

зависимость между временем, необходимым для разрыва, и напряжением, вызывающим этот разрыв при определенных температурах. Когда в стали при температурах испытания не происходит глубоких структурных изменений и не наблюдается интенсивного окисления или каких-либо других изменений в поверхностном слое, то зависимость между напряжением и временем выражается прямой линией, если на диаграмме время и напряжение отложить в логарифмическом масштабе.

На фиг. 30 приведена другая диаграмма, показывающая зависимость между напряжением, временем (до разрыва) и температурой для отожженной стали следующего состава: 0,10% C; 0,38% Mn; 1,55% Si; 4,83% Cr; 0,51% Mo.

По этим диаграммам можно определить приблизительный срок службы изделия при высоких температурах, зная величину на-

грузки. Например, если хромомолибденкремнистая сталь работает под нагрузкой $7,0 \text{ кг/мм}^2$ при температуре 600° , то приблизительный срок службы определяется 1000 часами. При повышении температуры до 650° при том же напряжении срок службы сокращается примерно до 50 часов.

Исследования, проведенные указанными авторами по определению крипа у ряда сталей и зависимости между напряжением и временем у этих же сталей, позволили установить некоторый коэффициент, который для 5%-ных хромистых сталей примерно равеняется 0,5 (табл. 6), хотя и отклоняется сильно от этой величины у ряда сталей.

Таблица 6

Тип стали	Температура испытания, $^\circ\text{C}$	Напряжения, вызывающие разрыв за указанный промежуток времени, кг/мм^2			Сопротивление крипу 0,01% за 1000 час. (для 1,0% за 100 000 час.), кг/мм^2	Отношение сопротивления крипу в течение 100 000 час. к сопротивлению разрыву
		1 000 час.	10 000 час.	100 000 час.		
Углеродистая сталь 1015	538	8,55	4,75	1,96	1,89	0,98
	648	1,75	0,85	0,42	0,20	0,48
	704	0,98	0,50	—	—	—
Хромомолибденкремнистая сталь: 1,25% Cr + 0,5% Mo + Si	538	32,5	14,3	6,3	—	0,44
	648	4,9	2,8	1,5	0,75	0,49
	704	1,9	0,9	—	—	—
Хромомолибденкремнистая сталь: 2,0% Cr + 0,5 Mo + Si	538	13,6	10,5	8,2	4,7	0,48
	593	7,7	4,8	3,1	1,7	0,54
	648	4,5	3,3	1,9	0,98	0,50
Хромомолибденовая сталь: 5,0% Cr + 0,5% Mo + Si	538	14,3	12,0	10,2	5,4	0,52
	593	8,0	6,2	4,7	2,2	0,42
	648	5,0	3,3	2,1	1,2	0,57
Хромомолибденкремнистая сталь: 5,0% Cr + 0,5% Mo + Si	704	2,7	1,7	1,1	—	—
	538	12,2	9,2	7,0	3,8	0,54
	593	7,2	5,2	3,8	1,8	0,48
Хромомолибденкремнистая сталь: 5,0% Cr + 0,5% Mo + Si	648	4,3	3,1	2,1	1,1	0,51
	704	2,6	1,8	1,3	—	—
	815	0,81	0,52	0,33	—	—
Хромомолибденотитанистая сталь: 5% Cr + Mo + Ti	593	6,5	4,0	2,4	—	—
	648	3,5	2,3	1,5	—	—
	704	1,9	1,3	0,87	—	—
Хромоникелевая сталь 18-8 (аустенитная)	815	2,9	1,8	1,2	0,80	0,82

5%-ная хромистая сталь с 0,5% молибдена

Присадка молибдена к 5%-ным хромистым сталям улучшает механические свойства при повышенных температурах и особенно повышает сопротивление крипу. Кроме того, присадка молибдена

способствует стабилизации структуры при отпуске, устраняя так называемую отпускную и тепловую хрупкость (embrittlement), наблюдаемую у хромистых сталей без молибдена. В отношении жаростойкости введение молибдена в 5%-ную хромистую сталь особого улучшения не вызывает. Особенно резко жаростойкость у этой стали снижается в интервале температур 700—800°.

Механические свойства сталей с 5% Cr и 0,5% Mo для листового материала по данным автора были приведены в табл. 3.

Для выяснения влияния длительного нагрева при повышенных температурах на изменение ударной вязкости, связанное с появлением хрупкости, были проведены следующие опыты. Образцы хромомолибденовой стали перед испытанием на удар при комнатных температурах предварительно подвергались длительному нагреву при повышенных температурах при одновременном действии растягивающих напряжений.

Это испытание позволило установить, что сталь с 5% Cr и 0,5% Mo не приобретает хрупкости вследствие старения от воздействия напряжений и нагрева для отпуска (табл. 7).

Таблица 7

Сопротивление удару 5%-ной хромистой стали
с 0,5% Mo после старения
при различных температурах

Температура, °C	Напряжения, приложенные к материалу при нагреве кг/мм ²	Длительность нагрева в часах	Сопротивление удару по Изоду при комнатных температурах футо-футты
20	—	—	99,0
428	10,3	640	95,5
428	14,4	570	95,5
538	3,5	525	96,0
538	8,5	450	93,3
649	1,4	485	96,5
649	2,8	545	97,5

Испытания на удар, произведенные с образцами после кратковременной и длительной выдержки сталей, при повышенных температурах не обнаружили существенной разницы в величине ударной вязкости (табл. 8).

В той же таблице приведены механические свойства при повышенных температурах (кратковременные испытания) по данным фирмы Тимкен.

В табл. 9 приведены величины сопротивления крипу для 5%-ной хромистой стали с 0,5% Mo при различных температурах по данным Кларка и Уайта [225].

На фиг. 27 приведена диаграмма изменения величины сопро-

Таблица 8

Механические свойства 5%-ной хромистой стали с 0,5% Мо при высоких температурах (кратковременные испытания)

Температура испытания °C	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Предел пропорциональ- ности, кг/мм ²	Удлине- ние на 2", %	Суже- ние по- переч- ного сечения %	Сопротивление удару по Шарпи 20° после:	
						1 часа нагрева	1000 час. нагрева
20	46,7	18,4	13,3	39,0	80,5	81,3	—
400	36,3	14,7	9,8	30,5	76,7	68,7	77,0
482	33,8	13,7	8,0	28,5	76,9	72,5	80,7
538	31,1	12,1	5,3	28,5	73,5	75,0	73,3
598	23,1	10,8	4,2	38,5	87,3	64,5	52,0
645	20,2	7,9	1,1	46,0	91,0	58,7	61,0
704	13,4	6,5	1,1	65,0	94,6	54,3	36,0
760	9,3	4,6	1,1	65,0	95,9	53,7	40,0

Таблица 9

Сопротивление криму 5%-ной хромистой стали с 0,5% Мо

Температу- ра, °C	Напряжения, вызывающие 10% удли- нения (кг/мм ²) за время нагрева, час.		
	100 000	10 000	1000
427	10,0	15,4	23,7
538	4,90	7,2	9,0
649	0,63	1,7	3,7

тивления криму с температурой для различных сталей (Райт [664]).

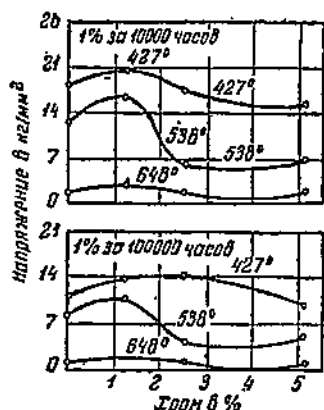
Из приведенных кривых следует, что 5%-ная хромолибденовая сталь обладает более высоким сопротивлением криму, чем углеродистая и 5%-ная хромистая стали.

Однако хромоникелевая сталь 18-8 с аустенитной структурой обладает более высоким сопротивлением криму, чем все 5%-ные хромистые стали.

Влияние присадки хрома к стали с 0,5% Мо на величину сопротивления при трех температурах, построенную Кларком и Уайтом, можно видеть на фиг. 31.

Наивысшее сопротивление криму стали с 0,5% Мо показывают при введении в них хрома около 1—2%. При 5% Cr они имеют меньшую кримоустойчивость.

Ноуэл [487], сопоставляя данные ползучести 5%-ных хромистых сталей с присадкой 0,5, 1,0 и 1,6% Mo, отмечает, что удорожание стали не оправдывается тем эффектом, который получается вследствие повышения содержания молибдена.



Фиг. 31. Влияние хрома на изменение сопротивления криву у стали с 0,5% Mo при различных температурах (Кларк и Уайт)

Недостаточное повышение предела ползучести он объясняет повышенной склонностью сталей с высоким содержанием молибдена к сфероидизации, вследствие чего структура пластинчатого перлита получается с большим трудом.

В то же время в сталях с 2% Cr увеличение содержания молибдена с 0,5 до 1,0% повышает пределы ползучести сталей, что хорошо видно из сопоставления данных, приведенных в табл. 10.

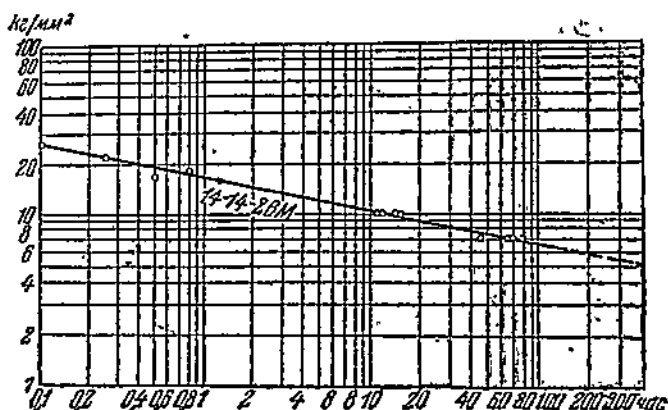
Таблица 10

Ползучесть сталей в зависимости от содержания молибдена

Сталь	Скорости ползучести	Пределы ползучести, кг/мм ²		
		538°	593°	649°
20% Cr и 0,5% Mo . . .	0,01%/з 1000 час.	4,4	2,3	0,8
То же	0,10%/з 1000 "	7,7	4,1	2,4
2,25% Cr и 1,0% Mo . .	0,01%/з 1000 "	5,3	3,4	1,8
То же	0,10%/з 1000 "	11,3	6,5	2,9

Согласно данным Хильдорфа, Кларка и Уайта [363], присадка молибдена к 5—7%-ным хромистым сталям (см. табл. 10) сильно улучшает жаропрочные свойства. На фиг. 32 приведена диаграмма, показывающая зависимость между напряжением и временем, в течение которого образцы сталей при постоянно приложенных напряжениях доводятся до разрыва. Наиболее наглядно влияние молибдена в 5—7%-ных хромистых сталях показано на фиг. 33 и

табл. 11. Чем выше содержание молибдена в сталях, тем выше ее жаропрочность. На фиг. 33 приведены данные кратковременных испытаний на разрыв при высоких температурах.



Фиг. 32. Зависимость между временем разрушения и напряжением, вызывающим этот разрыв, при 700° для стали 14-14-2ВМ

Таблица 11

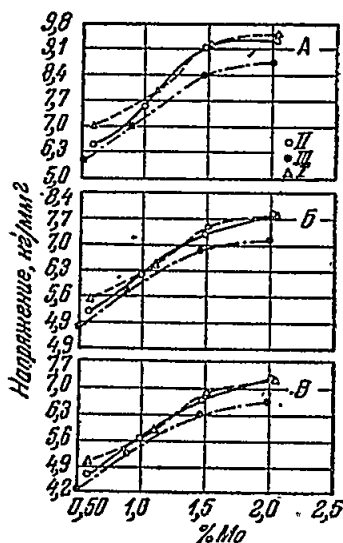
Химический состав, термообработка и твердость по Бринеллю исследованных сталей

Группа сталей	Химический состав, %					Термообработка	H _B
	C	Mn	Si	Cr	Mo		
I	0,11	0,43	0,92	7,33	0,59	Нормализация + отпуск	174
	0,12	0,38	0,82	7,20	1,10		179
	0,12	0,32	0,88	7,47	1,51		183
	0,12	0,31	0,88	7,54	2,05		187
II	0,11	0,40	0,93	5,24	0,59	Отжиг	167
	0,12	0,39	0,87	5,22	0,99		159
	0,12	0,31	0,95	5,34	1,48	Нормализация + отпуск	174
	0,12	0,32	0,93	5,30	2,03		187
III	0,10	0,38	1,55	4,83	0,51	Отжиг	156
	0,10	0,37	1,37	5,16	0,89		173
	0,12	0,31	1,41	5,42	1,46	Нормализация + отпуск	179
	0,11	0,32	1,41	5,41	2,00		197

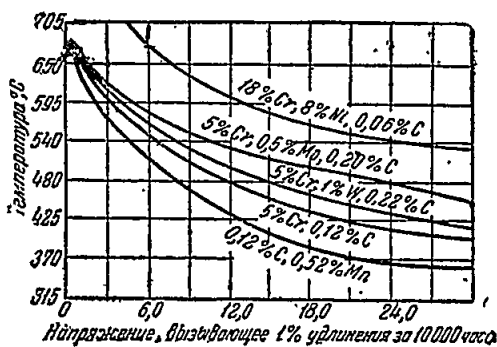
Стали с повышенным содержанием хрома порядка 7—9% и с содержанием молибдена около 1,0—1,5% в последнее время находят применение в крекинг-установках, так как показывают более

высокую стойкость против коррозии и обеспечивают большой срок службы.

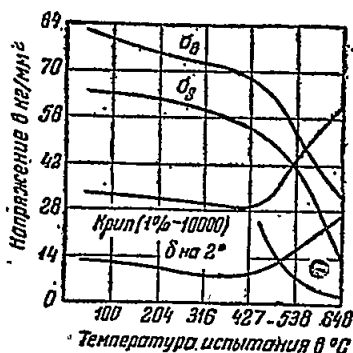
На фиг. 34 показано улучшающее влияние присадки молибдена в хромистых сталях на сопротивление ползучести при высоких температурах (кратковременные испытания).



Фиг. 33. Свойства при повышенных температурах стали, содержащей 0,32% C, 5% Cr и 0,5% Mo (по Мааску)



Фиг. 34. Влияние молибдена в хромистых сталях на сопротивление ползучести при высоких температурах



Фиг. 35. Изменение механических свойств литой 5%-ной хромистой стали с 0,5% Mo при высоких температурах при кратковременном испытании

Большой интерес представляют данные Джонса [392] о механических свойствах литой 5%-ной хромомолибденовой стали при высокой температуре, приведенные на фиг. 35. Литые детали из хромомолибденовой стали после соответствующей термической обработки находят широкое применение в нефтяной промышленности. Литые детали могут быть изготовлены из 5%-ной хромистой стали с присадкой (если требуется) молибдена и вольфрама, а также и титана. Обычно содержание углерода в стали, предназначенной для отливок, берется повышенное—порядка 0,15—0,30%. Механические свойства 5%-ных хромистых сталей, полученные на образцах, взятых из литого и термически обработанного материа-

ла при комнатных и повышенных температурах, приведены в табл. 12.

Таблица 12

	Механические свойства при	
	455°	538°
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	67	56
Предел текучести, кг/мм ²	51	41
Удлинение $l = 2''$, %	14	22
Сужение, %	42	60
Сопротивление крейпу, кг/мм ² (1% за 10 000 час.)	24	7,0

6%-ные хромистые стали с 1,5% кремния и 0,5% молибдена

Кремний, добавленный в 6%-ные хромомолибденовые стали, сильно улучшает их жаростойкость в окислительной атмосфере. Если 6%-ные хромистые стали без кремния обладают удовлетворительной жаростойкостью до 700°, при повышении количества кремния до 1,5% их жаростойкость повышается до 800°. В тех случаях, когда детали при высоких температурах не работают под нагрузкой, т. е. когда от материала требуется только жаростойкость, присутствие молибдена в сталях необязательно.

Для деталей, работающих при высокой температуре под нагрузкой, молибден в стали необходим, так как без него хромокремнистая сталь приобретает при длительном нагреве отпускную хрупкость. Однако содержание кремния в этих сталях должно быть ограничено, так как при повышении содержания кремния более 2% молибден не оказывает благоприятного влияния в отношении устранения хрупкости, что очень наглядно видно по данным испытаний, приведенным в табл. 13.

Вследствие влияния кремния, как ферритообразующего элемента, 6%-ные хромистые стали обладают меньшей склонностью к закалке на воздухе.

Увеличение содержания кремния выше 2%, вероятно, приводит к преобладанию ферритной структуры. Сталь после длительного нагрева при 500° резко уменьшает сопротивление удару.

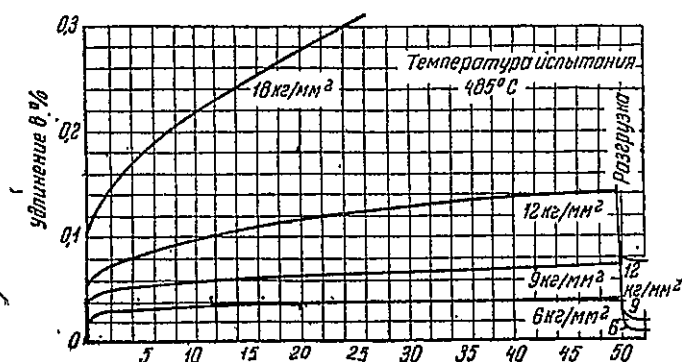
6%-ная хромомолибденкремнистая сталь обладает высокими механическими свойствами при повышенных температурах и более высоким сопротивлением крейпу, чем обычные углеродистые стали.

На фиг. 36 приведена диаграмма, показывающая изменение удлинения у стали этого типа (крупновская марка FF6) при 485°

Механические свойства 60%-ной хромокремнемобленовой стали

№ плавки	Химический состав, %				Термическая обработка	Механические свойства при 20°				Сопротивление удару, кгм/5см ²	
	C	Si	Cr	Mo		сопротивление разрыву кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²	удлинение %	сжатие %		
23	0,12	0,85	6,2	0,42	Нагрев 950°, охлаждение на воздухе и отпуск 2 часа при 800° с охлаждением на воздухе . . .	62,4	41,3	27,5	72,3	19,1	16,2
24	0,12	1,55	6,1	0,51	Нагрев 950°, охлаждение на воздухе и отпуск 2 часа при 800° с охлаждением на воздухе . . .	66,4	44,3	28,1	73,2	18,2	14,3
25	0,11	2,43	6,2	0,49	Нагрев 950°, охлаждение на воздухе и отпуск 2 часа при 800° с охлаждением на воздухе . . .	70,3	50,2	26,4	67,1	14,3	3,0

по данным Юнгблута и Мюллера при различных нагрузках в зависимости от длительности испытания.



Фиг. 36. Влияние длительно приложенных нагрузок на изменение удлинения у стали FF6 при 485° (Юнгблутс и Мюллер)

Эта сталь при 485° при скорости удлинения 0,0005% в час между 25-м и 35-м часом испытания имеет сопротивление крипу, равное 10,5 кг/мм².

Механические свойства стали FF6 при повышенных температурах приведены в табл. 14.

Таблица 14
Механические свойства сталей FF6 при высоких температурах

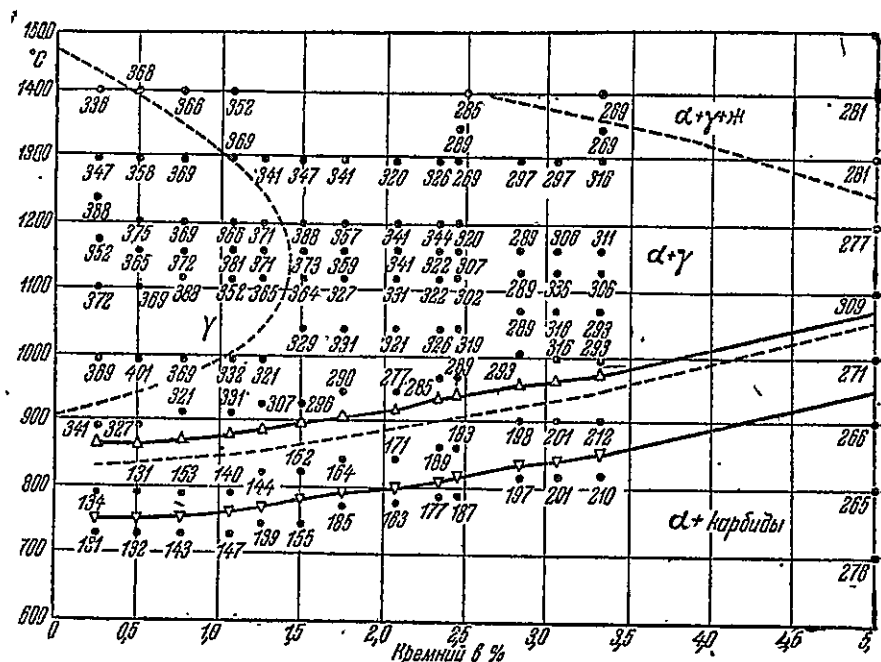
Температура испытания °C	Предел текучести кг/мм ²	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Температура испытания °C	Предел текучести кг/мм ²	Сопротивление разрыву кг/мм ²
20	36	55	400	20	45
100	33	55	500	16	35
200	29	54	600	12	20
300	25	51	—	—	—

Технологические свойства этой стали приведены в табл. 26, а область применения указана в табл. 1.

5%-ные хромистые стали с молибденом, алюминием и кремнием

Кларк и Бредиг [226] изучали влияние добавок кремния и алюминия на ограничение γ -области в хромомолибденовых сталях с 0,12—0,14% С и установили: при содержании в 5%-ной хромистой стали с 0,55% Мо и 0,55% Al γ -область замыкается при введении

кремния 1,4% и имеет максимум растворимости при 1150°. Область $\gamma + \alpha$ в этой же стали не закрывается даже при введении в сталь 5% Si (фиг. 37).



Фиг. 37. Ограничение γ -области у сталей с 5% Cr; 0,55% Mo; 0,55% Al и 0,12—0,14% C в зависимости от содержания кремния (Кларк и Бредиг)

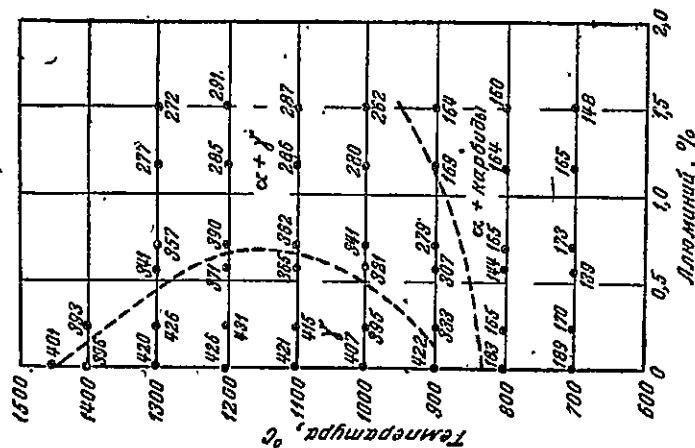
Аналогичная диаграмма построена для группы сталей с 5% Cr, 0,55% Mo и 1,25% Si при переменном содержании алюминия, что показано на фиг. 38.

Влияние термической обработки на твердость для сталей с 5% Cr, 0,55% Mo и 0,55% Al при переменном содержании кремния показано на фиг. 39, а для сталей того же состава по хрому и молибдену с 1,25% Si при переменном содержании алюминия — на фиг. 40.

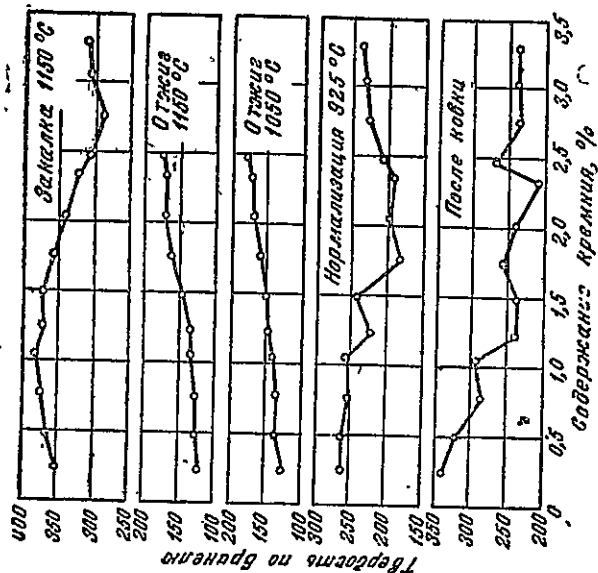
5%-ные хромистые стали с молибденом и фосфором

Увеличение содержания фосфора в 5%-ных хромомолибденовых сталях повышает механические свойства (σ_B и σ_s) при комнатных и повышенных температурах и при введении его выше 0,2% резко сказывается на уменьшении пластических свойств (фиг. 41 и 42).

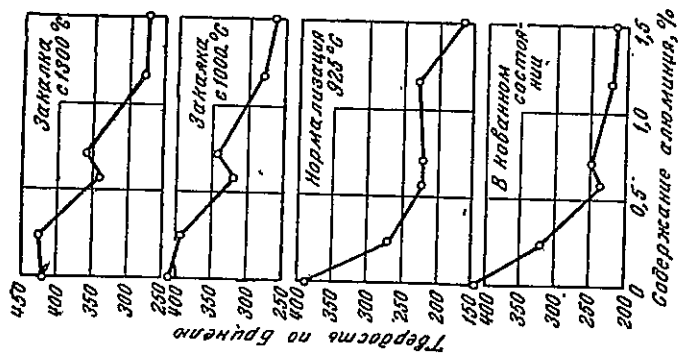
Вместе с тем повышение содержания фосфора выше 0,2% несколько улучшает сопротивление окислению и увеличивает склон-



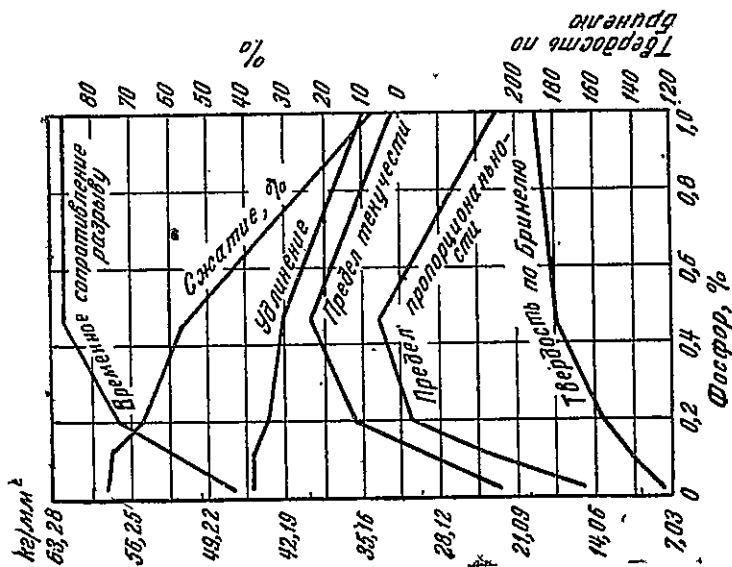
Фиг. 38. Ограничение γ-области для сталей с 5% Cr, 0,55% Mo и 1,25% Si в зависимости от содержания алюминия (Кларк и Бредиг)



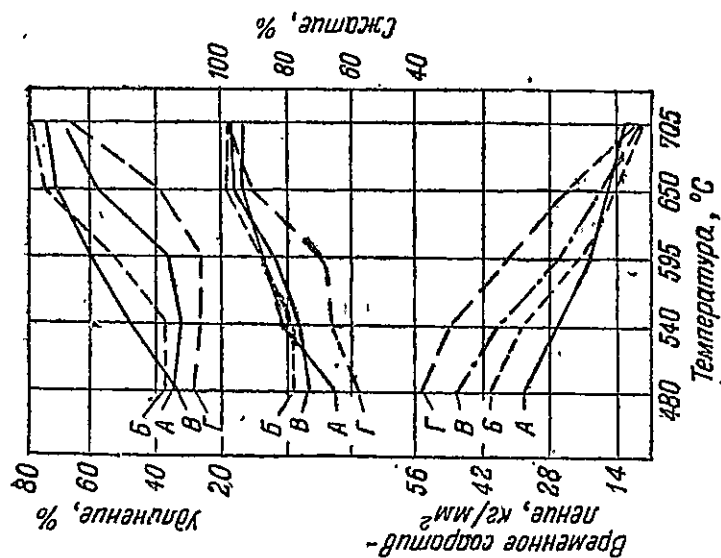
Фиг. 39. Влияние термической обработки на твердость для сталей с 5% Cr, 0,55% Mo и 0,55% Al при переменном содержании кремния (Кларк и Бредиг)



Фиг. 40. Влияние термической обработки на твердость для сталей с 5% Cr, 0,55% Mo и 1,25% Si при переменном содержании алюминия (Кларк и Бредиг)



Фиг. 41. Влияние фосфора на механические свойства 5%-ных хромистых сталей с 0.5% Мо (Нюэл и Ользак)



Фиг. 42. Механические свойства 5%-ных хромистых сталей с 0.5% Мо при высоких температурах (кратковременные испытания)

№ плавки:
 А, 935 — 0.10% С; 5.07% Cr;
 0.58% Мо и 0.02% P;
 Б, 934 — 0.10% С; 4.99% Cr;
 0.54% Мо и 0.11% P;
 В, 932 — 0.10% С; 5.01% Cr;
 0.51% Мо и 0.20% P;
 Г, 933 — 0.092% С; 4.79% Cr;
 0.48% Мо и 0.40% P

ность к росту зерна. Ноуэл и Ользак [488] приходят к выводу, что для деталей, испытывающих ударные нагрузки при комнатных температурах, хромомолибденовые стали с повышенным содержанием фосфора не могут быть рекомендованы к применению, в то же время для деталей, работающих при повышенных температурах, фосфор может заменить другие легирующие присадки, но сумма фосфора и серы в этом случае не должна превышать 0,25—0,30%.

5%-ная хромистая сталь с 0,5% Mo и 0,5% V

Эта сталь в основном предназначена для деталей, стойких против водородной коррозии в условиях синтеза аммиака.

После термической обработки при 950° с охлаждением на воздухе сталь сильно закаливается, имея мартенситную структуру в стадии распада.

Отпуск при высоких температурах сообщает стали достаточную пластичность; особенно хорошие механические свойства сталь приобретает после двойной термической обработки (см. табл. 3).

Таблица 15

Термообработка	Сопротивление разрыву	Предел текучести 0,2%/ ₀	Удлинение $t = 5 d$	Сжатие поперечного сечения	Ударная вязкость
	кг/мм ²		%		кгм/см ²

Механические свойства стали 151

Отжиг при 850°	46,6	24,0	26,0	74,0	17,0
Закалка с 900° в воде	134,5	108,5	11,4	57,2	6,2
» » 900° в масле	134,2	105,5	10,8	55,0	4,75
» » 900° на воздухе	127,0	101,5	13,0	57,6	5,2
» » 900° в масле, отпуск при 550° на воздухе	117,5	99,0	12,0	61,8	7,25
Закалка с 900° в масле, отпуск при 600° на воздухе	73,8	61,5	10,8*	66,8	12,0

Механические свойства стали 152

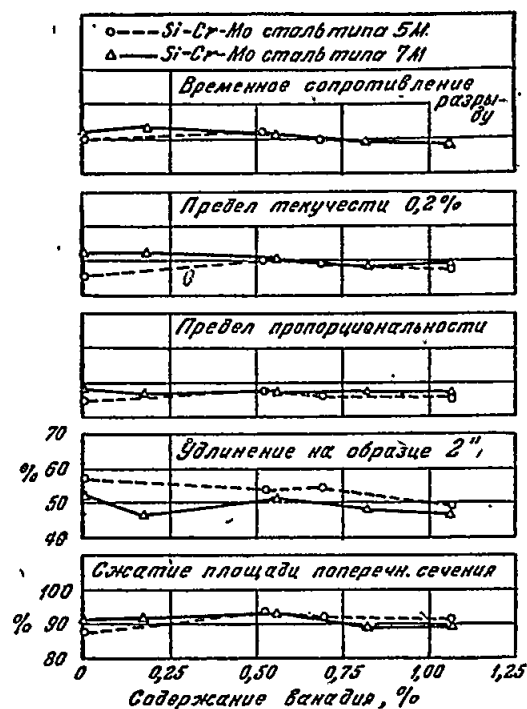
Отжиг при 850°	46,0	26—28	26,0	76,0	17,6
Закалка с 900° в воде	127,2	102,8	11,0	58,0	6,5
» » 900° в масле	127,0	98,0	11,2	58,0	5,4
» » 900° на воздухе	117,5	94,7	10,0	51,6	4,5
» » 900° в масле, отпуск при 550° на воздухе	121,4	101,4	13,4	61,8	5,0**
Закалка с 900° в масле, отпуск при 600° на воздухе	93,0	80,0	8,5*	61,8	6,35

* На длине 10d.

** Отпуск в масле.

Благодаря влиянию добавки молибдена эта сталь не приобретает хрупкости при длительном нагреве. Присутствие ванадия значительно усиливает стойкость стали против диффузии водорода в сталь и уменьшает склонность к хрупкости от поглощения водорода. В то же время присадка ванадия уменьшает жаростойкость стали.

В табл. 15 приводятся данные из работы Н. А. Минкевича и Борздыка [77] по влиянию режима термической обработки на механические свойства хромомолибденовой и хромомолибденованадиевой сталей химического состава, приведенного в табл. 16.



Фиг. 43. Влияние различного содержания ванадия на механические свойства сталей с 5 и 7% Cr при 650°

Обе стали хорошо закаливаются в масле и на воздухе, причем не обнаруживается значительной разницы при закалке в различных средах. Сталь с ванадием показывает несколько большую стойкость при отпуске.

Авторы отмечают, что сталь с ванадием обладает более высоким сопротивлением разрыву при повышенных температурах.

Механические свойства хромомолибденованадиевой стали, определенные при кратковременных горячих испытаниях, оказываются достаточно высокими.

Присадка ванадия, по данным Хильдорфа, Кларка и Уайта [363], к хромомолибденовым сталям улучшает их жаропрочные свойства (фиг.

43), и при этом для 5%-ных хромистых сталей это улучшение наблюдается при введении ванадия около 0,50%, а для 7%-ных хромистых — при 0,18% (табл. 17).

Дальнейшее повышение содержания ванадия сказывается отрицательно вследствие преобладания феррита и исчезновения превращения (фиг. 44, 45 и 46).

В табл. 18 приведены данные сопротивления окислению 5%-ной хромомолибденованадиевой стали в атмосфере воздуха при 700 и 750° в сравнении с другими сталями и мягким железом.

Таблица 16

Марки сталей	Химический состав, %					
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
ЭИ151	0,15	0,25	0,22	5,60	0,46	—
ЭИ152	0,13	0,33	0,30	5,02	0,50	0,22

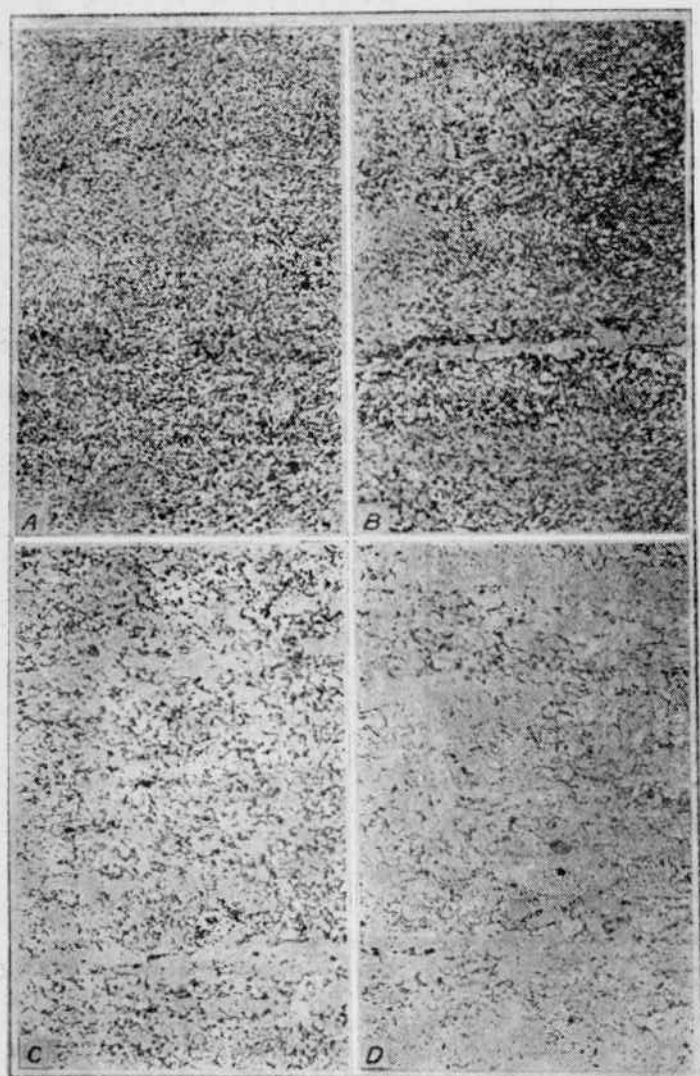
Таблица 17

Химический состав, термообработка и твердость хромомолибденована-
диевых сталей

Группа сталей	Химический состав, %						Термообработка	H _B
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V		
IV	0,12	0,38	0,82	7,29	1,10	—	Нормализация + отпуск	179
	0,12	0,42	0,80	7,53	1,02	0,18		187
	0,12	0,39	1,01	7,62	1,08	0,56		170
	0,12	0,40	1,00	7,62	1,05	0,82		163
	0,10	0,36	0,90	7,70	1,09	1,06		169
V	0,12	0,39	0,87	5,22	0,99	—	Отжиг	159
	0,14	0,42	1,06	5,33	1,01	0,52		170
	0,14	0,39	1,03	5,30	1,08	0,69	Нормализация + отжиг	172
	0,10	0,38	1,00	5,22	1,07	1,06		—

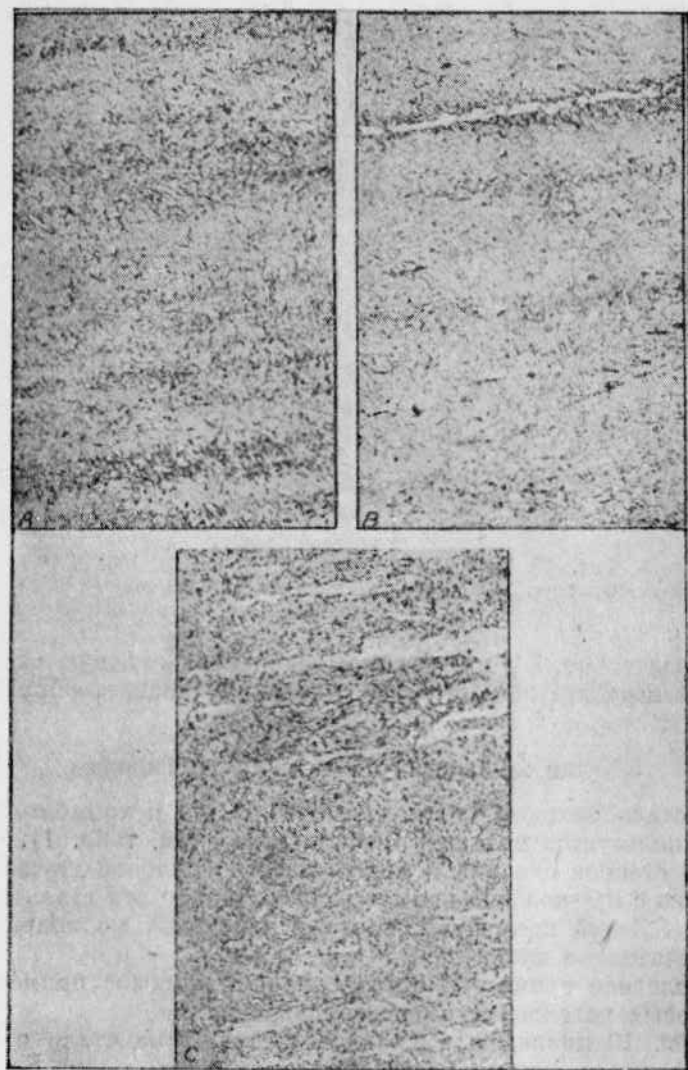
Таблица 18

Типы сталей	Потери веса г/м ² час	
	700°	750°
Мягкое железо с 0,10% С	8,10	16,0
5%-ная хромистая сталь	0,19	1,2
5%-ная хромистая сталь с 0,5% Mo и 0,5% V	1,74	7,83
5%-ная хромистая сталь с 0,5% Mo	0,23	0,97
5%-ная хромистая сталь с 1,8% Si и 0,5% Mo	0,05	0,12

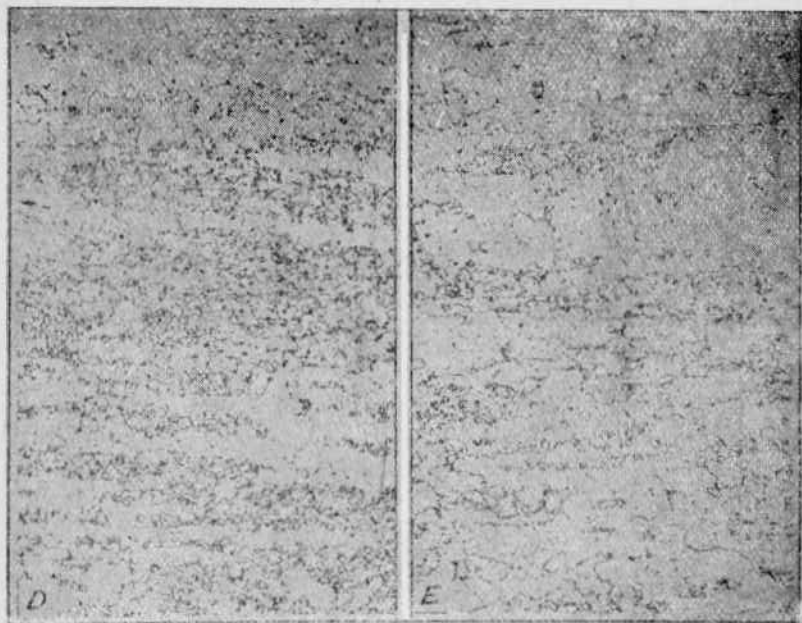


Фиг. 44. Микроструктура кремнехромомолибденовых с 5% Cr сталей с различным содержанием ванадия. $\times 100$:

A — 0,99% Mo; B — 1,01% Mo; 0,52% V; C — 1,08% Mo; 0,69% V;
D — 1,07% Mo; 1,06% V



Фиг. 45. То же для сталей с 7% Cr. $\times 100$:
А — 1,10% Мо; В — 1,02% Мо и 0,18% V; С — 1,08% Мо и 0,56% V



Фиг. 46. То же для сталей с 7% Cr. $\times 100$:
 D—1,08% Mo и 0,82% V; E—1,09% Mo и 1,06% V

Следовательно, 5%-ную хромомолибденованадиевую сталь применять в качестве жаростойкого материала нецелесообразно.

5%-ная хромистая сталь с 1% вольфрама

Эта сталь находит то же применение, что и хромомолибденовая, но пользуется меньшей известностью (см. табл. 1). Она в меньшей степени склонна к приобретению тепловой хрупкости по сравнению с 5%-ной хромистой сталью. Однако эта сталь по сравнению с 5%-ной хромистой сталью с присадкой молибдена ведет себя значительно хуже.

В последнее время эта сталь получает широкое применение в паросиловых установках высокого давления.

В табл. 19 приведены механические свойства стали с 5% Cr и 1,0% W после отжига при 840°.

Таблица 19

Сопротивление разрыву	46 кг/мм ²
Предел текучести	17,5 "
Предел пропорциональности	10,5 "
Удлинение на 2"	36%
Сужение поперечного сечения	71%
Твердость по Бринелю	131

Механические свойства стали этого типа при повышенных температурах при кратковременном испытании были приведены в табл. 4, а величины сопротивления крепу — на фиг. 25.

Большой интерес представляют данные Ван-Дузер об испытании стали с 0,11% C; 5,6% Cr и 0,96% W, проработавшей при температуре 593° в паросиловых установках в течение 18 000 час. (табл. 20).

Таблица 20

Механические свойства	До работы	После работы
Сопротивление разрыву, кг/мм ² . . .	55,3	52,3
Предел текучести, кг/мм ²	30,0	28,7
Удлинение на 1", %	34	34
Сужение, %	77	77
Сопротивление удару по Изоду . . .	39	34
Твердость по Роквеллу, B	80	77,5

Механические свойства этой стали до и после службы почти не изменились, несмотря на длительную работу стали при температурах вблизи интервала тепловой хрупкости. Не исключена возможность, что именно длительный нагрев выше этого интервала был причиной очень незначительной разницы в механических свойствах.

5%-ные хромистые стали с титаном и ниобием

Введение сильных карбидобразующих элементов — титана и ниобия (колумбия) в 5%-ные хромистые стали понижает способность этих сталей к закалке.

Это объясняется тем, что титан и ниобий, соединяясь с углеродом, понижают содержание его в твердом растворе, переводя углерод в устойчивые карбиды.

По всей вероятности, температура полного растворения карбидов титана и ниобия в этих сталях значительно выше, чем карбидов хрома, что приводит к тому, что они при обычных режимах термической обработки в реакции не участвуют.

Механические свойства сталей, приведенные в табл. 21, относятся к случаю свободного охлаждения их на воздухе. Эти данные показывают, что стали с титаном и ниобием закалики на воздухе не получают, в то время как 5%-ная хромистая сталь при этих же условиях горячей обработки закаливается в значительной степени. Эта особенность сталей с титаном и ниобием послужила основанием к применению их в качестве присадочного материала при сварке 5%-ных хромистых сталей. Особенно рекомендуется применение в качестве присадочного материала 5%-ной

хромистой стали с ниобием, так как последний в противоположность титану при сварке не выгорает.

Таблица 21

Механические свойства 50%-ных хромистых сталей без термической обработки

Сталь	Состав, %				Предел текучести кг/мм ²	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение %	Сжатие %
	C	Cr	Ti	Nb				
X5	0,10	5,44	—	—	105	126	4	12
X5 Ti	0,11	5,41	0,75	—	59	70	16	68
X5 Nb	0,09	5,62	—	1,04	69	78	14	62

В табл. 22 приведены механические свойства 5%-ных хромистых сталей после автогенной сварки с применением в качестве присадочного материала стали с 5% Cr и 1% Nb. После сварки шов был подвергнут отжигу в течение 1—2 мин. с помощью сварочной горелки. Сварка производилась на листах стали толщиной 6 мм состава: 0,1% C; 50% Cr; 0,5% Mo и 0,4% Ti (Пристлей).

Таблица 22

Механические свойства сварных соединений из 50%-ной хромистой стали с присадкой титана, сваренных сталью с присадкой ниобия

Образец	Предел текучести	Сопротив- ление разрыву	Удлинение %,	Угол изги- ба, °C
	кг/мм ²			
Автогенная сварка	22—28	39—46	4—7	45—90
То же, с последующим отжигом по- средством автогенной горелки . .	22—28	39—46	7—11	120—180

В последней работе Фрейкса [277] подробно разобрано влияние присадок титана и ниобия к 3—5%-ным хромистым сталям на их закаливаемость и изменение ударной вязкости после нагревов в интервале отпускной хрупкости.

В работе показано влияние двухчасового отпуска при различных температурах на ударную вязкость сталей с добавкой молибдена и титана и без них, предварительно нагретых до 900° и охлажденных на воздухе. 5%-ная хромистая сталь без добавок после охлаждения с 900° на воздухе вследствие частичной закалки имела сравнительно невысокую ударную вязкость, которая после

отпуска при 550° еще более понизилась. Сталь с титаном в исходном состоянии имела весьма высокую ударную вязкость, которая после отпуска при 450—550° очень сильно снизилась. При дальнейшем повышении температуры отпуска увеличение ударной вязкости шло у стали с титаном с большим опозданием (5%-ная хромистая сталь с молибденом после нагрева при 900° и охлаждения на воздухе имела сравнительно низкие значения ударной вязкости, но снижения ударной вязкости, характеризующего ее отпускную хрупкость, не наблюдалось).

Одновременная присадка титана и молибдена к 5%-ной хромистой стали для испытаний образцов при 20° устраняла закаливаетость стали и хрупкость при отпуске как у нормализованной, так у отожженной стали, но не устраняла хрупкости у нормализованной стали при испытании ее при —40°.

Наилучшие результаты были получены у 5%-ных хромистых сталей с ниобием при одновременной присадке молибдена. 5%-ные хромистые стали с добавкой 0,53% Nb, а также 0,50% Mo и 0,54% Nb имели высокую ударную вязкость после охлаждения на воздухе и сохраняли ее после нагрева при температурах отпуска как при кратковременном, так и при длительном нагреве.

Отпуск отожженной стали с ниобием при температурах 400—650° в течение 700 час. не вызывал больших изменений ударной вязкости при испытании стали при 20 и —40°.

Способность ниобия при отсутствии молибдена устранять отпускную хрупкость 5%-ных хромистых сталей указывает на возможность замены молибдена в этих сталях.

Френкс отмечает, что хорошие результаты при сварке 5%-ной хромистой стали с ниобием достигаются при применении в качестве сварочного материала хромоникелевой стали 24—12. Кроме того, присадка ниобия повышает стойкость сталей против окисления при повышенных температурах.

В табл. 22а приведены механические свойства ряда 5—6%-ных хромистых сталей после различных вариантов термической обработки.

Присадка ниобия к 5%-ным хромистым сталям не оказывает существенного влияния на ползучесть сталей и в тех случаях, когда требуются более высокие жаропрочные свойства, вместе с ниобием рекомендуется присадка молибдена.

При шести- и восьмикратном содержании ниобия также могут быть получены хорошие результаты для деталей, подвергаемых кратковременному нагреву при умеренных температурах, как, например, при сварке тонких листов. Однако в этом случае рекомендуется перед сваркой провести стабилизирующий отжиг, состоящий из двухчасового нагрева при 850—900° и охлаждения на воздухе.

Бекет и Френкс отмечают, что присадка титана к 5%-ным хромистым сталям улучшает их жаростойкость. Райт также указывает на улучшение жаростойкости, что видно из данных табл. 23.

Таблица 22а

Механические свойства хромистых сталей с ниобием

Химический состав, %				Термическая обработка	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение, %	Сжатие поперечного сечения, %	Ударная вязкость по Изоду, кгм	Твердость по Бринелю
Cr	C	Mo	Nb							
5,03	0,08	—	—	Нагрев до 750°, выдержка 4 часа и охлаждение на воздухе	38	58	31	74	12,5	153
5,03	0,08	—	—	Охлаждение на воздухе от 200°	114	138	6	20	2,6	351
6,81	0,08	0,45	—	Нагрев 750°, выдержка 4 часа и охлаждение на воздухе	39	60	29	72	13,9	149
6,81	0,08	0,45	—	Охлаждение на воздухе от 900°	100	121	4	16	1,6	340
6,06	0,08	—	0,58	Нагрев до 750°, выдержка 4 часа и охлаждение на воздухе	27	50	36	78	12,3	146
6,06	0,08	—	0,58	Охлаждение на воздухе от 900°	28	53	31	69	12,0	149
6,04	0,08	0,51	0,56	Нагрев до 750°, выдержка 4 часа и охлаждение на воздухе	27	53	35	78	13,0	143
6,04	0,08	0,51	0,56	Охлаждение на воздухе от 900°	29	53	31	70	12,2	149

Таблица 23

Химический состав, %			Потери веса за 5 недель нагрева при 775° C, %
C	Cr	Ti	
0,11	5,45	—	25
0,16	5,20	—	9
0,13	5,75	0,90	15
0,16	6,53	1,00	2,5

Уменьшение склонности к закалке при введении титана в 5%-ные хромистые стали сказывается и на литье, что можно видеть из сравнения данных, приведенных в табл. 24.

Образцы, взятые из отливок перед испытанием, были подвергнуты нагреву до 900° с охлаждением на воздухе.

Большой интерес для строителей аппаратуры синтеза аммиака представляют указания Шафмайстера и Наумана о том, что при-

садка титана к сталям очень сильно повышает их сопротивление водородной коррозии.

Таблица 24

	Сталь А 0,23% С 5,65% Cr 0,51% Мо	То же, что и А, с добавкой 0,81% Ti
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	148	50
Предел текучести, кг/мм ²	82	31
Предел пропорциональности, кг/мм ²	28	14
Удлинение на 2", %	2,5	8,5
Твердость по Роквеллу (шкала С)	45	1
Структура	Мартенсит	Феррит + карбиды

Стойкость 5%-ных хромистых сталей в газовых средах

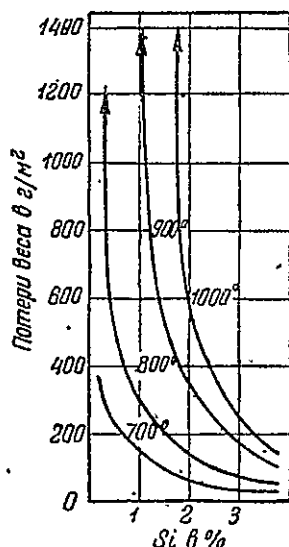
В окислительной атмосфере 5%-ные хромистые стали обладают значительно более высокой жаростойкостью, чем железо и углеродистые стали. Мягкое железо, применяемое в котлостроении, а также молибденовая сталь, удовлетворительно жаростойки только до 450—500°. При 600° они уже показывают высокие потери веса и интенсивно окисляются.

Хромомолибденовая сталь с 1% Cr и 0,5% Мо обладает удовлетворительной жаростойкостью при 525—550°, причем повышение содержания кремния в этой стали может еще повысить жаростойкость до 600°.

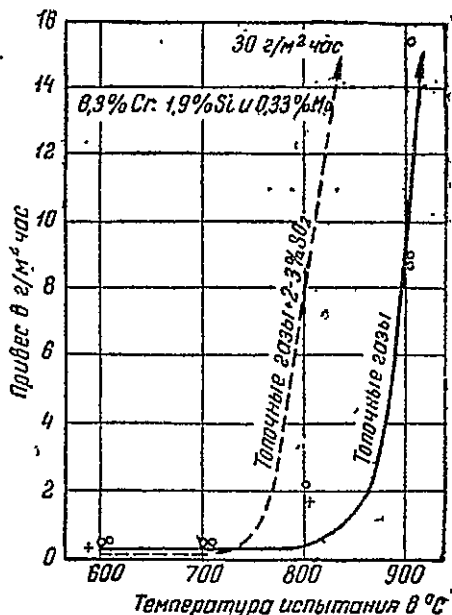
Испытания, проведенные со сталью такого типа с 1,5% Si при 700°, указывают на повышенные потери веса и на то, что для практических целей при этих температурах она уже совершенно непригодна.

Повышение содержания хрома в малоуглеродистых сталях до 6% дает возможность применять эти стали при 600—650° С; повышение кремния в сталях этого типа сильно повышает жаростойкость, что очень хорошо видно из данных Юнгблута и Миллера, приведенных на фиг. 47. При введении около 1,5% Si в 6%-ные хромистые стали они могут применяться в окислительной атмосфере до 750°. Испытания при 850—900° иногда показывают удовлетворительные результаты, указывающие как бы на возможность применения ее при этой температуре; однако очень часто наряду с хорошими результатами наблюдается резкое уменьшение жаростойкости, особенно в топочных газах, а также образование окалины на отдельных участках в значительном количестве. Присадка кремния особенно благоприятно действует при длительных нагревах сталей в окислительной атмосфере.

Как уже отмечалось выше, 5%-ные хромистые стали обладают лучшей жаростойкостью в атмосфере, богатой содержанием серы. Испытания, проведенные автором со сталями этого типа в среде топочных газов с добавкой 0,5—1,0% SO_2 при различных температурах (длительность испытания 200 час.), не обнаружили большой разницы в сопротивлении газовой коррозии по сравнению со средой топочных газов без серы.



Фиг. 47. Влияние добавки кремния на жаростойкость 6%-ной хромистой стали при различных температурах



Фиг. 48. Увеличение веса с температурой испытания у 5%-ной хромистой стали с 0,5% Мо в среде топочных газов с добавкой 2—3% SO_2 и без него (Химушин, Жаров, Арлиевский)

Следует указать, что при этих испытаниях в топочных газах был избыток воздуха около 8%. При испытании в среде топочных газов с добавкой 2—3% SO_2 наблюдается большая разница в сопротивлении коррозии при высоких температурах по сравнению с топочной атмосферой без серы.

Хотя приведенные на фиг. 48 результаты испытания несколько разбросаны, из них все же следует, что 6%-ная хромокремнемолибденовая сталь показывает в атмосфере с 2—3% SO_2 худшие результаты, чем в среде без добавки серы; в то же время сопротивление коррозии этой стали лучше по сравнению с углеродистой сталью и железом.

Дальнейшие испытания на коррозию в окислительной среде

с добавкой 2% SO_2 , проведенные с рядом сталей этого типа, показали, что комбинация хрома и кремния в стали дает удовлетворительные результаты до 800° .

В восстановительной атмосфере, т. е. при избытке газа в продуктах сгорания и в присутствии SO_2 , лучшие результаты получаются в том случае, когда в хромокремнистых сплавах с 6% Cr и 1,5% Si имеется еще присадка алюминия около 1%.

Присадка титана в 6%-ных хромистых сталях с 1,5% Si в количестве 0,5—1,0% улучшает жаростойкость.

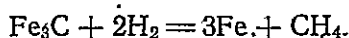
5%-ные хромистые и хромомолибденовые стали обладают высоким сопротивлением коррозии в условиях крекинга и нефтеперегонки, что отмечено в исследованиях Спеллера и Борздыки.

По данным Спеллера, 5%-ные хромистые стали в трубчатке жидкофазного крекинга показывают в четыре раза меньшую коррозию, чем обыкновенная сталь, и в реакционной камере — в 2,5 раза меньшую.

Стойкость 6%-ных хромистых и других сталей в условиях синтеза аммиака

Водород при повышенных температурах и высоком давлении (синтез аммиака и органических соединений) может оказывать сильное разрушающее действие на стали и другие сплавы. На обыкновенное железо и сталь разрушающее действие водорода при давлении около 300 ат начинает сказываться, если температура выше 200° . У легированных сталей температура начала интенсивного разрушения их водородной коррозией различна в зависимости от состава стали, термической обработки и давления.

Исследования Ваника, Сошникова и Томпсона, Фри, Кока, Максвелла и др. установили, что причиной разрушения сталей в условиях синтеза аммиака при повышенных температурах и высоком давлении является диффузия водорода в металл, вызывающая в нем глубокие изменения, связанные с поглощением газа металлом и реакциями, происходящими между водородом и металлом. Один объем стали может поглотить более пяти объемов водорода. Это насыщение металла водородом сообщает ему хрупкость. Кроме того, водород, соединяясь с углеродом стали, вызывает разрушение металла вследствие распада карбида железа по следующей реакции:



Разрушение карбида железа в стали наблюдается в перлитовой составляющей и сопровождается обезуглероживанием стали и разрыхлением ее структуры. В присутствии азота при повышенных температурах наблюдается еще азотирование, вследствие поглощения азота металлом.

Введение в сталь карбидобразующих (хром, титан, молибден,

ванадий, вольфрам) способствует повышению стойкости стали против водородной коррозии благодаря тому, что образующиеся сложные карбиды более прочны в отношении разрушения их водородом, чем цементит (Fe_3C) обычной углеродистой стали.

Вместе с тем присутствие этих элементов затрудняет диффузию водорода в сталь, устраняя хрупкость, зависящую от насыщения водородом. Присутствие никеля ухудшает стойкость стали против водородной коррозии, на что указывают Ваник с сотрудниками Бош, Шафмайстер и Науман. Улучшающее действие хрома не находится в прямой зависимости от степени коррозионной стойкости и наиболее сильно сказывается, когда его содержание достаточно высоко. Комбинация хрома с ванадием или с молибденом и ванадием одновременно дает наилучшие результаты, и такого рода стали обладают высоким сопротивлением водородной коррозии, что широко используется на практике.

Обезуглероживание при действии водорода зависит от формы карбидов, что Джакко доказал специальными опытами.

В чистых карбидах Fe_3C , подвергнутых действию водорода в течение 50 час. при 500° и давлении 50 ат, содержание углерода уменьшалось с 6,67% до 2,5—3,5%, а при 550° и при тех же условиях — до 1,6—2,3%.

Карбиды хрома типа Cr_3C_2 , Cr_7C_3 и Cr_5C при нагреве в водороде при 550° при том же давлении совершенно не изменяли своих свойств.

Следует отметить, что хорошо раскисленная углеродистая сталь прекрасно работала в течение многих лет в виде труб высокого давления (порядка 800 ат) при температурах до 200° в установках синтеза аммиака. Однако при повышенной температуре порядка $250\text{—}265^\circ$ наблюдалось очень быстрое разрушение металла. Скорость обезуглероживания стали в условиях синтеза аммиака в сильной степени зависит от температуры и в меньшей степени от давления. Отмечается, что мелкозернистая сталь при 200° и давлении 250 ат подвергается действию водородной коррозии, в то время как у крупнозернистой при этих же условиях наблюдалось разрушение.

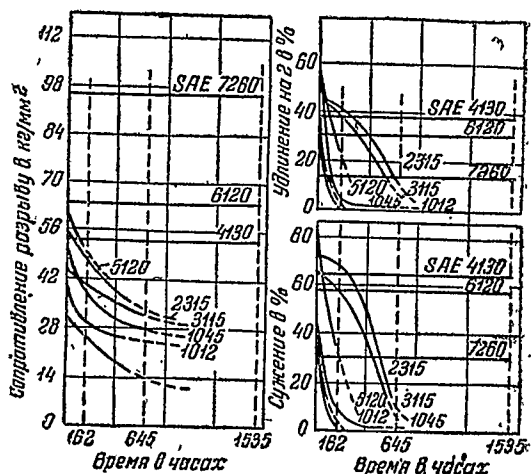
Влияние времени выдержки образцов различных марок сталей (SAE) в азотоводородной смеси (1:3) при давлении 1000 ат и температуре до 500° на изменение механических свойств, по данным Максвелла, можно проследить на диаграммах фиг. 49; как видно, прекрасную стойкость показывают стали марок SAE 4130 (хромомолибденовая), SAE 6120 (хромованадиевая) и SAE 7260 (хромовольфрамная). Наряду с этим на фиг. 50 даны кривые изменения механических свойств у различных марок высоколегированных сталей при тех же условиях испытания.

Сталь SAE 6120 широко применяется в аппаратуре синтеза аммиака на коммуникации. Наиболее высокой коррозионной стойкостью обладает 5%-ная хромистая сталь с присадкой 0,5% Mo и 0,5% V.

Эта сталь применяется для внутренней начинки колонны синтеза аммиака и для труб теплообменника, а также других труб высокого давления.

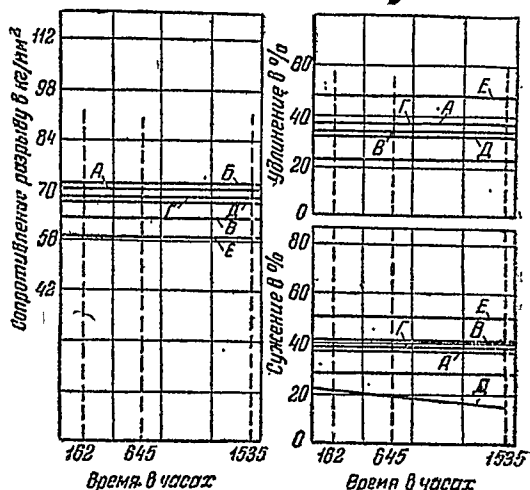
Фиг. 49. Изменение механических свойств у различных сталей (SAE) в зависимости от времени и выдержки образцов из них в азотоводородной смеси при давлении 1000 ат и температуре 500° (Максвелл):

- 1) 1012 — сталь с 0,12% C;
- 2) 1045 — сталь с 0,45% C;
- 3) 2315 — сталь с 0,15 и 3,5% Ni;
- 4) 3115 — сталь с 0,15% C; 1,25% Ni и 0,6% Cr;
- 5) 4130 — сталь с 0,30% C; 0,65% Cr и 0,2% W;
- 6) 5120 — сталь с 0,20% C; 0,75% Cr;
- 7) 6120 — сталь с 0,20% C; 0,90% Cr и 0,15—0,18% V;
- 8) 7260 — сталь с 0,6% C; 0,75% Cr и 0,75% W



Фиг. 50. Изменение механических свойств у высоколегированных сталей в зависимости от времени выдержки образцов в азотоводородной смеси при давлении 1000 ат и температуре 500° (Максвелл):

- А — с 17% Cr; Б — АТВ-3; В — АТВ-1; Г — мидвалой 25—20 (25% Cr и 20% Ni); Д — NOT3 (25% Cr и 20% Ni); Е — Резистл 2600 (18% Cr; 20% Ni; 0,15% C)



В табл. 25, составленной Смирновым, указаны границы устойчивости различных сталей в условиях синтеза аммиака по данным испытаний различных авторов.

Следует обратить внимание на то, что между данными лабораторных испытаний и данными практики могут быть значительные расхождения. Подробные сведения о водородной коррозии можно найти в обстоятельной работе Наумана.

Таблица 25

Границы применения сталей, устойчивых в условиях синтеза аммиака (Смирнов)

Стали и железо	Примерный состав, %	Границы применения		Автор
		температура, °C	давление ат	
Мягкое железо	$C < 0,1$	220	300	Ваник и др.
Армко-железо никелевое	$C < 0,04$; Ni 3,0	500	300	Фирма Фаузер
Хромованадиевая	$C < 0,25$; Cr 1,0; V 0,2	500	1000	Максвелл
Хромовольфрамовая	$C < 0,2$; Cr 1,0; W 3,0	350	250	Уилер
Хромистая малолегированная	$C < 0,2$; Cr $> 2,3$	300	600	Кэстинг
Хромомолибденовая	$C < 0,2$; Cr 6,0; Mo 0,5	400	300	Ваник и др.
Хромовольфрамомолибденовая	$C < 0,2$; Cr 6,0; Mo 1,0; W 1,0	600	300	Фри
Сихромаль	$C < 0,2$; Cr 7,0; Al 0,8; Mo 0,5	> 600	800	Гипроазотмаш
Амфи	$C < 0,3$; Mn 2,0; Cr 9,0; W 2,5; Ni 60,0	> 600	300	Фри
Сильхромоникелевая	$C < 0,4$; Si 2,5; Cr 25,0; Ni 20,0	500	300	Фри, Кок, фирма Нитрожен
		560	1000	Кок
		< 600	800	Гипроазотмаш
		500	1000	Максвелл

Технологические свойства 5%-ных хромистых сталей

5%-ные хромистые стали с добавками молибдена и вольфрама и без них обладают хорошими технологическими свойствами подобно углеродистой стали со средним содержанием углерода. В отожженном состоянии стали имеют достаточную пластичность при твердости около 150 по Бринелю. В холодном состоянии они удовлетворительно подвергаются гибке, штамповке и в случае труб — отбортовке.

В некоторых случаях рекомендуется применять небольшой подогрев до 100—200° для улучшения пластичности и уменьшения возможности появления трещин. Особенно это относится к операциям холодной деформации в зимнее время. В тех случаях, когда сечения довольно велики, наряду с холодной деформацией может быть применена горячая обработка, как-то: отбортовка, клепка и гнутье и другие операции при температурах 700—760°.

Повышение температуры выше 800° при горячей обработке не рекомендуется, так как это ведет к переходу за критические точки и к последующей закалке деталей на воздухе.

Стали с 6% Cr подвергаются волочению в холодном состоянии, но несколько труднее, чем обычные стали; при этом небольшой подогрев до 150—200° также полезен.

Технологические свойства 5- и 6%-ных хромистых сталей

Примерный состав, %			Горячая обработка	Термическая обработка	Сварка
C	Cr	другие присадки			
$\leq 0,15$	$\sim 5,0$	—	Началоковки при 1180—1200°. Медленное охлаждение во избежание воздушной закалки	Отжиг при 860° с охлаждением в печи или при 760° с охлаждением на воздухе. Закалка 900° в масле или на воздухе с последующим отпуском	Хорошо сваривается. Необходимо термическая обработка после сварки. Закалка в сварном шве
$\leq 0,15$	$\sim 5,0$	$\sim 0,5 \text{ Mo.}$	Началоковки 1175—1200°. Медленное охлаждение, устранение воздушной закалки	Отжиг при 860° с охлаждением в печи или при 760° с охлаждением на воздухе. Закалка при 900° в масле с последующим отпуском	То же
$\leq 0,15$	$\sim 5,0$	$\sim 1,0 \text{ W}$	То же	То же	То же
$\leq 0,15$	$\sim 6,0$	$\sim 0,5 \text{ Mo. и}$ $\sim 0,5 \text{ V}$	Началоковки при 1180°, конец выше 850°. Медленное охлаждение в печи	Закалка при 960° на воздухе с отпуском при 700°. Отжиг при 780° с охлаждением на воздухе	Сваривается хорошо. Закаливается в сварном шве. Отжиг после сварки необходим
$\leq 0,15$	$\sim 6,0$	$\sim 1,5 \text{ Si и}$ $\sim 1,5 \text{ Mo}$	Начало прокатки при 1160—1180°. Конец выше 800°, медленное охлаждение	Закалка при 960° с высоким отпуском. Отжиг при 860° с охлаждением в печи	Сваривается хорошо, закаливается в меньшей степени, чем другие стали этого типа. Отжиг после сварки желателен
$\leq 0,10$	$\sim 5,0$	$\sim 0,8 \text{ Ta}$ или Nb	—	—	Присадочный материал для сварки сталей с 6% Cr с присадками и без них. Закалки в сварном шве не имеет

В табл. 26 приведены режимы горячей обработки и термической обработки для сталей с 6% Cr и с добавками молибдена и вольфрама.

5%-ные хромистые стали при малом содержании углерода (меньше 0,12%) хорошо свариваются с помощью автогенной, электродуговой и атомноводородной сварки. Эти стали также успешно свариваются с помощью сварки электросопротивлением. Во избежание выгорания хрома при сварке газом рекомендуется поддерживать слегка восстановительное пламя. Вполне понятно, что при сварке эти стали принимают воздушную закалку, что наблюдается как в самом шве, так и в смежных с ним зонах, где температура во время сварки поднималась выше критической. В этом случае твердость в сварном шве и в зонах, прилегающих к нему, достигает порядка 350 единиц по Бринеллю, и шов обладает пониженной вязкостью. Для смягчения зоны закалики место сварки рекомендуется возможно быстрее нагреть до 760° или принять меры во время сварки, чтобы свариваемая деталь охлаждалась возможно медленнее. Замедленному охлаждению после сварки способствует применение электродов, покрытых толстым слоем обмазки. Там, где это возможно и позволяют размеры деталей, может быть применен также полный отжиг после сварки по режиму, указанному в табл. 20. После отжига сварные образцы должны выдерживать пробу на загиб на 180° при радиусе загиба, равном пятикратной толщине листа, при продольном и поперечном расположении сварных швов.

В последнее время для повышения вязкости сварного шва в качестве присадочного материала находит применение сталь 18-8 с очень малым содержанием углерода или же сталь 18-8 с титаном или ниобием. Кроме этих сталей, может применяться сталь с 25% Cr и 20% Ni или же сталь с 25% Ni и 20% Cr (сталь марки ЭЯЗС).

При применении присадочного материала из аустенитных сталей, а также сталей с 6% Cr необходимо, чтобы они содержали возможно меньшее количество углерода.

Наибольшее применение при сборке оборудования, крекинговых установок и других деталей получила электродуговая сварка.

Глава III

12%-ные ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ

Стали с 12—14% Cr относятся к категории нержавеющей и крипоустойчивых и находят широкое применение в различных областях техники, что можно видеть из данных табл. 27.

Введение хрома в сталь в количестве около 12—14% в сильной степени изменяет свойства сталей.

Химический состав и области применения 12%-ных хромистых сталей

Марки сталей	Химический состав, %					Применение
	C	Si	Mn	Cr	Другие элементы	
Ж1	≤ 0,14	Не более 0,7	Не более 0,5	12—14	Не более 0,6 Ni	Детали не очень высокой твердости, повышенной пластичности и подвергающиеся ударным нагрузкам. Детали турбин высокого давления, лопатки клапанов, клапаны гидравлических прессов, арматура крекинг-установок, болты, гайки, предметы домашнего обихода. Хорошо сопротивляется атмосферной коррозии. Наибольшую коррозионную стойкость сталь имеет в термически обработанном и полированном состоянии
Ж2	0,15—0,23	0,7	0,5	12—14	0,6 Ni	То же, но для деталей повышенной твердости
Ж3	0,24—0,35	0,7	0,5	12—14	0,6 Ni	Применяется в термически обработанном виде. Детали высокой твердости, режущий инструмент, хирургический инструмент, бритвы, пилы, карборатрные иглы, мерительный инструмент, шариковые подшипники. Поливровка для этих сталей весьма целесообразна и обеспечивает высокую коррозионную стойкость
Ж4	0,36—0,45	0,4	0,5	12—14	0,6 Ni	
12 SM*	≤ 0,12	~ 0,5	~ 0,6	12—14	0,2—0,5 до 0,5 Mo**	Специально для облегчения обработки резанием на автоматах. Обладает достаточной коррозионной стойкостью против атмосферной коррозии. Применяется для деталей, обрабатываемых резанием, от которых требуется гладкая поверхность и лучшая антифрикционная способность. Винты, гайки, зубчатки, шестерни и другие детали с резьбой

* Наши заводы не вырабатываются, но подлежит освоению.

** Часто серу вводят вместе с молибденом, что дает лучшее распределение серы в металле.

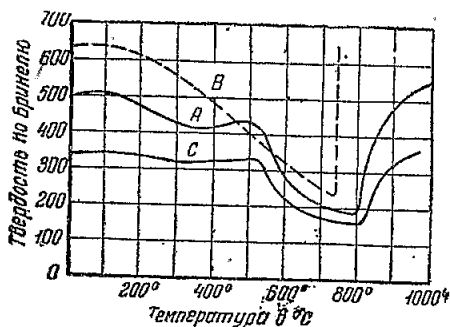
Если обыкновенная углеродистая сталь высокую твердость получает только после очень быстрого охлаждения, как, например, при охлаждении в воде или масле, то 12%-ная хромистая сталь уже при охлаждении в воздухе очень сильно закаливается, приобретая высокую твердость.

Способность к закалке 12%-ная хромистая сталь приобретает даже в том случае, когда содержание углерода в ней очень невелико (0,10%).

Способность хромистых сталей к закалке на воздухе обусловлена, с одной стороны, влиянием хрома на уменьшение скоростей превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении и, с другой стороны, влиянием хрома на перемещение эвтектоидной точки влево (см. фиг. 22 и 23).

Другой характерной особенностью 12%-ных хромистых сталей является то, что они полную закалку приобретают лишь после нагрева до более высоких температур по сравнению с углеродистой сталью (порядка 1000°).

С одной стороны, это обусловлено уменьшением скорости диффузии и скорости растворения карбидов в твердом растворе в присутствии хрома.



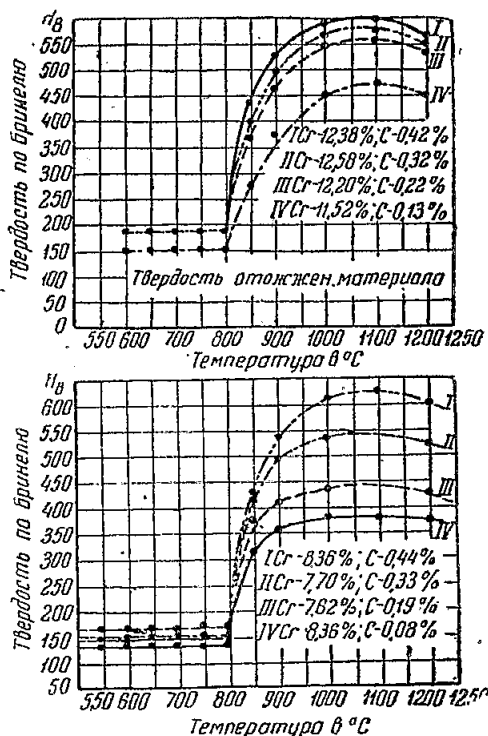
Фиг. 51. Влияние температуры отпуска на изменение твердости у нержавеющей и углеродистой сталей. Охлаждение с указанных температур производилось в воде:
А — нержавеющая 12%-ная хромистая сталь с 0,30% С; В — нержавеющая 12%-ная хромистая сталь с 0,07% С; С — нержавеющая 12%-ная хромистая сталь с 0,07% С; D — углеродистая сталь с 0,90% С (Монипенни)

На фиг. 51 приведена диаграмма, показывающая изменение твердости у закаленной нержавеющей стали с 0,07 и 0,30% С и углеродистой стали с 0,90% С (в зависимости от температуры нагрева) (Монипенни) [80].

Твердость у эвтектоидной углеродистой стали с повышением температуры закалки постепенно понижается и затем при переходе за критические точки резко возрастает. У 12%-ных хромистых сталей этот переход наблюдается при более высокой температуре, причем твердость постепенно увеличивается с повышением температуры закалки. Только после закалки при высоких температурах сталь получает очень высокую твердость.

Влияние температуры закалки и длительности нагрева на изменение твердости у 8- и 12%-ных хромистых сталей с различным содержанием углерода, по данным работы Родиной [100], можно видеть на фиг. 52 и 53. Эти данные показывают, что между 8- и 12%-ными хромистыми сталями не наблюдается большой разницы в изменении твердости, причем характер изменения у обоих видов стали одинаков.

Структура 12%-ных хромистых сталей зависит от содержания углерода и хрома и условий термической обработки. Малоуглеродистые стали с содержанием углерода, менее 0,1% после закалки при 1000° в масло имеют мартенситную структуру с небольшим количеством феррита, который при высоких температурах не подвергается изменению.



Фиг. 52. Изменение твердости у отожженных 8- и 12%-ных хромистых сталей после закалки их при различных температурах (Родина)

Сталь со средним содержанием углерода (0,1—0,4% C) после закалки в масло или на воздухе приобретает мартенситную структуру с твердостью, тем более высокой, чем больше содержание углерода в стали.

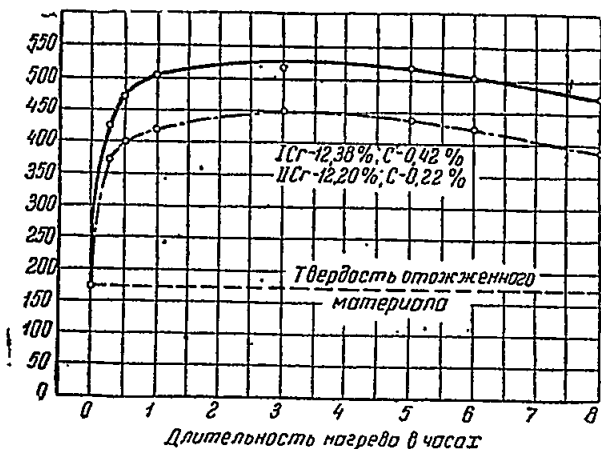
При еще более высоком содержании углерода сталь, кроме мартенсита, содержит еще свободные карбиды, которые после закалки часто распределяются в виде сетки.

При медленном охлаждении с высоких температур (отжиг) 12%-ная хромистая сталь в зависимости от содержания углерода может иметь перлитно-ферритную, перлитную или перлитно-карбид-

ную структуру. Перлитная структура у этой стали наблюдается уже при содержании углерода около 0,3%.

На фиг. 54 приведена микроструктура 12%-ной хромистой стали после различных вариантов термической обработки.

Положение структурных составляющих в сильной степени зависит от содержания хрома и стали, даже в пределах анализа, установленного для одной и той же марки. Например, сталь с 0,08% С и 12% Cr имеет феррито-перлитную структуру с преобладанием перлита, в то время как сталь с 15% Cr при том же содержании углерода имеет уже феррито-перлитную структуру с преобладанием феррита. В последнем случае имеется опасность появления крупнозернистости после термической обработки, установленной для 12%-ной хромистой стали, что для ряда изделий, особенно для турбинных лопаток, совершенно недопустимо.



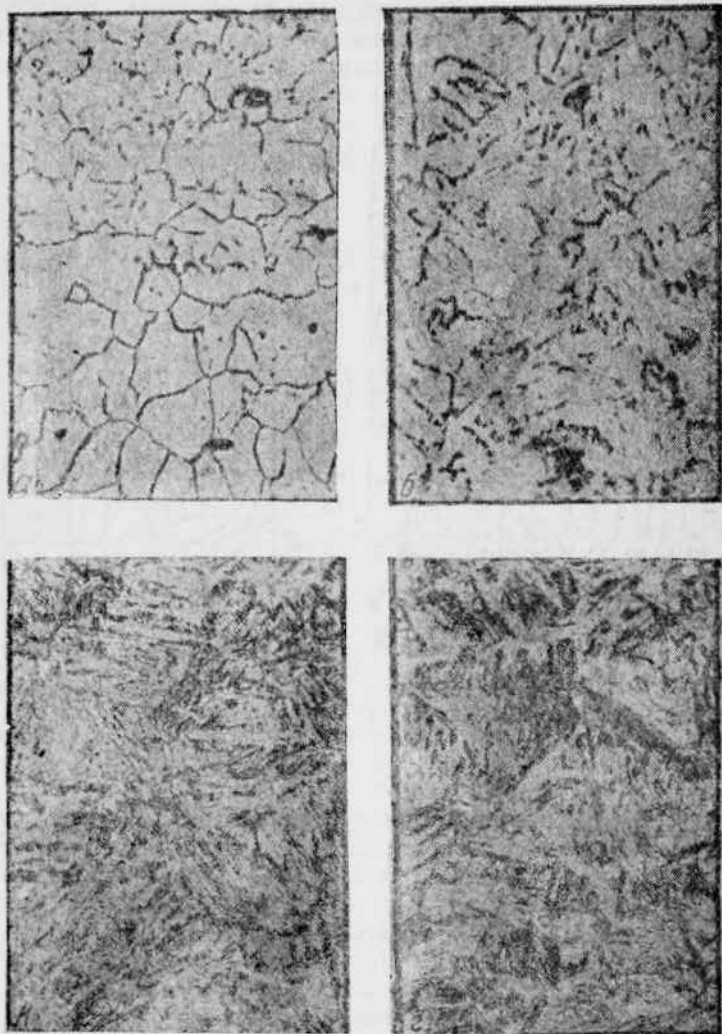
Фиг. 53. Влияние длительности нагрева 12%-ных хромистых сталей при 900° на твердость в закаленном состоянии

Увеличение содержания углерода, а также небольшая присадка никеля сглаживают разницу, зависящую от изменения содержания хрома.

Отжиг при температуре 860° с медленным охлаждением приводит к образованию феррито-карбидной структуры.

Тонкое зернистое строение карбидов в хромистых сталях желательнее, так как сообщает стали большую вязкость.

Влияние отпуска на твердость 12%-ной хромистой стали значительно слабее влияния отпуска на твердость закаленной углеродистой стали. Высокохромистые стали с повышенным содержанием углерода, особенно при очень больших скоростях охлаждения, кроме мартенсита, могут иметь еще неразложившийся аустенит, причем количество аустенита увеличивается с повышением температуры заковки.

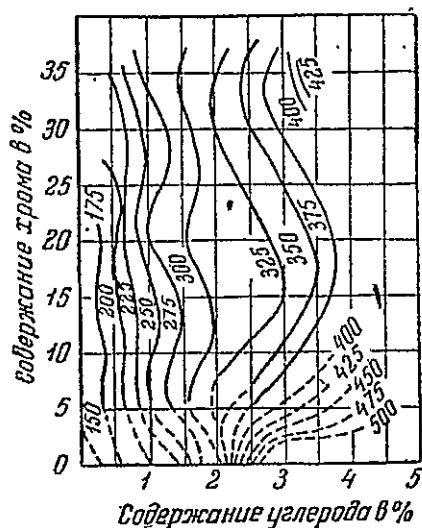


Фиг. 54. Структура 12%-ных хромистых сталей:

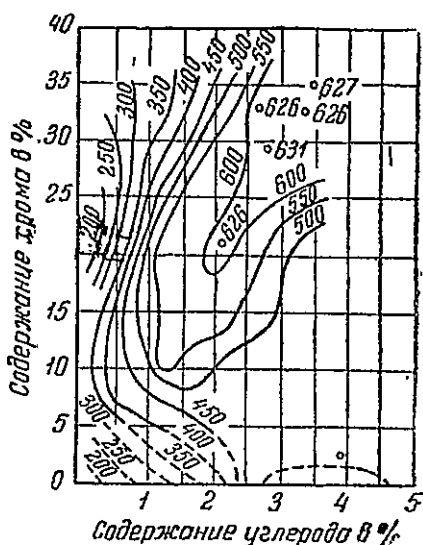
- а — структура с 12,5% Cr и 0,08% С после отжига при 830° с медленным охлаждением (Кривобок);
 б — структура 12%-ной хромистой стали после закалки ($\times 400$) при 955° в масле и часового отпуска при 700°, $\times 1000$ (Лукас);
 в — структура стали с 11,6% Cr и 0,22% С после закалки и при 1000° на воздухе, $\times 500$;
 г — структура стали с 12,5% Cr и 0,08% С после нагрева при 980° с охлаждением в масле (иглочатый мартенсит) (Кривобок), $\times 400$.

Большой интерес представляют данные Валента [638] по изменению твердости у хромистых сталей с различным содержанием углерода после различных вариантов термической обработки.

На фиг. 55 приведено изменение твердости у железохромо-углеродистых сплавов после отжига, причем линии на диаграмме представляют линии равнозначной твердости.



Фиг. 55. Линии равнозначной твердости у отожженных сплавов в системе железо-хром-углерод (Валента)



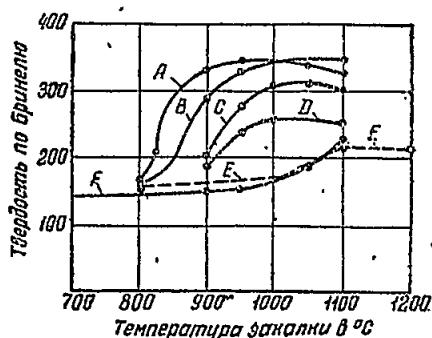
Фиг. 56. Линии равнозначной твердости у сплавов после воздушной заковки в системе железо-хром-углерод (Валента)

На фиг. 56 приведены кривые равнозначной твердости для системы железо-хром-углерод после воздушной заковки. Воздушная заковка производилась на образцах толщиной около 30 мм после нагрева их при 1000° с охлаждением в струе воздуха до комнатной температуры. В случае отжига образцы также нагревались до 1000° и выдерживались в течение 4 час. при этой температуре, затем медленно охлаждались вместе с печью.

Твердость у отожженных сплавов железа с хромом возрастает с увеличением содержания углерода. Наиболее высокую твердость после воздушной заковки приобретают сплавы с 2% С и 20% Cr.

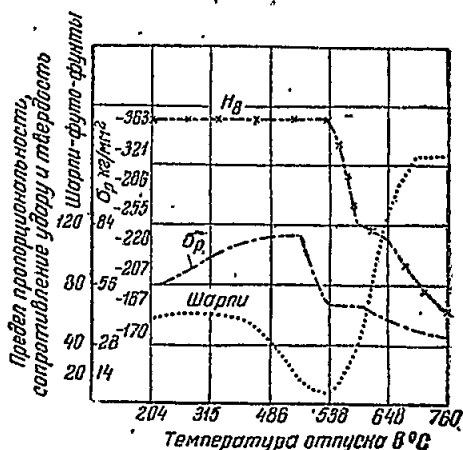
На диаграмме фиг. 57 показано влияние температуры заковки на твердость сталей с 0,07—0,12% С и с разным содержанием хрома. С увеличением содержания хрома способность к заковке в воде у хромистых сталей уменьшается. Характерно, что сталь Е с 0,12% С и 18,8% Cr с увеличением температуры заковки до 1000° почти не изменяет своей твердости. С повышением температуры заковки твердость несколько увеличивается, но в значительно меньшей степени, чем у 12%-ных хромистых сталей.

Механические свойства 12%-ной хромистой стали в сильной степени зависят от содержания углерода, условий термической обработки и могут изменяться в очень широком интервале (фиг. 58).



Фиг. 57. Влияние содержания хрома на твердость закаленных в воде с разных температур малоуглеродистых сталей (Монипенни):

- кривая А — 0,07% С и 11,5% Cr;
- кривая В — 0,08% С и 14,0% Cr;
- кривая С — 0,09% С и 15,0% Cr;
- кривая D — 0,07% С и 16,0% Cr;
- кривая E — 0,12% С и 18,5% Cr;
- кривая F — 0,10% С и 20,4% Cr



Фиг. 58. Влияние температуры отпуска на изменение механических свойств стали с 0,11% С; 11,9% Cr и 0,47% Mn, предварительно закаленной при 950° в масле. (К. Меррит)

Наилучшее сочетание свойств как с точки зрения прочности, так и с точки зрения сопротивления коррозии 12%-ные хромистые стали приобретают после закалки с высоких температур при охлаждении на воздухе или в масле с последующим отпуском.

Для малоуглеродистой 12%-ной хромистой стали закалка в масле предпочтительнее, закалки на воздухе. Для сталей с повышенным содержанием углерода (выше 0,15%) закалка на воздухе имеет то преимущество, что сообщает стали высокую прочность и в то же время уменьшает хрупкость и предупреждает появление трещин от резкого охлаждения.

В табл. 28 и 29 приведены механические свойства 12%-ных хромистых сталей с разным содержанием углерода после закалки в масле и на воздухе и отпуска при различных температурах.

До температуры 500° отпуск в очень незначительной степени изменяет сопротивление разрыву и повышает предел пропорциональности. Наряду с этим, начиная с температуры 400°, наблюдается очень резкое уменьшение сопротивления удару, которое достигает минимума при температурах 450—550°, что хорошо видно на диаграмме фиг. 59 и 60. Этот минимум почти совпадает с температурой, вызывающей очень резкое понижение коррозионной стойкости, и с образованием троостита в стали. При дальнейшем повышении температуры твердость и сопротивление раз-

Таблица 28

Механические свойства 12%-ных хромистых сталей
(Монипенини)

Обработка	Предел текучести кг/мм ²	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение, %	Сужение, %	Твердость по Бринеллю	Сопротивление удару, кгм/см ²
0,07% C; 0,08% Si; 0,12% Mn; 11,7% Cr; 0,57 Ni						
Масло 930°	—	115,3	13,5	41,9	340	3,9
„ 930° + отпуск 300°	—	114,0	12,5	36,4	332	5,3
„ 930° + „ 500°	92,6	114,0	18,0	52,2	340	5,0
„ 930° + „ 600°	59,8	77,2	22,0	62,4	241	9,0
„ 930° + „ 700°	48,1	63,7	26,5	65,8	196	11,0
„ 930° + „ 750°	44,0	57,5	31,0	68,8	179	12,0
„ 930° + „ 800°	52,8	84,4	13,5	44,6	255	5,0
0,10% C; 0,46% Si; 0,31% Mn; 11,2% Cr; 0,44% Ni						
Воздух 950°	109,0	122,8	12,0	36,4	302	2,7
Масло 950°	—	133,4	3,0	8,4	340	3,6
„ 950° + отпуск 500°	—	130,0	18,5	57,0	340	3,6
„ 950° + „ 600°	72,3	86,6	22,0	63,7	241	2,6
„ 950° + „ 700°	56,7	68,6	27,0	66,8	192	16,6
„ 950° + „ 750°	51,5	64,2	32,0	67,0	179	16,7
„ 950° + „ 800°	45,3	62,7	32,5	65,8	170	15,0
0,22% C; 0,11% Si; 0,17% Mn; 11,5% Cr; 0,76% Ni						
Масло 900° + отпуск 500°	132,9	138,6	9,5	36,4	—	2,2
„ 900° + „ 600°	65,2	88,6	24,0	52,2	—	3,3
„ 900° + „ 700°	59,9	73,5	26,0	58,0	—	8,6
„ 900° + „ 750°	49,1	69,2	28,0	61,5	—	9,3
0,37% C; 0,19% Si; 0,15% Mn; 11,7% Cr						
Воздух 900°	—	160,6	3,0	3,24	444	0,5
„ 900° + отпуск 500°	—	164,4	9,0	21,6	444	0,8
„ 900° + „ 600°	91,0	102,4	11,5	27,6	302	1,2
„ 900° + „ 650°	79,0	88,1	17,5	37,8	269	1,8
„ 900° + „ 700°	73,7	85,0	21,0	52,2	241	3,3
„ 900° + „ 750°	66,8	81,6	21,0	44,6	241	4,4

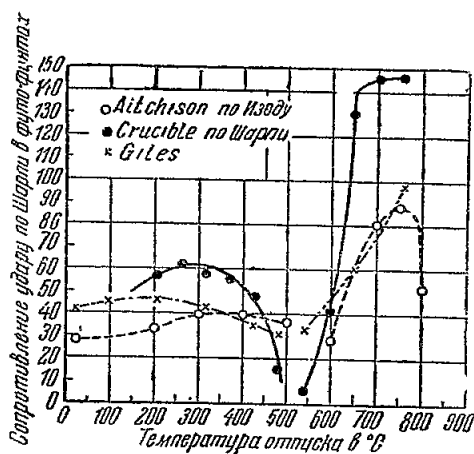
рыву сильно понижаются при одновременном значительном улучшении пластичности. Влияние отпуска на изменение механических свойств у 12%-ных хромистых сталей с 0,10 и 0,22% C приведено на фиг. 58—61.

В табл. 30 даны механические свойства 12%-ных хромистых сталей после различных вариантов термической обработки.

Таблица 29

Влияние отпуска на изменение механических свойств стали с 0,30% С и 13% Cr, закаленной при 982° в масло

Температура отпуска, °C	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на 2" %	Сужение %	Твердость по Бринеллю
510	182	142	8,3	19,5	480
538	176	126	6,6	15,9	460
566	158	134	7,4	22,0	425
599	139	120	10,2	32,7	375
621	123	102	9,9	31,6	375
649	112	93	11,7	37,9	335
673	106	88	12,2	39,2	325
704	103	85	12,4	40,5	315
732	99	80	13,4	43,5	305
760	92	73	14,4	45,8	285
788	97	73	12,8	39,5	305
816	112	80	12,4	34,0	340
Отожженный	70	46	27,0	58,7	175



Фиг. 59. Влияние температуры отпуска на изменение ударной вязкости 12%-ной хромистой стали с малым содержанием углерода

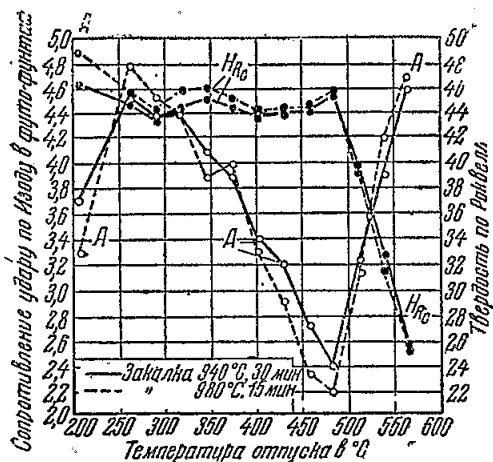
Далее, в табл. 31 приводятся результаты испытаний на усталость, полученные различными авторами для 12%-ной хромистой стали, имеющей различные механические свойства.

Результаты испытаний показывают, что предел усталости тем выше, чем тверже сталь и чем выше ее механические свойства.

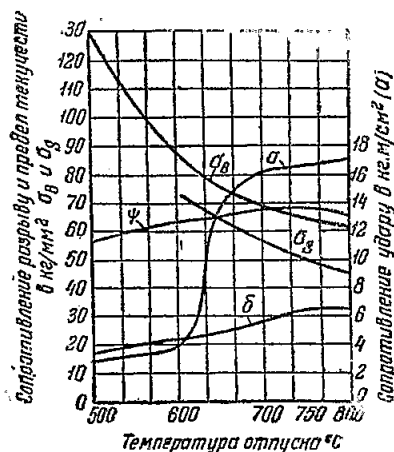
Приведенное значение предела усталости было получено при испытании стали в атмосферных условиях. Проведенное Фулле-

Химический состав, термическая обработка и механические

Марка стали	Химический состав, %						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
Ж1	$\leq 0,14$	$\leq 0,7$	$\leq 0,50$	12,0—14,0	$\leq 0,6$	$\leq 0,03$	$\leq 0,03$
Ж2	0,15—0,23	$\leq 0,7$	$\leq 0,50$	12,0—14,0	$\leq 0,6$	$\leq 0,03$	$\leq 0,03$
Ж3	0,24—0,35	$\leq 0,7$	$\leq 0,50$	12,0—14,0	$\leq 0,6$	$\leq 0,03$	$\leq 0,03$
Ж4	0,36—0,45	$\leq 0,4$	$\leq 0,50$	12,0—14,0	$\leq 0,6$	$\leq 0,03$	$\leq 0,03$
—	—	—	—	—	—	—	—



Фиг. 60. Изменение твердости и ударной вязкости по Изоду стали с 13,5% Cr и 0,3% C (Тур)



Фиг. 61. Влияние отпуска на изменение механических свойств сталей с 12,2% Cr и 0,1% C (Монипенни)

ром испытание на усталость в камере с корродирующими агентами при различных температурах показало, что предел усталости меняет свою величину не только в зависимости от температуры, но и, кроме того, от среды, в которой это испытание производи-

Таблица 30
свойства 12%-ных хромистых сталей, вырабатываемых в СССР

Термическая обработка		Механические свойства					Твердость по Бринелю только для отожженной стали
закалки	отпуск	сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	предела текучести кг/мм ²	удлинение %, 0	сужение по- перечного сечения, %	сопротивле- ние удару кгм/см ²	
1000—1050°, воздух или масло	720—740°	60	42	20	60	9	179
1000—1050°, воздух или масло	610—640°	90	70	10	45	7	187
1000—1050°, воздух или масло	720—740°	70	50	15	55	5	—
	620—670°	95	75	9	40	3	107
1050—1100°, масло . . .	200°	Как инструмен- тальная, твердость по $R_c \geq 45$			—	—	217
1050—1100°, масло . . .	200°	Как инструмен- тальная, твердость по $R_c \geq 50$			—	—	—

Таблица 31

C	Ст	Сопротивле- ние разрыву	Предел усталости	Отношение предела уста- лости к сопро- тивлению разрыву	Авторы
%,		кг/мм ²			
0,08	11,10	109	64	0,58	Mochel
0,08	14,26	49	32	0,66	„
0,07	12,67	85	43	0,51	„
0,08	11,78	116	52	0,45	„
0,08	11,78	115	55	0,47	Me. Adam
0,08	11,78	76	43	0,56	„
0,08	11,78	58	31,5	0,54	„
0,08	11,78	44	22	0,49	„
0,08	13,47	57	28	0,42	Moore

лось. Например, при испытании в парах воды (100°) и атмосферном давлении при 50 млн. циклов предел усталости оказался равным 37 кг/мм², а при давлении в 60 ат и температуре 149° в атмосфере пара при том же числе циклов — 38,5 кг/мм².

При давлении 220 ат, температуре 371° и 10 млн. циклов предел усталости определен в 37 кг/мм².

Первые два испытания показывают, что предел усталости в

атмосфере пара для нержавеющей стали с 12% Cr и 0,1% C сравнительно мало изменяется в интервале температур 100—149° при указанном давлении.

Большой интерес представляют испытания Мак Адама по определению предела усталости у термически обработанных хромистых сталей, приведенные в табл. 32.

Таблица 32

Тип стали	Cr	C	Термическая обработка	Сопротивление разрыву кг/мм²	Предел усталости для 10 млн. циклов кг/мм²
	%				
А	12,9	0,11	Отожженная	62,6	39,0
Б	14,5	0,38	Закалка с отпуском	82,0	37,8

При испытании этих сталей в воде получены следующие значения величин предела усталости: для стали типа А—с 12,9% Cr и 0,11% C—26,6 кг/мм² и для стали типа Б—с 14,5% Cr и 0,38% C—25,8 кг/мм².

Определение предела усталости для 12%-ных хромистых сталей очень важно в связи с применением их для турбинных лопаток, которые при работе подвергаются действию вибрационных нагрузок.

Механические свойства 12%-ных хромистых сталей при высоких температурах

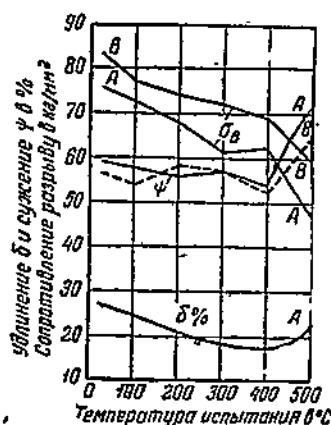
12%-ные нержавеющие стали находят широкое применение в деталях, работающих при повышенных температурах, как-то: турбинные лопатки, арматура, болты, шпильки, цилиндры высокого давления паросиловых установок и трубы пароперегревателей.

Определение механических свойств в нагретом состоянии показывает, что 12%-ные хромистые стали обладают более высокими механическими свойствами в этих условиях, чем углеродистая сталь и 6- и 17%-ные хромистые стали.

Механические свойства сталей при повышенных температурах зависят от термической обработки, особенно в интервале высоких температур, так как отпуск до 450° вызывает лишь незначительные изменения в свойствах у этих сталей.

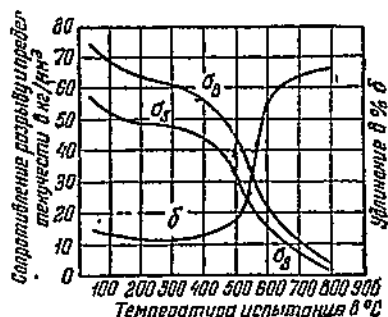
На фиг. 62 приведены результаты испытания на разрыв закаленной и отпущенной нержавеющей стали при температурах до 500° (по Диккенсону и Монипенни).

На фиг. 63 приведены механические свойства при повышенных температурах для хромистой стали с 14% Cr; 0,18% С и 0,6% Ni. Из этих данных следует, что предел текучести и сопротивление разрыву очень сильно понижаются с повышением температуры выше 400°.



Фиг. 62. Механические свойства закаленной и отпущенной стали при температурах до 500° (Монипенни и Диккенсон)

А — 0,86% С и 11,2% Cr;
В — 0,26% С и 14,7% Cr



Фиг. 63. Механические свойства сталей с 0,18% С; 14,09% Cr и 0,6% Ni при высоких температурах

Большое значение для деталей, длительно работающих при высоких температурах, представляют испытания на крип. В табл. 33 приводятся значения испытаний на крип при различных температурах по данным Нортон [493].

Приведенные в табл. 33 значения представляют напряжения (в кг/мм²), которые вызывают 1% удлинения за 10 000 час. нагрева.

Таблица 33

	540°	595°	645°	730°
Сталь с 12% Cr	—	3,5	1,82	0,85
» » 13% Cr	9,1	3,65	1,48	—
» » 17,6% Cr	5,95	3,7	1,48	0,84
» 18-8	13,0	8,0	4,60	1,70

Материал для турбинных, лопаток. К 12%-ной хромистой стали, предназначенной для изготовления турбинных лопаток, предъявляются особые требования как в отношении чистоты стали, отсутствия включений, волосовин и других пороков, наблюдаемых или вскрывающихся при обработке, так и в отношении хими-

ческого состава. Для этих деталей должен применяться индивидуальный контроль, особенно в случае ответственных лопаток.

В отношении 12%-ной хромистой стали марки ЭЖ1 с низким содержанием углерода содержание хрома по верхнему пределу должно быть ограничено 14%. В случае повышения содержания хрома до 15% (при низком содержании углерода) в стали уже начинает преобладать ферритная структура, которая при общепринятой термической обработке (закалка при 1000° в масле) приводит к крупнозернистости и хрупкости.

Такого рода случаи наблюдались при аварии лопаток колеса Кертиса в турбинах мощностью 25 000 квт. Было установлено, что причиной аварии явился неправильный состав стали ЭЖ1, пределы по хрому в которой были расширены до 15%. В аварийных лопатках обнаружилось, что сталь химического состава 0,08% С и 15,2% Cr имела чрезвычайно крупное зерно (всего несколько зерен на площадь разрушения в образце Менаже),

С повышением содержания углерода содержание хрома может быть повышено до 15%.

В табл. 34 приведены данные, показывающие, каким требованиям должны удовлетворять нержавеющие стали, применяемые для изготовления турбинных лопаток.

Таблица 34

Тип стали	Химический состав, %		Термическая обработка	Механические свойства			
	С	Cr		сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	предел те- кучести кг/мм ²	удли- нение %	суже- ние %
А	0,12	12—14	950° масло, отпуск 650°	55—75	45	18	60
Б	0,14—0,22	12,5—14,5	950—1000° масло, отпуск 675—750°	63—79	47	20	—

Сталь для турбинных лопаток применяется в термически обработанном состоянии после закалки при 950—1050°, с охлаждением в масле или на воздухе в зависимости от содержания углерода и с последующим высоким отпуском при 650—700°.

Не рекомендуется пользоваться отпуском в интервале температур 425—575°, так как после такого отпуска сталь приобретает пониженное сопротивление удару. В связи с этим нежелательно применение стали типа А с твердостью 240—300 по Бринелю или же отпущенной на эту твердость.

Кроме того, от стали Б требуется, чтобы она имела сопротивление удару выше 4,5 кгм/см² и твердость 180—220 по Бринелю.

При изготовлении крупных отливок из 12%-ной хромистой

стали (лопастей гидротурбин) вследствие ликвации наблюдается очень сильная неоднородность в материале с выделением крупных скоплений феррита, окаймленных карбидами, что является причиной сильного разброса величин ударной вязкости. Применение гомогенизирующего отжига при 1150° и быстрого охлаждения отливок в интервале температур пластичного состояния (не ниже 750°) позволяет получить в крупных отливках высокие механические свойства. В. И. Смирнов [110] приводит пример отливки лопастей гидротурбины весом в 5—20 т из стали с 0,20—0,24 % С, 11,7—13,99 % Cr и 0,45—1,0 % Ni, на приливах которой после гомогенизирующего отжига и применения специальных условий термической обработки с последующим отпуском при $750\text{—}780^\circ$ были получены следующие механические свойства: $\sigma_B = 54,3\text{—}61,3$; $\sigma_s = 27,8\text{—}33,5$; $\delta = 24,1\text{—}29,6$; $\psi = 45,5\text{—}63,4$; $\alpha_k = 6,84\text{—}9,51$ кгм/см².

12%-ные хромистые стали с небольшим содержанием никеля

Введение никеля в количестве 1—2% в стали этого типа вызывает некоторое увеличение аустенитной области при высоких температурах и понижение критической точки A_3 . Наряду с этим увеличивается гистерезис между критическими точками A_3 при охлаждении и нагреве, что способствует еще большей прокаливаемости.

12%-ные хромистые стали с присадкой 0,5—0,8% Ni вырабатываются под марками V3M и V5M, причем в первой стали содержание углерода около 0,35% и во второй — около 0,18%.

Сталь V1M при содержании углерода около 0,20% имеет присадку никеля около 1,7%. В США 12%-ные хромистые стали с присадкой никеля встречаются очень редко, и американцы не видят каких-либо особых преимуществ у сталей с присадкой небольших количеств никеля. Следует отметить, что в 12%-ных хромистых сталях никель допускается до 0,5% как примесь, попадающая из скрапа.

Физические свойства 12%-ных хромистых сталей с небольшой присадкой никеля приведены в гл. VIII.

12%-ные хромистые стали с повышенным содержанием серы

Эти стали широко применяются при изготовлении изделий массового производства, где требуются хорошая обрабатываемость на автоматах и гладкая поверхность (применение — см. табл. 27).

Сера в этих сталях встречается в виде мелкораздробленных неметаллических включений (сульфидов), которые, находясь между частицами металла, способствуют более легкому отделению стружки при резании, улучшая этим самым поверхность обрабатываемого изделия.

Чаще всего добавка серы к 12-ным хромистым сталям произ-

водится вместе с добавкой 0,5% Мо, которые присаживаются в виде сернистого молибдена.

Введение молибдена способствует лучшему распределению сульфидов в массе стали и улучшает горячую обработку.

Иногда для той же цели в 12-ные хромистые стали вместе с серой присаживается цирконий, который в стали находится в виде сульфидов циркония.

Таблица 35

Химический состав, %

C	Si	Mn	Cr	S	Mo	P
0,12	~ 0,5	~ 0,60	12—15	0,25—0,35	—	0,03
0,12	~ 0,5	~ 0,60	12—15	0,20—0,50	—	0,03
0,12	~ 0,5	~ 0,60	12—15	0,15—0,25	0,15—0,25	0,03
0,12	~ 0,5	~ 0,60	12—15	0,20—0,40	0,30—0,50	0,03
0,12	~ 0,5	~ 0,60	12—15	0,50—0,75	0,30—0,50	0,03
0,12	~ 0,5	~ 0,60	12—15	0,03	Сульфид циркония ~ 0,40	0,03

Наиболее типичные составы 12%-ных хромистых сталей с повышенным содержанием серы приведены в табл. 35.

Присутствие большого числа сульфидов в стали отражается на ее механических свойствах, сообщая ей резкую анизотропию.

Однако на образцах, взятых из материала вдоль прокатки, влияние серы на механические свойства почти не обнаруживается (табл. 36).

Таблица 36

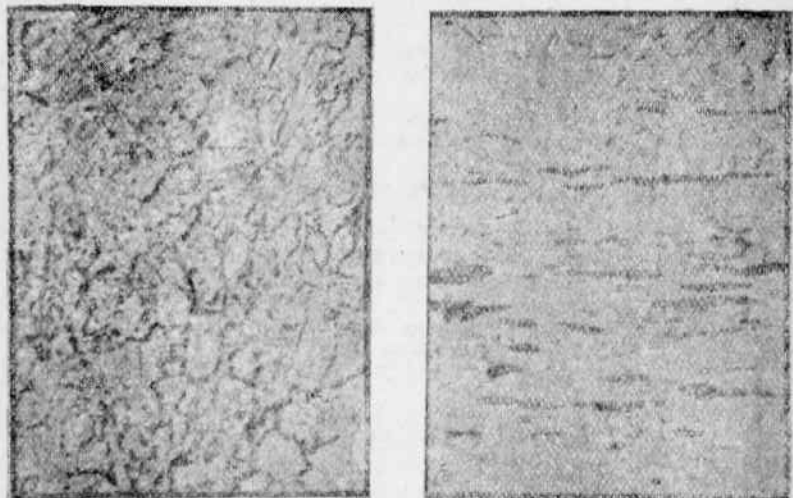
Тип стали	Химический состав, %			Сопротивление разрыву	Предел текуче- сти	Удлине- ние $t = 5d$	Суже- ние	Сопротивление удару кгм/см ²
	C	Cr	S					
кг/мм ²					%			
A	0,12	12,1	0,02	49,4	22,2	31,8	73,7	24,1
Б	0,12	12,0	0,23	53,1	23,7	32,6	59,2	23,6
В	0,12	12,1	0,51	50,1	23,9	28,5	58,4	14,9

Сталь с повышенным содержанием серы показывает несколько меньшее сужение поперечного сечения и сопротивление удару, в то время как сопротивление разрыву и удлинение почти не изменяются по сравнению со сталью, не содержащей серы.

Особенно резкая разница в свойствах наблюдается при испытании образцов, взятых из материала в поперечном направлении; сопротивление удару в этом случае очень резко понижается.

Механические свойства определялись на образцах, взятых из прутковой стали (вдоль прокатки), отожженной при 860° в течение 2 час. с последующим медленным охлаждением в печи.

На фиг. 64 приведена микроструктура сталей А и Б после указанной обработки. Сталь В в феррито-карбидной массе имеет большое количество сульфидов, вытянутых вдоль волокон прокатки.



Фиг. 64. Структура стали с 12,1% Cr, 0,12% С и 0,02% S после двухчасового отжига при 860° с медленным охлаждением.

Феррито-карбидная структура (а).

Структура стали с 12% Cr, 0,12% С и 0,51% S после той же обработки.

Вытянутые прожилки сульфидов в феррито-карбидной массе (б)

Влияние титана и ниобия. Беккет и Френкс [207] описывают влияние титана и ниобия на свойства сталей 12—20% Cr.

Титан, введенный в сталь в количестве, в 5—7 раз большем содержания углерода, а ниобий в 8—10 раз, переводят весь углерод в карбиды титана или ниобия и этим самым делают сталь нечувствительной к закалке. В табл. 37 приведены механические свойства 12%-ных хромистых сталей с добавками титана и ниобия и без них после различной обработки.

Данных по вопросу практического применения этих сталей не встречалось.

Хромомолибденовая сталь марки Х12М

Эта сталь применяется при изготовлении клапанов впуска авиамоторов и для наконечников клапанов. Кроме того, сталь Х12М широко применяется при изготовлении штампов для горячей штамповки.

Таблица 37

Механические свойства сталей с 12% Cr и добавкой титана и ниобия

C	Cr	Nb, Ti	Термическая обработка	Сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	Предел те- кучести кг/мм ²	Удлинение на 2", %	Сужение %	Твердость по Бринеллю
%								
0,11	13,3	—	Нагрев 4 часа при 750° с охлаждением на воз- духе	44,4	27,3	28	70	112
0,11	13,3	—	Нагрев 10 мин. при 900° с охлаждением на воздухе	44,8	25,2	33	75	112
0,11	13,3	0,85 Ti	После горячей про- катки	44,4	25,2	25	70	126
0,10	12,4	1,18 Nb	То же	44,3	27,4	30	53	121
0,10	12,4	1,18 Nb	Нагрев 4 часа при 750° с охлаждением на воз- духе	45,1	25,9	31	65	116
0,10	12,4	1,18 Nb	Нагрев 10 мин. при 900° с охлаждением на воздухе	44,1	27,3	37	73	112

По своей структуре сталь X12M относится к группе мартенситных сталей с полным фазовым превращением.

Структура стали сильно изменяется в зависимости от термообработки. В отожженном состоянии (поставка) сталь должна иметь равномерно распределенные карбиды в твердом растворе, после закалки — мелкозернистый мартенсит и карбиды, а после отпуска — сорбит и карбиды.

Критические точки у этой стали при нагреве находятся при температуре около 830°.

Механические качества стали X12M в состоянии поставки и после термической обработки приведены в табл. 37а.

Таблица 37а

Обработка	Сопротив- ление раз- рыву кг/мм ²	Предел текуче- сти кг/мм ²	Удлине- ние %	Сжатие %	Сопротив- ление удару кгм/см ²	Диаметр отпечат- ка по Бринеллю
Состояние поставки	76	68	13	23	1,6	3,85
Закалка и отпуск . .	95	90	6,5	14	1,4	3,45

В этой таблице приводятся пределы механических качеств образцов, исследованных Л. Н. Газезьяном. Перед испытанием сталь закаливалась при 950° с выдержкой 50 мин. и охлаждением на воздухе и затем отпускалась при 720° с выдержкой 2 часа и охлаждением на воздухе.

Пониженная ударная вязкость стали ЭХ12М не является решающим и отрицательным качеством, тем более, что с повышением температуры испытания ударная вязкость резко повышается.

При применении стали для клапанов термическую обработку следует производить на твердость $H_B = 300-350$, при которой обеспечивается удовлетворительная механическая обработка.

Это достигается путем закалки стали с 950° на воздухе с последующим отпуском при 720°.

Изменение твердости у стали X12M в зависимости от температуры отпуска можно проследить по результатам испытаний, приведенным в табл. 376.

Таблица 376

Обработка Твердость	Состояние поставки	Закалка 950°, вы- держка 50 мин., охлаж- дение на воздухе	Температура отпуска, °C (выдержка 2 часа, охлаж- дение на воздухе)			
			700	725	750	800
Твердость по Роквеллу (150)	18	57 ¹	40	36	29	26
Диаметр отпечатка по Бринеллю, мм	4,2	2,6	3,15	3,15	3,6	3,8

Примечание. Образцы для испытания на твердость были вырезаны из штока одного клапана, причем замер твердости производился после снятия слоя толщиной 1 мм.

Характерной особенностью этой стали является то, что она сохраняет более высокую твердость при отпуске, которая вместе с тем изменяется в очень широком интервале.

Отрицательные свойства этой стали заключаются в том, что она при наплавке стеллитом дает очень большое количество брака; это явление вызывается большой разницей в коэффициентах расширения у стеллита и этой стали и пониженной температурой критических превращений, что приводит к большим внутренним напряжениям и трещинам.

Таким образом применение этой стали в виде стеллитированных клапанов выпуска исключается.

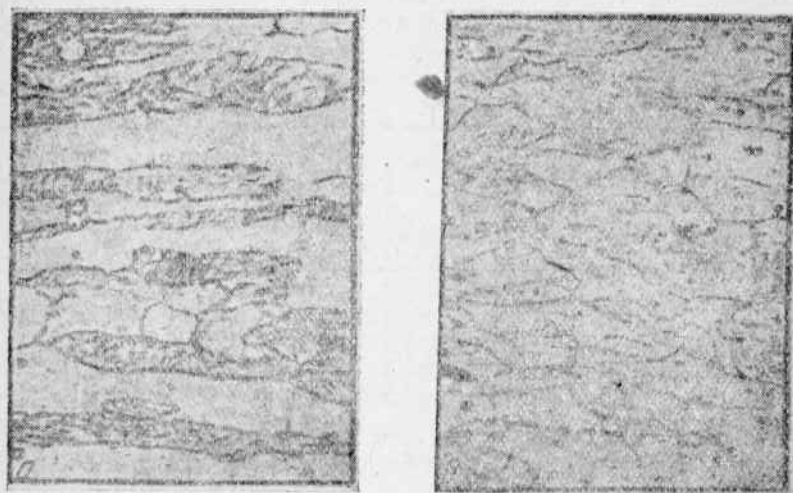
В клапанах впуска она с успехом заменила быстрорежущую сталь ХВФ и хромокобальтовую X12К.

Глава IV

17%-ные ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ

Эти стали благодаря повышенному содержанию хрома находят применение как нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные (табл. 38).

В зависимости от состава 17%-ные хромистые стали подразделяются на несколько марок, и, находясь на границе с ферритной областью, эти стали при очень близком составе могут иметь различную структуру.



Фиг. 65. Микроструктура стали с 17,3% Cr и 0,14% C после 20 мин. нагрева при 1000° с охлаждением на воздухе:

Двойная феррито-мартенситная структура.

Светлое поле — феррит, а серое — продукты превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ (а).

Микроструктура стали с 17,1% Cr; 0,14% C и 0,5% Ti после двухчасового нагрева при 800° с охлаждением на воздухе (б).

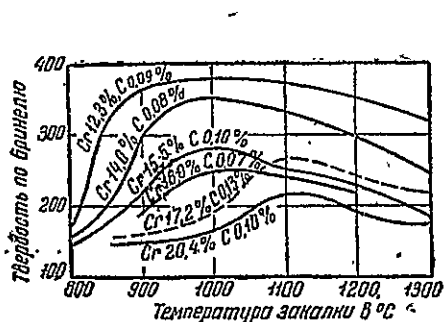
Феррито-карбидная структура

При очень малом содержании углерода 17%-ные хромистые стали имеют ферритную структуру и на термическую обработку не реагируют. В этом случае сталь обладает большой склонностью к увеличению размеров зерен при нагреве выше 800°, а также при сварке.

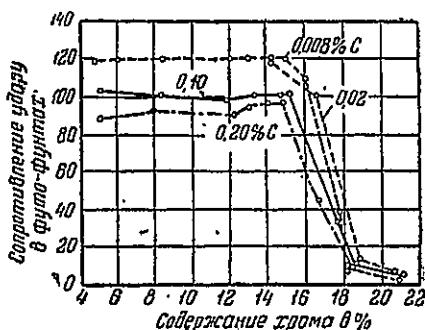
При содержании около 0,1% C стали с 17% Cr имеют полуферритную структуру и на термическую обработку реагируют сравнительно слабо. В этом случае при нагреве только часть

структуры (γ) претерпевает превращение, в то время как ферритная структура не изменяется.

В какой степени оказывает влияние увеличение содержания хрома в сталях с малым содержанием углерода на способность их изменять свою твердость при закалке с различных температур, можно видеть на диаграмме (фиг. 66).



Фиг. 66. Влияние хрома и температуры закалки на твердость сталей с малым содержанием углерода (Митчел)



Фиг. 67. Сопротивление удару по Шарпи у железохромистых сталей с разным содержанием углерода (Кривобок)

С увеличением содержания хрома температура закалки повышается, что находится в связи с повышением критических точек. Но в то же время уменьшается твердость, получаемая в результате этой закалки, благодаря преобладанию феррита в структуре стали. Следует отметить, что небольшие изменения в составе стали, установленные для одной и той же марки, могут сильно влиять на свойства стали. Так, например, сталь с содержанием хрома около 16% при нормальном содержании углерода (0,1%) и кремния способна принимать частичную закалку, в то время как сталь с 18% Cr при том же содержании углерода и кремния будет очень незначительно изменять свои свойства при термической обработке. Это обусловлено тем, что повышение содержания хрома с 16 до 18% сильно сказывается на изменении структуры и вместе с тем на изменении механических и физических свойств сталей этого типа. На фиг. 67 приведены данные Кривобока [416] по определению сопротивления удару сталей с различным содержанием углерода и хрома, показывающие, что сопротивление удару при содержании хрома выше 16% очень резко понижается.

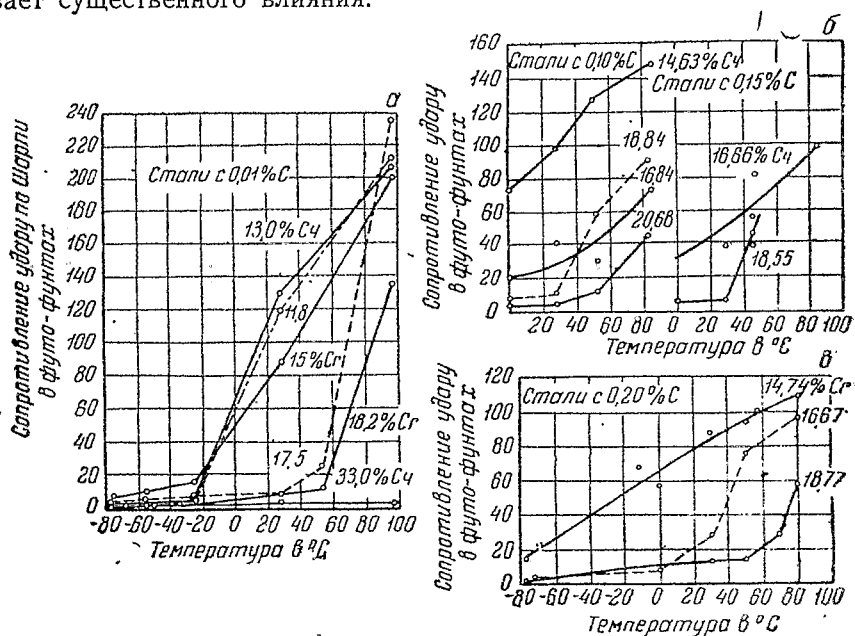
Повышение содержания углерода оказывает сравнительно малое влияние на изменение ударной вязкости 17%-ных хромистых сталей. Подробные исследования, проведенные Кривобокком, позволили установить, что изменение сопротивления удару в очень сильной степени зависит от температуры, при которой производит-

Химический состав 170%-ных хромистых сталей и их применение

Тип стали	Химический состав, %					Вид металла или изделия	Применение
	C	Si	Mn	Cr	Другие элементы		
А	≤ 0,12	≤ 0,50	≤ 0,5	16—18	≤ 0,5 Ni	Листы, прутки, поковки и трубы	Оборудование азотнокислотных заводов, абсорбционные башни, теплообменники для горячих нитрозных газов и горячей азотной кислоты. Ваки для хранения кислот, трубопроводы и другие детали. Оборудование кухонь, столовых, консервных заводов, предметы домашнего обихода.
Б	≤ 0,12	0,5—1,0	≤ 0,5	16—18	≤ 0,5 Ni		
В	≤ 0,12	≤ 1,0	≤ 0,7	16—18	≤ 0,6 Ni		
Г	≤ 0,12	≤ 0,5	≤ 0,5	16—18	0,5—1,0 Ni	То же	Обладает повышенной коррозионной стойкостью в морской воде и ряде других сред. В качестве жароупорных деталей до 1000°. При высоких температурах только для ненагруженных деталей.
Д	≤ 0,12	≤ 1,0	≤ 0,5	15—17	~ 1,00 Ni		
Е	≤ 0,12	1,8—2,2	≤ 0,5	17—19	—		
Ж	0,2—0,3	0,50—1,0	0,3—0,7	16—20	≤ 1,0 Ni ≤ 0,05 P+S	В виде литья	Для задвижек и вентиля в нефтяной промышленности, в парогурбинах и аппаратах производства азотной кислоты. Фланцы, фитинги и другие литые для деталей азотной промышленности.
З	0,55—0,70	≤ 0,5	≤ 0,5	16—18	—	Кованые и канатные полуфабрикаты	Хирургический инструмент, подшипники, работающие в условиях коррозии. Ножи в мясной промышленности. Обладает высокой твердостью и хорошо сохраняет режущее острие.
И	0,95—1,20	≤ 0,5	≤ 0,5	16—18	—	То же	Шарикоподшипники для нефтяного оборудования, ножи высшего качества, втулки, вентили и другие детали, работающие на износ, от которых требуется высокая стойкость в отношении коррозии.
Ж17	≤ 0,12	≤ 0,90	≤ 0,5	16—18	≤ 0,60 Ni	Стали, вырабатываемые в Союзе	То же, что А, Б и В
Ж27	≤ 0,20	≤ 0,20	≤ 0,5	27—30	≤ 0,60 Ni		

В качестве жароупорного материала до 1150°
(для ненагруженных деталей)

ся это испытание, что очень хорошо видно на диаграммах, фиг. 68. Сопоставление влияния хрома и углерода на изменение сопротивления удару при испытании сталей при различных температурах позволяет сделать тот вывод, что решающая роль и в этом случае принадлежит хрому. Увеличение содержания углерода не оказывает существенного влияния.



Фиг. 68. Влияние температуры испытания и состава сталей на сопротивление удару (Кривобок) [497]

Нагрев 17%-ных хромистых сталей, в которых преобладает феррит, до очень высоких температур (выше 800°) ведет к появлению крупнозернистости и хрупкости.

После отжига при 760—780° эти стали получают удовлетворительные пластические свойства, что можно видеть из данных испытаний автора [142], приведенных в табл. 40.

Кроме хрупкости, которую 17%-ные хромистые стали приобретают при нагреве до высоких температур благодаря появлению крупного зерна, они обладают еще одним недостатком: при длительном пребывании сталей этого типа в нагретом состоянии в интервале температур 460—520° эти стали приобретают тепловую хрупкость, проявляющуюся в снижении сопротивления удару при испытании сталей при комнатных температурах. Характерно, что эта хрупкость не наблюдается при температурах, которые вызывают ее появление, и сказывается только после охлаждения. Нагрев при температурах 760—820° устраняет эту хрупкость.

Механические свойства 17%-ной хромистой стали после различных

Тип стали	Химический состав, %					Термическая обработка
	C	Si	Mn	Cr	другие присадки	
17	0,10	0,50	0,50	16—18	—	Горячекатаная после от- жига После холодной прокат- ки После холодной прокат- ки и отжига
17 Ti	0,13	Норм.	Норм.	18,6	0,78 Ti	Горячекатаная Нагрев 750°, 4 час. (воз- дух) Нагрев 896°, 20 мин. (воздух)
17 Nb	0,07	„	„	19,2	1,0 Nb	Горячекатаная Нагрев 750°, 4 час., охлаждение—воздух . Нагрев 896°, 20 мин., охлаждение—воздух .
Литая 17	0,20—0,30	0,5—1,0	0,3—0,7	16—20	1,0 Ni	Литая

Механические свойства 17%-ных хромистых сталей с разным содер

Тип стали	Химический состав, %					Термическая обработка
	C	Si	Mn	Cr	Ti	
A	0,07	0,22	0,32	17,2	—	Нагрев 2 часа при 800° с охлаждением на воз- духе
Б	0,12	0,30	0,32	17,1	—	То же
В	0,15	0,22	0,32	17,2	—	„
Г	0,22	0,22	0,33	17,1	—	„
Д	0,14	0,61	0,57	17,1	0,50	Нагрев 1 час при 780° с охлаждением на воз- духе
Е	0,13	0,65	0,57	17,1	1,08	То же
Ж	0,12	0,63	0,65	16,2	1,03 0,77 Ni	„

Таблица 39

вариантов обработки и с присадками титана и ниобия (колумбия)

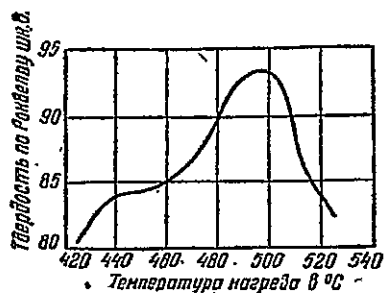
Механические свойства					Данные
сопротивление разрыву, кг/мм ²	предел теку- чести, кг/мм ²	удлинение на 2", %	сужение %,	твердость по Бринеллю	
63	49	23	50	170	Митчел
56	31	30	60	150	
125	63	12	50	228	—
49	35	32	70	150	—
50	34	31	69	131	—
53	35	29	66	131	—
48	28	32	66	118	—
50	36	22	41	149	—
49	30	31	65	137	—
50	31	29	63	118	—
56—73	38—52	5—12	6—12	180—220	А. Джонс

Таблица 40

содержанием углерода и с присадкой титана (листы толщиной в 2 мм)

Механические свойства				Число гибов		
сопротивле- ние разрыву кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²	удлинение на $11,3\sqrt{F}$ %,	твердость по Бринеллю	Эриксен на тол- щине 2 мм, мм	вдоль прокатки	поперек прокатки
42,1	24,7	25,4	147	12,8	22	15
50,0	35,5	18,0	147	12,8	21	13
56,0	33,5	17,1	177	13,3	16	10
61,8	42,7	17,3	210	11,5	12	10
47,8	34,3	17,0	162	—	15	9
54,0	42,1	14,8	190	12,0	15	6
55,9	44,8	14,4	205	11,3	13	4

На фиг. 69 приведена кривая изменения твердости в зависимости от температуры отпуска для сталей с 16—18% Cr, показывающая, что появление тепловой хрупкости у этих сталей находится в некоторой связи с повышением твердости (Митчел [466]).



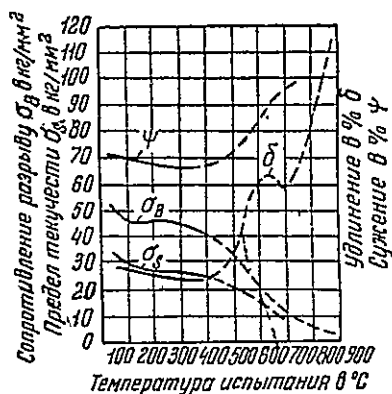
Фиг. 69. Влияние длительного нагрева при температурах отпуска на твердость 17%-ной хромистой стали. Длительность нагрева 12 дней (Митчел)

Перед испытанием сталь была отожжена при 785° и затем нагревалась при температурах, указанных на диаграмме, в течение 12 дней. После охлаждения на воздухе твердость измерялась при комнатных температурах.

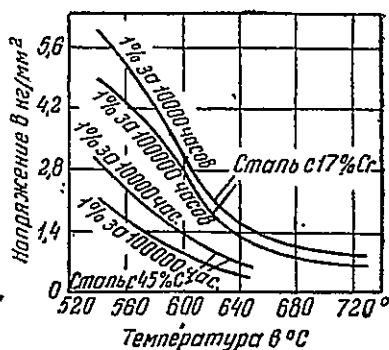
В табл. 39 и 40 приведены механические свойства стали с 17% Cr после различных обработок.

17%-ные хромистые стали обладают более высоким сопротивлением крипу, чем обычные углеродистые стали, но ниже, чем стали мартенситового типа (с 12% Cr) и хромоникелевые стали аустенитного типа.

Влияние температуры на изменения механических свойств в нагретом состоянии для стали с 17% Cr и 1% Ni показано на диаграмме фиг. 70.



Фиг. 70. Механические свойства стали с 17% Cr и 1,0% Ni при высоких температурах (кратковременные испытания)



Фиг. 71. Сопротивление крипу у обычной углеродистой стали и 17%-ной хромистой стали при различных температурах (Митчел)

Влияние температуры нагрева на изменение сопротивления крипу приведено на фиг. 71.

Стали с 17% Cr обладают высоким сопротивлением окислению до температуры 850—900°, причем показывают хорошую стойкость в среде топочных газов с добавкой сернистого газа (см. гл. X).

Повышение содержания кремния в этих сталях до 2,0% еще более увеличивает сопротивление окислению при высоких температурах, и такие стали могут применяться до 1000°. Однако с увеличением содержания кремния стали становятся вполне ферритными и при длительном нагреве при высоких температурах приобретают крупнозернистость и хрупкость, что ограничивает их применение.

Влияние кремния на увеличение сопротивления окислению 17%-ной хромистой стали при высоких температурах приведено в гл. X.

В связи с большим значением сварки для химической аппаратуры и трудностями, которые имеются на этом пути, при применении 17%-ной хромистой стали следует обратить особое внимание на состав стали. 17%-ная хромистая сталь, в которой преобладает ферритная структура, очень чувствительна к росту зерна при нагреве. Следовательно, при сварке в самом шве и близлежащих к нему зонах обычно наблюдается крупнозернистость и хрупкость, которая лишь частично может быть устранена последующей термической обработкой.

Хрупкость в самом сварном шве частично может быть устранена путем применения в качестве присадочного материала стали 18-8 с очень низким содержанием углерода или же стали другого состава, имеющей аустенитную структуру. В этом случае сварной шов обладает достаточной вязкостью, но узкая зона около этого шва все же будет иметь крупное зерно и повышенную хрупкость.

Действие термической обработки после сварки не всегда может быть благоприятным, так как это еще в сильной степени зависит от содержания хрома в стали.

В табл. 41 приведены данные Годжа относительно влияния

Таблица 41

Содержание хрома в свариваемом металле, %	Сопротивление удару по Шарпи после сварки	Сопротивление удару после отжи- га при 785° в печи с медленным охлаждением	Сопротивление удару после от- жига при 785° с охлаждением на воздухе
фут-фунты			
17,6	1,0	2,7	15,0
16,3	1,0	16,5	18,0
15,7	1,0	15,5	21,0

термической обработки на сопротивление удару сварных образцов при различном содержании хрома в основном материале.

Из этих данных следует, что сопротивление удару у сварных образцов после сварки очень невысокое и улучшается после термической обработки, однако это улучшение у стали с повышенным содержанием хрома после отжига в печи незначительно.

В табл. 42 приведены данные Годжа о влиянии содержания хрома на сопротивление удару сварных образцов, которые после сварки подвергались отжигу в печи при 785°.

Эти испытания указывают на то, что наилучшие результаты в отношении качества сварного шва дают стали с меньшим содержанием хрома. Однако в случае применения сталей для производства азотнокислотной аппаратуры пониженное содержание хрома нежелательно, так как сильно понижается коррозионная стойкость, особенно в кипящей азотной кислоте.

В связи с этим следует придерживаться узкого интервала в содержании хрома, 17—16% (Годж). Миллер [465] указывает,

Таблица 42

Содержание хрома в свариваемом металле, %	Сопротивление удару по Шарпи, футо-фунты		
	максимум	минимум	среднее
14,1	26,5	26,0	26,2
15,25	24,5	20,0	22,8
15,75	23,5	15,0	21,0
16,00	19,8	16,5	18,2
16,25	15,5	2,0	13,0
16,00	11,0	2,0	8,0
16,75	15,0	2,0	8,9
17,00	17,0	2,0	5,2
17—17,5	15,0	1,5	7,8
17,5—17,9	6,0	2,0	5,6
18,0—18,5	3,0	1,0	2,1

что стали с 16,25—17,25% Cr лучше свариваются, чем стали с 17—19% Cr, так как в последнем случае чаще наблюдаются крупнозернистость и хрупкость.

Кроме влияния хрома, большое влияние на качество сварного шва оказывает присутствие других добавок в стали: кремния, титана, никеля, ниобия и т. д.

Влияние кремния. Миллер [465] отмечает, что 17%-ные хромистые стали с содержанием кремния выше 1,0% лучше свариваются автогенной сваркой, чем стали, в которых содержится кремния около 0,5%.

Повышение содержания кремния до 1,0% и выше действует аналогично хрому, способствуя образованию ферритной структуры.

В тех случаях, когда от металла требуется, чтобы он обладал достаточной пластичностью и хорошим сопротивлением удару, содержание кремния не должно превышать 0,8%; практически желательно, чтобы содержание кремния было около 0,5%.

С увеличением содержания кремния возрастает также тенденция к увеличению размера зерна при высоких температурах и крупнозернистость при сварке.

Влияние никеля. Часто в 17%-ные хромистые стали вводится небольшая присадка никеля, около 1,0%, которая способствует увеличению аустенитной фазы при высоких температурах и этим самым делает сталь более чувствительной к термической обработке. В соответствии с этим изменяются механические свойства благодаря большой склонности сталей приобретать воздушную закалку.

17%-ные хромистые стали с титаном и ниобием

В последнее время в США начинают получать распространенные 17%-ные хромистые стали с присадкой титана и ниобия.

Титан и ниобий, как сильные карбидообразователи, устраняют влияние углерода на способность сталей приобретать закалку при охлаждении их с очень высоких температур.

Следует предполагать, что влияние титана на способность сталей полностью становиться ферритными в железохромистой системе более эффективно, чем влияние хрома и кремния. Это вытекает из того, что титан очень сильно ограничивает γ -область в системе железо-титан.

Сравнение структур 17%-ной хромистой стали с 0,14% С с присадкой титана и без него после полчасового нагрева при 1000° с охлаждением на воздухе показывает, что в стали без титана, примерно, до 40% приходится на γ -область, в то время как у той же стали, но с присадкой 0,5% Ti эта область совершенно исчезает.

Механические свойства 17%-ной хромистой стали с присадкой титана по данным испытаний автора для 2-мм листового материала были приведены в табл. 40.

Приведенные в табл. 43 данные по изучению сварки 17%-ной хромистой стали с присадкой титана, ниобия и тантала указывают, что присадка титана в значительной степени устраняет хрупкость в сварном шве, особенно, когда в качестве присадочного материала применяется сталь аустенитного типа. Лучшие результаты получаются при электродуговой сварке.

Влияние молибдена. Присадка 0,5—2,0% Mo к хромистым сталям с 14—20% Cr способствует повышению жаропрочности и улучшению коррозионной стойкости в ряде сред (лимонная, уксусная и азотная кислоты).

Присадка молибдена сильно увеличивает сопротивление коррозии и свариваемость сталей.

Таблица 43
Механические свойства сварных швов 17%ной хромистой стали с титаном и без него (Тофауге)

Марка стали	Химический состав, %				Условия сварки		Механические свойства				Глубина проникновения коррозии при кипячении в растворе $\text{CuSO}_4 + \text{H}_2\text{SO}_4$ за 200 час., мм	
	C	Si	Mn	Cr	другие элементы	образцы и сварка	приса- дочный материал	сопротивле- ние разрыву, кг./мм ²	предел текучести кг./мм ²	удлинение на 11,3 % %		угол загиба °C
17	0,10	0,35	0,47	16,5	—	Основной материал Автогенная Электродуговая Автогенная Электродуговая	— 17 17 Аустенит 10 же	51,1 49,0 29,1 47,2 48,2	34 33 33 30 33	24,2 10,0 19,8 9,1 21,0	— 8, 17, 18 39, 51, 61 49, 40, 40 45, 80	— — — 2,5 2,0
17Т	0,11	0,85	0,49	17,9	1,24 Ti	Основной материал Автогенная Электродуговая То же	— 17Т 17Т Аустенит	56,0 47,5 55,2 54,1	36,0 39,0 42,0 38	23,4 3,0 19,2 19,3	— 5, 11, 9 6, 17, 39 85, 130	— — — 0,0
170	0,04	0,44	0,36	18,2	—	Основной материал Автогенная Электродуговая Автогенная Электродуговая	— 170 170 Аустенит То же	40,6 40,0 46,0 37,0 55,0	25,4 31,0 39,0 30,0 39,7	27,3 4,0 6,4 3,7 10,6	— 20 22, 22, 41 10 99, 90, 49	— — — 3,0 2,8
170Т	0,06	0,04	0,41	16,8	0,88 Ti	Основной материал Автогенная Электродуговая Автогенная Электродуговая	— 170Т 170Т Аустенит То же	53,0 — 51,6 50,0 55,0	35,0 — 40,3 35,6 34,7	22,1 — 5,9 6,0 15,2	— — 15, 33 33, 42, 66 132, 180, 180	— — 0 0

В табл. 44 приведены механические свойства сталей с 18% Cr и с присадками молибдена, титана и ниобия. (по данным Шерера).

Таблица 44

Химический состав, %				Термическая обработка	Предел текуче- сти, σ_s	Сопро- тивление разрыву σ_B	Удлине- ние $l = 5d$ %
C	Cr	Mo	другие элементы				
кг/мм ²							
0,10	18	1,8	—	Отжиг	30	50—65	22
0,10	18	1,8	Ti, Nb	То же	30	50—65	20
0,40	18	1,3	—	Улучшение	60	80—95	14
0,90	17	1,2	—	Закалка	—	210	—

Влияние азота. Введение азота в 13—17%-ные хромистые стали способствует расширению γ -фазы при высоких температурах,

Таблица 45

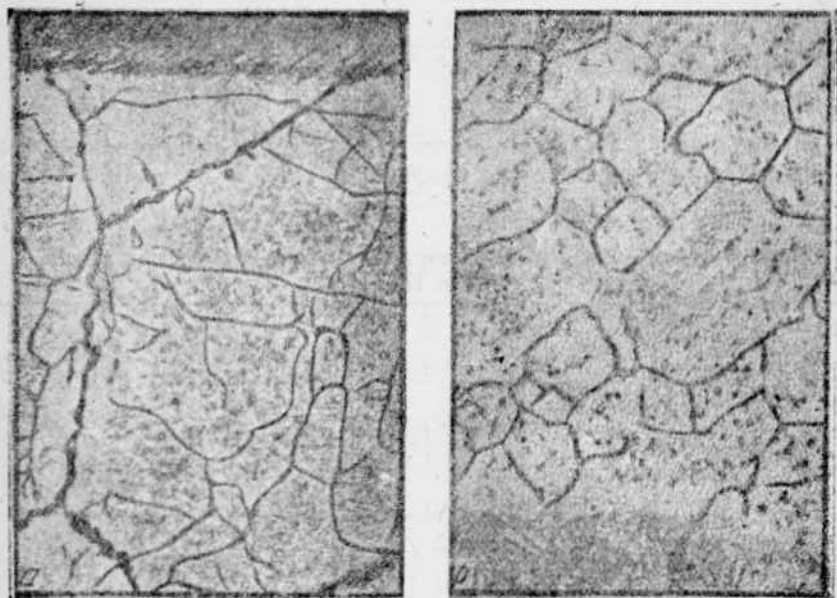
Влияние азота на свойства малоуглеродистых хромистых сталей с 13 и 17% Cr

Химический состав, %			Термическая обработка	Сопротивление разрыву σ_B , кг/мм ²	Предел текучести σ_s , кг/мм ²	Удлинение на $2''$, δ , %	Сужение ψ , %	Сопротивление удару по Изоду, фут.-фунты	Твердость по Бринеллю, H_B
C	Cr	N							
0,07	13,44	0,025	Закалка при 950° в масло	105,7	97,3	10	15	5	293
0,07	13,44	0,025	Закалка при 950° в масло и отпуск 600°	66,85	46,2	23	60	58	187
0,07	13,44	0,025	Закалка при 950° в масло и отпуск при 750°	54,95	30,8	30	71	101	137
0,07	13,19	0,08	Закалка при 950° в масло	135,8	124,6	5	11	4	402
0,07	13,19	0,08	Закалка при 950° в масло и от- пуск при 600°	86,45	74,55	21	65	60	228
0,07	13,19	0,08	Закалка при 950° в масло и от- пуск при 750°	63,35	46,55	26	66	100	179
0,10	16,25	0,03	То же	50,4	29,4	30	56	60	137
0,10	17,28	0,031	»	53,9	32,9	28	56	48	140
0,07	17,95	0,032	»	50,4	31,29	29	60	42	140
0,07	16,39	0,12	»	64,4	42,7	27	66	86	183
0,06	17,23	0,11	»	65,15	44,1	27	61	62	179
0,08	18,46	0,17	»	72,1	47,6	25	57	61	174

чем увеличивает способность сталей к закалке без снижения вязкости (табл. 45).

Присутствие азота в количестве 0,08—0,16% N_2 в сталях с 17% Cr способствует измельчению зерна, но не улучшает коррозионной стойкости и не устраняет отпускной хрупкости (Френко [274 и 276]).

На фиг. 72 приведены микроструктуры хромистой стали в сварном шве с титаном и без него, из которых следует, что присутствие титана как в сварном шве, так и в зонах, соприкасающихся с ним, способствует уменьшению величины зерен.



Фиг. 72. Структура сварного шва стали с 18,2% Cr и 0,04% C, сваренной автогенной сваркой (а). $\times 100$.

Структура стали с 16,8% Cr, 0,06% C и 0,88% Ti в зоне сварного шва, сваренной автогенной сваркой (б) (Тофауте). $\times 100$.

Улучшающее влияние титана обусловлено тем, что карбиды титана обладают более высокой температурой растворения и, присутствуя в стали при сварке, способствуют образованию большего числа центров кристаллизации и этим самым измельчению структуры.

В тех случаях, когда аппаратура подвергается действию ударных нагрузок, сварку к 17%-ной хромистой стали следует применять осторожно. В этих случаях клепку следует предпочитать сварке. Клепка должна производиться по особому технологическому режиму как в холодном, так и в горячем состоянии, при-

чем при горячей клепке заклепки не должны нагреваться выше 800°. Не рекомендуется многократный нагрев заклепок перед клепкой, а также травление их больше одного раза.

Технологические свойства 17%-ных хромистых сталей приведены в гл. II.

Комшток и Кларк [234] исследовали несколько сталей с 17% Cr и присадкой титана при повышенном содержании углерода (табл. 46) и установили следующее.

Таблица 46

Механические свойства сталей с 17% Cr и титаном

Марки сталей	Химический состав, %				Температура испытания, °C	Предел пропорциональности кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение 2", %	Сужение, %
	C	Cr	Si	Ti						
A	0,22	17,85	0,38	—	20	21	30,191	56,455	29,25	55,35
					538	6,65	17,325	32,655	27,00	57,30
					649	3,15	9,975	17,08	49,50	79,90
					727	0	4,725	7,98	77,00	92,10
B	0,30	17,75	0,91	0,25	20	22,75	37,975	63,336	24,00	47,30
					538	12,6	24,241	38,5	29,50	58,80
					649	3,325	9,891	17,15	50,25	86,20
					727	0	4,55	9,135	60,03	94,60
C	0,21	17,27	0,77	1,11	20	21	32,9	52,801	26,50	41,45
					538	10,85	17,325	26,891	32,00	65,95
					649	3,5	9,016	14,301	52,75	82,45
					727	0	4,816	7,28	72,50	92,65
D	0,22	17,65	0,77	1,97	20	18,375	31,325	50,351	23,00	41,45
					538	12,6	18,375	29,61	31,50	60,95
					649	4,2	9,275	14,406	46,75	77,20
					727	0	5,075	7,616	72,0	88,85

Стали с 17,5% Cr и 0,2—0,3% C без титана и с 0,25% Ti послековки имеют мартенситную структуру, высокую твердость и требуют отжига, чтобы получить твердость $H_B = 200$. Стали с 1,11 и 1,97% Ti послековки имеют невысокую твердость и ферритную структуру с большим количеством нитридов титана.

Хромистая сталь с 0,25 Ti имеет несколько более повышенное сопротивление ползучести, чем сталь без титана, что вероятнее всего объясняется разницей в содержании углерода (табл. 46). Стали ферритного типа с 1,11 и 1,97% Ti имеют значительно меньшее сопротивление ползучести и лучшую жаростойкость.

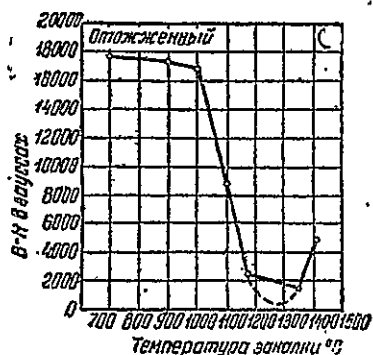
17%-ные хромистые стали с высоким содержанием углерода

17%-ные хромистые стали с высоким содержанием углерода подразделяются на две марки: с 0,55—0,70 % С и с 0,9—1,20 % С.

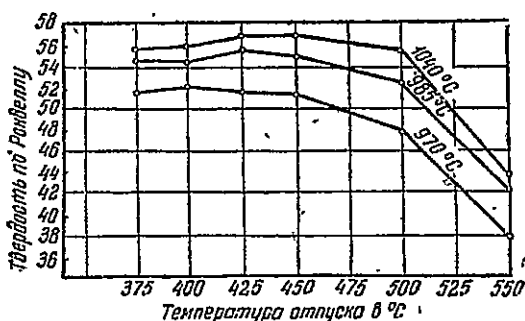
Первая марка стали предназначена для изделий, к которым предъявляются высокие требования к режущему острию в отношении твердости и коррозии (хирургический инструмент, части вентиля, ножи высшего качества).

Вторая марка стали с содержанием углерода 0,9—1,2% находит применение в качестве материала для коррозионностойких подшипников нефтяной промышленности, для втулок и других частей, где требуется наряду с коррозионной стойкостью хорошее сопротивление износу (табл. 38, стр. 88).

При нагреве этих сталей до 1000—1100° они попадают в аустенитную или аустенито-карбидную область. При охлаждении в масле или на воздухе аустенит этих сталей распадается на мартенсит, в результате чего они приобретают мартенсито-карбидную структуру. Очень резкое охлаждение, например, в воде, особенно с более высоких температур, увеличивает количество нераспавшегося аустенита, способствуя этим самым уменьшению твердости, что для указанных выше изделий нежелательно.



Фиг. 73. Изменение с температурой закалки величины магнитного насыщения у стали с 15,2% Cr и 0,52% С (Гудремон)



Фиг. 74. Изменение твердости у стали с 0,77% С и 17,4% Cr в зависимости от температуры закалки и отпуска (Бейн)

В какой степени повышение температуры закалки оказывает влияние на увеличение количества нераспавшегося аустенита, можно проследить по изменению магнитного насыщения ($B-H$) у стали с 0,52 % С и 15,2% Cr, приведенного на фиг. 73 (Гудремон [37]).

При закалке от температур 1200—1300° сталь становится почти немагнитной, что связано с образованием аустенита, который остается нераспавшимся при охлаждении до комнатных темпе-

ратур. Дальнейшее повышение температур закалки приводит к образованию ферритной (δ) составляющей, что сказывается на некотором увеличении магнитности.

Автором были проведены опыты со сталью с 0,7% С и 19% Cr, которая также при закалке в воду с 1250° показывала полную немагнитность и по структуре была аустенитной. Аустенит этой стали при комнатных температурах был очень неустойчив и при деформации в холодном состоянии подвергался быстрому превращению.

Закалка при 1000—1040° в масле обеспечивает максимальную твердость стали до 60 по Роквеллу.

При нагреве под закалку крупные детали рекомендуется предварительно медленно прогреть до 700° и затем более быстро до 100—1040°.

Изменение твердости у хромистых сталей с высоким содержанием углерода в зависимости от температуры отпуска приведено на фиг. 74 и в табл. 47.

Таблица 47

Твердость 17%-ных сталей после различных вариантов термической обработки

Температура отпуска °C	Сталь с 17% Cr и 0,55—0,65% C		Сталь с 17% Cr и с 1,0—1,10% C
	твердость по Бринеллю	твердость по Роквеллу шкала C	твердость по Роквеллу шкала C
После закалки в масле (см. текст)	627	60	60
Отпуск при 100°	600	60	60
150	600	60	—
204	555	55	57
260	555	55	55
315	532	55	54
427	532	55	55
538	438	46	52
593	—	—	43

Для облегчения механической обработки сталь с 0,55—0,65% C подвергается отжигу при 760—790° в течение 6 час. с медленным охлаждением в золе, горячем молотом шамоте или порошкообразной слюде; однако более полный отжиг достигается после нагрева в течение 6 час. при 870° с медленным охлаждением в печи. После отжига при 760—790° эта сталь приобретает твердость порядка 210—240 по Бринеллю, а после полного отжига, при 870°, — около 190—210.

Сталь второго типа с 0,9—1,2% C отжигается при 900° с медленным охлаждением в печи. Закалка для второй стали производится при температуре 1010—1040° с охлаждением в масле или на воздухе.

Для обеих сталей следует избегать отпуска при 425—580°, так как после отпуска в этом интервале температур они понижают сопротивление коррозии и сопротивление удару.

Следует обратить особое внимание на то, что теплопроводность у этих сталей значительно меньше, чем у инструментальной углеродистой стали, в связи с чем при горячей обработке требуется основательный прогрев, причем выдержка должна быть, примерно, в два раза больше, чем у углеродистой стали.

Ковка сталей первого типа производится при температурах 1100—1150° с окончанием не ниже 950° и с медленным охлаждением деталей послековки.

Ковка сталей второго типа производится при температурах 1060—1180° с окончаниемковки не ниже 950° при очень медленном предварительном нагреве стали передковкой до 820°.

Глава V

25—30%-ные ХРОМИСТЫЕ СТАЛИ

Стали этой группы с малым содержанием углерода относятся к ферритному типу и в соответствии с этим на термическую обработку не реагируют. При более высоком содержании углерода стали уже имеют в структуре ледебуритную эвтектику и относятся к группе кислотоупорных чугунов.

Высокое содержание хрома в стали этого типа обуславливает довольно высокую коррозионную стойкость ее в ряде сред. Эта сталь успешно применялась в аппаратуре, работающей с растворами гипохлорита натрия, с дымящейся азотной кислотой, а также для цистерн для перевозки концентрированной серной кислоты, причем присутствие железа в кислоте являлось недопустимым.

Характерной особенностью сталей этого типа является их высокая жаростойкость (в окислительной атмосфере до 1200°), а также высокое сопротивление коррозии в атмосфере топочных газов с высоким содержанием серы.

Существенным недостатком этой стали является склонность к образованию крупного зерна при нагреве до высоких температур (выше 850°) и благодаря этому повышенная хрупкость. Кроме этой хрупкости, не устраняемой термической обработкой, сталь с 27% Cr при длительном нагреве в интервале температур 485—500° приобретает хрупкость другого типа, которая появляется при комнатных температурах (описанная в гл. IV). Вторичный нагрев при температурах выше 500° устраняет хрупкость второго рода. В отожженном состоянии 25—30%-ная хромистая сталь обладает достаточной пластичностью и применяется в аппаратуре, не несущей ударных нагрузок.

В табл. 48 приведены механические свойства стали после термической обработки.

Таблица 48

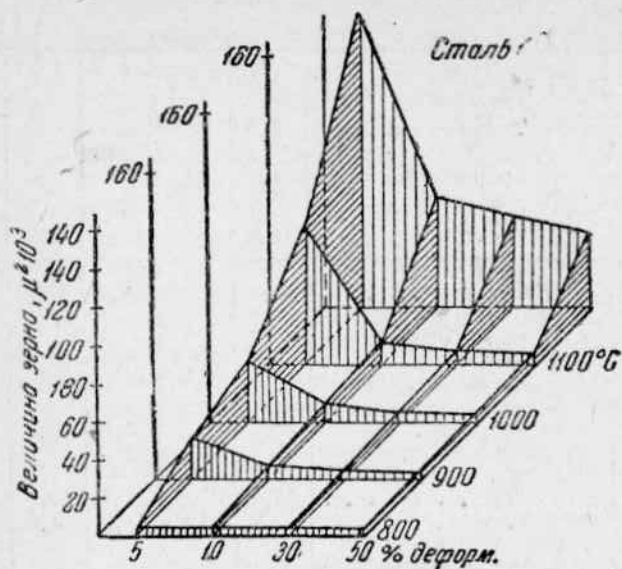
Состав, %		Термическая обработка	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на 2" %	Сужение попереч- ного сечения, %	Твердость по Бринелю, НВ	Удар по Изоду, фут.-фунты
C	Cr							
0,14	26,3	Послековки	62,3	43,3	9,0	11,0	170	2
—	—	Ковка и нагрев при 850° 10 час. и охлаждение в воде	58,0	39,2	26,0	61,0	159	2
—	—	Ковка и нагрев при 950° 30 мин. охлаждение на воздухе	46,3	34,3	5,0	6,0	137	—
0,24	27,7	Ковка, нагрев при 850° 10 час. с охлаждением в воде	53,0	37,5	31,3	59,1	143	1
0,35	25,1	Литой	41,2	35,6	11,0	1,0	169	2
—	—	Литой, нагрев при 850° 2 часа, с охлаждением в печи до 600° и затем охлаждение в воде .	40,7	31,5	2,0	3,0	149	2

Следует отметить метод для частичного устранения хрупкости, появляющейся в 25%-ных хромистых сталях при перегреве их выше 800°. Этот способ заключается в быстром охлаждении сталей с температуры 750° (табл. 49).

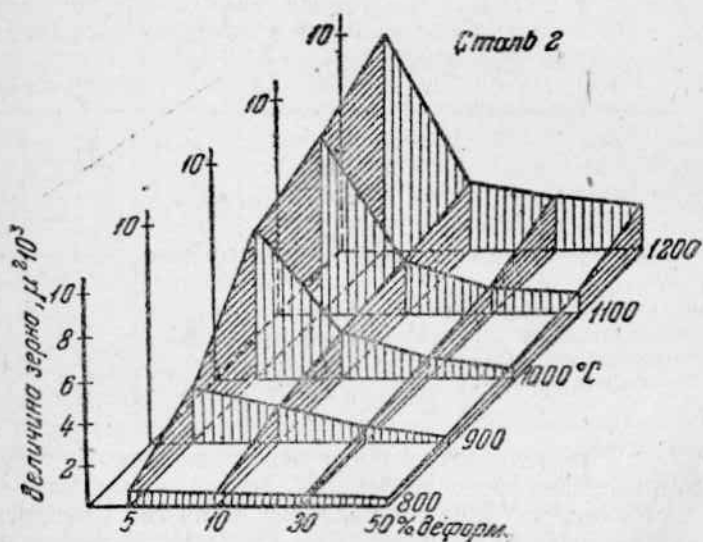
Таблица 49

	Сопротивление разрыву	Предел текуче- сти	Удлине- ние	Сужение	Угол загиба в граду- сах
	кг/мм ²		%		
После двухчасового нагрева при 1200° и последующего медленного охлаждения . .	45,2	39,5	4,5	3,0	5
После дополнительного бы- строго охлаждения с 750° .	47,3	36,4	25,0	44,0	180

Особую чувствительность к росту зерен при перегреве 30%-ная сталь обнаруживает после небольших степеней деформации в холодном состоянии, что хорошо видно из диаграмм рекристаллизации, построенных Н. М. Данильченко и приведенных на фиг. 75 и 76. Как и следует ожидать, сталь ЭИ59 с содержанием 0,20% С показывает меньшую склонность к росту зерен, чем сталь с 0,10% С.



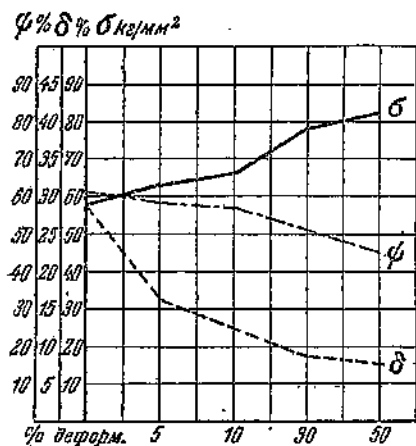
Фиг. 75. Диаграмма рекристаллизации для 30%-ной хромистой стали с 0,10% С (Данильченко)



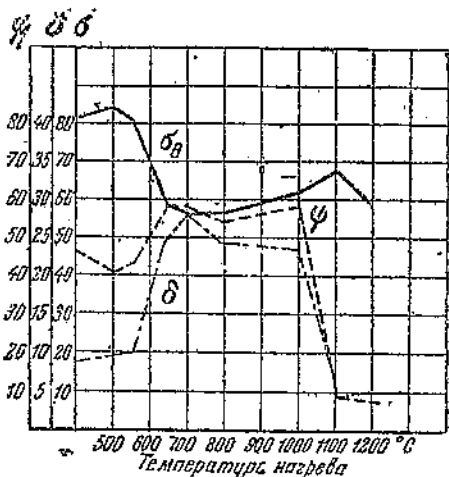
Фиг. 76. Диаграмма рекристаллизации для 30%-ной хромистой стали с 0,21% С (Данильченко)

Изменение механических свойств у отожженной стали с 30% Cr и 0,10% C в зависимости от степени обжатия при холодной деформации показано на фиг. 77.

Влияние температуры нагрева на изменение механических свойств холодно деформированной стали с 30% Cr и 0,10% C, обжатой на 50%, показано на фиг. 78.



Фиг. 77. Изменение механических свойств у стали с 30% Cr и 0,10% C в зависимости от степени обжатия при холодной деформации (Данильченко)



Фиг. 78. Изменение механических свойств у холоднодеформированной стали с 30% Cr и 0,10% C в зависимости от нагрева (Данильченко)

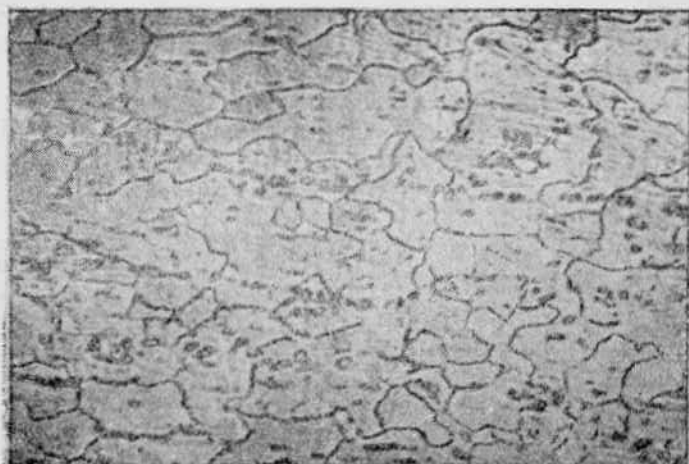
Восстановление механических свойств в этом случае наблюдается после нагрева при 700°, что совпадает с появлением равноосности зерна.

Следует отметить, что наилучшая коррозионная стойкость у стали с 30% Cr (ЭИ59) обеспечивается после нагрева при 800°, когда сталь получает феррито-карбидную структуру с равномерным распределением карбидов, коагулировавших в ферритной массе. Рост зерна при деформации 5% как раз начинается с температуры 800° (Данильченко) для стали с 30% Cr и 0,10% C. *

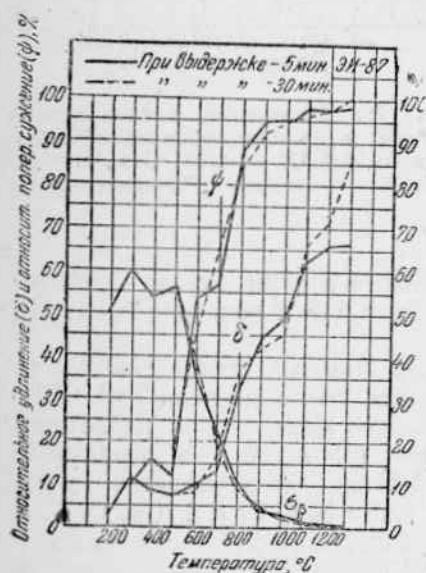
25—30%-ные хромистые стали в нагретом состоянии обладают сравнительно невысокой прочностью, особенно сильно падающей при температурах выше 600° (фиг. 80).

В связи с этим хромистые ферритные стали находят ограниченное применение в тех случаях, когда требуются высокое сопротивление газовой коррозии и высокая жаропрочность.

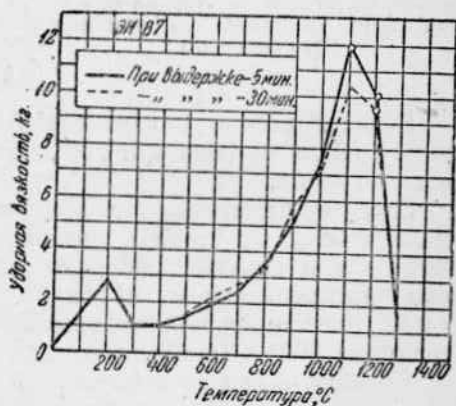
Механические свойства стали с 30% Cr при высоких температурах при кратковременном разрыве по данным Хенглера приведены в табл. 50.



Фиг. 79. Начало роста зерна при температуре 800° и при величине деформации 5% для стали с 30% Cr и 0,10% C (Данильченко)



Фиг. 80. Изменение механических свойств стали ЭИ87 при высоких температурах (Пик)



Фиг. 81. Ударная вязкость стали ЭИ87 при высоких температурах (Пик)

На фиг. 81 показано изменение ударной вязкости у стали ЭИ87 в зависимости от температуры испытаний.

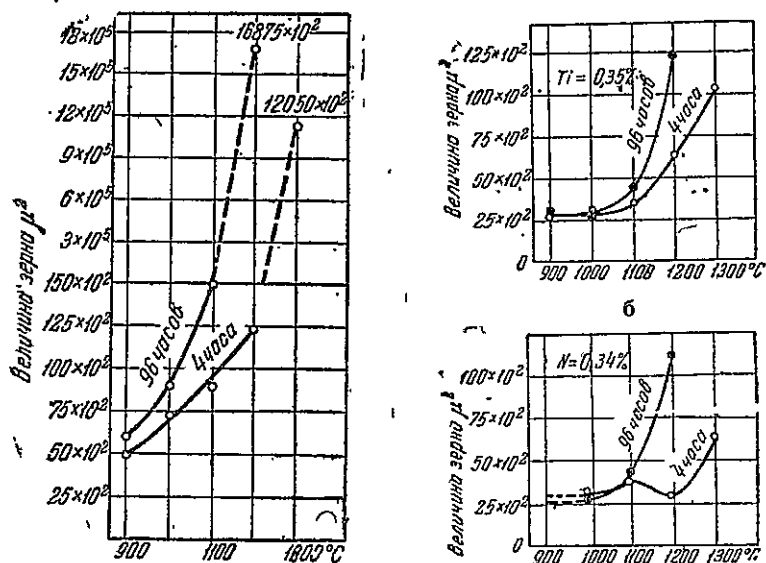
С целью устранения крупнозернистости, возникающей при на-

Таблица 50

Механические свойства стали с 30% Cr при высоких температурах

Температура °C	Предел текучести	Сопротивле- ние разрыву	Удлинение	Поперечное сужение
	кг/мм ²		%	
20	37,0	55,0	25	53
200	37,6	51,0	20	51
400	38,0	50,0	18	52
600	33,0	42,5	16	57
700	13,0	19,0	29	78
800	6,0	8,0	43	88
900	2,5	4,0	48	91

греве сталей до высоких температур, что часто имеет место при эксплуатации, в 27—30%-ные хромистые стали вводились присадки ниобия, тантала, тантала + ниобия, титана и азота. Результаты

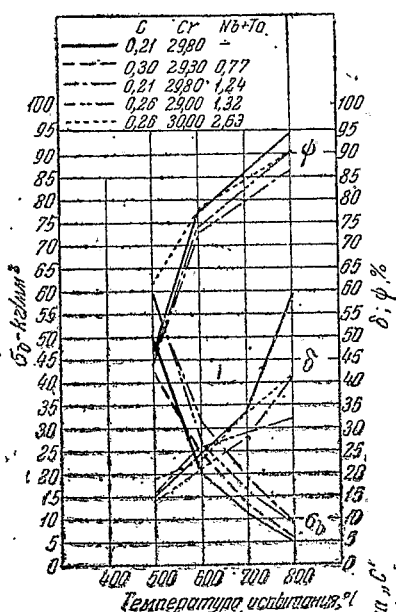


Фиг. 82. Влияние температуры нагрева и присадок на величину зерна 30%-ных хромистых сталей (Алферова и Гутникова):

- а — фуродит без присадок;
б — фуродит с присадкой 0,35% Ti;
в — фуродит с присадкой 0,34% N.

определения величины зерен после 4- и 96-часового нагрева при различных температурах, построенные по данным Н. С. Алферовой и Р. Б. Глутниковой [10], представлены на фиг. 82.

Присадка азота в количестве 0,34% замедляет рост зерен, но до температуры порядка 1100° титан в количестве 0,35% действует аналогично азоту. Тантал вначале замедляет рост зерен, но при длительном нагреве при температурах выше 1100° зерно очень сильно увеличивается. Наилучшие результаты показывают присадки ниобия в количестве 1,2 и 1,75%. Нагрев до 1300° не вызвал как при четырехчасовой, так и при 96-часовой выдержке значительного укрупнения.

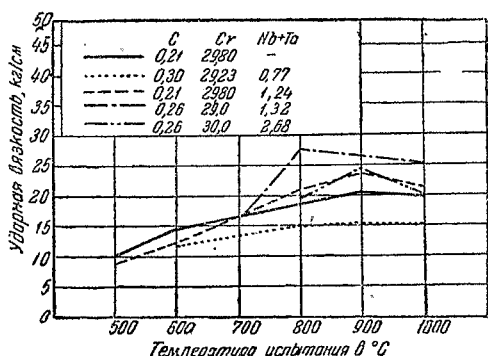


Фиг. 83. Изменение механических свойств 30%-ной хромистой стали с присадкой Nb + Ta в зависимости от температуры испытания (Балакина)

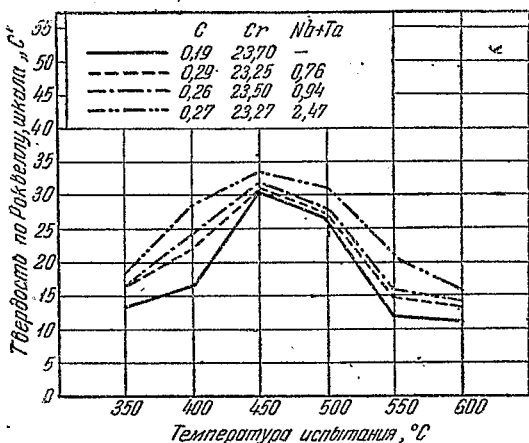
Аналогичные результаты в отношении зернистости получены Л. Н. Балакиной [13] при изучении влияния присадки ниобия + тантала на свойства 24%-ной хромистой стали.

В сварных швах 24—30%-ной хромистой ста-

ли с ниобием не наблюдается столь резкого укрупнения зерна, как это наблюдается в этой стали без ниобия.



Фиг. 84. Изменение ударной вязкости 30%-ной хромистой стали с различным содержанием Nb + Ta в зависимости от температуры испытания (Балакина)



Фиг. 85. Влияние температуры на твердение 24%-ной хромистой стали с различным содержанием Nb + Ta после 360 час. (Балакина)

Присадка ниобия + тантала к 30%-ной хромистой стали способствует повышению механических свойств при высоких температурах при одновременном повышении ударной вязкости (фиг. 83 и 84), но в то же время не способствует устранению хрупкости вследствие отпуска при температурах 400—550°.

Сопоставление изменения твердости у 24%-ных хромистых сталей с добавками ниобия + тантала показывает, что с увеличением содержания этих присадок способность к старению в результате 360-часового нагрева увеличивается (фиг. 85), а ударная вязкость уменьшается.

Хромоазотистые стали

Введение повышенного содержания азота в хромистые стали ферритного и полужернистого типа действует благоприятно на свойства стали, способствуя измельчению зерна при отливке и замедлению роста зерна при нагреве до 1100°.

По данным Френкса [275], азот вводится в сталь в виде сильно насыщенного азотом феррохрома в количествах:

для 12%-ной хромистой стали	0,06—0,10%
" 17% "	" 0,08—0,16%
" 20—25% "	" 0,15—0,25%

Фрэнкс отмечает, что это соотношение обусловлено тем, что азот и хром образуют стабильный нитрид, который в хромистых сплавах действует аналогично карбиду железа в сталях.

Действие нитрида в направлении расширения γ -области подтверждается тем, что у чисто ферритных сталей при введении в них азота появляется превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, а у полужернистых сталей наблюдается частичное уменьшение или полное исчезновение ферритной фазы.

Кольбек и Гарнер [230] исследовали ряд хромистых сталей с 20—25% Cr и с присадкой азота до 0,25% и установили, что в изломах слитков с высоким и низким содержанием азота не наблюдается заметной разницы в величине зерна.

Слитки, содержащие азот более 1% в отношении содержания хрома, получают с большими радиальными пузырями. После обдирки ковка велась при 1100—1200° и проходила удовлетворительно.

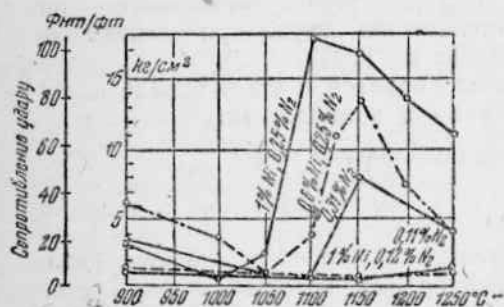
Ковка при более высокой температуре вела к появлению крупнозернистости, а при более низкой — к появлению внутренних трещин.

В результате механических испытаний прокованных сталей установлено, что наибольшая вязкость наблюдается в сталях с высоким содержанием азота (фиг. 86) и после закалки при температурах 1100—1150°.

Особенно благоприятное влияние в отношении повышения ударной вязкости оказывает небольшая присадка никеля порядка

1% совместно с азотом (фиг. 87). Хромистая сталь с азотом и никелем имеет тонкий волокнистый излом и высокую ударную вязкость 17,3 кгм/см², в то время как безазотистая хромистая сталь с тем же количеством никеля имеет грубозернистую структуру и низкую ударную вязкость.

Если закаленные при 1100—1150° образцы подвергнуть отпуску, то нагрев до 400° не вызывает существенных изменений ударной вязкости, а далее с повышением температуры наблюдается сильное падение ее, и после отпуска при 800° образцы становятся весьма хрупкими. В сталях с низким содержа-



Фиг. 86. Влияние температуры закалки на сопротивление удару 25%-ных хромистых сталей с азотом (Кольбек и Гарнер).



Фиг. 87. Микроструктура 30%-ной хромистой стали после 1000-часового нагрева при 1200° в воздухе (азотистый аустенит и иглы нитридов в феррите) (Бандель)

нием азота длительный нагрев при высоких температурах вызывает рост зерен, в то время как нагрев сталей, содержащих азот в количестве, равном 1% от содержания хрома, роста зерен не вызывает.

По механическим свойствам стали с 23 и 25% Cr и высоким содержанием азота после закалки при 1100—1200° приближаются к хромоникелевым сталям типа 18-8. Сталь с 23% Cr, 1% Ni и 0,25% N₂ имела аустенитно-ферритную структуру и следующие механические свойства: $\sigma_B = 70,25$ кг/мм², $\psi = 58-76\%$ и $\delta = 58-66\%$. После закалки при высоких температурах высокоазотистые стали имели аустенитно-ферритную структуру. После отпуска при 800° в ферритной фазе наблюдалось выделение в субмикроскопическом виде нитридов, сообщавших стали хрупкость, а в аустенитной фазе — распад аустенита до мартенсита.

Присутствие никеля в небольшом количестве порядка 1% сообщает аустениту большую устойчивость в отношении распада.

Кольбек и Гарнер [230] указывают, что 25%-ная хромистая сталь с 1,0% N и 0,25% N₂ обладает такой же коррозионной стойкостью в ряде химических сред, как и хромоникелевая сталь типа 18-8, хорошо обрабатывается резанием и давлением в холодном состоянии, а также обладает высокой жаростойкостью.

Хромистые стали с азотом обладают лучшими механическими свойствами и обрабатываемостью в холодном и горячем состояниях.

Фрэнкс указывает, что стали с азотом значительно лучше подвергаются волочению при изготовлении цельнотянутых труб и обладают лучшей свариваемостью, чем чисто хромистые стали.

Присадка азота к хромистым сталям в отношении коррозионной стойкости действует аналогично углероду, несколько ухудшая ее. Однако это ухудшение коррозионной стойкости, примерно, в пять раз меньше влияния углерода. Практически хромистые стали с азотом обладают достаточной коррозионной стойкостью в условиях атмосферной коррозии и в ряде химических сред и заслуживают применения, так как они не содержат остродефицитного никеля.

При длительном нагреве при высоких температурах высокохромистые стали сильно поглощают азот.

В ферритной стали с 0,29% C и 30,9% Cr при длительном нагреве при 1100° на воздухе появляются отдельные иглы, а при 1200° в поверхностном слое появляются характерные двойники аустенита (фиг. 87). В переходной зоне после аустенита наблюдаются промежуточные структуры, мартенсит, сорбит, перлит. Такого рода изменения в структуре указывают на то, что азот действует как аустенитообразующий фактор.

Азотистый аустенит удаётся фиксировать путем быстрого охлаждения после нагрева, и при медленном охлаждении ниже 100° появляются продукты его распада. Присутствие азота в поверхностном слое после длительного нагрева при высоких температурах подтверждено Банделем экспериментально. Так, например, нагрев 4-мм полосы при 1200° на воздухе увеличивает содержание азота в ней с 0,013 до 0,18% N₂, а нагрев 5-мм образца в течение 20 мин. при 1200° в чистом азоте увеличивает содержание азота до 0,86% при определении его во всем поперечном сечении образца. В перлитном слое содержание азота возрастает до 2%.

Наряду с поглощением азота наблюдается обезуглероживание во всей массе и в то же время в аустенитном слое содержание углерода сильно повышается, что объясняется большей растворимостью углерода в аустените.

В сталях полуферритного типа поглощение азота действует аналогично, вызывая исчезновение ферритной фазы и образование аустенитной.

Глава VI

ХРОМОКРЕМНИСТЫЕ СТАЛИ (СИЛЬХРОМЫ)

К сильхромам относятся стали с содержанием хрома от 6 до 30% и кремния до 4%. Кроме кремния, в состав сталей вводятся другие легирующие добавки, как-то: молибден, алюминий, вольфрам и титан. В основном сильхромы находят применение для деталей, работающих при высоких температурах, к которым, наряду с высокими требованиями в отношении жаростойкости, предъявляются требования повышенной прочности при высоких температурах.

Сильхромы с малым содержанием углерода получили сравнительно небольшое распространение; они применяются главным образом в качестве жароупорного материала для слабонагруженных деталей.

Наибольшее применение получили сильхромы с высоким содержанием углерода, применяемые в качестве жароупорного материала для впускных и выпускных клапанов автомобилей и авиамоторов.

Сильхромы начали широко применяться для клапанов выпуска автомобильных и авиационных моторов после войны 1914—1918 гг., причем на автомобильных моторах средней мощности они до настоящего времени находят применение, а в авиации они остались только на моторах малой и средней мощности, причем составы их модифицированы присадкой молибдена.

Кроме использования их для клапанов, сильхромы применяют и в других отраслях промышленности в качестве жароупорного материала, как, например, при изготовлении рекуператоров, теплообменников для подогрева воздуха, колосниковых решеток, труб, жароперегревателей и т. д.

Составы наиболее распространенных клапанных сильхромовых сталей приведены в табл. 51 с указанием их применения и максимальной температуры, до достижения которой они обладают удовлетворительной прочностью.

Хромокремнистые стали в зависимости от соотношения кремния, хрома и углерода в их составе имеют различную структуру и различное отношение к термической обработке. В основном сильхромы подразделяются на две группы: на стали, принимающие закалку, относящиеся к мартенситному типу, и стали, не принимающие закалку, относящиеся к ферритному типу.

Хром и кремний действуют суммарно как ферритообразующие элементы, способствуя ограничению области твердых растворов с градиентированной решеткой, что в результате приводит к ограничению области γ в присутствии кремния при меньшем содержании хрома.

Химический состав жароупорных клапанных сталей, применявшихся и применяемых в настоящее время в моторах СССР

Таблица 51

Марка стали	Химический состав, %							Температура начала интенсивного окисления, °C	Применение
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W		
СХЗ	0,35 0,50	3,00 3,80	0,30 0,70	2,5 3,5	0,5 макс.	—	—	800	Клапаны легковых машин и тракторов небольшой мощности
СХ8	0,35 0,50	2,20 3,20	0,30 0,70	8,0 9,5	0,50 макс.	—	—	900	Клапаны выпуска легковых и грузовых машин
ЭИ86 (СХ8М)	0,35 0,45	2,20* 3,20	0,30 0,70	8,0 9,5	0,50 макс.	0,3* 0,6	—	900	Клапаны выпуска и впуска моторов средней мощности. Клапаны моторов грузовых машин
ЭИ107 (СХ8М)	0,35 0,45	1,9 2,6	0,30 0,70	9,0 10,5	0,50 макс.	0,70* 1,10	—	875	Клапаны впуска и выпуска авиационных моторов средней и повышенной мощности. В мощных моторах может применяться при благоприятных условиях охлаждения. Хорошо закаливается, стабилизируется и азотируется
СХ12	0,40 0,50	3,7 4,7	0,30 0,70	10,0 12,0	0,50 макс.	—	—	950	Клапан выпуска грузовых машин
Х12М	1,45 1,70	0,50 макс.	0,35 макс.	11,0 12,5	0,50 макс.	0,50 0,80	—	750	Клапаны выпуска маломощных авиационных моторов и клапаны впуска моторов малой и высокой мощности. Клапанные седла выпуска
Х12К	1,10 1,40	0,20 0,40	0,20 0,40	11,0 13,0	0,50 макс.	0,50 0,80	—	700	Вставные клапанные закаленные наконечники. Применялась для клапанов впуска

Марка сталей	Химический состав, %								Температура начала интенсив- ного окисле- ния, °C	Применение	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Co			V
ЭИ72	0,27 0,37	2,0 3,0	0,65 макс.	11,5 14,0	6,5 7,5	—	—	—	—	850	моторов средней и высокой мощности. Хоро- шо закаливается, не стеллитруется и не азотируется Клапаны впуска мощных моторов воз- душного охлаждения. Обладает высокой твердостью после сложного цикла термо- обработки. Применяется без стеллитирова- ния и азотирования
ЭЯЗС	0,30 0,40	2,30 2,90	0,40 0,70	16,0 20,0	23,0 27,0	—	—	—	—	1050	Применялась вначале без стеллитирова- ния на клапанах выпуска мощных моторов и затем со стеллитированной фаской. За- менена сталью марки ЭИ69
ЭИ69	0,40 0,50	0,30 0,80	0,7 макс.	13,0 15,0	13,0 15,0	0,40* 0,60	2,00 2,75	—	—	900	Применяется на большинстве мощных авиационных моторов со стеллитированием. Обладает невысокой твердостью, не зака- ливается, хорошо азотируется и стеллит- руется
ЭИ240 (8164)	0,40 0,60	2,75 3,25	0,70 макс.	13,0 15,0	13,0 15,0	0,3* 0,5	2,00 2,75	—	—	1000	Применяется для клапанных седел
ХНВ ЭИ69С	0,40 0,50	1,25 1,75	0,70 макс.	13,0 15,0	13,0 15,0	—	1,75 2,50	—	—	950	Рекомендуется к применению для клапа- нов выпуска моторов высокой мощности, хорошо стеллитруется. Широко применяет- ся для клапанов выпуска мощных загранич- ных моторов, стеллитированных в фаске, без азотизации в штоке

Марка стали	Химический состав, %							Температура начала окисления, °C	Применение
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W		
Быстро-режущая	0,50 0,70	0,40 макс.	0,20 50	3,5 5,0	0,70 мин.	—	14,0 19	650	Применялась раньше для клапанов впуска и выпуска малооборотных моторов (не рекомендуется к применению)
ХНВА	0,16 0,25	0,46 макс.	0,25 0,50	0,70 1,10	3,9 4,60	—	—	500	Применялась для клапанов впуска моторов средней и повышенной мощности
ЭИ312	0,35 0,45	1,4 2,2	3,0 5,0	17 20	5,5 7,0	—	—	1050	В качестве заменителя стали ЭИ69 в клапанах впуска и выпуска авиационных моторов и для седел мощных моторов
ЭИ310	0,35 0,45	1,0 1,6	4,0 6,0	17 20	5,0 7,0	0,2 0,5*	0,8 1,3	1000	В качестве заменителя стали ЭИ69 в клапанах впуска мощных авиационных моторов. Хорошо стелитруется и обладает большей жаростойкостью, чем ЭИ69

Примечание. Часто в тексте будет встречаться условное обозначение, которое сводится к следующему: если указывается хромоникельвольфрамовая сталь типа 14-14-2, то это значит, что сталь содержит примерно 14% Cr, 14% Ni и 2% W; порядок элементов в названии стали всегда совпадает с цифровым обозначением типа стали.

* В последнее время в целях экономии легирующих элементов внесены следующие изменения: ЭИ310—0,2—0,4% Mo; ЭИ386—0,2—0,4% Mo; 2,0—3,0% Si; ЭИ107—0,7—0,9% Mo; Х12М—0,40—0,6% Mo; ЭИ69—0,25—0,4% Mo; ЭИ—240—менее 0,5% Mo.

Химический состав мате

Марка	Клапан- ные седла	Мотор	Химический			
			C	Si	Mn	Cr
Сильхром № 9 (8164)	Выпуск	Райт «Циклон»	0,40	2,75	Менее	13
			0,50	3,25	0,70	15
ТРА	Выпуск	Прат-Уитней	0,40	0,80	Менее	13
			0,50	0,80	0,7	15
—	Впуск и выпуск	Джапан	0,5	0,5	5,0	3,5
			0,6			
Неизвестная француз- ская марка	Выпуск	—	0,39	0,29	0,62	19,9
Углеродистая сталь с 0,4% С	Впуск	Мощный мотор водяного охлаж- дения	0,40	Следы	Следы	—
Хромомолибденовая сталь	Выпуск	То же	1,75	0,50	0,35	11,0
			1,70	макс.	макс.	12,5
Хромистый чугун для наплавки	Впуск	Моторы водяного охлаждения	2,0	1,0	0,5	32
	Выпуск					
Стеллит № 6 для наплав- ки (Хайнес)	Выпуск	Моторы воздуш- ного и водяного охлаждения	1,25	2,7	0,5	27
Низколегированная хро- мистая сталь	Впуск	«Юмо» 211-Д	0,48	0,31	0,77	1,31
	Выпуск		0,47	0,27	0,57	1,57
Неизвестная марка	Выпуск	Аллисон	0,6	1,0	0,40	2,75
			0,75	1,25	0,60	3,25
Бронза	Впуск и выпуск	Даймлер-Бенц ДВ-601	—	—	—	—
Никельалюминиевоже- лезная бронза	Впуск	Испано-Сюиза 14НА	—	—	Следы	—
То же	Выпуск	То же	—	—	Следы	—
	Впуск	Райт «Циклон» 102	—	—	Следы	—
Алюминиевая бронза	Впуск	Прат-Уитней Аллисон	—	—	—	—
	Выпуск		—	—	—	—

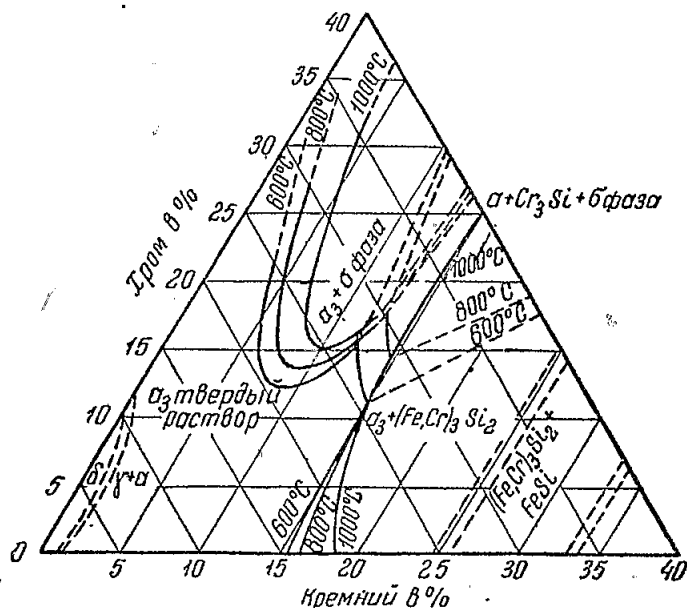
Таблица 51а

риалов клапанных седел

состав, %							Применение	Марка стали или сплава в СССР, близкая по составу
Ni	W	Mo	Fe	Cu	Al	Co		
13	1,75	Менее	Остальное	—	—	—	—	ЭИ240
15	3,0	0,5						
13	1,75	Менее	Остальное	—	—	—	—	ЭИ69
15	3,0	0,5						
12,0	—	—	Остальное	—	—	—	—	МНЦ
21,2	—	1,35	Остальное	—	—	—	—	Не вырабатывается
—	—	—	Остальное	—	—	—	—	У4
0,40 макс.	—	0,50 0,80	Остальное	—	—	—	—	X12M
—	4,0	—	Остальное	—	—	—	Предназначается для наплавки седел	—
—	4,0	—	—	—	—	65	Предназначается для наплавки седел	ВЗК
Следы	Нет	0,03	—	—	—	—	—	—
Следы	Нет	Следы	Остальное	—	—	—	Покрыто стеллитом	—
—	—	5,0 5,5	Остальное	—	—	—	Предназначается под стеллитирование	Не вырабатывается
5,6	—	—	5,8	75,8	10,9	—	Прессованная	—
5	—	—	5	80	10	—	Прессованная	БАЗН-10-5-5
5	—	—	5	80	10	—	—	То же
5	—	—	5	80	10	—	—	То же
—	—	—	1,0	89	10	—	—	БАЗ-10-2
—	—	—	1,0	89	10	—	—	БАЗ-10-2

В какой степени хром и кремний оказывают влияние на изменение структурных составляющих в системе Fe-Cr-Si, можно видеть на тройной диаграмме Андерсена и Джети [218] приведенной на фиг. 88.

Как видно, γ -область на этой диаграмме ограничена очень небольшим участком, в котором безуглеродистые сплавы Fe-Cr-Si имеют превращение $\gamma \rightarrow \alpha$.



Фиг. 88. Тройная диаграмма для системы Fe-Cr-Si (Андерсен и Джети)

Введение углерода в эти сплавы изменяет положение γ -области, перемещая ее в сторону больших содержаний хрома и кремния и аналогично влиянию углерода в Fe-Cr-сплавах, что очень хорошо видно из сравнения диаграмм Бейна, приведенных на фиг. 13, и диаграммы, приведенной на фиг. 89. Суммарное действие хрома и кремния на ограничение γ -области приводит к тому, что малоуглеродистые стали с 6% Cr и 2% Si относятся к сталям полуферритного типа, а при большем содержании кремния — к сталям ферритного типа со всеми характерными для этих сплавов особенностями.

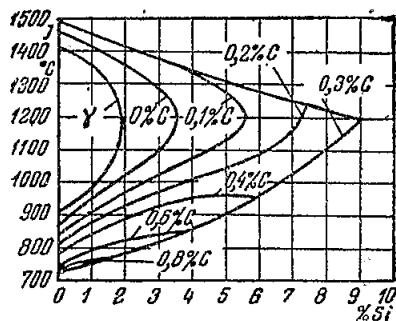
Такого рода сплавы имеют большую склонность к росту зерен при нагреве. В ряде случаев эти сплавы получают очень крупное зерно при сравнительно невысоких температурах порядка 800°. Из диаграммы рекристаллизации ферритных сталей, приведенной на фиг. 161, следует, что особую крупнозернистость они приобретают в том случае, когда перед нагревом подверглись небольшой холодной деформации.

Гудремон [35] отмечает, что кремнистые стали, в том числе и жаростойкие, склонны к обезуглероживанию при горячей обработке, что в соответствии с изменением состава в поверхностном слое может служить причиной изменения структуры из мартенситной в полужерритную, которая при термической обработке, рекомендуемой для сильхромов, становится крупнозернистой.

М. В. Приданцев [92] отмечает, что сильхромы с полужерритной структурой приобретают крупнозернистость в том случае, если пластическая деформация производится в области α -фазы, т. е. когда горячая обработка заканчивается при температурах ниже A_{r1} . В этом случае последующий нагрев между температурой рекристаллизации и критическими точками A_{c1} вызывает чрезмерную крупнозернистость.

Горячая обработка при температурах выше A_1 не вызывает при последующем нагреве крупнозернистости, так как одна из фаз при высокой температуре и последующем охлаждении претерпевает превращение $\gamma \rightarrow \alpha$, а другая успевает рекристаллизироваться. При высоких температурах большого роста зерен не может быть, так как этому мешает наличие двух фаз.

Характерной особенностью ряда сильхромовых сталей является то, что они после медленного охлаждения (отжига) приобретают высокую хрупкость. Согласно исследованиям М. В. Придан-



Фиг. 89. Смещение критических точек в системе под влиянием увеличения содержания углерода

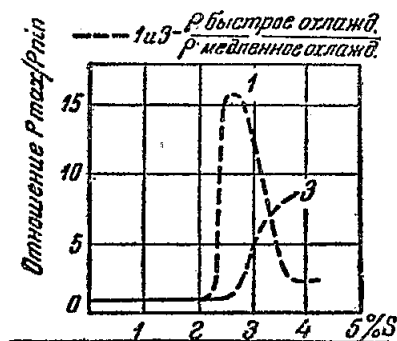
Таблица 52

Химический состав, %				Термическая обработка	Предел пропорциональности, кг/мм ²	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение $l = 5d$, %	Сужение, %	Ударная вязкость, кгм/см ²
C	Si	Cr	Mo						
0,52	2,69	7,78	—	Отжиг при 950°	68,8	86,1	23,2	53,5	0,48
—	—	—	—	Закалка 1000° в масле и отпуск 820°, вода . . .	69,5	87,9	25,0	59,6	7,24
0,42	3,88	2,94	0,30	Закалка 950° в масле и отпуск 800°, печь . . .	83,0	96,4	22,8	54,3	0,61
—	—	—	—	Закалка 950° в масле и отпуск 800°, вода . . .	78,0	97,2	23,9	54,8	4,02

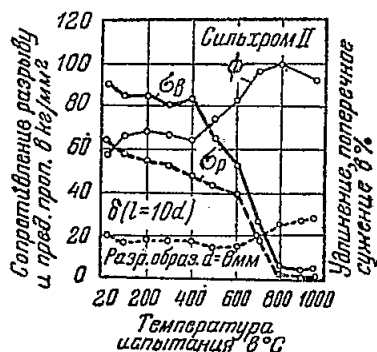
Механические и физические свойства хромистых

Марка стали	Химический состав, %				Механические свойства в состоянии		
	C	Si	Cr	Mo	сопротивление разрыву кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²	удлинение %
FF6	0,12	1,50	~ 6	~ 0,5	53	36	20
FF8	0,20	3,2	~ 8	—	68	42	18
FF18	0,12	2,0	~ 18	—	55	37	12
FF30	0,3	0,75	~ 30	—	55	39	12
Мягкая углеродистая сталь обычного состава	—	—	—	—	—	—	—

цева, сильхромы с 8—10% Cr приобретают сильную хрупкость в результате медленного охлаждения при введении кремния выше 2,35%, что на диаграмме фиг. 90 отмечается кривой, имеющей максимум при 2,8%.



Фиг. 90. Влияние кремния на восприимчивость хромистых сталей (8—10% Cr) к отпускной хрупкости (Приданцев)



Фиг. 90а. Изменение механических свойств у сильхрома с 0,35% C; 3,25% Si и 9% Cr при высоких температурах (Гудцов и Ширяев)

Кривые диаграммы фиг. 90а показывают отношение максимальной ударной вязкости сталей (после быстрого охлаждения) к минимальной ударной вязкости (после медленного охлаждения).

Таблица 53

жароупорных сталей/с присадкой кремния

отожженном	сужение %	Интервал начала расплавления при температурах, °C	Магнитные свойства	Теплопроводность кал/см. сек. °C	Удельный вес	Максимально допустимая рабочая температура °C
	50	1460—1485	Магнитна	0,040	7,7	800
	30	1430—1440	„	0,040	7,6	900
	15	1425—1435	„	0,050	7,6	1000
	10	1470—1490	„	0,045	7,6	1200
	—	1470—1510	„	0,11	7,8	—

Присадка молибдена к силхромам с 8—10% Cr вызывает смещение максимума отпускной хрупкости в сторону больших содержаний кремния (см. кривую 3 на фиг. 90).

Влияние скорости охлаждения при термической обработке на механические свойства силхромовых сталей можно проследить по данным табл. 52.

Улучшающее влияние молибдена в отношении устранения тепловой и отпускной хрупкости в силхромах с 8—12% Cr используется в клапанных сталях мощных моторов, в состав которых молибден вводится около 1,0% (см. табл. 51).

В табл. 53 приведены механические и физические свойства ряда силхромов, получивших широкое применение в качестве жароупорных материалов в различных областях. Среди силхромов имеется большая группа силхромовых чугунов, применяемых в литых жароупорных деталях.

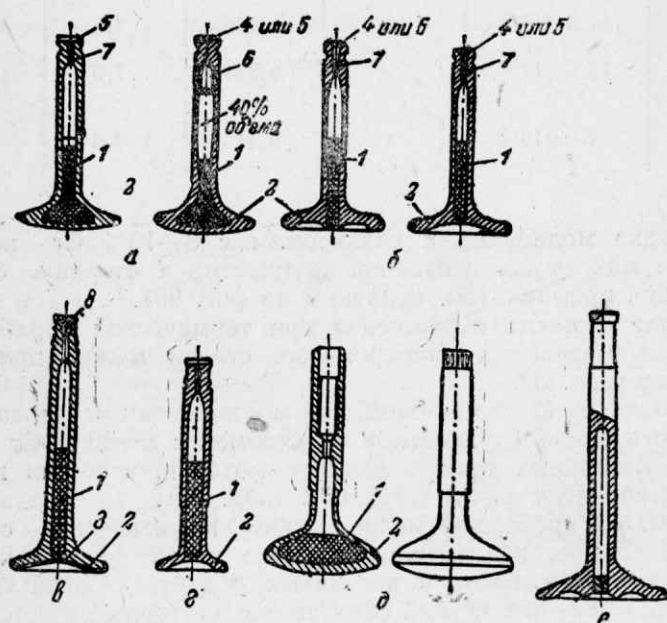
Клапанные хромокремнистые жароупорные стали

Первые клапаны автомобильных моторов были изготовлены из углеродистой стали и удовлетворительно работали в течение сравнительно продолжительного срока службы с пробегом нескольких тысяч километров. С усовершенствованием автомобильного мотора и повышением его мощности углеродистая сталь в клапанах была заменена сперва 3%-ной никелевой и затем хромоникелевой с 3% Ni и 1% Cr. Однако повышение температуры выхлопа приводило к тому, что клапаны как из углеродистой, так

и хромоникелевой стали усиленно окислялись при работе через некоторый срок службы.

Перед войной 1914—1918 гг. и во время войны выхлопные клапаны авто- и авиамоторов стали изготавливаться из вольфрамохромистой быстрорежущей стали и довольно долгое время удовлетворительно работали — до появления в 1919 г. сильхромов.

Сильхромы быстро начали вытеснять быстрорежущую сталь как в автомобильной, так и авиационной промышленности, причем в авиамоторах средней мощности сильхромы применяются и до настоящего времени. В авиамоторах средней мощности сильхромы обычного типа в последнее время модифицированы и заменены сильхромами с присадкой 0,8% Мо.



Фиг. 91. Основные типы клапанов выпуска авиационных современных моторов:

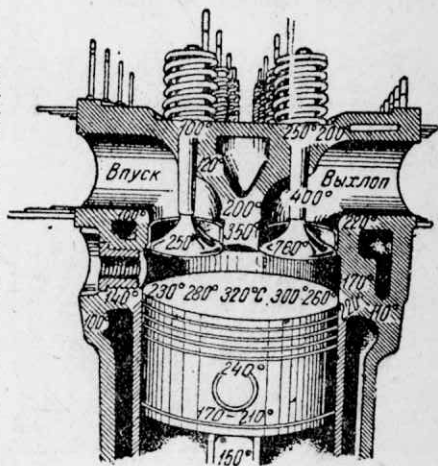
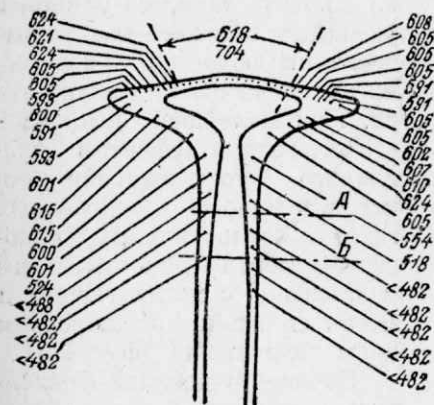
1 — металлический натрий; 2 — стеллит, напавленный по фаске; 3 — нихром; 4 — стеллит инструментального типа; 5 — впрессованный или приваренный конец из закалывающей стали; 6 — впрессованный пустотелый стакачик из железа; 7 — заглушка отверстия для ввода натрия; 8 — впрессованная пробка из закалывающей стали

С повышением мощности автомобильных и авиационных моторов выхлопные клапаны из сильхромов оказались неудовлетворительными и были заменены клапанами из хромоникелевых сталей аустенитного типа. Малая стойкость сталей аустенитного типа в фаске и быстрый прогар их в этой части заставили обратиться к

наплавке по фаске клапана небольшого слоя стеллита, имеющего более высокую твердость и большую стойкость против прогара. В последнее время для защиты фаски клапана от прогара стали применять наплавку нихромом типа 80-20.

Вместе с тем для понижения температуры клапаны стали изготовлять пустотелыми с заполнением этой полости металлическим натрием (фиг. 91).

Металлический натрий, обладая небольшим удельным весом, высокой теплопроводностью и хорошо смачивая сталь, при работе клапана находится в нем в жидком состоянии и, бурно взбалтываясь, передает тепло благодаря конвенции от грибка к штоку клапана и к его направляющим. Такого рода охлаждение в значительной степени понижает общую температуру клапана (на 150—200°) и этим самым ставит материал клапана авиационного мотора в более благоприятные условия.



Фиг. 92. Распределение температуры у клапана выпуска, охлажденного металлическим натрием, при работе на авиационном моторе (Колуэл)

Фиг. 93. Разрез головки цилиндра авиационного мотора водяного охлаждения с указанием температуры разогрева деталей

Эффективность охлаждения пустотелых клапанов металлическим натрием зависит от их конструкции и количества металлического натрия. Например, при очень большом количестве натрия, порядка 80 % к объему полости, клапаны охлаждаются хуже, чем при 40 %. Это объясняется худшей циркуляцией натрия в клапане, когда его слишком много.

Максимальная температура такого рода клапанов у мощных авиамоторов даже несколько ниже, чем у автобусных моторов и

моторов грузовых машин, у которых температура клапанов, по данным Бенкса, достигает 870°.

На фиг. 92 показано распределение температуры у клапана выпуска авиамоторов, охлаждаемого металлическим натрием, по данным Колуэла.

На фиг. 93 показан разрез головки цилиндра мотора водяного охлаждения с указанием примерной температуры, при которой работает ряд деталей.

Из рассмотрения схемы тепловых потоков в клапанном узле следует, что наиболее сильному разогреву при работе подвергаются грибок и фаска клапана, так как в этой части раскаленные газы со всех сторон интенсивно омывают клапан. Отвод тепла от грибка и фаски клапана идет через шток клапана к направляющим, а через них — к головке цилиндра. Вместе с тем во время закрытия часть тепла клапана передается от фаски седлу, вследствие того что фаска клапана имеет несколько меньшую температуру, чем грибок клапана.



Фиг. 94. Примеры прогара клапанов мощного авиационного мотора

Но, несмотря на это, фаска клапана является наиболее уязвимым местом, где чаще всего наблюдается разрушение клапана вследствие прогара. При малейшей неплотности благодаря дефектам различного происхождения происходит прорыв раскаленных газов с очень сильным разогревом металла, вплоть до его оплавления, с последующим и очень сильным расширением зоны разрушения (фиг. 94).

Этчисон в докладе Британскому обществу автомобильных инженеров сформулировал следующие требования, предъявляемые к материалу для клапанов.

Сталь для клапанов должна обладать наибольшей возможной прочностью при высоких температурах, в том числе и ударной способностью, легко коваться, не давать трещин как при ковке, так и термической обработке, хорошо подвергаться механической обработке.

Вместе с тем сталь должна обладать наименьшей склонностью к образованию окалины, а в случае образования окалины она должна быть плотной и хорошо защищать металл от дальнейшего окисления.

Клапанная сталь должна обладать способностью не изменять

Таблица 54

Механические свойства сплхромов, исследованных Мураками и Иокаяма
[479]

№ образца	Химический состав, %			Термическая обработка	Температура испытания, °C	Механические испытания					
	C	Si	Cr			предел пропорциональности, кг/мм ²	временное сопротивление, кг/мм ²	удлинение, %	сжатие, %	ударная вязкость по Шарпи, кгм/см ²	твердость по Бринеллю НВ
А	0,38	4,63	3,17	Закалка при 1000° в масле +1 час при 800° — воздух	20	89,8	107,1	15,0	27,1	1,08	294
					200	78,6	101,0	19,6	56,2	6,74	248
					300	74,7	97,8	19,1	54,6	7,08	231
					400	64,7	89,4	23,4	63,5	12,05	215
					500	53,8	63,2	31,4	80,9	8,43	200
					600	31,3	37,6	42,6	79,4	12,05	105
					700	11,7	13,3	62,0	95,9	—	121
					800	6,1	6,9	68,9	94,1	—	64
					900	2,4	3,0	85,9	97,2	—	33
Б	0,17	3,59	9,62	Закалка при 1100° в масле +1 час при 800° — воздух	20	60,2	80,4	22,6	61,2	8,53	237
					200	53,5	75,0	23,2	60,4	12,50	201
					300	52,6	73,4	31,0	66,4	12,50	183
					400	47,9	65,5	22,5	66,5	—	185
					500	37,5	51,7	30,2	78,1	—	170
					600	21,3	26,5	60,0	87,8	—	127
					700	9,6	10,6	46,5	96,0	—	98
					800	4,5	7,4	61,8	97,3	—	55
В	0,42	3,60	9,96	То же	20	84,2	106,0	10,4	51,0	4,50	281
					200	80,2	95,4	11,9	46,8	9,65	245
					300	78,7	95,1	16,0	56,2	12,39	240
					400	60,5	79,4	11,0	63,0	11,73	222
					500	50,9	57,6	29,4	73,8	12,50	190
					600	26,1	28,1	28,2	88,7	12,50	178
					700	10,7	11,9	23,0	98,9	—	123
					800	4,8	9,1	37,4	82,4	—	82
Г	0,57	2,86	9,90	То же	20	80,8	103,6	16,0	45,2	3,81	281
					200	70,1	91,7	18,5	53,8	10,71	250
					300	61,7	88,3	18,9	54,1	12,50	235
					400	60,7	80,8	14,9	58,4	12,39	230
					500	50,1	60,0	14,8	64,2	12,50	210
					600	33,0	34,6	29,8	91,9	12,50	200
					700	16,0	17,6	32,3	95,0	—	147
					800	6,3	7,6	51,1	96,5	—	91
					900	3,2	3,6	67,7	96,4	—	48

свойства во время работы, при частых нагревах и охлаждении, а также при длительных выдержках при высоких температурах.

Во время работы сталь не должна закаливаться при охлаждении с рабочих температур, послековки должна подвергаться термической обработке для снятия напряжений, обуславливающих поводку клапанов.

Сталь должна иметь достаточную твердость в штоке для хорошего сопротивления износу и способность к закалке конца штока.

Позднее Бочехольд и Джонсон в 1931 г. в отношении клапанных сталей для авиадвигателей дополнили требования Этчисона следующими данными.

Для предотвращения появления трещин и неизменяемости формы вследствие возможных повторных закалок критические точки стали должны быть выше 870° .

Сопротивление разрыву при 870° не должно быть менее $17,5 \text{ кг/мм}^2$, а твердость в штоке и конусе клапана при комнатных температурах не должна быть ниже $52 R_c$.

Сопротивление удару при комнатной температуре не должно быть ниже $1,4 \text{ кг/мм}^2$, а при 870° — не ниже $3,5 \text{ кг/мм}^2$.

Сталь не должна окисляться (ржаветь) как на воздухе, так и под действием выхлопных газов при 870° или продуктов их конденсации.

Исходя из этих требований и учитывая опыт в области металлургии клапанных сталей за последние годы, следует отметить, что до настоящего времени еще не найдена универсальная сталь, которая по своим свойствам полностью удовлетворяла бы предъявляемым требованиям.

Как уже указывалось, разрешение этой задачи было найдено не путем подбора одной универсальной марки стали, а путем комбинированного решения, при котором клапан благодаря изменению конструкции начали изготавливать не из одной стали, а из нескольких, обладающих различными свойствами.

Так, например, высокая жаропрочность в современных клапанах обеспечивается применением высоколегированных жароупорных сталей аустенитного типа, а сопротивление окислению в фазе — наплавкой слоя стеллита или нихрома.

Для увеличения сопротивления износу в штоке у ряда клапанов применяется азотирование, повышающее твердость. Во избежание смятия наконечника клапана при работе его часто изготавливают из другой стали, которая может сильно закаливаться. Часто конец штока клапана наплавляется стеллитом инструментального типа, что также повышает стойкость конца клапана против смятия при работе.

Таким образом к современной клапанной стали для мощных авиамоторов возникают еще два основных требования: способность к стеллитированию и азотированию.

Последнее может быть заменено цианированием, которое применяется значительно реже. Однако последнее требование нельзя считать обязательным, так как на ряде моторов клапаны из аустенитных сравнительно мягких сталей благодаря хорошей отделке поверхности штока хорошо стоят и без азотирования. При плохой отделке поверхности штока часто наблюдается налипание бронзы или же сильный износ штока, что затрудняет работу.

В последнее время во избежание сильного нагара на поверхности грибка клапана на некоторых моторах начали применять покрытие всей поверхности грибка стеллитом или же нихромом, что еще более усложняет технологию изготовления клапанов.

Впускные клапаны автомобильных моторов и авиамоторов средней мощности до настоящего времени изготавливаются из низколегированных сталей, в том числе из хромоникелевой стали с 0,5% Cr, 1,5% Ni, а впускные клапаны мощных авиамоторов изготавливаются или из силхромов, или же из хромоникелевых сталей аустенитного типа.

В табл. 51 приведены наиболее распространенные марки жароупорных клапанных сталей, которые применялись в серийном производстве клапанов впуска и выпуска. Некоторые из этих сталей, как, например, быстрорежущая, уже сходят с производства. В табл. 51а приведены наиболее распространенные стали и сплавы, применяемые при изготовлении клапанных седел.

В табл. 55 приведены физико-механические и технологические характеристики этих сталей. В наиболее мощных авиамоторах в настоящее время на клапанах выпуска применяются преимущественно хромоникелевые стали аустенитного типа, в основном хромоникельвольфрамовая сталь типа 14-14-2, а на клапанах впуска — модифицированные хромистые стали.

Сопоставление жаропрочных свойств при высоких температурах хромистых и хромоникелевых сталей показывает, что у первых сопротивление разрыву примерно в два — четыре раза меньше, чем у хромоникельвольфрамовой стали. Эта разница особенно сильно увеличивается с повышением температуры, и при температурах выше 700° преимущество в отношении прочности находится на стороне аустенитных сталей.

Необходимо отметить, что легирование хромистых сталей присадками, повышающими жаропрочные свойства, несколько улучшает их жаропрочность, но резкого увеличения жаропрочных свойств не наблюдается. Это обусловлено тем, что основная масса твердого раствора, имеющая решетку α , обладает малой жаропрочностью.

Хромоникелевые стали, имея другую кристаллическую решетку (γ), уже по своей природе при высоких температурах обладают более высокой жаропрочностью, в несколько раз превосходящей жаропрочность сталей с α -решеткой. Кроме того, введение легирующих присадок вольфрама и молибдена в α -твердый раствор еще дополнительно повышает жаропрочность.

Физические и механические свойства

Свойства	Марки стали	СХ8М (ЭИ107)	X12M	X12K
Химический состав, %	{	0,35—0,45 C	1,45—1,7 C	1,1—1,4 C
		9—11 Cr	11,0—12,5 Cr	11—13 Cr
		≤0,5 Ni	≤0,5 Ni	≤0,5 Ni
		2,0—3,0 Si	≤0,5 Si	0,2—0,4 Si
		* 0,7—1,3 Mo	0,5—0,8 Mo	0,5—1,0 Mo
Температура начала интенсивного окисления в воздухе, С		900	700	700
Удельный вес при 20°, г/см³		7,62	7,72	7,72
Коэффициент расширения α				
20—100°		10,0	10,0	9,5
20—800°		11,0	11,0	10,5
Теплопроводность:				
при 20°	{ кал/см. сек °С }	0,06	0,065	0,05
при 800°			0,045	0,06
Магнитность		Магнитны		
Структура		Сорбит		Сорбит + карбиды
Сопротивление разрыву при 20° σ _в , кг/мм²		95	100	120
Удлинение на d = 10		10	6	3
Сужение φ, %		40	12	12
Сопротивление удару по Шарпи α _к , кгм/см²		30	1,0	1,5
Предел усталости σ _в , кг/мм²		42	—	—
Твердость по Бринеллю H _B		197—269	300—341	447—477
Сопротивление разрыву при высоких температурах 500° σ _в , кг/мм²		64	—	—
(кратковременные испытания) 400°		80	—	—
500°		64	—	—
600°		30	—	—
700°		16	24	24
800°		6	—	10
900°		3,0	—	5
1000°		—	—	—

* В настоящее время содержание легирующих добавок изменено: в ЭИ69

клапанных жароупорных сталей

ЭИ72	17-8-4	ЭИ69	ЭИ69С	ЭИ240	ЭЯЗС
0,25—0,37 C	0,4—0,5 C	0,4—0,5 C	0,4—0,5 C	0,5—0,6 C	0,3—0,4 C
11,5—14,0 Cr	16—18 Cr	13—15 Cr	13—15 Cr	13—15 Cr	16—20 Cr
6,5—7,5 Ni	7—9 Ni	13—15 Ni	13—15 Ni	13—15 Ni	23—27 Ni
2,0—3,0 Si	1,0—1,5 Si	0,3—0,8 Si	1,25—1,75 Si	2,75—3,25 Si	2,3—2,9 Si
—	—	*0,4—0,6 Mo	0,07—0,15 Mo	—	—
—	3,5—4,5 W	2,0—2,75 W	1,75—2,5 W	2,0—3,0 W	—
850	1050	900	950	1000	1050
8,0	8,0	7,96	7,94	7,95	8,1
14,5	17,5	17,5	17,0	16,0	16,0
18,5	21,5	21,5	21,0	20,0	20,0
—	0,06	0,06	0,037	0,03	0,03
—	—	—	—	—	0,04
Полюмагнитна	Немагнитны				
Аустенит	Аустенит + карбиды				
+ Мартенсит					
120	72	72	72	70	70
10	20	20	20	25	25
25	40	40	40	40	40
3,0	5,0	5,0	5,0	—	6,0
—	—	—	—	—	—
341—401	179—269	179—269	179—269	179—269	180—230
—	—	—	—	—	—
—	64	65	—	—	—
65	62	62	65	66	65
43	56	54	55	59	56
31	43	41	37	37	36
20	30	25	23	22	20
12	20	16	15	16	11
6	13	9	8	8	7

—0,2—0,4% Mo; в ЭИ107—1,9—2,6% Si и 0,7—0,9% Mo; в Х12К—0,5—0,8% Mo.

Хромокремнистые стали марок СХЗ, СХ8 и СХ8М

Сильхромовые стали типа СХЗ и СХ8 относятся к группе мартенситных сталей с полным фазовым превращением $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ и при быстром охлаждении с температур, лежащих выше критических, весьма интенсивно закаляются. При закалке в масле обычно наблюдается мартенситная структура, а после закалки на воздухе — мартенситная или троостито-мартенситная. Критические точки, а, следовательно, и температура полной закалки у сильхромовых сталей находится довольно высоко (табл. 56) порядка 1000°, что хорошо подтверждается кривыми изменений твердости, приведенными на фиг. 95.

Таблица 56

Критические точки у сильхромовых сталей

Марка стали	Химический состав, %				Критические точки				Источники
	C	Si	Cr	Mo	A_{c1}	A_{c2}	A_{r3}	A_{r1}	
СХ8	—	—	—	—	900	970	870	810	Коробков и Озерцовский
СХ8	0,33	2,27	8,86	—	875	—	—	820	Приданцев
СХ8	0,43	2,73	10,2	—	920	—	—	860	
СХ8	0,59	4,25	11,0	—	1100	—	—	1025	
СХЗ	0,40	4,05	3,53	—	910	—	—	845	
СХ8	0,24	2,86	2,80	—	880	—	—	800	
СХ8М	0,43	2,30	9,55	0,39	870	—	—	800	

При очень высокой температуре нагрева, выше 1100°, сильхромовые стали проявляют склонность к значительному росту зерен, что приводит к хрупкости вследствие грубозернистости, которая в некоторой степени может быть устранена фазовой перекристаллизацией.

В то же время недогрев при закалке, когда она протекает при температуре несколько ниже критической, приводит к образованию двухфазной структуры, состоящей из хромистого феррита и продуктов распада аустенита (так называемая неполная закалка). В результате отпуска закаленной сильхромовой стали появляются промежуточные структуры от мартенсита до сорбита и соответствующие изменения к твердости.

Влияние температуры закалки на изменение ударной вязкости и твердости стали ЭИ107 определялось Коробковым и Озерцовским, которые установили, что наилучшие результаты получаются после закалки при 975° в масло и отпуска при 800° с охлаждением на воздухе (табл. 57).

Таблица 57

Влияние температуры закалики на ударную вязкость стали СХ8 (ЭИ 107)

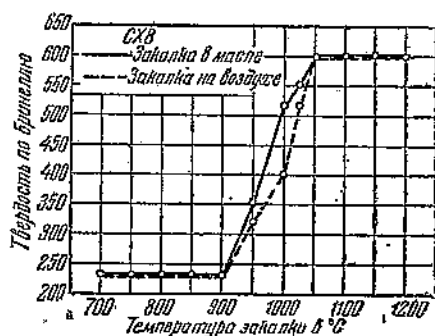
Термическая обработка стали ЭСХ8	Твердость по Бринеллю	Сопротивление удару, кг/см ²
Закалка 975° (масло) и отпуск при 800° (воздух)	231	5,6
Закалка 1000° (масло) и отпуск при 800° (воздух)	254	4,1
Закалка 1050° (масло) и отпуск при 800° (воздух)	236	3,0
Закалка 1100° (масло) и отпуск при 800° (воздух)	266	3,1

В результате медленного охлаждения в интервале температур отпуска (500—600°) или же при нагреве при этих температурах сильхромовые стали становятся хрупкими, что в сильной степени проявляется в снижении ударной вязкости.

Устранить отпускную хрупкость у сильхромовых сталей можно путем быстрого охлаждения их (в воде) после отпуска при высоких температурах порядка 700—800°. Установлено, что быстрое охлаждение не вызывает чрезмерно больших напряжений, если оно совершается в области α -фазы и с температур ниже критических, т. е. при отпуске.

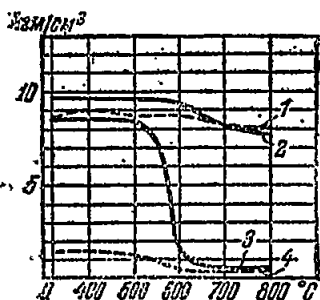
В том случае, когда стали уже приобрели хрупкость в результате медленного охлаждения, последняя может быть уничтожена повторным нагревом до более высоких температур (порядка 700—800°), находящихся несколько выше температур, вызывающих хрупкость, и последующим быстрым охлаждением. Это обстоятельство указывает на то, что явление хрупкости у сильхромов связано с обратимым процессом, протекающим в стали в определенном интервале температур отпуска (500—600°) при нагреве и охлаждении. Вместе с тем этот процесс связан с определенной скоростью, и в результате быстрого охлаждения его влияния не наблюдается.

По данным Беккета и др., присутствие α -фазы в сильхромах и хромолях является причиной хрупкости при отпуске.



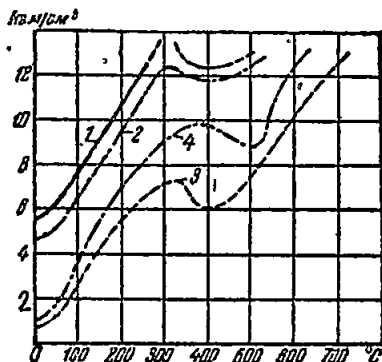
Фиг. 95. Изменение твердости у сильхрома (СХ8) с 0,35% С, 3,25% Si и 9,12% Cr в зависимости от температуры закалики и закладывающей среды (Гудцов и Ширяев)

На фиг. 96 приведены кривые изменения ударной вязкости у ряда силххромовых сталей при отпуске их при различных температурах, наглядно показывающих, в каком интервале температур отпуска начинается резкое падение ударной вязкости. Данные фиг. 97 указывают, что ударная вязкость у силххромовых сталей тесно связана с температурой испытания и что с повышением температуры испытания сопротивление удару сильно возрастает. При температурах выше 300° сопротивление удару у всех сталей достаточно высоко, в том числе и у тех сталей, которые обладали хрупкостью при комнатных температурах.



Фиг. 96. Влияние нагрева с медленным охлаждением на ударную вязкость силххромовых сталей (Приданцев):

- ЛЖ 1 — 0,40% С; 2,26% Si;
 0,07% Cr; 0,31% Mo;
 ЛЖ 2 — 0,40% С; 2,75% Si;
 8,44% Cr; 0,30% Mo;
 ЛЖ 3 — 0,43% С; 2,73% Si;
 10,21% Cr;
 ЛЖ 4 — 0,41% С; 3,60% Si;
 8,92% Cr



Фиг. 97. Влияние температуры испытания на ударную вязкость силххромовых сталей (Приданцев):

- 1 — силххром с 0,51% С; 2,86% Si
 и 0,00% Cr;
 2 — силххром с 0,42% С; 3,60% Si
 и 0,00% Cr;
 3 — силххром с 0,50% С; 4,25% Si
 и 10,07% Cr;
 4 — силххром с 0,38% С; 4,63% Si
 и 8,17% Cr

С. Хохлов отмечает, что в некоторых партиях клапанов из стали СХЗ, применяемой для тракторов, обнаруживалась очень сильная хрупкость, которая приводила к поломкам клапанов при работе, а иногда — при правке и механической обработке. Характерно, что эта хрупкость проявлялась не только у клапанов с крупнозернистой структурой, но также и с мелкозернистой, что указывало на то, что данная хрупкость не была связана с видом излома. В результате проведенных исследований было установлено, что нормализация при 900° ведет к появлению структурной составляющей со своеобразной шиповидной ориентацией; при этом ориентация тем резче, чем больше выдержка при этой температуре и чем выше температура закалики.

Замена сложной обработки, состоящей из нормализации при 900° (воздух), закалики при 900° в масле и отпуска при 700°

только одной обработкой — высоким отпуском при 840—850° с охлаждением на воздухе, позволила устранить указанный недостаток. Аналогичное влияние оказывает термическая обработка, состоящая из закалки при 1050° в масле и отпуске при 700° (масло) (табл. 58).

Таблица 58

Предварительный нагрев при температурах, °С	Охлаждение	Температура нормализации, °С	Последующая термическая обработка		Ударная вязкость кгм/см ²
			температура закалки, °С	температура отпуска, °С	
1000—1250	Воздух	900	—	—	0,7—1,2
1000—1250	То же	900	1050	700	2,9—3,4
1000—1250	То же	850	—	—	2,8—4,0

Влияние скорости охлаждения на механические свойства сильхромо-вых сталей марок СХЗ и СХ8 при термической обработке показано в табл. 59.

Таблица 59

Механические свойства сильхромов при различных видах термической обработки

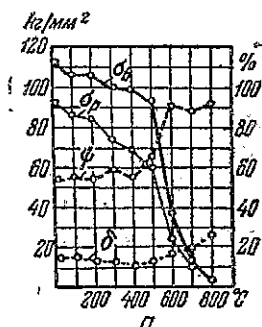
Термическая обработка	Температура испытания, °C	Сопротивление разрыву, кг/мм²	Предел упругости, кг/мм²	Удлинение на длине %		Сужение, %	Ударная вязкость по Менаже кгм/см²	Твердость по Бринеллю, НВ
				100 мм	5,65 мм			
Сталь А								
Нормальная	20	89,5	68,5	—	12,8	54,2	1,10	280
То же	600	30,3	—	46,5	66,5	90	21,6	—
300 час. при 750°	600	23,2	—	23,2	87,0	90	12,5	—
Нормальная	700	7,9	—	70,0	100,0	97	37,5	—
300 час. при 750°	700	7,3	—	74,0	130,0	98	22,0	—
Нормальная	800	4,4	—	95,5	133,0	98,6	34,6	—
То же	800	4,1	—	98,0	150,0	99,0	31,7	—
Сталь В								
Нормальная	20	92,5	69,0	—	21,7	43,8	4,5	275
То же	600	43,4	—	27,2	39,0	78,5	15,6	—
300 час. при 750°	600	31,6	—	36,0	50,8	77,0	15,3	—
Нормальная	700	27,0	—	37,3	54,5	91,5	18,5	—
300 час. при 750°	700	21,9	—	39,5	56,0	92,5	19,3	—
Нормальная	800	6,7	—	59,0	—	97,5	34,8	—
300 час. при 750°	800	7,8	—	55,7	79,6	98,0	33,3	—

Характерным для обеих сталей является то, что очень резкая разница при указанных методах термической обработки, главным образом, обнаруживается в величинах ударной вязкости, в то же время другие механические характеристики (σ_B , σ_s , δ и ψ) изменяются весьма незначительно.

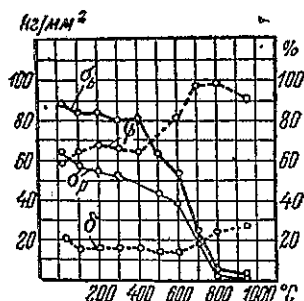
При испытании сильхромов в нагретом состоянии в интервале температур 350—850° они показывают исключительно высокую ударную вязкость и очень высокое сопротивление динамическим воздействиям, в том числе высокую ударную твердость.

Наряду с высокой ударной вязкостью сильхромовые стали в нагретом состоянии обладают достаточно высокими механическими свойствами до температур порядка 600°. При более высоких температурах они быстро теряют свою жаропрочность и уступают хромоникелевым сталям аустенитного типа.

На фиг. 98 и 99 показано изменение механических свойств сильхромовых сталей типа СХЗ и СХ8 при высоких температурах, по данным Гудцова и Ширяева. Эти данные также подтверждают, что сильное снижение жаропрочных свойств у сильхромов наблюдается в интервале 500—700°.



Фиг. 98. Механические свойства при высоких температурах у сильхрома СХЗ (Гудцов и Ширяев)



Фиг. 99. Механические свойства сильхрома СХ8 при высоких температурах (Гудцов и Ширяев)

Весьма обстоятельное исследование по изучению некоторых сильхромовых сталей было проведено Мусати и Региори (табл. 59 и 59а).

Результаты этих испытаний подтверждают приводимые нами данные о том, что при температурах выше 600° сильхромы, как с добавкой молибдена, так и без нее, обладают сравнительно невысокими жаропрочными свойствами и очень сильно ползут при испытании на крип (фиг. 100).

Педж и Пертридж также исследовали ряд клапанных сталей с различными присадками, в том числе и сильхромы, и установили, что в сталях с содержанием хрома около 6—8% и углерода

Таблица 59а

Изменение механических свойств сильхромов в зависимости от термической обработки

Химический состав %				Термическая обработка	Предел пропор- циональности кг/мм ²	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение $l=5d$ %	Сужение, %	Ударная вязкость кгм/см ²
C	Si	Cr	Mo						
0,52	2,69	7,78	—	Отжиг при 950° Закалка при 1000° в масле и от- пуск при 820° с охлаждением в воде	68,8	86,1	23,2	53,5	0,48
0,42	3,88	2,94	0,30	Закалка при 950° в масле и от- пуск при 800° с охлаждением в печи	69,5	87,9	25,0	59,6	7,24
				Закалка при 950° в масле и от- пуск при 800° с охлаждением в воде	83,0	96,4	22,8	54,3	0,61
				Закалка при 950° в масле и от- пуск при 800° с охлаждением в воде	78,0	97,2	23,9	54,8	4,02

около 0,6% повышение содержания кремния от 0,8 до 3,5% понижает механические свойства стали при высоких температурах, особенно при температурах выше 600°.

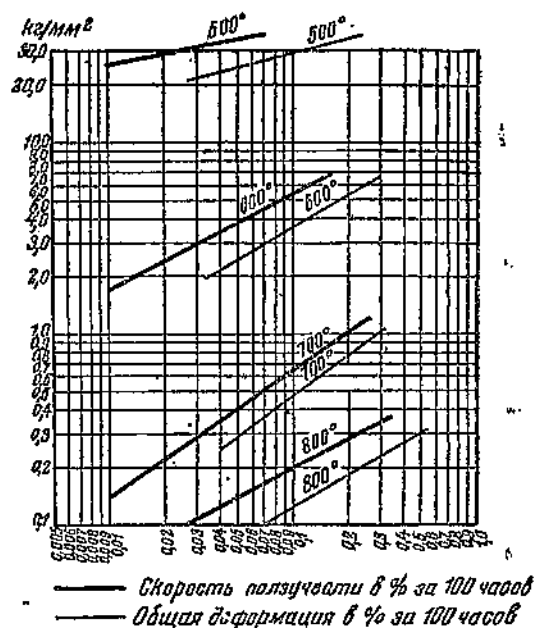
Сильхромомолибденовая сталь СХ8М вырабатывается под двумя марками ЭИ86 и ЭИ107 и до настоящего времени применяется на моторах средней и высокой мощности для изготовления клапанов выпуска и впуска.

Обе стали относятся к группе мартенситных сталей с полным фазовым превращением. Критические точки для ряда плавок стали ЭИ107, определенные на dilatометре Шевенара, показали, что превращение протекает при температурах, указанных в табл. 60.

Таблица 60

Критические точки	Температура превращений °C	
Ac ₁	875	835
Ac ₃	975	935
Ar ₃	880	810
Ar ₁	750	650

Большой разброс температур критических превращений обусловлен тем, что стали сильно отличались друг от друга в химическом составе и, в частности, по содержанию хрома, несмотря на то, что они укладывались в пределах состава, установленного для этой марки.



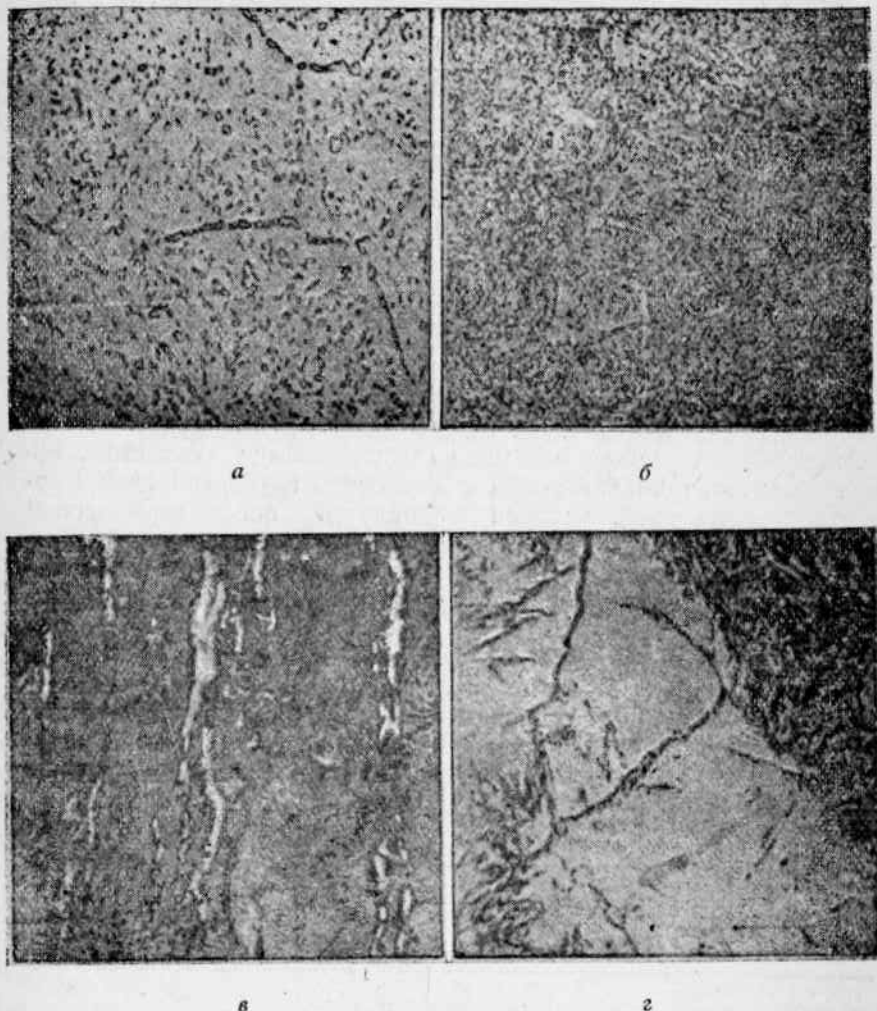
Фиг. 100. Кривые ползучести для сталей типа CX8M с 0,42% C, 2,32% Si, 9,98% Cr и 1,07% Mo после закалки при 1025° (масло) и отпуска при 800°

После закалки с температур выше критических (950—1000°), сталь получает мелкозернистую мартенситную структуру, а после отжига — сорбитную структуру (фиг. 101).

Изменение твердости в зависимости от температуры закалки для стали ЭИ107 показано в табл. 61.

Таблица 61

Температура закалки в воде, °C	Твердость по Роквеллу R_c
950	25
1000	38
1050	49
1100	51
1150	55
1200	55
1225	51



Фиг. 101. Микроструктура стали ЭИ107 после различных обработок:

- а — в состоянии поставки (после трехчасового отжига) при 800° , $\times 1000$;
 б — после закалки при 1050° в масло и одночасового отпуска при 750° , $\times 500$;
 в — послековки при высоких температурах, $\times 500$;
 г — то же, при увеличении 1000 (Газезьян)

Механические свойства стали ЭИ107 при высоких температурах, по данным Л. Н. Газезьяна, приведены в табл. 62.

Приведенные в табл. 62 результаты испытаний показывают, что сталь ЭИ107 обладает высокой жаропрочностью при температурах не выше 700° . При более высоких температурах, порядка 700° и выше, жаропрочные свойства этой стали сильно падают и по сравнению с хромоникельвольфрамовой сталью типа 14-14-2ВМ,

Таблица 62

Термическая обработка	Температура испытания °С	Механические свойства				
		σ_B кг/мм ²	δ %	ψ %	A кгм/см ²	H_W кг/мм ²
Нагрев 30 мин. при 1100° с охлаждением в воде и отпуск 1 час при 800° с охлаждением на воздухе	20	109,0	11,6	3,0	3,0	665
	600	50,0	15,8	80,8	17,5	—
	700	17,9	27,6	96,6	27,5	275
	800	11,6	31,2	98,2	37,5	210
	900	3,8	48,0	99,4	37,5	155

несомненно, значительно ей уступает, что хорошо видно из сопоставления данных табл. 55.

Сталь СХ8М удовлетворительно наплавляется сталлитом, образуя достаточно плотный шов с несколько грубозернистой мартенситной структурой, которая улучшается после термической обработки.

Азотизация стали ЭИ107 проходит вполне удовлетворительно и применяется для повышения твердости штоков клапанов впуска и выпуска.

При азотизации в течение 24 час. при 540° достигается глубина азотированного слоя порядка 0,10 мм, а в течение 48 час. — 0,15 мм. Азотированный слой не имеет резкого перехода к основному металлу, не обладает хрупкостью и состоит из смеси нитридов и сорбита. При азотизации твердость сердцевины клапана почти не меняется (табл. 63).

Таблица 63

Условия азотизации	Глубина азотизации, мм	Твердость по Виккерсу
Подогрев в течение часа и азотизация при 540° в течение 24 час. с последующим охлаждением в аммиаке до 200°	0,10	680—730
Подогрев в течение часа и азотизация при 540° в течение 48 ч. с последующим охлаждением в аммиаке	0,15	800—900

В практике на клапанах из стали СХ8М хорошие результаты дает следующий режим азотизации.

Перед азотизацией части детали, не подлежащие азотизации, покрываются оловом, а поверхность клапана, подлежащая азотизации, тщательно очищается от грязи и шлифуется алундом № 60—80. Подготовленные таким образом клапаны загружаются в печь при 300—350° с одновременным пуском аммиака. С момента загрузки клапаны в течение 5 час. доводятся до температуры

520°; при которой они выдерживаются в течение 40 час. при диссоциации аммиака порядка 25—30%.

Охлаждение клапанов производится под током аммиака до 400—300° и далее на воздухе.

Глубина азотированного слоя у стали СХ8М после азотизации по этому режиму обычно укладывается в пределы 0,14—0,22 мм, а твердость по Роквеллу по шкале С и при нагрузке 30 кг обычно бывает выше 89.

В практике контроль азотирования осуществляется напильником, который должен не царапать, а скользить по азотированной поверхности.

В табл. 63а приведены физические и механические свойства железохромоалюминиевых сталей и сплавов для нагревательных электрических печей.

Хромоалюминиевые сплавы на железной основе (хромали и сихромали)

Введение алюминия в железо, а также в железохромистые сплавы действует аналогично хрому, приводя к ограничению γ -области. Это действие алюминия значительно сильнее действия хрома и кремния, что можно видеть из сравнения диаграмм состояния систем Fe-Al, Fe-Cr и Fe-Si (фиг. 102).

При введении 1% Al в железо γ -область исчезает совсем, в то время как при введении хрома такой же результат наблюдается лишь при введении его около 13%.

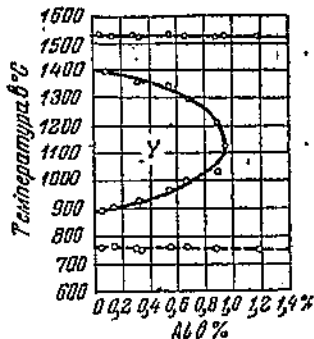
Присадка алюминия способствует повышению жаростойкости Fe-Al, а также и Fe-Cr-Al-сплавов, однако первые сплавы не нашли большого практического применения.

Влияние хрома и алюминия на жаростойкость сплавов при различном соотношении этих элементов можно видеть на диаграммах, приведенных на фиг. 103.

Как видно из этой диаграммы, при введении около 10% Al железо (без хрома) получает достаточную жаростойкость до 1100°. С увеличением содержания хрома в стали требуется меньшее количество алюминия, для того чтобы получить сплав, обладающий высокой жаростойкостью.

При содержании хрома около 35% и алюминия около 7% получается сплав, обладающий чрезвычайно высокой жаростойкостью до 1300°.

Защитное действие алюминия обусловлено тем, что на поверхности металла или сплава образуется очень прочный слой окислов



Фиг. 102. Диаграмма Fe-Al (Вефер и Мюллер)

**Физические и механические свойства железохромоалюминиевых сталей
электриче**

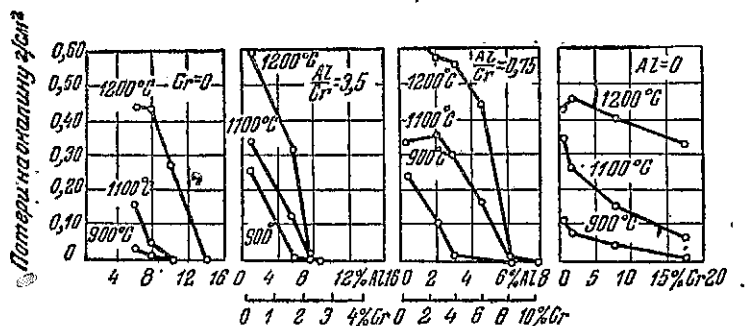
Марки сплава	Хромаль 6	Хромаль 8	Хромаль 14 (Мега- пир III)	Сплав № 1 (ЭИ340)
Свойства				
Химический состав, % . . .	5—6,5 Cr 0,6—0,8 Al 0,50 Si 0,45 Mn 0,10 C	6,5—8,5 Cr 1,2—2,0 Al 1,0 Si 0,45 Mn 0,10 C	12—15 Cr 2,5—3,5 Al 0,5—1,0 Si 0,5 Mn <0,12 C	16,0—18,0 Cr 4,5—6,5 Al — — < 0,05 C
Удельный вес г/см ³	7,7	7,7	7,5	7,0—7,20
Удельное электрическое сопротивление, 20° .	0,63	0,79	0,88	1,30—1,50
Удельная теплоемкость, кал/г °C	0,117	0,117	0,117	—
Коэффициент расширения 20—100°	11,5×10 ⁻⁶	11,5—12× ×10 ⁻⁶	13×10 ⁻⁶	14,5×10 ⁻⁶ —15,1×10 ⁻⁶
Теплопроводность кал/см·сек °C	0,054	0,049	0,045	—
Температура плавления, °C . .	1480	1490	1455	—
Структура	Феррит	Феррит	Феррит	Феррит
Магнитность . . .	Магнитен	Магнитен	Магнитен	Магнитен до 600°
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	46	55	60	60—70
Предел текучести кг/мм ²	28	30	34	—
Удлинение на l = 50 мм, % . .	20	15	15	15—25
Сужение, % . .	75	55	50	—
Твердость по Бринеллю, H _B . . .	140—150	160—170	200—220	—
Стойкость против окисления в воздухе до температуры, °C . .	800	900	900—1000	1100
Допускаемая рабочая температура в печах сопротивления, °C	800	900	950	1000

Таблица 63а

и сплавов, применяемых в качестве материала для нагревательных
ских печей

Хромаль 20 (Мегапир II)	Хромаль 22	Кантал	Сплав № 2 (ЭИ341)	Хромаль 30 (ЭИ87) (Мегапир I)
18—20 Cr 3,0—4,0 Al 0,5—1,0 Si 0,5 Mn < 0,12 C	20—22 Cr 3—5 Al 0,5 Si 0,5—1,5 Mn < 0,1 C	20 Cr 5 Al 1,5—3 Co — —	23,0—27,0 Cr 4,5—7,0 Al — — ≤ 0,05 C	30 Cr 5 Al 0,5 Si 0,5 Mn < 0,1 C
7,4	7,1	7,25—7,10	6,9—7,20	7,1
1,17	1,4	0,35—1,45	1,35—1,60	1,4
0,118	0,118	0,118	—	0,118
15×10 ⁻⁶	15×10 ⁻⁶	14—15×10 ⁻⁶	14,5—15,5×10 ⁻⁶	15,5×10 ⁻⁶
0,046	0,03	0,03	—	0,03
1475	1510	1500	—	1500/150
Феррит	Феррит	Феррит	Феррит	Феррит
Магнитен	Магнитен	Магнитен	Магнитен до 550°	Магнитен
65	70	80—85	65—80	80—85
41	50	50	—	50
14	18	14	15—20	12—15
60	60	60	—	50—60
220—250	230—250	240	—	240
1200	1250—1300	1150—1300	1300	1330
1100	1100	1250	1250	1150—1200

алюминия, который защищает лежащий под ним слой железа от действия нагретых газов. Чистые железо-алюминиевые сплавы находят сравнительно неширокое применение, преимущественно в виде жароупорного литья. Кроме того, железо и сталь, насыщенные с поверхности алюминием, применяются в виде алитированных изделий.



Фиг. 103. Жаростойкость хромоалюминиевых сплавов с различным содержанием алюминия и хрома при длительности испытания 4 часа

Существенными недостатками железоалюминиевых сталей с 10% Al, обладающих высокой жаростойкостью, являются исключительно плохая ковкость и хрупкость. В целях устранения этих недостатков Корнелиус и Бунгардт вводили различные легирующие присадки (титан, ниобий), и только в случае присадок 1% Ti, 0,10% (Ta + Nb) получили некоторое повышение ударной вязкости. Однако это повышение настолько невелико, что железоалюминиевые стали с присадками указанных элементов нельзя отнести к категории ковких жароупорных сплавов. Присадка бора также оказала положительное влияние, но отрицательно сказалась на жаростойкости и железоалюминиевых сплавов. Наибольшее распространение получили железохромоалюминиевые сплавы.

В Советском Союзе железохромоалюминиевые сплавы известны под названиями фехраль и хромаль. Они вырабатываются заводами «Серп и молот» и «Электросталь» и находят широкое применение в качестве заменителей нихрома в нагревательных элементах электрических печей и жароупорной арматуры.

Эти сплавы обладают целым рядом свойств, характерных для однофазных сплавов с ферритной структурой. При нагреве до высоких температур оба сплава обладают исключительной склонностью к росту зерна [99] и в связи с этим становятся очень хрупкими после нагрева. Эта хрупкость, весьма неприятная при изготовлении сплавов, в меньшей степени проявляется у фехралья и требует точного ведения технологического процесса.

Кроме того, при работе сплавов в виде нагревательных эле-

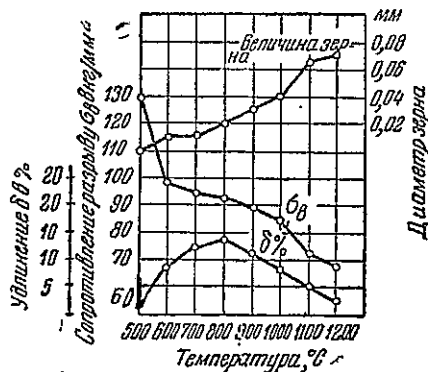
ментов электронагревателей после нагрева при высоких температурах становятся настолько хрупкими, что часто очень трудно провести демонтаж печи при ремонте без их разрушения. Имея в виду, что эти сплавы не содержат остро дефицитного никеля и значительно дешевле нихромов, при ремонте целесообразно заменять старые секции нагревательных элементов новыми.

Практика показала, что в тех случаях, когда жароупорные детали из этих сплавов не подвергаются ударным нагрузкам, особенно в холодном состоянии, они прекрасно работают много лет, несмотря на то, что в изломе имеют чрезвычайно крупное зерно. Сплавы с малым содержанием углерода обладают ферритной структурой, а с повышенным содержанием углерода — феррито-карбидной.

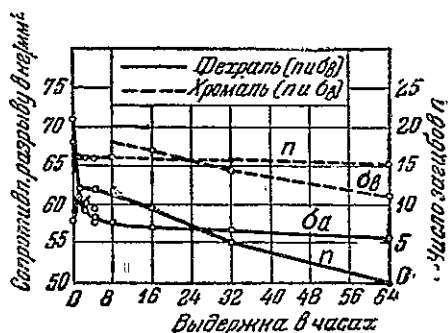
В табл. 64 приведены физические свойства хромаля и ряда других сплавов, применяемых в качестве элементов высокого сопротивления.

Механические свойства фехраля и хромаля, определенные на проволоке диаметром около 5 мм и листовом материале толщиной 2,5 мм, по данным Бабакова и Рутеса [11] приведены в табл. 65.

Влияние температуры на изменение механических свойств холоднотянутого хромаля и на изменение величины зерна приведено на фиг. 104.



Фиг. 104. Влияние температуры нагрева холоднотянутого хромаля на изменение величины зерна и механических свойств при испытании образцов при комнатной температуре



Фиг. 105. Изменение механических свойств у хромаля и фехраля в зависимости от длительности выдержки при 1000° (испытания при комнатных температурах) (Эрахтин)

Как видно, с увеличением температуры отпуска сопротивление разрыву все время понижается, а удлинение сперва возрастает до максимума при 800° и затем с повышением температуры сильно падает, вероятно, вследствие роста зерен.

На фиг. 105 приведена диаграмма, показывающая изменение механических свойств у хромаля и фехраля в холодном состоянии

Физические свойства сплавов

Наименование сплавов	Химический состав, %	Удельное электрическое сопротивление в $\text{ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$ при 20°	Температурный коэффициент при $20^\circ \times 10^{-6}$
Манганин	86Cu; 12Mn; 2Ni	0,43	0,01—0,03
Нейзиальбер	60 Cu; 20 Ni; 20 Zn	0,35	—0,3
Никелин	67Cu; 30Ni; 3Mn	0,40	—1,3
Константан	54Cu; 40Ni	0,50	—0,04
Изабеллин	Mn—Cu с содержанием Al	0,55	—0,02
Нихром без Fe	80Ni; 20Cr	1,05	0,13
Нихром с Fe	65Ni; 15Fe; 20Cr	1,1	0,15
Хромаль	65Fe; 30Cr; 5Al	1,4	0,04
Кантал	30Cr; 5Al; 3Co; остаток Fe	1,45	0,06
Фехраль	12—14Cr; 4—5Al; 0,25C 0,1Si; 0,3—0,7Mn	1,2	0,03

Марка сплавов	Состав, %				Термосработка
	C	Cr	Al	Si	
Хромаль (ЭИ87)	0,18	29,3	4,76	0,79	Горячекатаный Нагрев 700° , выдержка 10 мин., охлаждение в воде Нагрев 800°
Фехраль	0,25	12—14	4—5	0,70	Горячекатаный Нагрев при 720° — 740° , 10 мин. и охлаждение воздух

Удельный вес	Линейный коэффициент расширения между 20 и 100° $\times 10^{-6}$	Теплоемкость кал/кг	Точка плавления	Максимальная допустимая рабочая температура
			°C	
8,4	18	—	1000	350
8,6	18	0,095	1000	350
8,8	17	0,095	1200	350
8,9	14	0,098	1275	400
8,0	—	—	—	—
8,4	14	0,105	1400	1150
8,2	13	0,110	1390	1050
7,1	15,5	0,125	1501	1250
7,1	17,0	—	1493	1350
7,6	—	0,06	—	900

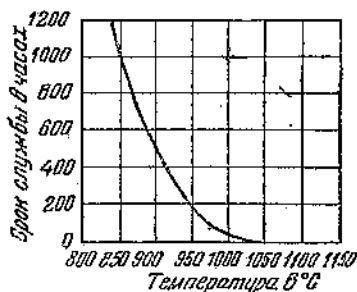
Таблица 65

Механические свойства				Примечание
сопротивление разрыву, кг/мм ²	удлинение %	сужение %	число изги- бов на 180°	
72—76	3,2—8,1	16—19	0,5	
82,5	16,3	52,2	5,0	
81,2	17,0	41,6	5,0	
68—74	10—16	—	7—8	Проволока
84—89	5,3—7,3	51,9	6—11	Лист $H_B = 175$
58	23—26	48—62	8—11	Лист $H_B = 134$

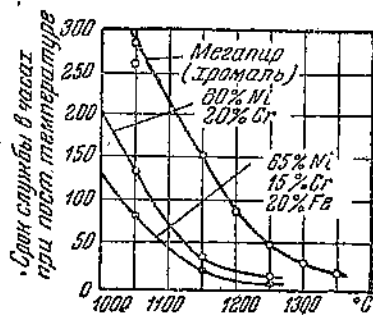
в зависимости от длительности выдержки их при температуре 1000° (Эрахтин).

Эти опыты показали, что 64-часовая выдержка хромаля при 1000° практически очень мало отразилась на хрупкости в холодном состоянии, которая определялась по уменьшению числа загибов. В то же время та же выдержка очень сильно отразилась на понижении числа загибов у фехраля. Следует отметить, что эта температура для фехраля практически не применяется.

Для практики большой интерес представляет установление срока службы нагревательных элементов. На фиг. 106 приведена диаграмма зависимости срока службы открытых нагревательных элементов из фехральной проволоки диаметром 0,3 мм от температуры по данным Эрахтина.



Фиг. 106. Зависимость срока службы открытых нагревательных элементов из фехральной проволоки диаметром 0,3 мм от температуры (Эрахтин)



Фиг. 107. Изменение срока службы нихромов и хромаля в зависимости от рабочей температуры (Романов и Вер)

За границей сплав типа хромаль известен под названием «мегапир» и применяется до температур 1300° . Однако срок службы этого сплава, так же как и фехраля, в сильной степени зависит от температуры, и при работе при очень высоких температурах он значительно сокращается (фиг. 107).

Критерием для оценки срока службы служило время, необходимое для разрушения проволоки диаметром 0,4 мм при пропускании через нее тока при определенной температуре до полного перегорания ее.

Повышение содержания углерода в хромале понижает его жаростойкость, что, по данным Грюнерта для сплава с 30% Cr и 5% Al выражается следующей зависимостью:

Углерод, %	0,07	0,14	0,34	0,60
Выдержка в часах	55	27	21	16,5

В данном случае критерием для оценки коррозионной стой-

кости служило время, необходимое для приобретения сплавом определенной степени окисления при нагреве его при 1200°.

Следует отметить, что присадка небольших количеств церия, таллия, кальция сильно увеличивает срок службы хромалей, что хорошо иллюстрируется данными, приводимыми Хасенбрухом.

Хромаль и фехраль обладают высоким сопротивлением коррозии при высоких температурах в атмосфере, содержащей большое количество серы. Нихром в этом случае совершенно неприменим.

Нагревательные элементы из хромали, канталя и фехраля показывают хорошую стойкость в окислительной атмосфере.

Восстановительная атмосфера, которая в большинстве случаев состоит из водорода, окиси углерода и уголекислоты, способствует обогащению углеродом нагревательных элементов и приводит к резкому сокращению срока их службы. Атмосфера, содержащая большое количество воды, и атмосфера светильного газа также действуют отрицательно на продолжительность жизни нагревательных элементов. Атмосфера печи, содержащая окись углерода или уголекислый газ при отсутствии водорода, действует менее интенсивно. Азот, как чистый, так и азот воздуха, хотя и реагирует с металлом нагревательного элемента, но действие его не так опасно.

При длительном нагреве хромали также поглощают азот, однако действие его несколько иное, чем в высокохромистых сталях без алюминия. Нитрид алюминия более устойчив, чем нитриды хрома, что хорошо определяется теплотами образования.

Теплота образования нитрида алюминия равна 56 000 кал, в то время как теплота образования нитрида железа равна 3000 кал, а теплота образования нитрида хрома 24 500 кал.

Поглощенный азот сперва связывается в виде нитрида алюминия и оказывает воздействие на раствор только тогда, когда весь алюминий связан в виде нитрида. Кроме того, нитрид алюминия устойчив до очень высоких температур и нерастворим в железохромистой эвтектике, в то время как нитриды железа и хрома или распадаются при 600—900° или же переходят в твердый раствор железохромистой эвтектики.

Попадание брызг расплавленных металлов на нагревательные элементы электрических плавильных печей очень быстро их разрушает, что может иметь место при плавке алюминия, олова, цинка и их сплавов.

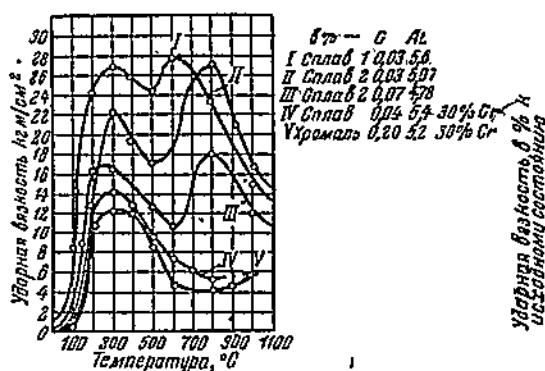
По данным Корнилова и Михеева [57], сплав № 1 заменяет нихром марки ЭХН60 и фехраль, менее жаростойкий, чем сплав № 1, а сплав № 2 заменяет нихром марок ЭХН60 и ЭХН80, платину и менее пластичный, чем сплав № 2, хромаль.

Оба сплава производятся в СССР в промышленных масштабах так называемым «лигатурным» методом, когда в сталь для легирования вместо феррохрома и алюминия вводится безуглеродистая и малокремнистая хромоалюминиевая лигатура. По данным Корнилова и Михеева [57], этим достигается хорошее усвоение

хрома и алюминия, уменьшается угар алюминия и, следовательно, количество неметаллических включений, и обеспечивается более равномерное распределение алюминия в жидкой стали.

Повышение чистоты и уменьшение содержания углерода в железохромоалюминиевых сплавах № 1 и 2 улучшило жаростойкость и пластичность этих сплавов по сравнению с хромалем и фехралем. Однако, помимо сплавов № 1 и 2 с содержанием углерода не более 0,05%, производятся эти же сплавы с содержанием углерода не более 0,15% на горячекатаные размеры.

Для холодного волочения содержание углерода в сплаве № 2 не должно превышать 0,05%, а алюминия — 6%. С таким содержанием алюминия сплав может протягиваться до тончайших размеров (до 0,04 мм).



Фиг. 108. Ударная вязкость сплавов при высоких температурах (Корнилов и Михеев)



Фиг. 109. Ударная вязкость и рост зерна сплава № 2 при 30-минутной выдержке при разных температурах (Корнилов и Михеев)

При прокатке ленты в холодном состоянии исключительное влияние на сплав № 2 оказывает размер зерна исходного материала, т. е. обручки. Необходимо иметь мелкое исходное зерно, полученное в результате низкой температуры конца прокатки. Сплавы № 1 и 2 являются сплавами ферритного класса и отвечают тройным твердым растворам Fe-Cr-Al. Обладая высоким электросопротивлением и жаростойкостью, они применяются в качестве электронагревательных элементов в печах сопротивления.

Сплав № 2 является устойчивым при высоких температурах (до 1250°) не только в атмосфере воздуха, но и в среде сернистых газов и основных оксидов, кроме щелочей. Однако сплавы № 1 и 2 неустойчивы в восстановительной атмосфере, содержащей пары воды или окись углерода; особенно разъедающе на эти сплавы действуют хлор и хлористые соединения. Азот и чистый водород не оказывают особого влияния на эксплуатационные свойства.

Устойчивость сплавов № 1 и 2 при высоких температурах зависит от сохранения защитной окисной пленки. Сплошность окисной пленки нарушается под действием окислов железа, кремнезема и щелочей, благодаря чему понижается устойчивость сплавов № 1 и 2 при высоких температурах.

Сплавы устойчивы в растворах азотной кислоты всех концентраций, но неустойчивы в серной и соляной кислотах.

Температура рекристаллизации сплавов находится в пределах 700—750°. При долгом пребывании сплавов № 1 и 2 выше этих температур происходит рост зерна, особенно интенсивный при температурах выше 1000°. Поэтому, сплавы после длительного пребывания при высокой температуре приобретают хрупкость при комнатной температуре, не допускающую их деформации в холодном состоянии (фиг. 108 и 109).

При изготовлении витков и петель для нагревательных элементов холоднокатаные проволоку и ленту рекомендуется подогреть до 300—600°.

Глава VII

ХРОМИСТЫЕ ЧУГУНЫ

Эта группа сплавов находит широкое применение в качестве жароупорного и кислотоупорного литья. Химические составы наиболее распространенных хромистых чугунов с указанием их применения приведены в табл. 66.

Как было указано, хром в сплавах с высоким содержанием углерода образует ряд сложных карбидов, которые при соответствующих условиях могут находиться как в твердом растворе, так и в свободном состоянии. При введении углерода часть хрома связывается в форме карбидов и, следовательно, твердый раствор сильно беднеет содержанием хрома.

По Бейну, 1% С связывает около 15% Cr в виде карбидов. По данным Скорчеллетти и Шульгина [107] в сплавах с 25—40% Cr присутствуют преимущественно карбиды типа Cr_7C_3 . Это при расчете показывает, что 1% С связывает, примерно, 10% Cr. Конечно, следует ввести поправку на то, что в этих случаях образуются не чистые карбиды указанного типа, а карбиды, в которых часть хрома замещена железом. Однако соотношение между элементами (железом и хромом), входящими в состав карбидов, учесть очень трудно (Гудремон и Васмут).

Более подробно распределение карбидов в системе железо-хром-углерод приводилось на фиг. 10—12 (стр. 17) на диаграммах горизонтальных сечений при различных температурах и на фиг. 17—18 — на диаграммах вертикальных сечений этой системы. Для 30%-х хромистых чугунов с содержанием углерода менее

Таблица 66

Химический состав, физические свойства и применение хромистых кислотоупорных и жароупорных чугунов

Чугун	Химический состав, %			Температура плавления, °C	Теплопроводность, кал/см·сек °C	Удельный вес	Максимально допустимая рабочая температура °C	Применение
	C	Si	Cr					
А	~1,25	~3,25	~8,0	1400	0,039	7,3	900	Колосники топок паровых котлов, литые детали жароупорной аппаратуры мартеновских печей, детали оборудования коксовых печей.
Б	~1,25	~1,5	~18,0	1410	0,040	7,6	1000	
В	~0,75	~1,2	~28,0	1395	0,038	7,5	1100	Ролики и детали рольганга отжигательных печей, работающих при высоких температурах. Рычажная мешалка печей обжига колчедана. Детали оборудования переработки бурого угля.
Г	~2,0	~1,25	~28,0	1255	0,038	7,4	1100	Для литых жароупорных деталей аппаратуры крекинг-установок.
Д	~1,0	~0,75	~33,0	1260	0,036	7,1	1100	В химической промышленности для литых деталей аппаратуры производства азотной кислоты, в писчебумажной промышленности — детали аппаратуры производства искусственного волокна.
Е	~2,0	~0,75	~33,0	1260	0,033	7,3	1100	

1,0% (без кремния) характерно то, что они при застывании совершенно не попадают в γ -область и состоят из твердого раствора α и карбидов $(\text{FeCr})_4\text{C}$ или $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$. Вследствие исчезновения превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ хромистые чугуны ферритно-карбидного типа не имеют объемных изменений, связанных с этим превращением, и благодаря этому в значительно меньшей степени поддаются короблению при нагреве и охлаждении.

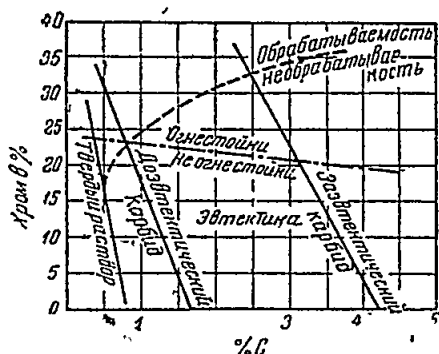
Этот тип чугунов нашел применение в качестве жароупорного материала в колосниках топок.

В чугунах с более высоким содержанием хрома, порядка 40—60%, наблюдается очень сильная хрупкость вследствие выделения интерметаллического соединения FeCr , затрудняющая применение этих чугунов в практике. Судя по последним данным каталогов Круппа и таблицы коррозионной стойкости ряда чугунов, приво-

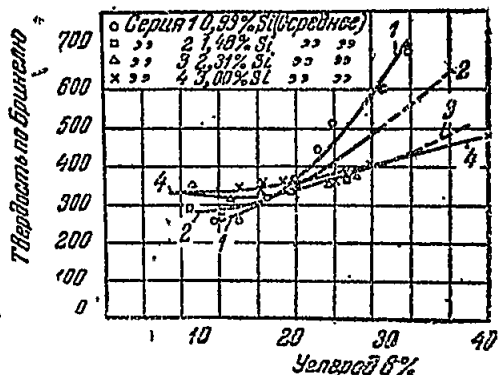
димых Гудремоном [37], чугуны с 40—60% Cr находят применение в практике и отличаются высокой коррозионной стойкостью. Наличие большого количества сложных карбидов хрома $(\text{FeCr})_4\text{C}$ и $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$, обладающих высокой коррозионной стойкостью, в чугунах этого типа обуславливает их кислотоупорность. Следует предполагать, что быстрое охлаждение чугунов с 40—60% Cr с температур порядка 1000° позволит избежать выпадения интерметаллического соединения и этим самым в некоторой части избежать появления хрупкости, что вытекает из диаграмм Тофтаута. Весьма важно после заливки не давать деталям медленно охлаждаться.

В результате отжига чугунов с 40—60% Cr при температурах ниже 950° образуется настолько большое количество FeCr, что материал без особых трудностей можно растолочь в порошок.

Возвращаясь к чугунам с меньшим содержанием хрома, необходимо отметить диаграмму, (фиг. 110), на которой показано



Фиг. 110. Влияние хрома и углерода на строение и свойства сплавов



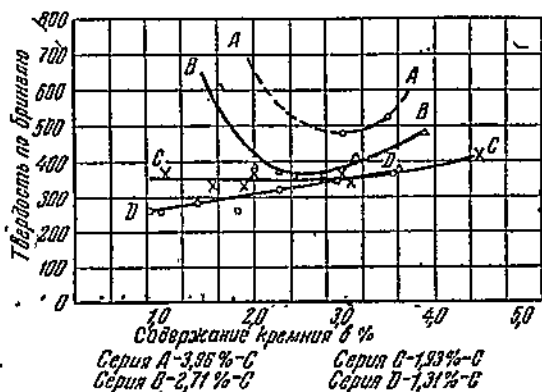
Фиг. 111. Влияние углерода на твердость хромистых чугунов при различном содержании кремния (Скорчеллетти и Шултин)

распределение структурных составляющих в сплавах в зависимости от содержания хрома и углерода и их обрабатываемость.

Присутствие кремния в чугунах имеет большое практическое значение и оказывает сильное влияние на их свойства, что очень хорошо видно на примере изменения твердости, показанной на диаграммах фиг. 111 и 112, по данным исследований Скорчеллетти и Шултина.

Из этих данных следует, что увеличение содержания углерода у сплавов с 30—32% Cr в сильной степени повышает их твердость. В присутствии кремния это повышение происходит значительно медленнее, что вытекает из сопоставления кривых фиг. 112. Авторы отмечают, что повышение содержания хрома с 30 до 34% несколько понижает твердость чугунов.

Влияние кремния на изменение твердости хромистых чугунов с разным содержанием углерода показано на диаграмме фиг. 112. Особенно сильное влияние кремния сказывается в сплавах с высоким содержанием углерода.



Фиг. 112. Влияние кремния на твердость хромистых чугунов при различном содержании углерода (Скорчеллетти и Шултин)

На фиг. 113 приведена серия структур хромистых чугунов с различным содержанием углерода. Как видно, эвтектический состав у чугунов с 30—35% Cr получается при содержании углерода около 2,5%.

В доэвтектическом чугуне структура состоит из хромистого твердого раствора феррита и эвтектических карбидов, количество которых зависит от содержания углерода.

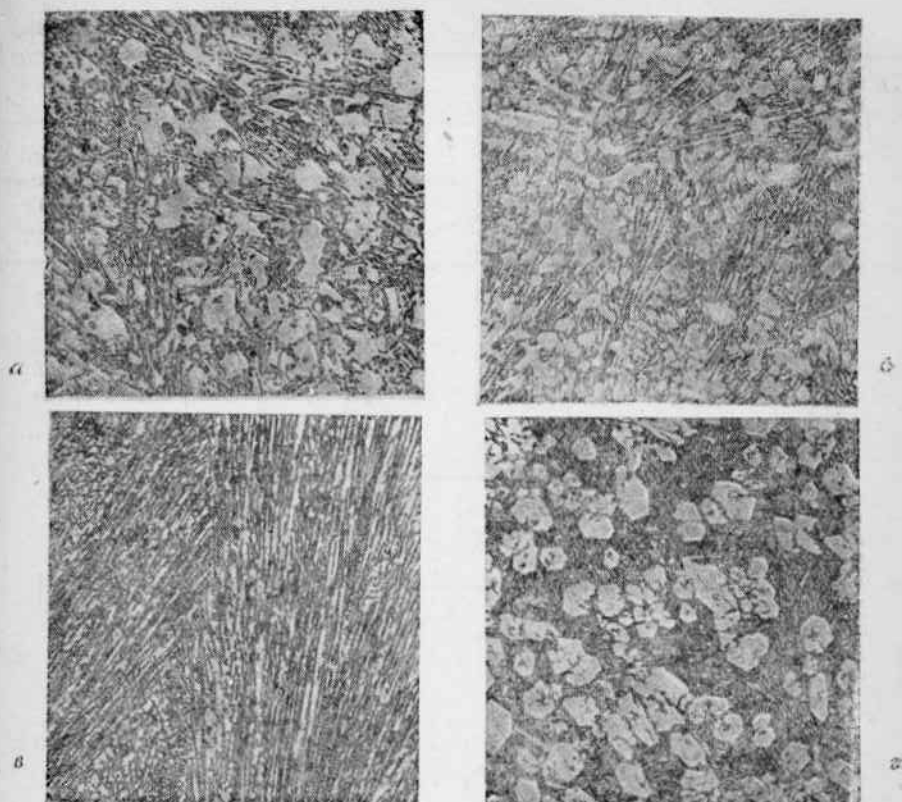
В заэвтектическом сплаве структура состоит из твердого раствора, входящего в состав эвтектики, и первичных карбидов хрома. По данным Скорчеллетти и Шултина, повышение содержания кремния в хромистых чугунах действует аналогично хрому, т. е. способствует переводу сплава в заэвтектическую область.

Механические свойства хромистых чугунов с различным содержанием углерода и кремния приведены в табл. 67.

Хромистый чугун с 29% Cr и 1,56% C исследовался Чичкановым и Нагорновым [147] и в литом состоянии имел эвтектическую структуру, состоящую из хромистого феррита с карбидами при твердости по Бринеллю 236.

Нагрев этого чугуна в течение 60 час. при 700—1000° не обнаружил изменения твердости, и только нагрев при 1100° дал увеличение твердости до 329 (табл. 68).

Механические свойства хромистого чугуна с 30% Cr и 2,3% C при высоких температурах, по данным Гудремона и Васмута [371], приведены в табл. 69.



Фиг. 113. Серия структур хромистых чугунов с 1,5% С (а), 2,0% С (б), 2,75% С (в) и 4% С (г) (Мак Квиг)

Таблица 67

Химический состав, %			Механические свойства				А в т о р
C	Si	Cr	сопротивле- ние разрыву кг/мм ²	твердость по Бринелю	сопротивле- ние изгибу кг/мм ²	Стрела про- гиба, мм	
2,8	1,3	35,8	32,6	389	100	3,0	Скорчеллетти и Шуэтин
2,1	1,32	34,7	29,0	322	83,4	2,5	
					85,6	3,5	
					93,0	2,5	
3,1	—	34	46,5	350	97,7	3,0	Гудремон и Васмут
2,3	—	34	43,3	300	52,6	5,8	
1,1	—	34	39,2	250	54,4	5,9	
					51,3	5,1	

Таблица 68

Состав, %				Температура испытания °C	Механические свойства				
C	Si	Mn	Cr		сопротивление разрыву кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²	удлинение %	сжатие %	Сопротивление удару кгм/см ²
1,56	0,55	0,99	29,26	20	33,4	—	—	—	0,13
				700	22,9	15,2	8,4	23,4	0,33
				800	12,2	9,6	11,6	28,0	0,33
				900	8,1	6,0	18,1	32,9	0,33
				1000	6,2	4,6	16,8	34,5	0,36

Таблица 69

Температура °C	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Температура, °C	Сопротивление разрыву кг/мм ²
500	45	800	10
600	29	900	5,0
700	21	1000	3,5

Хромистый чугун целесообразно применять в тех случаях, когда наличие пластических деформаций при работе при высоких температурах нежелательно.

Жаростойкость этого чугуна приведена в табл. 70.

Таблица 70

	900°	1000°	1100°	1200°
Привес, г/м ² час.	0,405	0,467	0,570	0,805

Глава VIII

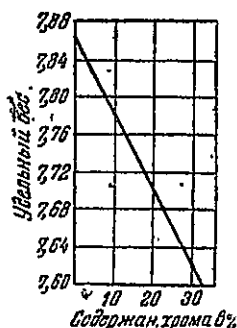
ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Физические свойства хромистых сталей в большой степени зависят от содержания хрома и углерода.

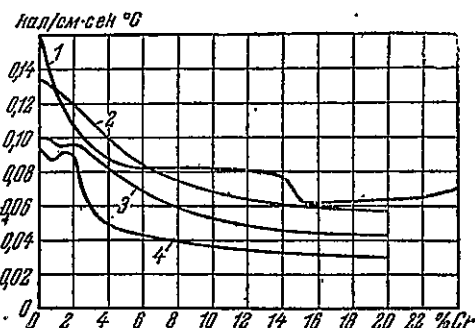
В табл. 71 и 72 приведены физические свойства хромистых сталей.

Удельный вес с увеличением содержания хрома в сталях уменьшается, что очень хорошо видно из работы Штеблеяна

(фиг. 114). Монипенни [80] приводит ряд примеров, показывающих, что удельный вес и другие физические величины хромистых сталей в сильной степени изменяются от содержания углерода, а также режима термической обработки.

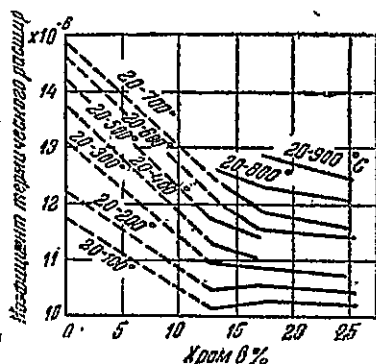


Фиг. 114. Влияние хрома в железо-хромистых сплавах на изменение удельного веса (Штеблейн)

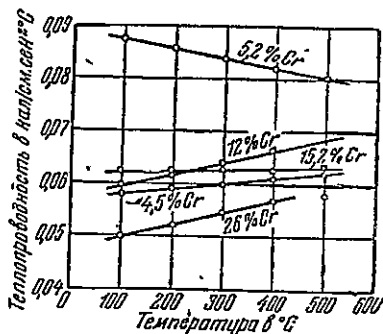


Фиг. 116. Влияние хрома на изменение теплопроводности железохромистых сплавов:

1 — Штеблейн (измерено при 500°); 2 — Русс; 3 — Матсухита (медленное охлаждение с 900°); 4 — Матсухита (быстрое охлаждение с 1000°).



Фиг. 115. Влияние хрома на коэффициент термического расширения железохромистых сплавов (Мак Квиг)



Фиг. 117. Влияние температуры на изменение теплопроводности хромистых сталей (Шелтон и Свангер)

Коэффициент расширения с увеличением содержания хрома уменьшается, причем сперва это уменьшение происходит более быстро и затем, при содержании хрома около 13%, наступает некоторый перелом, вероятно, связанный с переходом к чисто ферритным сталям (фиг. 115) (по Мак Квиг [439]).

Теплопроводность хромистых сталей сильно изменяется с повышением содержания хрома (фиг. 116) и углерода.

Таблица 71

Физические свойства хромистых нержавеющей, кислотоупорных и жароупорных сталей

Тип стали	6	12	13	17	27
Химический состав	Cr . . . 4—8	12—14	13—14	16—18	23—30
%	Si . . . ~0,5	~0,5	~0,5	—	0,5
	Mn . . . ~0,5	~0,5	~0,5	~0,5	0,5
	C . . . 0,10—0,20	0,10	0,3—0,4	~0,10	0,10
Преимущественное назначение	Жароупорная	Нержавеющая	Нержавеющая	Кислотоупорная и жароупорная	Жароупорная и кислотоупорная
Удельный вес, г/см ³	7,76	7,75	7,75	7,72	7,65
Температура плавления, °C	1515—1540	1515—1540	—	1510—1535	1490—1510
Структура	Феррит	Мартенсит	Мартенсит	Феррит	Феррит
Магнитность	Магнитная	Магнитная	Магнитная	Магнитная	Магнитная
Удельная теплота 0—100°, кал/г°C	0,1	0,11	0,117	0,11	0,11
Теплопроводность при 100°, кал/см·сек°C	0,0874	0,0595	0,05	0,0583	0,050
Коэффициент расширения (0—100°)×10 ⁻⁶	11,0	11,0	11,0	10,8	10,6
Температура начала интенсивного окисления, °C	650	700	—	850	1150

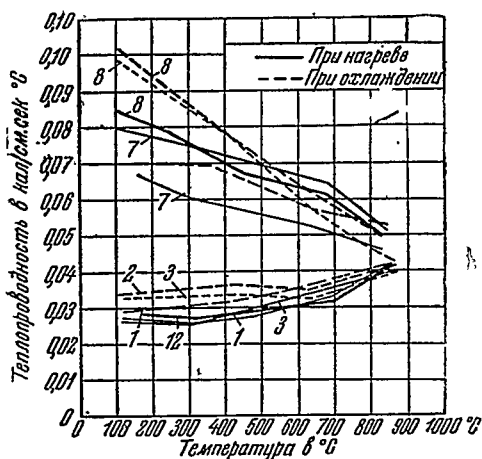
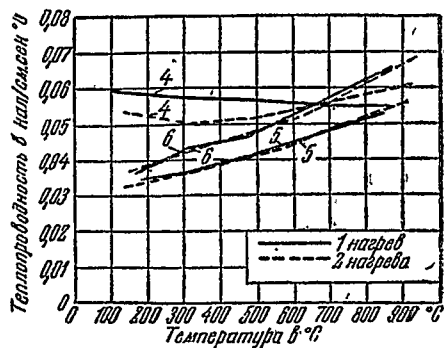
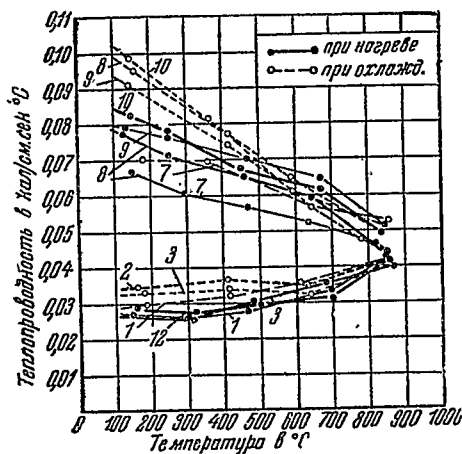
Наряду с этим теплопроводность сталей меняется в зависимости от температуры (фиг. 117), что необходимо учитывать при расчете деталей, работающих при высоких температурах, и при нагревах их для обработки.

У сталей перлитного типа наблюдается, правда, не во всех случаях, что теплопроводность их с повышением температуры возрастает (фиг. 118а и б), а у сталей аустенитного типа уменьшается.

При расчете теплопередачи необходимо учитывать и то, что образование на поверхности металла окислов, шлака, а также наноса пыли отражается на теплопередаче.

Электрическое сопротивление увеличивается с повышением содержания хрома и углерода, что практикой используется в нагревательных элементах (фиг. 119).

Хромистые стали мартенситного типа применяются при изготовлении постоянных магнитов. Согласно исследованиям Штеблеина, коэрцитивная сила с повышением содержания хрома в сталях увеличивается, а величина магнитного насыщения уменьшается (фиг. 120). Гумлих исследовал влияние хрома на изменение коэр-

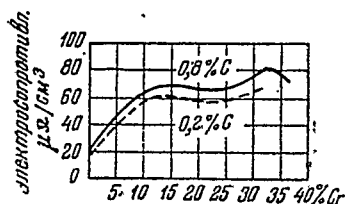


Химический состав сталей, %

№ стал-	C	Si	Mn	Ni
1	0,47	1,49	0,80	12,95
2	0,67	2,05	5,16	0,35
4	0,14	0,58	0,69	8,4
5	0,31	0,44	0,42	—
6	0,45	0,25	0,70	—
7	0,45	0,25	0,70	—

Cr	Mo	W	Co	Ti
14,8	—	2,2	—	—
15,9	—	5,3	—	—
17,4	0,22	0,96	0,15	0,58
14,0	1,40	—	1,76	—
1,4	—	—	—	—
1,0	0,2	—	—	—

Фиг. 118, 118 а и 118 б. Изменения теплопроводности аустенитных и перлитных сталей с повышением температуры

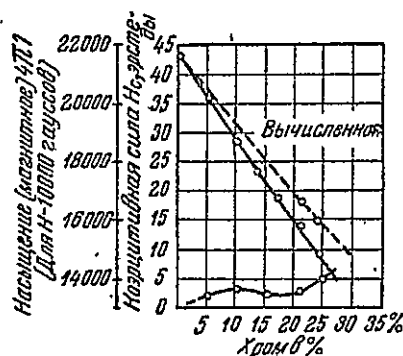


Фиг. 119. Влияние хрома на изменение электросопротивления железохромистых сплавов (Будуар)

Таблица 72

Физические свойства хромистых сталей мартенситного типа

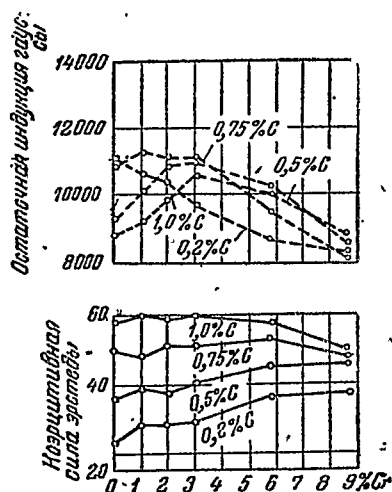
Химический состав % %	Марка	V1M	V3M	V5M	V13F
	$\left\{ \begin{array}{l} \text{C} \\ \text{Cr} \\ \text{Ni} \end{array} \right.$	0,15—0,25 14,0 1,5—2,0	0,32—0,40 14,0 0,4—0,8	0,17—0,21 14,0 0,5—0,8	0,08—0,13 12,5 —
Термическая обработка . .		Улучшение	Закалка	Улучшение	Отжиг
Коэффициент расширения					
10—0 0—100°		10,0	11,0	9,6	11,3
0—20°		10,8	11,3	10,4	11,5
0—300°		11,4	11,5	10,9	11,6
0—400°		11,8	11,7	11,2	11,8
0—500°		11,9	11,9	11,3	11,9
Теплопроводность, кал/см сек °C		0,05	0,07	0,07	0,07
Теплоемкость, кал/г °C . .		0,11	0,11	0,11	0,11
Температура плавления, °C		1490	1470	1500	1500
Электрическое сопротивление при 200°, ом·м/мм ²		0,78	0,54	0,57	0,68
Магнитное насыщение при H=300, гс		15 000	12 600	17 500	16 000
Коэрцитивная сила, эрст .		10	60	9,5	8,3
Остаточный магнетизм, гс .		8000—9000	7100	13 000	8000
Удельный вес		7,7	7,76	7,75	7,70



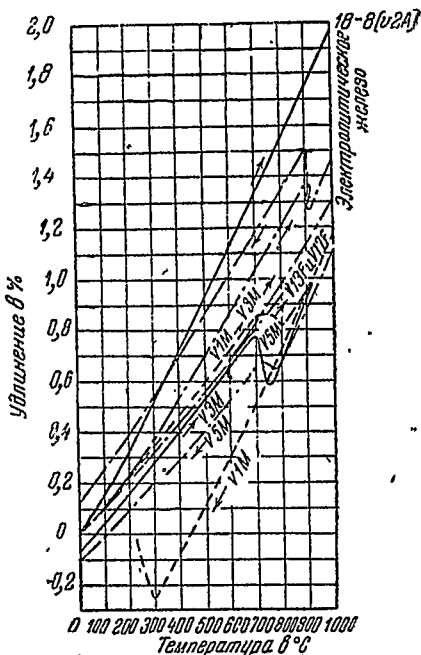
Фиг. 120. Изменение коэрцитивной силы железохромистых сплавов

цитивной силы у хромистых сталей с разным содержанием углерода, что приведено на фиг. 121. Качество постоянных магнитов часто характеризуется величиной, которая получается путем произведения коэрцитивной силы на остаточную индукцию. Судя по этой величине (фиг. 121), наилучшие результаты получатся при введении около 3% Cr в сталь.

На фиг. 122 приведены кривые изменения удлинения (в %) у крупновских хромистых и хромоникелевых нержавеющей сталей. Характерно, что стали 18-8 (V2A и V4A) совершенно не имеют



Фиг. 121. Изменение величины коэрцитивной силы и остаточной индукции железохромистых сплавов (Гум-лих)



Фиг. 122. Изменение удлинения различных сталей в связи с температурой нагрева

объемных превращений и в то же время у хромистых сталей мартенситного типа они наблюдаются. Особенно большой гистерезис наблюдается у стали VM с присадкой 2% Ni.

Глава IX

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Характерной особенностью нержавеющей, кислотоупорных и жароупорных сталей является их высокая сопротивляемость атмосферной коррозии, действию многих химических веществ и окислению при высоких температурах.

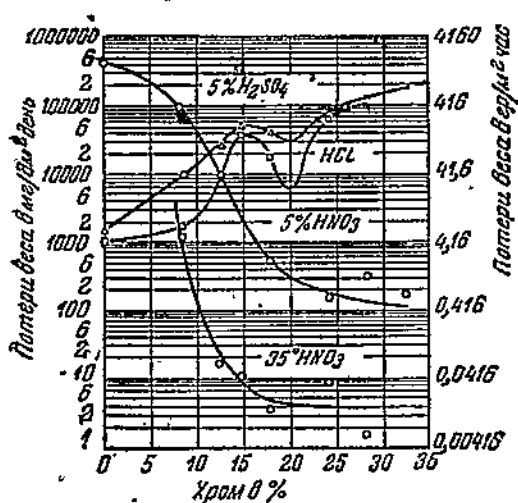
Эти замечательные свойства обусловлены прежде всего влиянием хрома, входящего в состав этих сплавов.

Хром обладает исключительным свойством самозащиты против атмосферной коррозии и действия ряда химических веществ вследствие особой склонности образовывать на поверхности весьма

устойчивую защитную пленку окиси металла. Предполагают, что свободная поверхность хрома или железохромистого сплава на воздухе становится очень быстро окисленной и что эта невидимая и в то же время весьма устойчивая пленка предохраняет металл от дальнейшего окисления. Образование защитной пленки на поверхности хрома или нержавеющей сталей сопровождается изменением электродного потенциала — последний становится более положительным.

Склонность чистого хрома к пассивированию распространяется и на его твердые растворы в железе; при содержании хрома выше 12% железохромистые сплавы становятся нержавеющими.

С увеличением содержания хрома в железохромистом сплаве сопротивление атмосферной коррозии и действию многих химических веществ еще более повышается. Однако следует помнить, что железохромистые сплавы показывают наибольшую сопротив-



Фиг. 123. Влияние присадки хрома на коррозионную стойкость сплавов в азотной, серной и соляной кислотах (Пиллинг и Аккерман)

ляемость коррозии в такой среде, которая обеспечивает образование устойчивой защитной пленки на поверхности металла. Так, например, в сильно окислительных кислотах (азотная кислота), в ряде нейтральных и слабо щелочных растворов в присутствии кислорода воздуха нержавеющие стали показывают прекрасную устойчивость. В то же время железохромистые сплавы не обладают практически достаточной стойкостью в таких кислотах, как серная и соляная, вследствие того, что на поверхности металла не образуется достаточно проч-

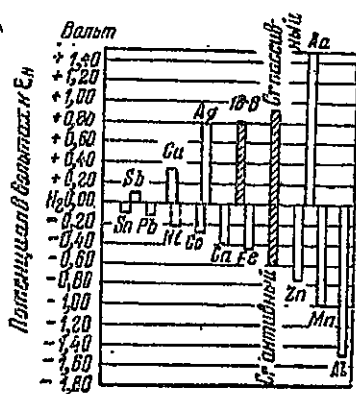
ной защитной пленки (фиг. 123).

В некотором соответствии с изменением коррозионной стойкости хромистых сталей находится изменение их электродного потенциала.

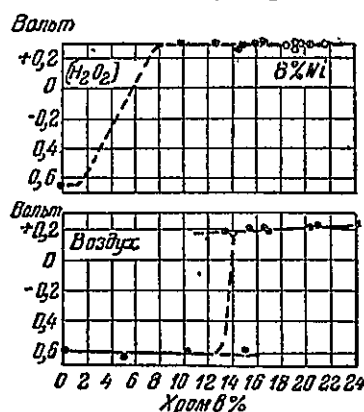
На фиг. 124 приведены нормальные электродные потенциалы ряда металлов, в том числе хрома и стали 18-8 по отношению к водородному электроду. Электродный потенциал у хрома в активирующей среде низок и более отрицателен, чем, например, у железа. В пассивирующей среде хром имеет очень высокий положительный потенциал, выше, чем у меди и серебра.

Опыты, проведенные в этом направлении с нержавеющими и кислотоупорными сталями, показали, что эта способность хрома облагораживаться в окислительной среде распространяется и на его сплавы с железом.

На фиг. 125 приводятся кривые изменения электродного потенциала у хромистых сталей с разным содержанием хрома в окислительной среде (с добавкой H_2O_2) и на воздухе при измерении потенциала в растворе солей собственных ионов (Шафмайстер).



Фиг. 124. Нормальные потенциалы у металлов и сталей 18-8 (Шафмайстер)



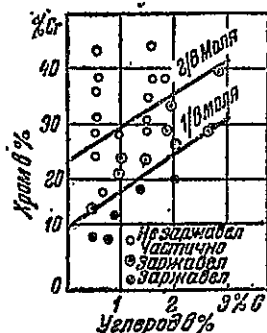
Фиг. 125. Потенциалы у железохромистых сплавов в окислительной среде и под влиянием воздуха (Шафмайстер)

Видно, что хромистые стали в окислительной среде приобретают положительный потенциал по отношению к водородному электроду при содержании хрома в стали около 8%, в то время как в присутствии воздуха это наблюдается лишь при содержании хрома около 12%.

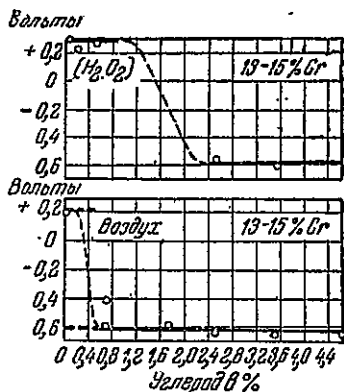
Изменение электродного потенциала в присутствии воздуха совпадает с данными практики, в результате которой установлено, что хромистые стали на воздухе становятся нержавеющими, начиная с содержания хрома в них около 12%. При меньшем содержании хрома сталь не является нержавеющей, однако в ряде сред ее коррозионная стойкость и особенно жаростойкость повышаются. Например, стали с 6% Cr не являются нержавеющими, но они имеют повышенную стойкость в растворах солей и слабых растворах кислот примерно в 2—3 раза и в условиях крекинга в 3—10 раз по сравнению с обыкновенной углеродистой сталью.

Дальнейшее увеличение содержания хрома, выше 12%, способствует повышению коррозионной стойкости, особенно в азотной кислоте, и сообщает сталям меньшую зависимость коррозионной стойкости от условий термической обработки и содержания углерода.

Кютнер [70] отмечает, что значительное повышение коррозионной стойкости у хромистых сталей с разным содержанием углерода наблюдается тогда, когда содержание хрома в сплаве отвечает $\frac{1}{8}$ моля (11,7% Cr) и $\frac{2}{8}$ моля (23,4% Cr). Так, например, полное сопротивление коррозии у хромистых сталей в атмосфере насыщенного пара наступает только при содержании хрома выше $\frac{2}{8}$ моля. В интервале состава $\frac{1}{8}$ и $\frac{2}{8}$ моля стали показывают относительную коррозионную стойкость, а при содержании хрома, меньшем $\frac{1}{8}$ моля, они совершенно неустойчивы при этих условиях (фиг. 126).



Фиг. 126. Влияние содержания хрома на сопротивление коррозии железохромистых сплавов в атмосфере насыщенного пара (Кютнер)



Фиг. 127. Влияние углерода в сталях с 13—15% Cr на изменение потенциала в окислительной среде (H_2O_2) и под влиянием воздуха (Шафмайстер)

Как видно из указанной диаграммы, коррозионная стойкость хромистых сталей в сильной степени зависит от содержания углерода. Эту зависимость подтверждает также изменение электродного потенциала (фиг. 127).

В сталях с 13—15% Cr в окислительной среде резкое падение потенциала начинается при содержании углерода около 0,9%, в то время как в присутствии воздуха — при содержании углерода около 0,3—0,4%. Углерод в железохромистых сплавах, соединяясь с хромом, образует сложные карбиды, более богатые содержанием хрома, чем основная масса, в которой они образуются. Естественно, что это приводит к понижению содержания хрома в твердом растворе и тем самым к понижению коррозионной стойкости сплава. Решающее значение для коррозионной стойкости сталей имеет не общее содержание хрома в стали, определяемое химическим анализом, а то количество хрома, которое находится в основной массе твердого раствора.

При определении степени коррозионной стойкости нержавеющих, кислотостойких сталей необходимо учитывать условия, при

которых проводились эти испытания, как-то: состав, концентрация и температура среды, поверхность образцов, положение их в коррозионной среде, размер сосуда, в котором производились эти испытания.

Кроме того, необходимо учитывать доступ к поверхности образца воздуха или газов, а также усиление коррозии на границе раздела фаз. Очень интересным является поведение ряда нержавеющих сталей при испытании их в серной и соляной кислотах. Так, например, при испытании образцов, погруженных полностью в кислоту, потери веса у образцов иногда получаются очень незначительные, в то время как при испытании образцов на линии раздела фаз (кислота — воздух), а также при таких испытаниях, когда образец периодически погружается в кислоту и подвергается действию воздуха, потери веса достигают больших значений. Это особенно сказывается при испытании образцов в активизирующей среде, к каковой относятся, например, серная и соляная кислоты. При испытании в азотной кислоте (окислительная среда) для нержавеющих сталей не обнаруживается большой разницы как при испытании образцов, погруженных полностью в кислоту, так и на линии раздела двух фаз.

При оценке степени коррозионной стойкости стали необходимо учитывать действие среды во времени, для чего необходимо делать несколько взвешиваний при различной продолжительности испытания. Это позволяет определить направление коррозионного процесса — ускорение или замедление его с течением времени, что для практики имеет решающее значение. При равномерном действии коррозионной среды на материал критерием для оценки степени коррозионной стойкости служит потеря в весе образцов, вычисленная на единицу поверхности и в единицу времени.

Для сравнения коррозионной стойкости материалов предложена специальная шкала:

	Балл
Потери веса менее 0,1 г/м ² час — материал весьма устойчив	1
Потери веса от 0,1 до 1,0 г/м ² час — материал устойчив	2
Потери веса от 1,0 до 3,0 г/м ² час — материал сравнительно устойчив	3
Потери веса от 3,0 до 10,0 г/м ² час — материал мало устойчив	4
Потери веса более 10,0 г/м ² час — материал неустойчив	5

К полученным при испытании величинам потерь веса от коррозии следует всегда относиться критически, имея в виду, что эта величина может быть различной в зависимости от многих условий службы материала. Особенно необходимо быть осторожным при переходе от лабораторных испытаний к заводской практике в отношении выбора материала для аппаратуры химической промышленности.

В тех случаях, когда коррозия имеет местное развитие и неодинаково распространяется по поверхности металла, определение степени коррозионной стойкости по потере в весе дает весьма приближенные значения. Типичным примером такого рода кор-

розии может служить интеркристаллитная коррозия, при которой разрушение материала распространяется преимущественно по границам зерен металла, оставляя в то же время совершенно нетронутыми зерна металла. Потери веса в этом случае могут быть очень незначительными, в то время как разрушение очень большое.

Коррозионная стойкость 12%-ных хромистых сталей

Кроме состава, коррозионная стойкость 12%-ных хромистых сталей в значительной степени зависит от термической обработки и состояния поверхности.

Наивысшую коррозионную стойкость 12%-ные хромистые стали приобретают после закалки их с высоких температур. С повышением температуры закалки большее количество хрома переходит в твердый раствор и при резком охлаждении остается в основной массе стали. При отпуске, а также при отжиге наблюдается обратное выделение карбидов из твердого раствора, сначала в высокодисперсном состоянии, а затем в виде более крупных скоагулированных карбидов. В соответствии с этим коррозионная стойкость хромистых сталей уменьшается, причем отпуск до 500° сравнительно мало изменяет коррозионную стойкость, а с увеличением температуры выше 500° коррозионная стойкость сильно падает.

Известно, что коррозионная стойкость 12%-ных хромистых сталей в сильной степени зависит от состояния поверхности. Полированная поверхность показывает лучшие результаты, что можно очень наглядно видеть при испытании этой стали в морской воде или при обрызгивании образцов 3%-ным раствором хлористого натрия (табл. 73).

Таблица 73

Состояние поверхности	Потери в весе в течение 20 суток, г/м ²	
	при переменном смачивании и высушивании	при обрызгивании соляным раствором
Прокатанный, необработанный материал	194,0	112,6
Обдувка песком	87,0	90,0
Пассивирование в течение 30 мин.		
в 10%-ной HNO ₃	45,6	60,4
Шлифование наждачной бумагой № 00 .	35,7	29,0

Наличие глубоких царапин, рисок, изъязвлений, а также присутствие следов окислы вследствие нарушения пассивной пленки обычно ведет к образованию очагов местной коррозии.

Часто вопрос о полировке распространяют на все нержавеющие стали, что совершенно неверно. Так, например, сталь 18-8 хорошо сопротивляется коррозии в травленном состоянии в ряде химических сред, однако и для этих сталей имеются случаи, где требуется полировка. Для 12%-ной хромистой стали, применяющейся, например, для ножей и хирургических инструментов, особенно с повышенным содержанием углерода, полировка обязательна.

В атмосферных условиях 12%-ная хромистая сталь не подвергается действию коррозии при продолжительном пребывании в течение ряда лет. В промышленных городах поверхность стали часто покрывается темным налетом копоти и пыли, причем на полированной поверхности под слоем пыли иногда наблюдается шероховатость и потускнение. По своей величине эта коррозия очень незначительна и только портит вид изделия. Монипенни [80] указывает, что несколько образцов из 12%-ной хромистой стали он подвесил за окном лаборатории в Шеффилде. Эти образцы провисели в течение 4 лет и за это время покрылись налетом железистой пыли и копоти. После удаления налета можно было видеть, что большая часть поверхности осталась полированной и лишь местами испещренной мелкими ямками.

12%-ные хромистые стали показывают высокую стойкость в естественных водах (речной, колодезной) и водопроводной. В морской воде эти стали не обладают высокой коррозионной стойкостью, особенно на границе с атмосферой (по ватерлинии). В морской воде, как правило, наблюдается сильная местная коррозия.

В условиях морского воздуха, в котором имеются мельчайшие частички хлористых и других солей, не только 12%-ная хромистая сталь, но также сталь 18-8 сильно разрушается коррозией.

В американской практике коррозионная стойкость 12%-ных хромистых сталей очень часто определяется путем ускоренных испытаний в специальной влажной камере с туманом, который создается пульверизацией 4%-ного раствора NaCl. Аппарат для испытания и методика подробно описаны в работах Американского общества испытания материалов (ASTM и в книге Тума).

Меррит подробно исследовал шесть плавок 12%-ных хромистых сталей, по составу мало отличающихся друг от друга, с содержанием углерода около 0,1% и хрома около 12%. Образцы этих сталей после термической обработки при соответствующих температурах подвергались полировке на наждачной бумаге № 00 и 100-часовой экспозиции в камере.

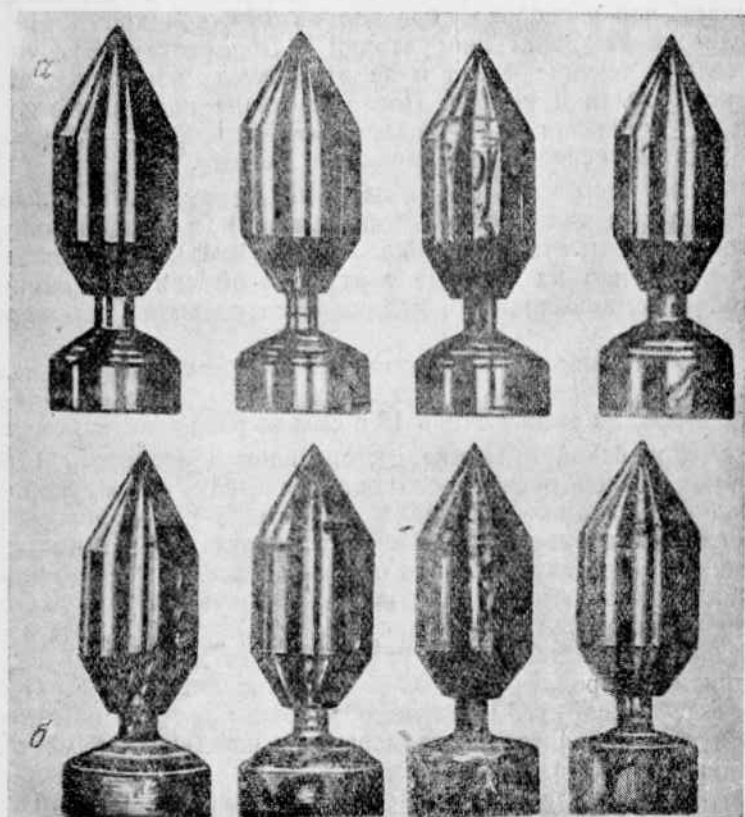
Результаты исследований Меррита суммированы в табл. 74.

Отпуск при температурах около 500° вызывает сильное понижение коррозионной стойкости, что очень хорошо видно на фиг. 128 и 129.

Коррозионная стойкость у 12%-ных хромистых сталей также понижается после отпуска при этих температурах и в других сре-

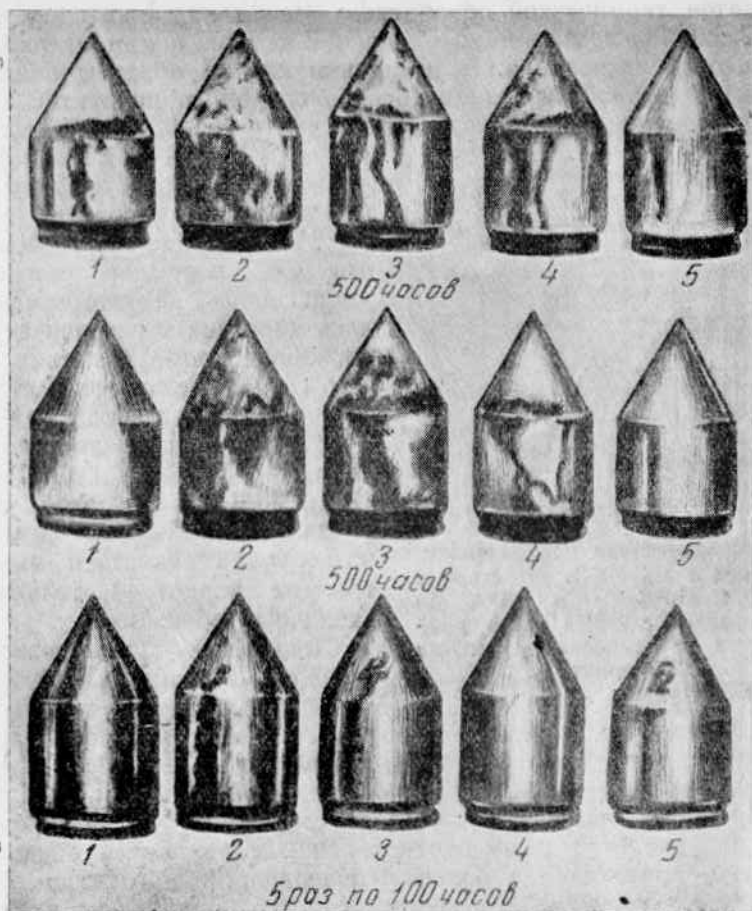
Таблица 74

Термическая обработка	Структура	Сопротивление коррозии в камере с туманом
Закалка при 955° в масло . .	Мартенсит	Прекрасное
„ + отпуск при 200—425°	То же	То же
„ + отпуск при 482°	Троостит	Очень хорошее
„ + „ „ 538°	То же	Очень плохое
„ + „ „ 593°	Зернистый перлит	Хорошее
„ + „ „ 648—760°	То же	Очень хорошее
„ + нагрев при 842—896°	Смешанная структура	Очень плохое



Фиг. 128. Вид образцов 12%-ных хромистых сталей после 100-часовой экспозиции в камере с туманом и 4% раствора после различных вариантов термической обработки:

Сталь а — 0,10% С, 12,82% Cr; сталь б — 0,10% С, 11,51% Cr
 Образцы перед испытанием закалены при 955° в масло и отпущены при 420, 482, 538 и 593° (слева направо) (Меррит)



Фиг. 129. Вид образцов стали с 0,11% С и 13,2% Cr после однократной 500-часовой экспозиции в камере и пятикратной экспозиции по 100 час. с полировкой после каждой выдержки (нижние образцы). Перед испытанием сталь термически обрабатывалась при следующих температурах:

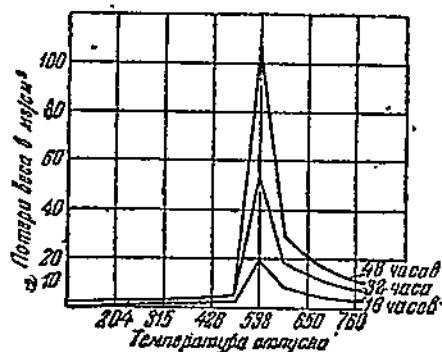
- 1 — нагрев при 870° с медленным охлаждением до 425° и затем на воздухе;
- 2 — закалка с 955° в масло и 2 часа при 538° в масло
- 3 — закалка с 955° в масло и 2 часа при 593° в масло
- 4 — закалка с 955° в масло и 2 часа при 648° в масло
- 5 — закалка с 955° в масло и 2 часа при 704° в масло

(Арнес и Островский)

дах. Например, в разбавленной азотной кислоте минимум коррозионной стойкости обнаруживается при отпуске 538°, что по данным испытаний Меррита показано на фиг. 130.

Аналогичные испытания проводили Арнес и Островский [177] со сталями с содержанием хрома от 12 до 26% после различных

вариантов термической обработки. Испытания проводились при 500-часовой экспозиции во влажной камере и при пятикратной 100-часовой экспозиции. В последнем случае образцы после каждой 100-часовой экспозиции освобождались от продуктов коррозии путем полировки на наждачной бумаге № 00. У 12%-ных хро-



Фиг. 130. Изменение коррозионной стойкости в 5% HNO_3 у сталей с 0,11% С; 11,9% Cr и 0,47% Mn после закалки с 955° в масле в зависимости от температуры отпуска (Меррит)

мистых сталей максимальная коррозия наблюдается после отпуска при температуре около 500°. С повышением температуры отпуска коррозия несколько уменьшалась. Также уменьшалась коррозия с увеличением содержания хрома в сталях, причем 17%-ные хромистые стали с содержанием углерода 0,06% и 0,15% показали лучшие результаты, чем сталь с 0,1%. Стали с 21 и 26% Cr при этом испытании обнаружили высокую коррозионную стойкость и были затронуты коррозией только на единичных образцах.

Понижение коррозионной стойкости вследствие отпуска у 12%-ных хромистых сталей обус-

ловлено тем, что твердый раствор α обедняется хромом благодаря образованию более богатого хромом карбида.

Характерно, что понижение коррозионной стойкости тесно связано с образованием трооститовой структуры, когда карбиды в стали находятся в высокодисперсном состоянии и обеднение, вероятно, протекает на большой поверхности. Нагрев при более высоких температурах вызывает укрупнение карбидов в стали, что в некоторой степени способствует повышению коррозионной стойкости.

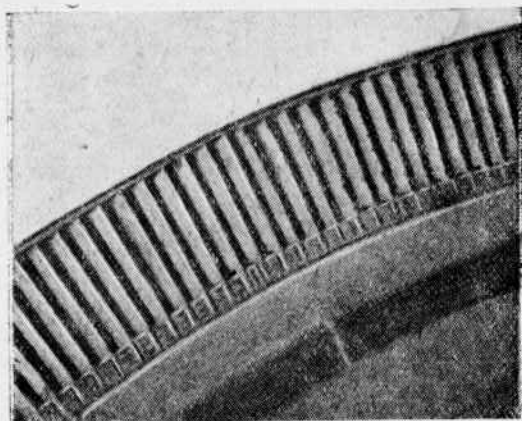
Наряду с высокими механическими свойствами при повышенных температурах 12%-ные хромистые стали обладают хорошей коррозионной стойкостью в перегретом паре в условиях применения их в паросиловых установках. На фиг. 131 приведен пример, показывающий преимущество применения турбинных лопаток из нержавеющей стали с 13% Cr по сравнению с 5%-ной никелевой сталью, ранее применявшейся для этой цели.

На фиг. 132 приведен пример применения 12%-ной хромистой стали в лопатках ротора паровой турбины большой мощности.

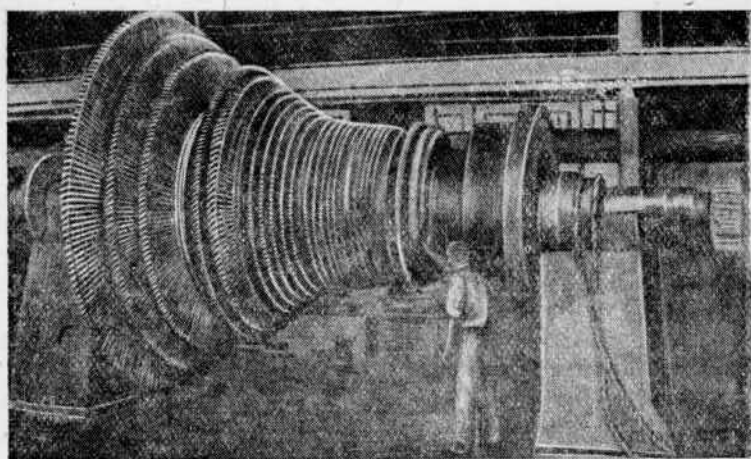
Хорошую коррозионную стойкость 12%-ные хромистые стали показывают в ряде фруктовых соков и в уксусе.

Обычно применяемый уксус (4—5%) на правильно закаленную, полированную нержавеющую сталь не действует, в то время как на сталь ненормальную, например испорченную термической

обработкой, или же на сталь, в которой содержание хрома недостаточно для обеспечения коррозионной стойкости, уксус оказывает заметное влияние. Этот способ в практике нашел применение



Фиг. 131. Коррозия турбинных лопаток, изготовленных из 5%-ной никелевой стали и 13%-ной хромистой стали



Фиг. 132. Вид ротора паровой турбины большой мощности, лопатки которой изготовлены из 12%-ной хромистой стали (Metal Progress)

для определения пригодности ножевого товара из нержавеющей стали.

Фруктовые соки действуют на нержавеющую сталь аналогично уксусу, но в различной степени, в зависимости от природы этого

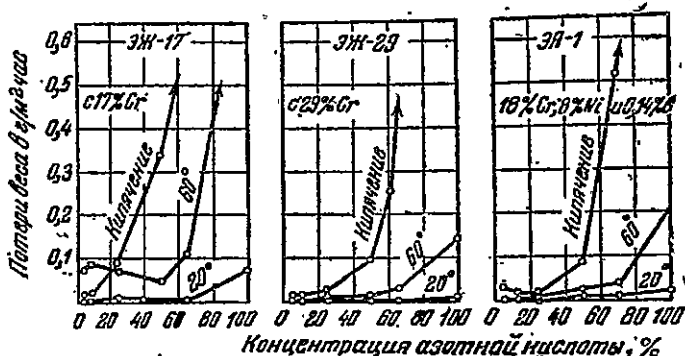
сока и его состояния. Характерно, что лимонный сок на 12%-ную хромистую сталь не действует, в то время как чистая лимонная кислота той же концентрации вызывает заметное разъедание. Монипенни объясняет это присутствием коллоидов в растительных соках, которые замедляют коррозию.

Коррозионная стойкость 12—13%-ных хромистых сталей в различных степенях приведена в табл. 78, причем степень стойкости выражена баллами шкалы Круппа.

Коррозионная стойкость 17%-ной хромистой стали

Стали с 17% Cr обладают высокой коррозионной стойкостью в атмосферных условиях и в связи с этим находят широкое применение для отделки зданий, оборудования кухонь, торговых помещений, столовых и в ряде других областей.

17%-ные хромистые стали показывают высокую коррозионную стойкость в азотной кислоте и находят широкое применение при изготовлении химической аппаратуры в азотной промышленности, для основных деталей аппаратуры получения азотной кислоты из синтетического аммиака, например для изготовления абсорбционных башен, теплообменников, трубопроводов, аппаратуры для распределения и хранения азотной кислоты. Так как эти стали совершенно не содержат никеля, они рекомендуются в качестве заменителей хромоникелевых сталей 18-8 в азотнокислотной промышленности.



Фиг. 133. Коррозионная стойкость 17- и 29%-ной хромистых сталей и 18-8 в азотной кислоте при различной температуре и длительности испытания 100 час. (Химушин и Жаров)

При комнатных температурах малоуглеродистые 17%-ные хромистые стали показывают высокую коррозионную стойкость в азотной кислоте всех концентраций. При температуре 60—70° они обладают высокой коррозионной стойкостью в азотной кислоте крепостью не выше 66%, а при кипячении имеют удовлетворительную стойкость в 50—60%-ной азотной кислоте.

Влияние концентрации азотной кислоты на коррозию при различных температурах приведено на фиг. 133 по данным исследований автора совместно с инж. Жаровым.

В табл. 75 приведены данные ASTM для хромистых сталей с 13 и 17% Cr и для хромоникелевой стали 18-8 в кипящей 65%-ной азотной кислоте. Приведенные значения потерь в весе и глубины проникновения коррозии в миллиметрах, в год являются средними из данных испытаний 13 различных лабораторий США.

Таблица 75

Глубина проникновения коррозии у различных сталей в кипящей 65%-ной азотной кислоте (ASTM)

Марка стали	Химический состав, %			Термообработка	Периоды испытания по 48 час. кипячения в каждом					Среднее мм/год	Потери веса г/м ² час.
	C	Cr	Ni		I	II	III	IV	V		

Глубина проникновения, мм/год

18-8	0,095	17,4	9,10	—	0,366	0,279	0,267	0,294	0,297	0,303	0,273
17	0,070	17,4	—	—	0,744	0,720	0,699	0,729	0,765	0,732	0,661
13A	0,12	13,05	—	Отжиг 750°	2,973	2,641	2,631	2,574	2,655	2,727	2,463
13B	0,11	13,00	—	925°	2,784	2,661	2,601	2,631	2,571	2,652	2,410

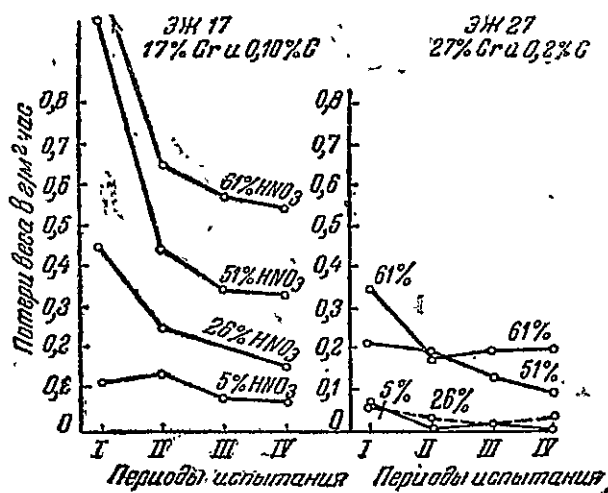
При определении степени коррозионной стойкости сталей в азотной кислоте необходимо учитывать длительность испытания, так как величина потерь веса, отнесенная к единице поверхности и времени, зависит от периода испытания и может быть различной.

На фиг. 134 приведены кривые изменения потерь веса (в г/м² час) 17- и 27%-ных хромистых сталей в кипящей азотной кислоте различной крепости в зависимости от периода испытания.

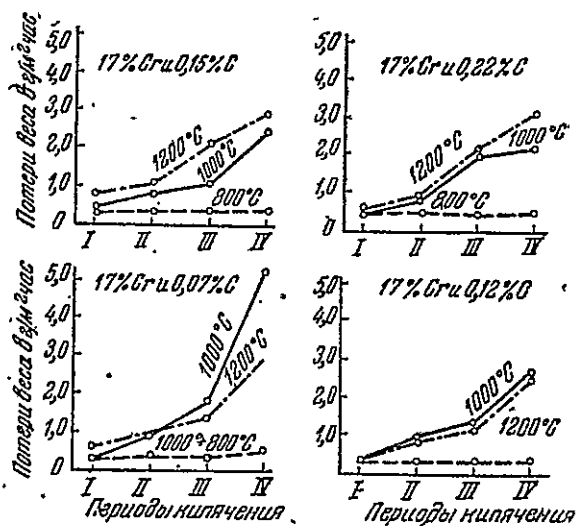
Из этой диаграммы следует, что в первый период испытания потери веса несколько выше, чем в последующие периоды, что согласуется с данными ASTM. 27%-ные хромистые стали имеют более высокую коррозионную стойкость в кипящей азотной кислоте, чем 17%-ные хромистые стали.

Под периодом испытания понимается промежуток времени длительностью в 25 час. кипячения от начала испытания, по истечении которого определялись потери в весе в г/м² · час.

Коррозионная стойкость 17%-ных хромистых сталей в сильной степени зависит от режима термической обработки, что очень хорошо видно на фиг. 135. Следует отметить, что у отожженной стали при 800° при данном испытании в первом периоде не обнаружено увеличения потерь в весе. Наилучшее сопротивление коррозии в кипящей 50%-ной азотной кислоте 17%-ные хромистые



Фиг. 134. Изменение коррозионной стойкости 17- и 27%-ной хромистых сталей в кипящей азотной кислоте в зависимости от длительности испытания (в каждом периоде длительность испытания 25 час.) (Химушин и Ковалева)

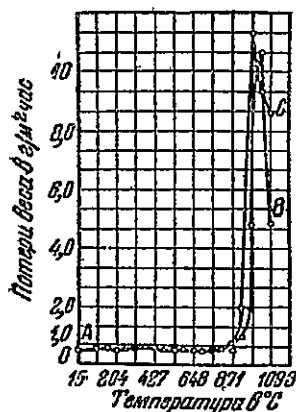


Фиг. 135. Влияние режима термической обработки 17%-ной хромистой стали на коррозионную стойкость в кипящей 50%-ной азотной кислоте (Химушин и Ковалева)

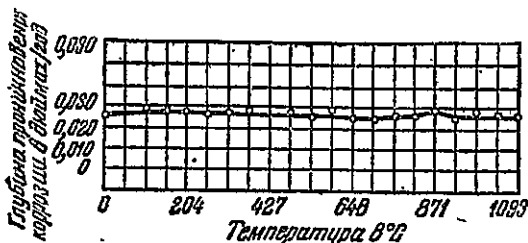
стали с разным содержанием углерода показывают после двухчасового нагрева при 800° .

Нагрев сталей при более высоких температурах (1000 и 1200°) вызывает сильное понижение их коррозионной стойкости, независимо от содержания углерода. Характерно, что изменение содержания углерода от $0,07$ до $0,22\%$ сравнительно мало отражается на изменении коррозионной стойкости в кипящей азотной кислоте.

Влияние режима термической обработки на коррозионную стойкость стали с $17\% \text{ Cr}$ и $0,10\% \text{ C}$ в кипящей 65% -ной азотной кислоте подробно изучалось Беллингером (фиг. 136). Из диаграммы фиг. 136 следует, что нагрев стали в пределах температур до 870° незначительно изменяет коррозионную стойкость стали в азотной кислоте и ее парах. Нагрев той же стали при температурах выше 870° ведет уже к сильному понижению корро-



Фиг. 136. Влияние температуры отпуска на коррозионную стойкость 17%-ной хромистой стали в 65%-ной кипящей азотной кислоте (Беллингер)



Фиг. 137. Влияние повторного нагрева при 787° на коррозионную стойкость 17%-ной хромистой стали с $0,10\% \text{ C}$ в 65%-ной кипящей азотной кислоте. Перед нагревом при 787° сталь подвергалась термической обработке при температурах, указанных на диаграмме (Беллингер)

зионной стойкости в обеих средах. Кривая AB на диаграммах относится к изменению потерь в весе за первые 48 час. и AC — за вторые 48 час. кипячения. Нагрев 17%-ной хромистой стали при всех указанных температурах (до 1100°) с последующим отпуском при 787° не позволил установить разницы в коррозионной стойкости, в том числе и в интервале, который вызывает очень сильное понижение (фиг. 137).

Очень сильное влияние нагрева при температурах около 1000° на понижение коррозионной стойкости позволяет думать, что это связано с переходом стали за критические точки и с превращением $\gamma \rightarrow \alpha$. Последующий отпуск стали при температурах около 800° приводит к равномерному распределению карбидов в массе стали вследствие коагуляции их и выравниванию concentra-

ции хрома в твердом растворе, что благоприятно отражается на коррозионной стойкости стали.

Способность 17%-ной хромистой стали изменять коррозионную стойкость в азотной кислоте под влиянием нагрева при высоких температурах отражается на сварных деталях, у которых возле сварного шва в зоне действия указанных температур наблюдается резкое понижение коррозионной стойкости.

В связи с этим рекомендуется детали, изготовленные с помощью сварки, подвергать высокому отпуску при температурах 760—800°.

По данным Тофауте и автора, присадка титана к 17%-ной хромистой стали не всегда устраняет понижение коррозионной стойкости в основном материале возле сварного шва, особенно при электродуговой сварке, что обычно наблюдается у 18%-ной хромистой стали без титана (фиг. 138).



Фиг. 138. Разъедание в сварном шве у 17%-ной хромистой стали (Тофауте)

Влияние присадки титана и режима термической обработки 17%-ных хромистых сталей на изменение коррозионной стойкости в 50%-ной кипящей азотной кислоте, по данным испытаний автора, показано на фиг. 139 и табл. 76.

Таблица 76

Коррозионная стойкость 17%-ных хромистых сталей в кипящей азотной кислоте (Химушин и Ковалева)

Тип стали	Химический состав %				Среда	Потери веса г/м ² час			
	C	Si	Mn	Cr		I	II	III	IV
A	0,12	0,30	0,32	17,1	Азотная кислота 50%-ная	0,35	0,39	0,32	0,42
E	0,15	0,22	0,32	17,2	То же 60%-ная	1,00	0,68	0,62	0,47
					» 50% »	0,37	0,39	0,40	0,46
					» 60% »	1,01	0,73	0,65	0,52
B	0,22	0,22	0,33	17,1	» 50% »	0,49	0,53	0,46	0,57
					» 60% »	0,78	0,76	0,87	0,74
V	0,14	0,61	0,57	17,1	» 50% »	0,55	0,39	0,45	0,48
				0,5 Ti	» 60% »	0,92	0,58	0,97	2,56
G	0,13	0,65	0,57	17,1	» 50% »	0,64	0,74	1,44	2,80
				1,08 Ti	» 60% »	1,27	2,57	5,35	12,17
D	0,12	0,54	0,79	17,2	» 50% »	0,38	0,30	0,34	0,29
				1,13 Nb					
E	0,08	0,83	0,81	17,6	» 50% »	0,40	0,43	0,33	0,34

Примечание. Хромистые, хромотитанистые и хромоникобиевые стали перед испытанием подвергались отжигу в течение 2 час. при 800° с охлаждением в воздухе.

Из этих данных следует, что присадка титана не устраняет полностью отрицательного влияния нагрева при высоких температурах на коррозионную стойкость 17%-ных хромистых сталей. Только в стали с 1,08% Ti наблюдается некоторое улучшение, но в то же время эта сталь после отпуска при 800° имеет тенденцию к увеличению потерь в весе с длительностью кипячения.

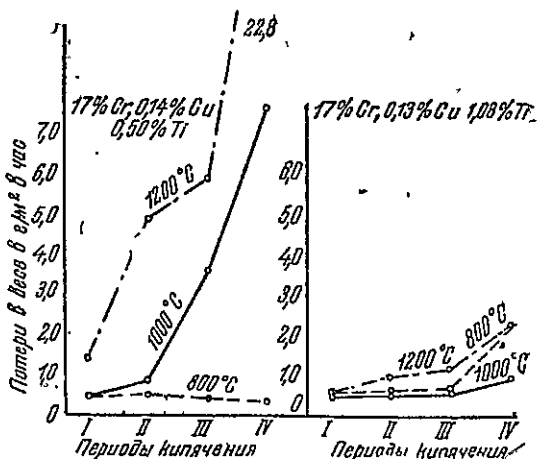
В табл. 43 были приведены результаты механических и коррозионных испытаний 17%-ной хромистой стали с присадкой титана и без него после различных вариантов сварки. Эти испытания установили, что сталь с присадкой 0,88 и 1,25% Ti после электродуговой сварки с применением в качестве присадочного материала аустенитной стали совершенно не обнаружила усиленного разъедания в основном материале в зоне возле сварного шва, в то время как эта же сталь без титана имела резко выраженную зону пониженной коррозионной стойкости.

Определение коррозионной стойкости сварных образцов этих сталей производилось путем кипячения их в течение 200 час. в растворе медного купороса (10%) с серной кислотой (10%), причем определялась максимальная глубина проникновения коррозии (в мм) в зоне пониженной коррозионной стойкости возле сварного шва.

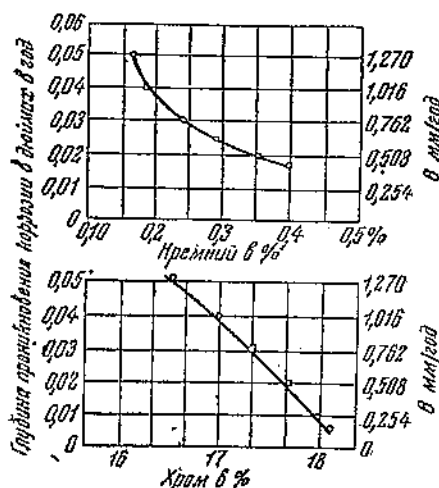
Эти данные представляют большой интерес для азотной промышленности, особенно для громоздкой аппаратуры, к которой применение термической обработки после сварки затруднительно, но они подлежат основательной проверке.

Коррозионная стойкость хромистой стали с содержанием хрома от 16 до 18% зависит от процентного содержания хрома в этом интервале и от содержания кремния, что можно видеть на кривых фиг. 140.

По данным Тофауте присадка 2% Mo и уменьшение содержания углерода до 0,04% не устраняет указанного недостатка в 17%-ных хромистых сталях. Присадка 1—2% Mo к малоуглеродистым сталям с 17—20% Cr улучшает коррозионную стойкость в лимонной, уксусной, азотной и ряде других сред (табл. 77).



Фиг. 139. Влияние присадки титана и режима термической обработки на коррозионную стойкость 17%-ных хромистых сталей в 50%-ной кипящей азотной кислоте (Химушин и Ковалева).



Фиг. 140. Влияние кремния (сталь с 17% Cr) и хрома на изменение коррозионной стойкости сталей в 65%-ной кипящей азотной кислоте (Беллингер)

Следует обратить внимание на то, что улучшение коррозионной стойкости в указанных средах зависит как от хрома, так и присадки молибдена (табл. 77).

Таблица 77

Коррозионная стойкость сталей с молибденом в различных средах

Среда \ Сталь	0,10% С, 14% Cr	0,10% С, 14% Cr, 2,0% Mo	0,10% С, 17% Cr	0,10% С, 17,0% Cr, 2,0% Mo
Потери веса, г/м ² час.				
Уксусная 10%-ная кислота .	1,92	1,35	1,49	0,00
Азотная 10%	0,90	0,30	0,07	0,02
50%	3,00	1,00	0,92	0,10
Лимонная 10%	4,73	2,19	0,013	0,008

Коррозионная стойкость 30%-ных хромистых сталей

Дальнейшее повышение содержания хрома в хромистых сталях улучшает коррозионную стойкость только в некоторых средах. Наблюдается улучшение коррозионной стойкости в дымящейся азотной кислоте, в растворах гипохлорита натрия, в концентрированной серной кислоте, в фосфорной кислоте и ряде других сред (табл. 78).

В азотной кислоте всех концентраций, кроме дымящейся, применение стали с 27—30% Cr не дает никаких преимуществ по сравнению с 17%-ными хромистыми сталями и сталью 18-8.

Влияние температуры и концентрации азотной кислоты на коррозионную стойкость 27%-ной хромистой стали можно видеть на фиг. 133 и 134.

Коррозионная стойкость хромистых сталей

Химическая среда	Температура испытаний, °C	Результаты испытаний для сплавов 1			
		0,10% C, 13% Cr	0,10% C, 15% Cr	0,10% C, 17% Cr	0,30% C, 30% Cr
Неорганические кислоты					
Соляная кислота (HCl) 0,5%-ная, удельный вес 1,002	20	2	2	2	—
То же	Кипящая	5	5	5	—
То же 3,6%-ная, удельный вес 1,017	20	3	3	3	—
То же	Кипящая	5	5	5	—
Азотная кислота (HNO ₃) 7%-ная, удельный вес 1,04	20	2	1	1	1
То же	Кипящая	5	4	3	1
То же, 37%-ная, удельный вес 1,23	20	1	1	1	1
То же	Кипящая	4	2	2	2
То же, 65%-ная, удельный вес 1,4	20	1	1	1	1
То же	Кипящая	4	3	2	2
Концентрированная дымящаяся, удельный вес 1,52	20	1	1	1	1
То же	Кипящая	4	4	4	2
Серная кислота (H ₂ SO ₄) 10%-ная, удельный вес 1,07	20	5	5	5	5
Сернистый газ (SO ₂), насыщенный водный раствор	20	5	5	5	2
Фосфорная кислота (H ₃ PO ₄) химически чистая 10%-ная, удельный вес 1,05	20	1	1	1	—
То же	Кипящая	2	2	2	1
То же, 45%-ная, удельный вес 1,3	20	5	3	2	1
То же	Кипящая	5	2	2	1
То же, 80%-ная, удельный вес 1,64	20	2	2	2	1
То же	Кипящая	5	5	5	5
Фосфорный ангидрид (P ₂ O ₅) сухой или влажный	20	1	1	1	—
Борная кислота (H ₃ BO ₃), насыщенный на холоду водный раствор	Кипящий	1	1	1	—
Смешанные кислоты					
50% весовой концентрированной серной кислоты + 50% весовой азотной кислоты концентрированной	50—60	2	2	2	—
75% весовой концентрированной серной кислоты + 25% весовой концентрированной азотной кислоты	50—60	2	2	2	—

Химическая среда	Темпера- тура испыта- ния, °C	Результаты испытаний для сплавов ¹			
		0, 10% С, 13% Cr	0, 10% С, 15% Cr	0, 10% С, 17% Cr	0, 30% С, 30% Cr
Смеси кислот и солей					
Дымящаяся азотная кислота удельного веса 1,52+100% KNO ₃	Кипящая	2	2	2	—
Дымящаяся азотная кислота удельного веса 1,52+100% Al(NO ₃) ₃	"	2	2	2	—
Серная кислота 100%-ная удельного веса 1,07+100% (CuSO ₄)	"	3	2	2	—
Серная кислота 100%-ная удельного веса 1,07+20% (Fe ₂ SO ₄) ₃	—	5	5	5	—
Органические ки- слоты					
Муравьиная кислота 100%-ная, удельный вес 1,02	20	1	1	1	1
То же	Кипящая	5	5	5	5
То же, 500%-ная, удельный вес 1,12	20	2	1	1	1
То же	Кипящая	5	5	5	5
Уксусная кислота (C ₂ H ₄ O ₂) 100%-ная, удельный вес 1,01	20	1	1	1	1
То же	Кипящая	2	2	2	2
То же, 500%-ная, удельный вес 1,06	20	1	1	1	1
То же	Кипящая	5	5	5	5
Уксусный ангидрид (C ₄ H ₆ O ₂)	20	1	1	1	—
То же	Кипящий	3	3	3	—
Олеиновая кислота (C ₁₈ H ₃₄ O ₂) и техническая	150	1	1	1	—
То же, около 15 ат давления	180	4	3	3	—
Дубильная кислота, 10%-ный водный раствор	Кипящий	1	1	1	1
Карболовая кислота (фенол, C ₆ H ₅ OH) чистая+100% воды	Кипящая	1	1	1	1
Молочная кислота (C ₃ H ₆ O ₃), 1,50%-ная	20	2	1	1	—
То же	Кипящая	2	2	2	—
То же, 100%-ная, удельный вес 1,02	20	2	2	2	2
То же	Кипящая	5	5	5	5
Щавелевая кислота (C ₂ H ₂ O ₄), 100%-ный водный раствор	20	2	2	2	—
То же	Кипящий	5	5	5	—
Винная кислота (C ₄ H ₆ O ₆), 100% ный водный раствор	20	2	1	1	—
То же	Кипящий	2	2	2	—
Лимонная кислота (C ₆ H ₈ O ₇ + + H ₂ O), 100%-ный водный раствор	20	2	1	1	—
То же	Кипящий	5	2	2	—

Химическая среда	Температура испытания, °C	Результаты испытаний для сплавов ¹			
		0,10% C, 13% Cr	0,10% C, 15% Cr	0,10% C, 17% Cr	0,30% C, 30% Cr
Другие вещества					
Аммиак (NH ₃), водный раствор, удельный вес 0,41.	20	1	1	1	1
Едкий натр (NaOH), водный раствор (едкая щелочь), 200%-ный, удельный вес 1,23	20	1	1	1	1
Углекислый натрий (Na ₂ CO ₃), водный раствор 10%-ный	Кипящий	1	1	1	1
То же, насыщенный на холоду	»	1	1	1	1
Калиевые и алюминиевые квасцы KAl(SO ₄) ₂ ·12H ₂ O, водный раствор 10%-ный	20	2	2	2	2
То же	Кипящий	5	5	5	5
Азотнокислый аммоний (NH ₄ NO ₃), водный раствор, насыщенный при 100°	»	2	1	1	1
Нейтральный уксуснокислый свинец [Pb(C ₂ H ₃ O ₂) + 3H ₂ O], водный раствор 25%-ный	Кипящий	1	1	1	1
Хлорное железо (FeCl ₃), водный раствор 30%-ный	20	5	5	5	3
Азотнокислый калий (KNO ₃), водный раствор 50%-ный	Кипящий	1	1	1	—
Сернистая медь (CuSO ₄ + 5H ₂ O), насыщенный при 100° водный раствор	»	1	1	1	1
Сернистый натрий (Na ₂ S + 9H ₂ O), водный раствор 5%-ный	»	5	5	5	1
Сернистый натрий (Na ₂ SO ₃ + 7H ₂ O), водный раствор 25%-ный	»	1	1	1	1
Серноватистокислый натрий (гипосульфит), 25%-ный раствор	»	1	1	1	1
Хлористый цинк (ZnCl ₂), водный раствор, удельный вес 1,20	20	1	1	1	1

¹ Расшифровка шкалы коррозионной стойкости по Круппу приведена на стр. 163.

Коррозионная стойкость хромистых чугунов

Хромистые чугуны благодаря высокому содержанию хрома обладают высокой коррозионной стойкостью в окислительных средах. В холодной азотной кислоте хромистый чугун устойчив как

в разбавленной, так и в концентрированной. В 37%-ной кипящей азотной кислоте хромистый чугун показывает удовлетворительную стойкость, а в концентрированной (66%) его стойкость значительно ниже, чем стали 18-8. В разбавленной серной кислоте хромистый чугун очень сильно разрушается, в то время как в концентрированной он обладает высокой коррозионной стойкостью.

В 70%-ной фосфорной кислоте, в нитрозил-серной кислоте, в синтетической морской воде и в ряде других сред хромистый чугун обладает достаточной коррозионной стойкостью.

В табл. 79 приведены данные по испытанию хромистого чугуна на коррозию в различных кислотах.

Таблица 79

Среда	Длительность испытания в час.	Потери веса, г/м ² час.		
		2,8% C, 1,8% Si, 35,8% Cr	2, % C, 1,32% Si, 34,7% Cr	2 18-8
100%-ная азотная кислота (холодная) . .	1000	0,00	0,00	0,00
37% „ „ „ „ „ „ . .	1000	0,00	0,00	0
66% „ „ „ „ „ „ . .	1030	0,00	0,00	—
37% „ „ „ (кипящая) . .	92	1,78	1,35	—
66% „ „ „ „ „ „ . .	144	6,84	2,37	1,37
20% „ серная „ (холодная) . .	527	16,4	17,2	—
62% „ „ „ „ „ „ . .	571	0,00	0,00	7,5
78% „ „ „ „ „ „ . .	530	0,1	0,00	—
20% „ соляная „ „ „ . .	140	59,0	55,3	—
70% „ фосфорная кислота (кипящая) .	144	5,95	1,1	—

Данные по коррозионной стойкости хромистых чугунов в различных средах приведены в табл. 80.

Глава X

КОРРОЗИЯ В ГАЗОВЫХ СРЕДАХ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Большинство металлов и сплавов при высоких температурах в той или иной степени вступает в реакцию с окружающей их газовой средой.

Эти процессы весьма разнообразны и зависят от целого ряда факторов, как-то: состава металла, газовой среды, температуры, давления и состава образующихся на поверхности металла продуктов реакции.

Коррозионная стойкость хромистых чугунов

Химическая среда	Температура испытания °C	Результаты испытания для сплавов				
		1% Cr 33%	2% Cr 34%	2.5% Cr 40%	2.5% Cr 50%	0.9% Cr 60%
Азотная кислота (HNO ₃) 7%-ная, удельный вес 1,04	Кипящая	1	1	1	1	1
То же, 37%-ная, удельный вес 1,23	20	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	2	2	2	2	1
То же, 66%-ная, удельный вес 1,4	20	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	2	3	3	2	2
Концентрированная, дымящаяся, удельный вес 1,52	20	1	2	2	1	1
То же	40	5	5	4	3	3
То же	Кипящая	1	1	4	3	3
Серная кислота (H ₂ SO ₄) 15%-ная, удельный вес 1,10	20	5	5	5	5	5
30%-ная, песочная концентрированная H ₂ SO ₄ + 50% весовой концентрированной HNO ₃ + 65% H ₂ O	50	1	1	1	1	1
Сернистый газ (SO ₂), насыщенный водный раствор	20	1	2	1	1	1
Фосфорная кислота (H ₃ PO ₄) химически чистая до 45%-ной, удельный вес 1,3	Кипящая	1	1	1	1	1
То же, 80%-ная, удельный вес 1,64	"	4	5	5	5	4
Уксусная кислота 1 (C ₂ H ₄ O ₂) 100%-ная, удельный вес 1,05	"	1	1	1	1	1
Молочная кислота (C ₃ H ₅ O ₃) 1,5%-ная	"	1	1	1	1	1
Гидрат окиси натрия (едкий натр), водный раствор 15%-ный, удельный вес 1,16	Кипящий	1	1	1	1	1
Гидрат окиси натрия (едкий натр), 50%-ный, водный раствор, удельный вес 1,53	"	5	5	1	1	1
Сернистый натрий (Na ₂ S + 9H ₂ O), водный раствор 50%-ный	"	1	1	1	1	1
Азотнокислый аммоний (NH ₄ NO ₃), водный раствор 50%-ный	"	1	1	1	1	1
Азотнокислый калий (селитра), водный раствор 25%-ный	"	1	1	1	1	1
Сернокислый аммоний (NH ₄) ₂ SO ₄ , водный раствор 50%-ный	"	1	1	1	1	1
Хлорноватистокислый кальций [Ca(OCN) ₂], водный раствор, насыщенный на холоду	40	2	2	2	1	1
Хлорное железо (FeCl ₃), водный раствор 30%-ный	20	5	5	5	1	1
Хлористый цинк (ZnCl ₂), водный раствор, удельный вес 1,2	Кипящий	1	1	1	1	1
То же, удельный вес 1,9	"	5	5	5	5	5

1 В первый час наступает разъедание; при кипячении в течение 8 час. сталь делается вполне устойчивой.

При нагреве в воздухе эти реакции в основном сводятся к процессам окисления, но при очень высоких температурах не исключены реакции с азотом воздуха и другими газами, встречающимися в нем, что, в частности, имеет место в ряде высоколегированных хромистых сталей.

Процесс окисления металла в первую очередь зависит от диссоциации образующегося соединения и давления реагирующего газа.

Если давление диссоциации окисла больше частичного (парциального) давления кислорода, то окисление металла становится невозможным.

Кривые изменения давления диссоциации окислов с температурой для ряда металлов, например, таковы, что для серебра при 135° и для палладия при 785° давления диссоциации достигают приблизительно величин давления кислорода в атмосфере. Это свидетельствует о том, что при температурах выше указанных образование окислов на поверхности этих металлов невозможно.

Если давление диссоциации образующихся соединений будет меньше, чем частичное давление реагирующего газа в атмосфере, а продукт реакции является улетучивающимся, то реакция будет идти до тех пор, пока не будет достигнуто состояние равновесия между металлом и продуктом реакции в окружающей среде.

У большинства металлов и сплавов, в том числе у жароупорных сталей, образующих неулетучивающиеся окислы, давление диссоциации меньше давления кислорода атмосферы, что приводит к образованию на поверхности металла окисных пленок, которые у многих металлов появляются при комнатных температурах.

Появление этих пленок, хотя и очень тонких, изменяет дальнейший ход реакции, так как окисление металла протекает уже не непосредственно, а через этот слой, и обуславливается другими условиями, как-то: диффузией газа или металла через окисную пленку, характером пленки, ее прочностью и плотностью.

Большее значение в определении стойкости окисных пленок имеет их плотность. Когда эти пленки пористы, рыхлы, они не обеспечивают надежной защиты металла от окисления; когда они плотно и прочно держатся на металле, они создают благоприятные условия для защиты от окисления.

Прочность окисных пленок зависит как от плотности самого металла, так и от образовавшихся на поверхности металла окислов, что определяется соотношением:

$$\frac{W \cdot d}{w \cdot D}$$

где W — молекулярный вес пленки;

w — атомный вес металла;

D — толщина окисной пленки;

d — толщина металла.

Если соотношение $\frac{W \cdot d}{w \cdot D} > 1$, то пленка имеет достаточную плотность, в ней не появляется трещин и надрывов и она хорошо защищает металл от окисления.

Когда соотношение $\frac{W \cdot d}{w \cdot D} < 1$, то объем окисла меньше объема металла, из которого он образовался, пленка рыхла и пориста и не обеспечивает надежной защиты металлу.

В табл. 81 приведены величины этих соотношений, полученные в результате подсчета по данным, приведенным Хасенбрухом.

Таблица 81

Группа периодической системы, %

I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII		
0,57 Li	1,71 Be	—	—	—	—	—	—	—	—
0,58 Na	0,85 Mg	1,38 Al	—	—	—	1,27 Cl	—	—	—
0,65 K	0,69 Ca	—	—	—	1,97 Cr	1,75 Mn	2,23 Fe	1,78 Co	1,64 Ni
1,71 Cu	1,44 Zn	—	—	—	—	—	—	—	—
0,46 Rb	0,73 Sr	—	1,56 Zr	—	3,01 Mo	—	—	—	1,60 Pd
—	1,19 Cd	—	1,31 Sn	1,50 Sb	—	—	—	—	—
0,86 Cs	0,71 Ba	1,11 La	1,27 Cl	—	3,05 W	—	—	—	—

Характерно, что все окислы щелочных и щелочно-земельных металлов за исключением бериллия, имеют меньший объем и в практике интенсивно окисляются.

Тяжелые металлы дают окислы с большим объемом по сравнению с чистым металлом и в большинстве случаев образуют плотную защитную пленку.

В случае образования на металле плотно пристающих окисных пленок имеют место две реакции: одна — между газом и окисной пленкой на поверхности раздела фаз и вторая — между окисной пленкой и металлом.

Вначале предполагали, что процесс окисления металла при высоких температурах состоит в том, что кислород диффундирует в металл и реакция протекает на поверхности металла. Однако позднейшие работы установили, что реакции значительно сложнее и происходят на поверхности раздела фаз, при этом металл из металлической фазы диффундирует через окись к поверхности.

К таким выводам, в частности, пришел Пфайль [515 и 516] при изучении окисления железа. Он установил, что окисная пленка на железе состоит из ряда слоев твердых растворов различных окислов железа, и железо при окислении диффундирует к поверхности пленки через эти окислы.

В случае окисления металла в воздухе в присутствии серы предполагается, что не кислород или сера диффундируют в плен-

ку, а металл через пленку на поверхность раздела фаз (окись — воздух), где и протекает реакция.

Радиус ионов металла по сравнению с радиусом ионов кислорода значительно меньше, и поэтому диффузия ионов металла через окисный слой более вероятна, чем диффузия ионов кислорода. Это предположение получило подтверждение при определении проводимости и чисел переноса при окислении меди в Cu_2O при 1000° в зависимости от парциального давления кислорода. Процесс окисления металла газами при высокой температуре сводится к электрохимическому процессу коррозии, к переносу ионов металла через окись на поверхность раздела фаз.

К настоящему времени кроме работ Эванса имеется ряд обстоятельных трудов Таммана Пиллинга и Бедворте [521], Гатфильда [343], Хендльхофера и Ларсена [353], Г. В. Акимова [2] по изучению процессов окисления металлов и сплавов при высоких температурах, среди которых необходимо выделить следующие работы:

Тамман [163], изучая образование цветов побежалости у различных металлов при окислении их в воздухе при повышенных температурах, установил следующий закон:

$$t = at^{by} - a;$$

$$\frac{dy}{dt} = \frac{1}{ab} t^{-by},$$

причем уравнение

$$\frac{dy}{dt} = \frac{1}{ab}$$

выражает начальную скорость реакции;

a — константа, независимая от температуры;

b — константа, определяющая замедление в нарастании пленки окислов при возрастании времени;

t — время, в свою очередь зависящее от температуры.

Это нарастание выражается следующей показательной функцией:

$$b_t = b_i \cdot t^{-c(t-t_0)}$$

Оба эти закона ничего не говорят о скорости химических реакций, влекущих за собой образование цветов побежалости, указывая лишь на то, что эта скорость очень велика и в начале реакции при отсутствии слоя, но что она не бесконечно велика, так как ограничивается вторым законом.

Пиллинг и Бедворте [521], исходя из предпосылок, что процесс окисления металлов при высоких температурах в основном определяется высокой подвижностью атомов реагирующих веществ

и диффузией растворенного кислорода через окисный слой к поверхности металла, пришли к установлению следующего закона.

Если через W обозначить количество поглощенного кислорода, определяемое по привесу образца, через H — толщину слоя образовавшегося окисла, через t — время и через K — постоянную, представляющую собой коэффициент диффузии, то толщина слоя окисла при определенной температуре будет связана со временем следующими уравнениями:

$$\frac{dW}{dt} = K \frac{1}{H};$$

$$W = K' H.$$

Если заменить в первом уравнении H через $\frac{W}{K'}$, то получим:

$$\frac{dW}{dt} = K' \left(\frac{1}{W} \right);$$

$$\int W \cdot dW = K' \int dt,$$

$$W^2 = k't.$$

Это уравнение указывает на параболическую зависимость между степенью окисления и временем. Оно действительно только для определенных условий окисления, при которых образующиеся окисные пленки на поверхности металла не имеют надрывов и трещин, и окислы удовлетворяют соотношению:

$$\frac{W \cdot d}{w \cdot D} \gg 1.$$

В своих исследованиях Пиллинг и Бедвортс установили, что окисление железа, меди, никеля и цинка при высоких температурах следует этому закону.

В отношении меди при низких температурах наблюдается отклонение от этого закона, что авторы объясняют растрескиванием образовавшейся пленки. Тамман и Кестер также указывают, что окисление меди при температурах выше 330° не подчиняется закону Таммана; это явление они также объясняют недостаточной стойкостью окислов.

Алюминий и кадмий в начале окисления следуют параболическому закону, но затем окисление их почти прекращается, что Эванс объясняет наступающей рекристаллизацией, при которой окислы этих металлов переходят из одной формы в другую, более плотную.

Отступления от закона Пиллинга и Бедвортса могут встретиться, когда реакция между газом и металлом на поверхности

протекает неравномерно, что может быть вызвано характером окислов и формой поверхности, рыхлостью, неметаллическими включениями и другими дефектами.

Влияние формы поверхности на неравномерность окисления можно хорошо видеть на кубике вольфрама, по граням которого наблюдаются глубокие надрывы в окисной пленке.

В случае кубика нихрома типа 80-20 после 12-часового нагрева при 1000° наблюдается некоторое округление на гранях, без надрывов и трещин, и окисная пленка плотно пристает к металлу.

Постоянная K , по мнению Пиллинга и Бедвортса, зависит от температуры и связана следующим эмпирическим уравнением:

$$K = aT^{\theta},$$

где T — абсолютная температура,
 a и θ — константы.

Дани [по 108] в своих работах, уточняя уравнения Пиллинга и Бедвортса, предлагает следующее уравнение:

$$W = A T \frac{Q}{Kt},$$

где W — скорость окисления;
 T — абсолютная температура;
 K — газовая постоянная;
 A и Q — постоянные;
 t — время.

Файхткнехт указывает, что с изменением температуры и давления изменяются состав окислов и скорость окисления, а это отражается в уравнении Пиллинга и Бедвортса на постоянной K , которая меняется с изменением проницаемости окислов.

Эванс дает свою формулу для окисления различных металлов, связывая изменение толщины слоя окисла со временем и концентрацией окислов на внешней и внутренней поверхностях окисной пленки:

$$Y^2 = 2C_0 K_0 t,$$

где Y — толщина пленки;
 t — время;
 K_0 — константа проницаемости;
 C_0 — концентрация кислорода на внешней поверхности окисла.

Это уравнение приложимо к различным случаям окисления как при высоких, так и при низких температурах, так как учитывает степень легкости соединения металла с кислородом и влияние проницаемости пленки, что зависит от изменения K_0 и Y .

Хендльхофер и Ларсен [353], рассматривая простейший и идеальный случай окисления чистого металла, при котором на бесконечно большой поверхности образца образуется однофазный слой окисной пленки при постоянной температуре, пришли к тому

же параболическому закону, который был предложен Пиллингом и Бедвортсом.

Однако при выводе этого закона авторы исходили из других предпосылок: они предполагали, что концентрация реагирующего вещества на поверхности окисной пленки остается все время постоянной, что в действительности наступает через некоторый промежуток времени и что концентрация металла на границе металл — окалина также остается постоянной. Это обстоятельство даст возможность воспользоваться для расчета коэффициентом диффузии D , так как последний можно определить по формуле Дашмана и Лангмюра, если известны расстояние между слоями и концентрация.

В связи с тем, что концентрация в пограничных слоях окалины равна концентрации присутствующих насыщенных твердых растворов, скорость образования окалины с температурой определяется по уравнению:

$$W = a \sqrt{T \cdot t}^{\frac{-b}{T}}$$

которое аналогично уравнению Данна.

Весьма краткое рассмотрение работ различных авторов по разработке законов окисления металлов при высоких температурах показывает, что к настоящему времени еще нет единого мнения по этому вопросу, хотя параболический закон Пиллинга и Бедвортса чаще всего подтверждается экспериментально, что отмечается рядом исследователей.

Условия образования окисных пленок на жароупорных сталях

При окислении легированных сталей легирующие элементы, за исключением никеля и меди, также окисляются, причем продукты окисления располагаются во внутреннем слое окалины в виде соответствующих окислов; никель и медь часто отлагаются в виде металла.

По мнению Пфайля [515 и 516], это скопление примесей в промежуточном слое на границе с металлом объясняется малой скоростью диффузии этих элементов (никель, хром) по сравнению с железом и нерастворимостью их в окислах железа.

В случае присадок хрома, алюминия и кремния наличие такого рода непроницаемых и нерастворимых в окислах железа пленок, плотно пристающих к поверхности металла, является причиной высокого сопротивления коррозии при высоких температурах.

Этот защитный слой окислов на поверхности металлов образуется вследствие избирательного окисления таких элементов в составе сплава, которые обладают наиболее высоким химическим сродством к кислороду, что хорошо определяется по теплотам образования.

Характерно, что теплоты образования окислов у хрома, кремния и алюминия, обычно входящих в состав жаростойких окисных пленок, значительно более высоки, чем у железа.

Таблица 82

Плотность, точки плавления и температуры спекания отдельных окислов и силикатов

Формула	Удельный вес	Точка плавления, °C	Начало спекания, °C
FeO	5,9	1377	720
Fe ₃ O ₄	5,2	1527	810
Fe ₂ O ₃	5,2	1565	840
Cr ₂ O ₃	5,2	2275	1260
SiO ₂	2,2—2,6	1700	880
Al ₂ O ₃	3,9	2050	1160
2FeOSiO ₂	—	1205	615
MnOSiO ₂	—	1270	655

Если окислы имеют большее сродство к кислороду, чем железо, то при нагреве они в первую очередь, окисляясь, создают надежный защитный слой, что наблюдается в отношении хрома, кремния и алюминия. Но кроме этого, для образования надежного защитного слоя необходимо выполнение ряда других условий, т. е. достаточной прочности и эластичности образующейся пленки на поверхности жароупорных сталей, а также достаточной плотности ее.

Кроме того, весьма важно, чтобы образующийся окисел обладал возможно меньшей диффузионной способностью как по отношению к кислороду, так и к металлу, образующему защитный слой.

Большое значение для образующихся на поверхности металла окисных пленок имеют температуры их плавления и температуры спекания, причем эти температуры нельзя рассматривать в отдельности для каждого окисла, а в совокупности для суммы окислов, образующих пленку.

В табл. 82 приведены данные в отношении плотности, точек плавления и температур спекания отдельных окислов и их силикатов.

Тамман и Зворыкин отмечают, что начало спекания порошка окислов при нагреве относится примерно к 0,5—0,6 величины абсолютной температуры плавления этих окислов.

Вполне понятно, что при температуре спекания окислы приобретают высокую молекулярную или атомную подвижность, что и является причиной высокой диффузионной способности сплава.

Окислы железа, имеющие сравнительно низкую температуру спекания, обладают весьма высокой склонностью к диффузии и в связи с этим плохо защищают металл от окисления.

Способность сульфидов образовывать легкоплавкие эвтектики, бора, т. е. образовывать на поверхности металла легкоплавкие бораты, может служить причиной быстрого разрушения металлов в присутствии этих элементов, так как при этих условиях не образуются надежные защитные слои.

Второй, не менее важной, особенностью этих сплавов является то, что окисный слой металла сильно обогащается при окислении теми элементами, которые сообщают сплаву жароупорность. Очень характерно, что железохромоалюминиевый сплав типа хромаль с 23% Cr и 7,5% Al (железо — остальное) после окисления на воздухе при 1200° имел окалинну, состоящую из 94,5% Al_2O_3 ; 3,4% Cr_2O_3 и 2% Fe_2O_3 . Как видно, это явление не находится ни в каком соответствии с составом сплава хромаль, в котором преобладает содержание железа и хрома, но не алюминия.

В отношении чисто хромистых сталей Гудремон указывает, что после нагрева стали с 20% Cr в слабо окислительной атмосфере слой окалины состоял из 80% Cr_2O_3 .

После нагрева стали, содержащие алюминий, покрываются характерным белым налетом, состоящим из окислов алюминия.

В окисных пленках жароупорных сталей обычно окислы железа встречаются в небольшом количестве и растворены в других окислах или же в других соединениях, как, например, соединения $FeO - Cr_2O_3$ или силикатов.

Когда же окислы железа образуются наряду с окислами других легирующих присадок (хрома, алюминия, кремния), то благодаря высокой диффузионной способности окислов железа происходит усиленное окисление металла, и тогда окалина, согласно данным Пфайля [516], состоит из трех слоев (закиси железа, закись-окиси, окиси железа), как это имеет место на чистом железе. В этом случае окислы легирующих элементов или сами элементы находятся в виде отдельных включений. Обычно окислы, образующие защитный слой, обогащены вуститом.

Защитное действие в этом случае уже недостаточно, так как наличие окислов железа облегчает диффузию железа или кислорода, что в свою очередь увеличит образование окислов железа.

При малых сечениях изделия обогащение поверхности окислами легирующих элементов при длительных нагревах вызывает понижение концентраций элементов в сплаве и этим самым — понижение жаростойкости.

Гудремон и Бандель указывают, что содержание алюминия в сплаве с 20% Cr, 2% Al и 1,3% Si после 500-часового нагрева при 1200° уменьшается на 30%, в сплаве с 20% Cr и 5% Al при 1300° — на 85%. Эти цифры относятся не к наружным слоям металла, лежащим непосредственно под окисной пленкой, а ко всему 2-мм сечению.

Особенно сильный угар наблюдается на ребрах и краях, что приводит к местному и сильному образованию окислов железа и к уменьшению жаростойкости.

В том случае, когда температура не очень высока и когда не наблюдается интенсивного окисления металла, окалина обычно распределяется равномерно и между металлом и окалиной существует четкая граница.

При температурах интенсивного окисления картина резко меняется, и окалина начинает глубоко распространяться в металл, преимущественно по границам зерен, производя очень большие изменения в поверхностном слое.

В этом отношении большой интерес представляют испытания Бейерта [184, 185] по определению структурных изменений на границе окалина-металл при окислении различных сталей при высоких температурах.

Пфайль, изучая окисление железа при высоких температурах, установил, что образующаяся на поверхности металла окалина представляет ряд твердых растворов различных окислов железа и состоит из нескольких слоев.

Первый слой более богат содержанием кислорода и в основном состоит из Fe_2O_3 , содержание которого достигает 78,7%, и FeO — 21,3%. Содержание железа в этом слое колеблется в интервале 71,04—71,8%. Первый слой окалины имеет блестящую и гладкую поверхность и достаточную плотность.

Второй слой окалины содержит около 29% Fe_2O_3 и 71% FeO , в котором железа содержится около 75,59%. Этот слой окалины имеет резко выраженную кристаллическую структуру.

Третий слой имеет меньшее содержание кислорода, около 16% Fe_2O_3 и 84% FeO . Слой, непосредственно соприкасающийся с металлом, в основном состоит из FeO .

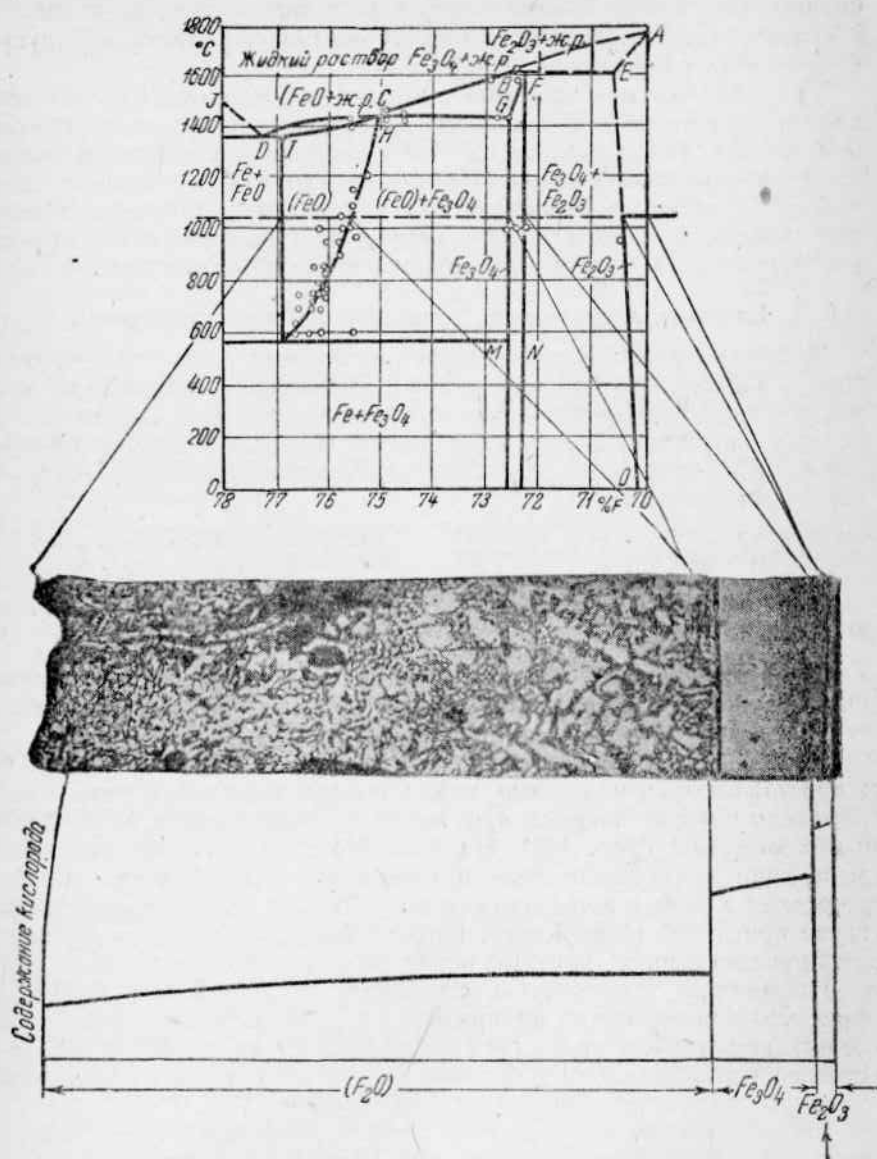


Фиг. 141. Микроструктура слоя окалины железа после пятичасового нагрева при 1000° (Пфайль)

На фиг. 141 приведена структура слоя окалины у железа, образовавшейся в результате пятичасового нагрева при 1000°, а на фиг. 142 — диаграмма состояния системы Fe-FeO и изменение содержания кислорода при переходе из одной области в другую.

В результате изучения слоя окалины, образующейся на поверхности железа при различных температурах, Пфайль построил диаграмму плавкости для системы Fe-O (фиг. 142) и установил, что в этой системе существуют сле-

дующие фазы: внутренний слой окалины представляет собой при высоких температурах твердый раствор Fe_3O_4 в FeO , который на диаграмме обозначен ϵ , далее идет твердый раствор Fe_2O_3 в Fe_3O_4 , обозначенный γ , и затем твердый раствор кислорода в



Фиг. 142. Диаграмма состояния для системы Fe-FeO и изменение содержания кислорода при переходе из одной области в другую (Пфайль)

Fe_2O_3 — β с изменяющейся растворимостью в зависимости от температуры. На границе слоев твердых растворов β и η , а также η и ϵ содержание железа при переходе из одной области в другую изменяется скачкообразно.

По Пфайлю, при окислении железа объем окалина увеличивается, при этом рост ее происходит как внутрь за счет окисления железа, так и наружу за счет диффузии железа через окалину в поверхностный слой. При продолжительном окислении первый слой окалина увеличивается в толщине благодаря диффузии железа, при этом железо непрерывно переносится с поверхности металла к поверхности пленки через слой окалина.

Влияние легирующих присадок на жаростойкость

Влияние хрома. Хром является основным элементом, входящим в состав жароупорных сталей. Повышение содержания хрома сдвигает в сторону более высоких температур начало интенсивного окисления и появление цветов побежалости. Для полированной 13%-ной хромистой стали Монипенни указывает следующие температуры:

соломенно-желтый	300°	пурпурно-синий	550
светлокоричневый	350°	светлосиний	600
пурпурно-коричневый	400°	васильковый	650
пурпурно-синеватый	450°	серо-лиловый	700
пурпурно-красный	500°	серый	750

Из этого следует, что увеличение содержания хрома уменьшает толщину образующейся пленки на полированной поверхности металла.

Увеличение содержания хрома в железе также сказывается на жаростойкости, что хорошо видно по уменьшению потерь веса образцами после нагрева при высоких температурах и удаления с них окалина (фиг. 143). На фиг. 144 приведены кривые, показывающие уменьшение веса в процентах в зависимости от содержания хрома в железохромистых сплавах при 48-часовом нагреве при 1000° (Мак-Квиг). Потери веса определялись на полудюймовых кубиках, изготовленных из указанных сплавов.

Повышение температуры способствует увеличению потерь в весе, что хорошо видно на кривых фиг. 145. Сопротивление окислению при данном испытании определялось на образцах из листового материала при длительности нагрева их при указанных температурах в течение 220 час. (Гудремон [37]).

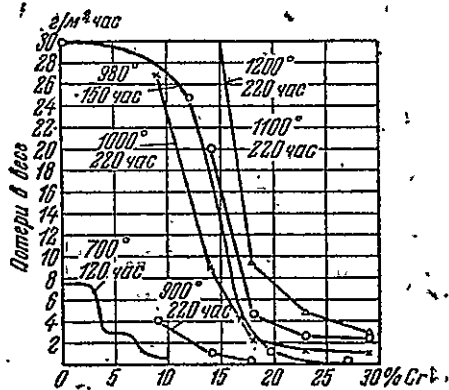
Сопротивление окислению у железохромистых сталей зависит от содержания углерода, что, по Гудремону, представлено на фиг. 146. При содержании углерода (0,7—0,9% C) у сталей с 10—18% Cr наблюдается минимум, который, вероятно, связан с температурами превращения $\gamma \rightarrow \alpha$. Этот минимум наблюдается у сталей полуферритного и мартенситного типа и, по данным других испытаний, его почти нет у сталей ферритного типа.

Шмидт и Юнгвирт отмечают, что изменение содержания угле-

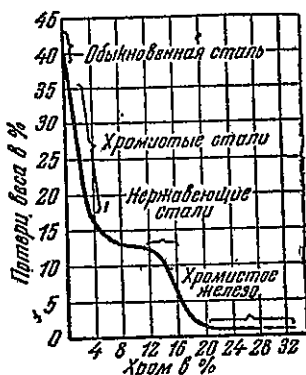
рода от 0,1 до 1,7% в 25%-ной хромистой стали мало влияет на жаростойкость, что можно видеть из данных табл. 83.

Таблица 83

Химический состав, %		Потери веса на окалину, г/м ² час. при	
C	Cr	1000°	1100°
0,12	23,9	7,9	21,3
0,28	21,7	8,4	23,0
0,53	21,5	9,0	22,4
1,72	20,3	10,2	26,1



Фиг. 143. Изменение потерь в весе железохромистых сплавов в зависимости от содержания хрома (Гудремон, Риккет, Вуд)



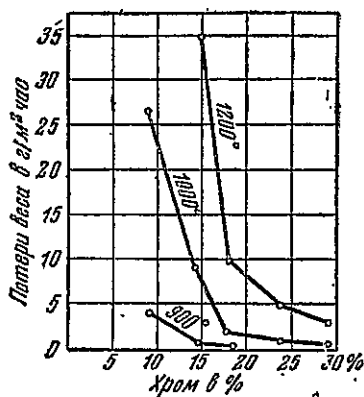
Фиг. 144. Влияние хрома на образование окалины в атмосфере воздуха при 1000° при длительности нагрева 48 час. (Мак Квиг)

Практический интерес представляют кривые, приведенные на фиг. 147, показывающие влияние температуры на изменение потерь в весе у различных хромистых сталей и чугунов, нашедших применение в практике. Для 18%-ной хромистой стали с 2% Si, применяемой в качестве жароупорного материала, границей, при которой начинается интенсивное окисление, является температура 850°, а для 30%-ной хромистой стали 1100°.

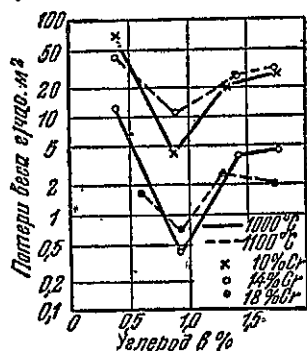
При изучении процесса окисления железохромистых сплавов установлены кривые изменения веса при температурах 900—1200° и кривые изменения содержания хрома в окалине в зависимости от содержания хрома в сталях, что приведено на фиг. 148 и 149.

Введение кремния в железохромистые сплавы способствует значительному повышению жаростойкости, что видно из диаграммы Шaufмайстера (фиг. 150).

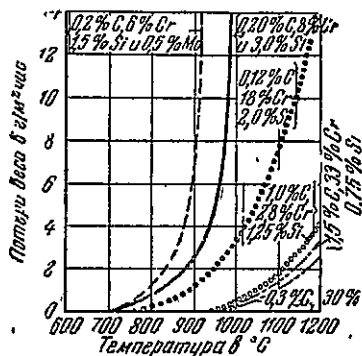
Следует отметить, что повышение жаростойкости в сплавах железа с кремнием (без хрома) также наблюдается, но это повышение практически не используется, так как сплавы обладают крупнозернистостью и хрупкостью. В сочетании с хромом влияние



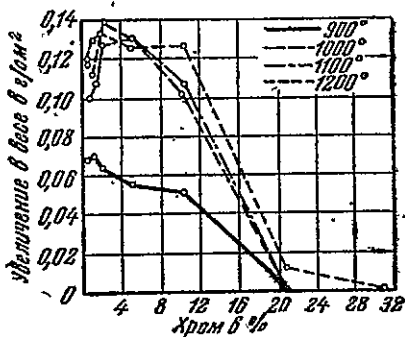
Фиг. 145. Влияние температуры и содержания хрома в железе на образование окарины у сплавов с 0,5% С при длительности нагрева 220 час. (Гудремон)



Фиг. 146. Влияние углерода на жаростойкость железа хромистых сталей и чугунов при 1000 и 1100° (Гудремон)



Фиг. 147. Жаростойкость различных марок жароупорных сталей и чугунов



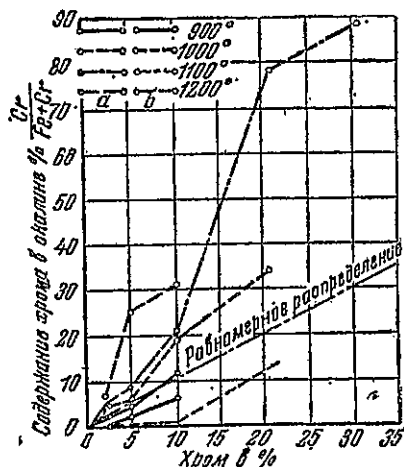
Фиг. 148. Влияние хрома в сплавах с железом на жаростойкость при 900—1200° (Шейль и Кивит)

кремния на жаростойкость весьма эффективно и широко используется практикой (силхромы и др.).

По Гудремону, высокая жаростойкость у хромокремнистых

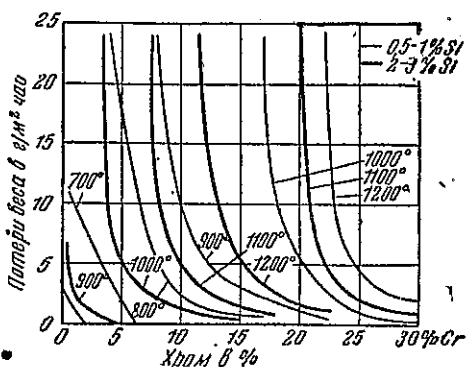
сплавов обусловлена влиянием защитной пленки, состоящей из окислов кремния и хрома.

Бейирт, [184] отмечает, что при очень высоких температурах первым окисляется кремний с образованием SiO_2 и силкатов и затем хром.



Фиг. 149. Кривые, показывающие содержание хрома во внешнем (а) и внутреннем (б) слоях окисины после нагрева сталей при различных температурах

При температурах 700—900° кремний и хром окисляются одновременно с образованием соответствующих окислов, которые на поверхности образуют прочную и непроницаемую пленку.



Фиг. 150. Влияние хрома и кремния на жаростойкость сталей при различных температурах

Благоприятное влияние кремния в отношении жаростойкости относится, главным образом, к окислительной атмосфере, т. е. к воздуху.

В восстановительной атмосфере, например, в продуктах сгорания кокшишного или светильного газа, влияние кремния может быть незначительным (Гудремон). В присутствии водяного пара или газов, содержащих большое количество паров воды, при высоких температурах у хромокремнистых сталей наблюдается более сильное разрушение, чем у чисто хромистых и хромоникелевых сплавов.

Влияние алюминия на жаростойкость. Как указывалось ранее, присадка алюминия к железу в сильной степени повышает сопротивление окислению сплавов при высоких температурах. Циглер [666], изучая скорость окисления железоалюминиевых сплавов, установил, что сплав железа с 7% Al по своей жаростойкости приближается к нихрому с 80% Ni и 20% Cr.

Другие авторы определили влияние алюминия на жаростойкость его сплавов с железом, а также на распределение алюминия в окисине в зависимости от содержания алюминия в железе.

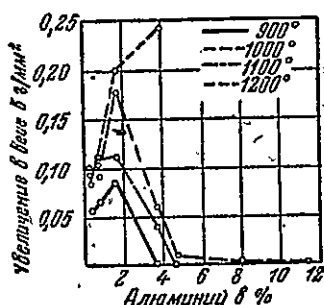
На фиг. 151 приведены кривые изменения веса у железоалюминиевых сплавов после нагрева их при температурах 900—1200°. Из рассмотрения этих кривых следует, что введение алюминия в количестве 6—8% сообщает сплавам очень высокую жаростойкость.

Существенным недостатком железоалюминиевых сплавов является их хрупкость и некоторая склонность к местной коррозии.

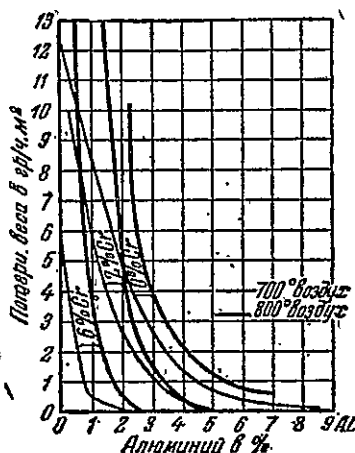
Наилучшее сочетание в отношении жаростойкости и других свойств получается в том случае, если алюминий вводить в сплавы вместе с хромом, как это успешно осуществляется в хромалях и фехралях.

На фиг. 152 приведена диаграмма, показывающая влияние присадки хрома к железоалюминиевым сплавам на величину потерь веса при температурах 700 и 800°.

Исследованием ряда сталей с различным содержанием хрома (до 18%) и алюминия (до 14%) при температурах 900, 1100 и 1200°



Фиг. 151. Влияние алюминия на жаростойкость железоалюминиевых сплавов (Шейль и Кивит)



Фиг. 152. Влияние алюминия и хрома на жаростойкость сталей при различных температурах (Шафмайстер)

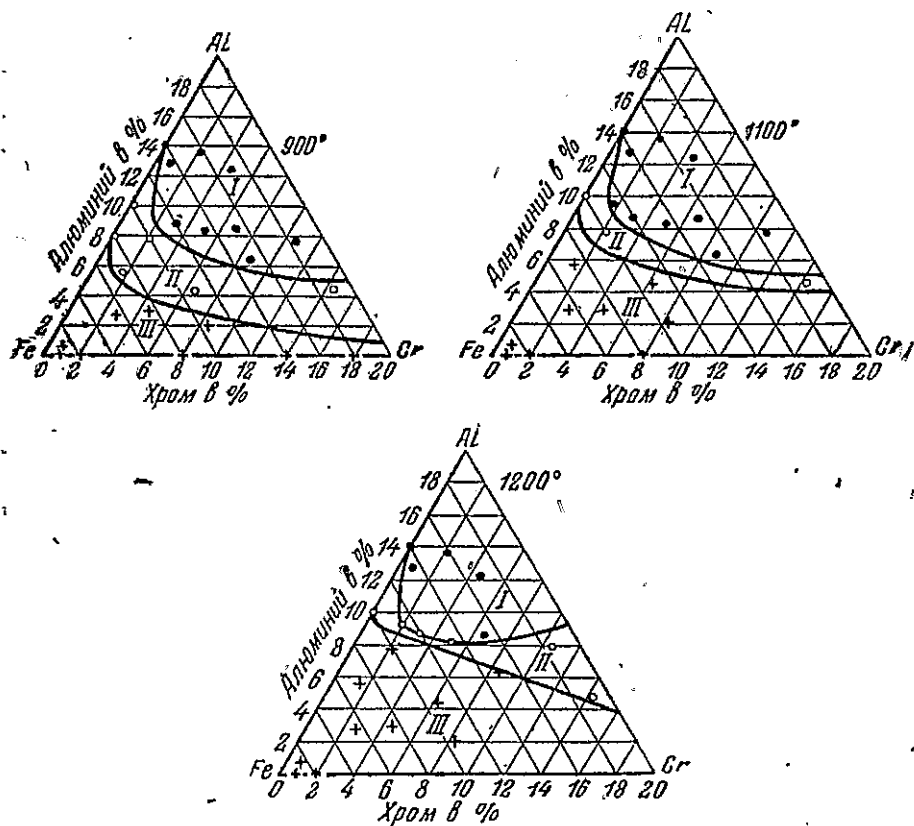
установлено, что все стали можно подразделить на три группы (фиг. 153): к первой группе, обладающей наибольшей жаростойкостью, лежащей в верхнем углу, относятся сплавы, показывающие потери в весе меньше 10 г/мм² за 4 часа; ко второй группе средней стойкости — сплавы, показавшие потери веса в интервале 10—100 г/мм² за 4 часа, и к третьей группе, обладающей наименьшей стойкостью, — сплавы, имеющие потери веса выше 100 г/мм² за 4 часа.

Из данных Шафмайстера, Яльмара Шварца, а также Шейля и Шульца следует, что алюминий действует более эффективно в отношении улучшения жаростойкости, чем хром.

Ленсбери и Брилер [431] исследовали большое количество

хромосилициевых сталей с 7—12% Cr и от 2 до 5% Al при содержании углерода около 0,5%. С повышением содержания хрома, алюминия и кремния количество окалины, образующейся на образцах, постепенно уменьшается.

Авторы указывают, что при 900° достаточной стойкостью обладает сталь с 0,62% C; 8,6% Cr и 3,9% Al, а при 1100°—сталь с 0,8% C; 12,0% Cr и 5,4% Al.



Фиг. 153. Жаростойкость тройных сплавов системы Fe-Cr-Al при 900, 1100 и 1200° (Шейль и Шульц)

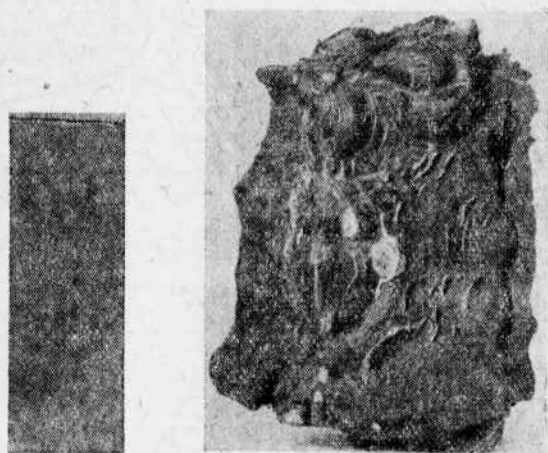
По данным автора, присадка алюминия к хромистым сталям с 6—12% Cr повышает сопротивление коррозии при высоких температурах в среде топочных газов с добавкой 2% SO₂.

Следует отметить, что хромосилициевые стали показывают значительно меньшее сопротивление коррозии в восстановительной атмосфере. Гудремон и Эмке отмечают, что сталь с 14% Cr и 4% Al имеет высокую жаростойкость при 1200° в окислительной

атмосфере и в то же время в восстановительной атмосфере — значительно меньшую.

Влияние вольфрама. Присадка вольфрама к хромистым и хромоникелевым жароупорным сталям в количестве нескольких процентов не вызывает больших изменений в жаростойкости, если детали работают при температурах не выше 900° . При температурах выше 900° присадка вольфрама начинает сказываться отрицательно на жаростойкости и тем сильнее, чем выше температура.

Температуру 1300° следует считать весьма высокой, ибо при ней сталь 25-20 без вольфрама уже начинает интенсивно окисляться, но она позволяет с большей наглядностью выявить отрицательное влияние вольфрама.



Фиг. 154. Обогащение окислов соединением $\text{WO}_3 \cdot \text{FeO}$ (Шейль и Кивит)

Окись вольфрама имеет более высокую точку испарения, чем окись молибдена; кроме того, в присутствии железа, что имеет место в сталях, начиная с 400° , она образует нелетучее соединение $\text{FeO} \cdot \text{WO}_3$ (фиг. 154). В нелегированной стали с 4% W при нагреве до 1100° в слое окалины наблюдается значительное увеличение содержания вольфрама, но окалина образуется в таком же количестве, что и в чистом железе, т. е. защитного действия вольфрама не наблюдается.

Влияние молибдена. Молибден при 950° образует летучую окись, но в присутствии железа уже при температурах 260 — 280° образуются нелетучие соединения, которые в нелегированных хромом сталях при нагреве до 1200° не показывают улетучивания.

В сталях, легированных хромом, который препятствует образованию нелетучего соединения, часто наблюдается при горячей

обработке улетучивание молибденовой кислоты. При температурах порядка 900° и ниже отрицательное влияние молибдена весьма невелико, и нет необходимости в том, чтобы отказаться от присадки его в качестве легирующего элемента к жароупорным сталям.

Влияние никеля и марганца на жаростойкость хромоникелевых и хромомарганцовистых сталей см. в гл. XIII, XVII и XXIII.

Методы определения степени окисления металлов и сплавов

Если окисление на поверхности металла идет равномерно и не наблюдается распространения коррозии по границам зерен, а также и местной коррозии, скорость окисления можно определять по величине потерь веса после удаления с образца окарины. Потеря в весе, отнесенная к единице поверхности и, если требуется, к единице времени, является критерием для оценки жаростойкости.

Можно также определять скорость газовой коррозии по привесу, который получает образец в результате присоединения кислорода и других газов. Этот способ применим в случае интеркристаллитной коррозии, а также местной коррозии. Наряду с характеристикой жаростойкости по потере веса или привесу необходимо обращать внимание на состояние поверхности металла, а также на те изменения, которые вызывает нагрев в структуре и в физико-механических свойствах сталей.

Обычно потеря в весе, равная $1 \text{ г/м}^2 \text{ час}$ для низколегированных и среднелегированных сталей является пределом, выше которого сталь считается практически малостойкой.

Эта величина соответствует потере веса металлом с поверхности 1 м^2 — $8,76 \text{ кг}$ в год или уменьшению толщины на $1,12 \text{ мм}$ в год, если предполагать, что разъедание металла газовой коррозией будет происходить равномерно и что металл имеет удельный вес, равный $7,8$.

Следует иметь в виду, что предел, при котором металл начинает интенсивно разрушаться, зависит еще от ряда других факторов, особенно в тех случаях, когда коррозия распространяется неравномерно или когда одновременно с коррозией происходят глубокие изменения в структуре металла.

Определение скорости окисления у низколегированных сталей и железа по потере веса дает достаточно надежные результаты, так как окарина легко удаляется кипячением образцов в слабощелочном растворе лимоннокислого аммония. Кипячение производится в колбе Эрленмейера с обратным холодильником с добавлением аммиака по мере его улетучивания.

Слабощелочный раствор лимоннокислого аммония растворяет только окарину и в то же время не действует на металл.

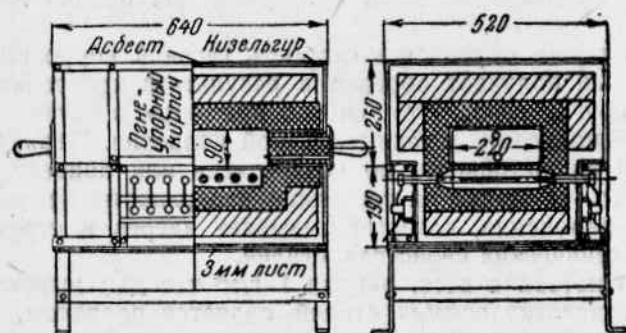
В случае высоколегированных сталей этот реактив непригоден и встречаются большие трудности при тщательном удалении ока-

лины со сталей. Грубая окалина хорошо удаляется постукиванием молоточком и затем металлической щеткой. После этого путем травления в растворах удаляется оставшаяся масса окалины.

У высоколегированных сталей Гудремон рекомендует удалять окалину многократным погружением образцов в расплавленную селитру при 400° .

У высоколегированных хромистых сталей он же рекомендует удалять окалину обработкой в смеси расплавленных солей — одной части соды и одной части цианистого калия.

Метод определения жаростойкости сталей по потере веса достаточно подробно разработан. Испытания производятся в печах муфельного типа со свободным доступом воздуха через отверстия, сделанные в крышках печи с обеих сторон муфеля. Образцы берутся в виде пластин размером 25×50 при толщине 2—3 мм, ставятся на ребро в специальной каретке (фиг. 155), которая



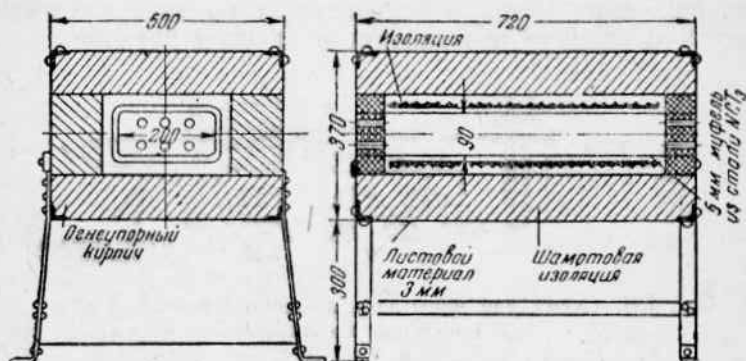
Фиг. 155. Печь для испытания на жаростойкость при температурах $900-1300^{\circ}$ (Фритц)

вдвигается в среднюю часть печи, где устанавливается постоянная температура. Температура в печи регулируется специальным терморегулятором. При испытании образцов до температуры 900° применяется печь с муфелем, изготовленным из стали с 25% Cr, 20% Ni и 2,7% Si (фиг. 156). При испытании на жаростойкость при более высоких температурах (от 900 до 1300°) применяется силитовая печь. В процессе испытания каретка с образцами через каждые 24 часа выдвигается из печи, охлаждается до комнатной температуры и затем снова помещается в печь для дальнейшего испытания. Промежуточные охлаждения делают испытания более жесткими и приближают их к условиям практики, так как жароупорные материалы при своей работе подвергаются периодическому нагреву и охлаждению.

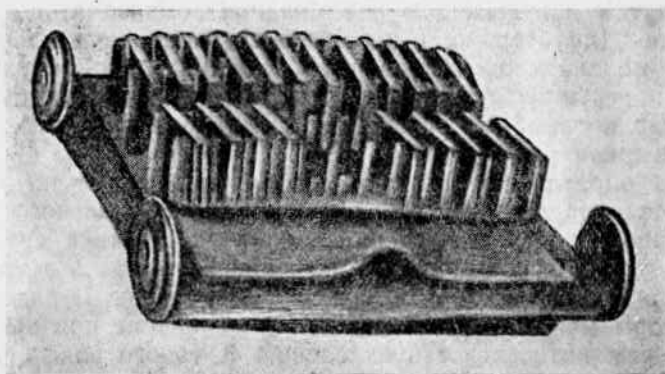
После 120-часового нагрева с промежуточными охлаждениями образцы осматривают, и окалина удаляется по одному из вышеуказанных методов.

Образцы перед испытанием обычно шлифуются на наждачной бумаге средних размеров и очень редко полируются.

Очень часто испытания на жаростойкость, особенно на газовую коррозию, производят в трубчатых печах с подводом соответствующих газов и предварительной их очисткой. Разрежение и засос газов в печь создаются с помощью водоструйного насоса.



Фиг. 156. Печь для испытания на жаростойкость при температурах до 900° (Фритц)

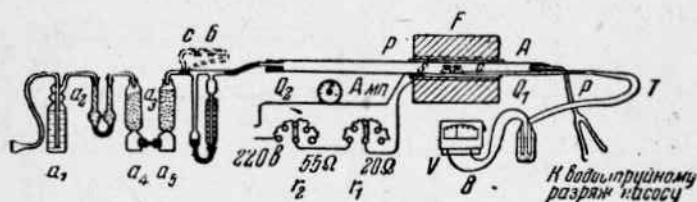


Фиг. 157. Каретка для испытания образцов на жаростойкость при 900°

На фиг. 158 приведена схема установки для испытания на газовую коррозию по Г. В. Акимову [2].

В связи с трудностями удаления окалины очень многие исследователи пользовались при определении степени окисления металла методом привеса. В этом случае затруднения заключаются в том, что окалина при охлаждении часто отскакивает, искажая тем самым результаты.

Г. В. Акимов обращает внимание на то обстоятельство, что на нагретых образцах окалина достаточно прочно держится и отскакивает только при охлаждении. В этом случае необходимо образец возможно быстрее, еще в горячем состоянии, перенести во взвешенный тигель с крышкой так, чтобы он охлаждался в этом тигле. После этого тигель вместе с образцом взвешивается и степень окисления металла определяется по величине привеса, отнесенной к единице поверхности и единице времени.



Фиг. 158. Схема для испытания на жаростойкость и газовую коррозию по Акимову

Иногда нагрев образцов производится в фарфоровых лодочках, которые после нагрева взвешиваются вместе с образцами.

Хендлхер и Ларсен [353] определяли процесс окисления металлов путем непрерывного взвешивания образцов в процессе окисления. Для этого они использовали аналитические весы, к которым на платиновой проволоке подвешивались образцы, опущенные в вертикальную электрическую печь, которая была тщательно изолирована от весов для предохранения от воздействия тепловых токов.

Кроме определения степени окисления металла по величине потерь веса или по величине привеса для правильного выбора жароупорного материала, весьма важно учитывать и другие факторы, которые в совокупности позволяют судить о пригодности материала для работы при высоких температурах. В ряде случаев эти факторы могут иметь более важное значение при выборе материала, чем интенсивность окисления. К такого рода факторам следует отнести: изменение механических свойств в нагретом состоянии — жаропрочность, а также крипоустойчивость, изменение физических свойств, как, например, электросопротивления, плотности, теплопроводности и структуры.

Глава XI

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Выплавка

Выплавка хромистых сталей, относящихся к категории нержавеющей и жароупорных, несколько отличается от выплавки низколегированных сталей.

Нержавеющие хромистые стали выплавляются главным образом в электродуговых печах типа Эру среднего тоннажа (от 3 до 15 т). Огнеупорная набойка ванны, как правило, применяется основная, с промежуточным слоем из хромистого кирпича или огнеупорной массы из хромистого железняка. Электроды индукционного типа встречаются редко и применяются главным образом для переплавки высоколегированного возврата из этих сталей и для выплавки сталей с очень низким содержанием углерода.

При выплавке малоуглеродистых сталей в электродуговых печах, а также при переплавке, обращается особое внимание на то, чтобы не происходило науглероживания ванны вследствие могущего быть соприкосновения электродов с жидким металлом, что достигается путем поддержания более длинной дуги над жидкой ванной.

Хром, введенный в расплавленный металл, обладает большей склонностью к окислению, чем расплавленное железо. Образующийся расплавленный металл несколько густоват и в связи с этим требует очень точного определения температуры разлива. Кроме того, хром обладает большим химическим сродством к углероду, благодаря чему удаление последнего в присутствии хрома совершенно исключается. Образующиеся окислы хрома удаляются из металла с большим трудом. Большие затруднения наблюдаются при переплавке хромистого скрапа и в кислой мартеновской печи. При работе в печи с основной футеровкой окислы хрома шлакуются легче и путем скачивания этого шлака от хрома можно совершенно освободиться.

Уменьшение потерь хрома и других легирующих добавок достигается во время переплавки тщательной изоляцией печи от доступа воздуха. Эти особенности расплавленного металла требуют, чтобы процесс велся следующим образом.

В течение первого периода плавки расплавленный металл должен быть очищен от примесей и углерода с помощью общепринятых в металлургии методов. Углерод обычно удаляется до 0,04% путем применения хорошо просушенной руды. Удалению примесей из ванны способствует тщательное скачивание шлака, богатого окислами.

Особенно необходимо обратить внимание на полноту раскисления металла перед введением в него легирующих присадок (хрома, молибдена, вольфрама и др.). Последнее достигается тем, что

на свободной поверхности металла готовится шлак, в основном состоящий из силикатов кальция, образующихся при высокой температуре вольтовой дуги. Для этой цели в печь загружается известь с небольшим количеством плавикового шпата и ферросилиция.

После основательного раскисления металла ферросилицием и ферромарганцем в него вводится феррохром в подогретом состоянии (до температуры красного каления). После раскисления и введения феррохрома особенно тщательно следят за тем, чтобы печь была хорошо изолирована от воздуха.

После дополнительного раскисления металла 75%-ным ферросилицием, подбрасываемым вместе с известью, берутся пробы и определяется качество металла.

Во избежание загрязнений металла газами известь, руда и другие присадки должны быть основательно просушены.

Более подробные данные о выплавке нержавеющей сталей приведены в работе В. Заморуева [46], описывающей практику Кировского завода.

Разливка

Хромистые стали мартенситного типа имеют некоторую склонность к транскристаллизации, но в значительно меньшей степени, чем это наблюдается у сталей аустенитного типа (фиг. 159).

Стали полуферритного и ферритного типа совершенно не обладают склонностью к транскристаллизации. При очень высоких температурах разливки полуферритные и ферритные стали приобретают крупнозернистое строение и чувствительны к трещинам при горячей обработке. Поэтому весьма важно соблюдать надлежащую температуру разливки.

Соблюдение температуры разливки у этих сталей важно еще потому, что их структура не подвергается исправлению или улучшению с помощью термической обработки в связи с тем, что они не претерпевают превращения $\gamma \rightarrow \alpha$.

Хромистые стали мартенситного типа после разливки должны возможно медленнее охлаждаться (в печах или подогретых колодцах) во избежание закалки на воздухе и появления больших внутренних напряжений.

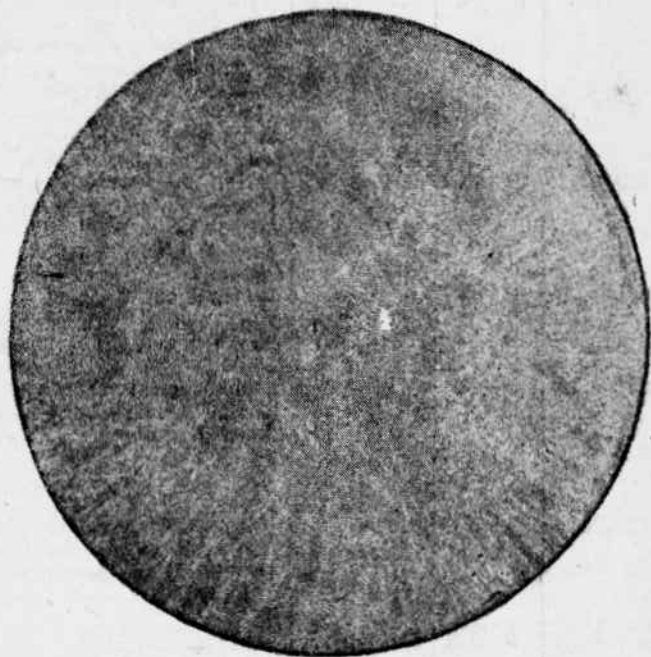
На измельчение зерна ферритных сталей благоприятное влияние оказывает азот, вводимый в сталь в количестве, равном 0,01 от содержания в данной стали хрома, а также присадка титана или циркония. Присадка титана в количестве 0,1—0,25% особенно рекомендуется к сталям, предназначенным для фасонного литья.

Горячая обработка

Ковка и горячая прокатка хромистых сталей производится различно для групп мартенситных и ферритных или полуферритных сталей.

Вследствие пониженной теплопроводности хромистых сталей нагрев вначале ведется медленно, примерно, до 850° и затем более быстро до температуры началаковки (табл. 84).

Первые удары молота должны производиться осторожно во избежание появления трещин по границам первичных зерен и затем более энергично. Конецковки у сталей мартенситного типа должен быть не ниже 850° и охлаждение послековки должно производиться медленно в колодцах, в золе или подогретом песке.



Фиг. 159. Макроструктура темплета слитка 12%-ной хромистой стали

При горячей обработке сталей полуферритного и ферритного типа обращается особое внимание на то, чтобы деформация заканчивалась при возможно более низких температурах, порядка $760-800^{\circ}$. При этом необходимо, чтобы в конце горячей обработки деформация была возможно более энергична. Это обусловлено тем, что стали ферритного типа, имея большую склонность к росту зерен при температурах выше 800° , благодаря рекристаллизации становятся крупнозернистыми, есликовка заканчивается при более высокой температуре.

Наличие крупного зерна в сталях,ковка которых заканчивалась при высокой температуре, не может быть исправлено последующей термической обработкой.

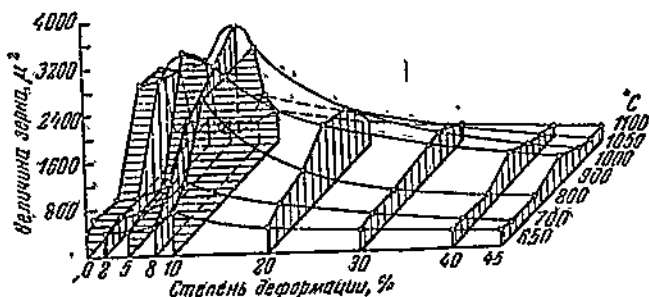
Технологические свойства хромистых, нержа

Марка стали	Химический состав, %			Горячая обработка
	C	Cr	другие присадки	
Ж1 Ж2	≤0,14 0,15—0,23	12—14. 12—14	— —	Медленный нагрев до 785°, затем быстрый до 1150° и ковка. Конец ковки 760°. Охлаждение в золе, горячем песке и т. п.
Ж1S	≤0,12	12—14	0,2—0,5 S 0,5 Mo	Медленный нагрев до 785° и затем быстрый до 1120—1150° и ковка. Конец не ниже 760°. Охлаждение медленное
Ж3 Ж4	0,23—0,35 0,36—0,45	12—14 12—14	— —	Медленный нагрев до 850°, затем быстрый до 1070—1120°; конец ковки не ниже 800°, охлаждение в золе или в печи
Ж17	≤0,12	16—18	—	При больших обжатиях нагрев 1050—1130°, при повторных нагревах не выше 1050°. Ковку желательнее закончить в интервале 700—820°. Охлаждение на воздухе
17T	0,55—0,70	16—18	—	Медленный нагрев до температуры ковки 1100—1150°. Конец ковки при температуре выше 950°
170T	0,95—1,20	16—18	—	Медленный нагрев до 1070—1130°, конец не ниже 950°. Охлаждение медленное (в печи)
СИМ27	≤0,25	24—27	—	Начало ковки при 1040—1120°, при повторных нагревах около 1040°. Конец ковки в интервале 720—820°
CX8	0,35—0,50	8—9,5	2,2—3,2 Si	Нагрев до 1140—1180°. Конец ковки не ниже 850°. Охлаждение на воздухе (в штабелях)
CX8M (ЭИ107)	0,35—0,45	9—10,5	1,9—2,6 Si 0,7—1,1 Mo	Нагрев до 1160—1120°, при повторных нагревах ковка при 1050°. Конец ковки не ниже 900°. Охлаждение медленное
X12M	1,45—1,70	11—12,5	0,5—0,8 Mo 0,15—0,30 V	Нагрев до 1140°. Конец не ниже 850°. Охлаждение в ящиках с песком или золой
X12K	1,10—1,40	11—13	2,5—3,0 Co 0,5—1,0 Mo	Нагрев до 1140—1120°. Конец ковки в интервале 1000—850°. Охлаждение медленное (в ящиках с золой)
CX12	0,4—0,50	10—12	3,7—4,7 Si	Нагрев до 1160°. Конец ковки в интервале 1000—850°. Охлаждение медленное (в ящиках с золой)

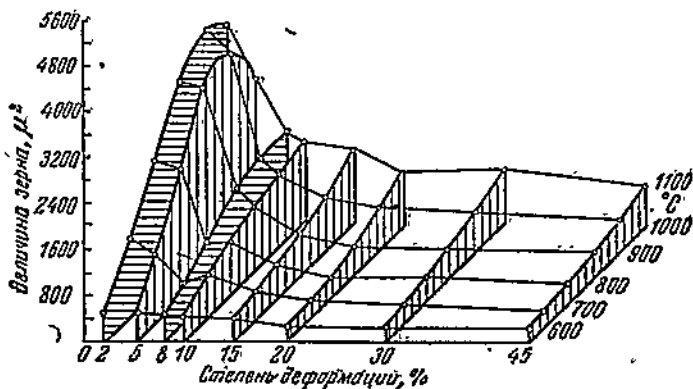
веющих, кислотоупорных и жароупорных сталей

Термическая обработка	Особенности сталей	Отношения к сварке и термообработке сварных швов
Отжиг 775—790 с охлаждением в печи. Закалка с 950—1000° в масле или на воздухе	Наилучшую стойкость против коррозии приобретает только после термообработки	Удовлетворительная сварка. Рекомендуется термообработка после сварки, как указано в этой таблице
Отжиг 775°, охлаждение в печи. Закалка при 950—1000° с охлаждением в масле и отпуск	То же	Удовлетворительная сварка. Термообработка после сварки необходима
Отжиг при 760—780°. Охлаждение в золе, печи или горячем песке. Закалка 1010—1040° в масле и отпуск	Полное сопротивление коррозии достигается только после термообработки	Сваривается плохо
Отжиг при 760° с охлаждением на воздухе. Холодная обработка для упрочнения	Длительный нагрев при 450—510° сообщает стали хрупкость. При нагреве выше 1100° — ненормально крупное зерно	Сваривается удовлетворительно. Термообработка после сварки необходима
Отжиг при 775° с медленным охлаждением в золе, печи или горячем песке. Закалка с 1010—1040° в масле	Отпуск при 480—590° дает минимальное сопротивление коррозии и удару	Сваривается плохо
Отжиг 900° с охлаждением в печи. Предварительный нагрев перед закалкой 790—820°, затем закалка при 1010—1050°, охлаждение в масле	Хрупкость при длительном нагреве в интервале 450—510°. Рост зерна при нагреве выше 1000°	То же
Нагрев при 760—790° с охлаждением на воздухе или в воде. Холодная обработка для упрочнения	Хрупкость при длительном нагреве в интервале 450—510°. Рост зерна при нагреве выше 1000°	Сваривается удовлетворительно, но имеет крупнозернистость в сварном шве. Непригодна для деталей, работающих на удар
Закалка при 1050° с охлаждением в масле и отпуск при 700° с охлаждением в масле	Хрупкость при нагреве 450—550°	
Закалка при 1000—1050° с охлаждением на воздухе или в масле и отпуск при 750° с охлаждением на воздухе. Отжиг при 850°	Следует избегать перегрева при горячей обработке и термообработке. Склонность к росту зерна выше 1100°	Наплавляется стеллитом хорошо, но требуется термическая обработка после наплавки. Хорошо азотируется и цианируется
Закалка при 960° на воздухе и отпуск 700° с охлаждением на воздухе		Хорошо приваривается сваркой электросопротивление встык. Стеллитом не наплавляется
Закалка при 950° на воздухе и отпуск при 600°		То же
Отжиг при 880° с охлаждением 4ч в час до 640°		

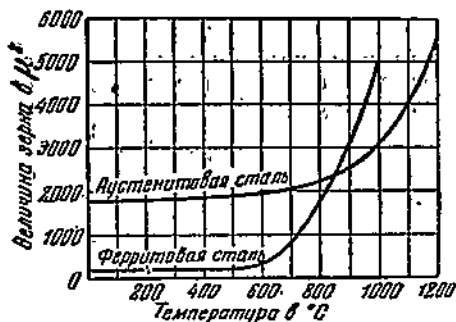
На фиг. 160 и 161 приведены диаграммы рекристаллизации сталей полужерритного и ферритного типа, а на фиг. 162 влияние



Фиг. 160. Диаграмма рекристаллизации сталей полужерритного типа (Гудремон)



Фиг. 161. Диаграмма рекристаллизации сталей ферритного типа (Гудремон)



Фиг. 162. Рост зерна сталей аустенитного и ферритного типа при нагреве (Гудремон)

температуры на укрупнение зерна у сталей аустенитного и ферритного типа.

Термическая обработка

Режимы термической обработки для наиболее распространенных марок хромистых сталей приведены в табл. 84 и в соответствующих местах текста при описании свойств сталей.

Травление хромистых сталей с целью удаления окалины

На табл. 85 приводятся несколько рецептов травильных ванн для удаления окалины с полуфабрикатов из хромистых нержавеющей сталей. Эти рецепты достаточно проверены на практике и заслуживают применения.

Таблица 85

Составы травильных ванн и условия травления

Стали	Состав травителя	Условия травления	Примечание
12% Cr	16 л HCl (концентрированной) 14 л H ₂ SO ₄ (концентрированной) 30 л воды 0,15 л препарата *	Травление при 50—60°, промывка и сушка	Крупновский состав
12 и 17% Cr	10% весовых HCl 0,5% " HF	Травление при 55—65°, промывка и сушка	Из книги Э. Тума
12—17% Cr	6—8% вес. H ₂ SO ₄ 2—4% " HCl	Травление при 55—65°, промывка и сушка и чистовое травление в следующем травителе	То же
12—17% Cr	10—15% вес. HCl**	Травление при 60—65°, промывка и сушка	
12—17% Cr и сикромаль 8-2-0,5 Cr-Si-Al	10—15% HCl 0,2% сульфированной животной клетчатки	Травление при 50—65°, промывка и сушка	

* Препараты Фогеля, Байцол, представляющие собой коллоидные сульфированные животные или растительные препараты.

** Препарат «Антра» или сульфированный животный клей института им. Карпова.

Полуфабрикаты из нержавеющей сталей после травления должны быстро переноситься в ванну для промывки с последующей протиркой мягкими щетками для удаления разрыхленной окалины при одновременной вторичной промывке водой. После этого полуфабрикаты должны быстро высушиваться и перекладываться.

ваться листами бумаги для предохранения поверхности стали от царапин и загрязнений. Длительность выдержки полуфабрикатов в травильных ваннах различна и зависит от характера окалины, состояния ванны и температуры.

Сварка

Хромистые нержавеющие стали свариваются значительно труднее, чем хромоникелевые типа 18-8, и требуют для обеспечения высококачественного шва весьма внимательного отношения.

Наилучшие результаты при сварке получаются у хромистых сталей с малым содержанием углерода (ниже 0,12%).

При сварке желательно пользоваться нейтральным пламенем или же слегка восстановительным, тщательно следя за тем, чтобы не было большого избытка газа. Избыток газа ведет к повышению содержания углерода и вреден тем, что повышает твердость в самом шве, одновременно уменьшая вязкость. Избыток кислорода приводит к усиленному выгоранию легирующих элементов и к образованию тугоплавких окислов хрома.

Пламя горелки должно быть таким, чтобы оно обеспечивало расплавление металла, но не имело слишком высокой температуры, так как это вызывает кипение металла и пористость в шве. Светящийся внутренний конус пламени при сварке сталей не должен погружаться в металл, а находиться над ним на расстоянии 1—2 мм. Свариваемые кромки должны обмазываться флюсами, в состав которых входит плавиковый шпат, облегчающий растворение тугоплавких окислов хрома, титана и ниобия. Свароч-

Таблица 86

Изменение химического состава присадочного материала при различных способах сварки (голая проволока)

Химический состав, %	C	Si	Mn	Cr
Сталь № 1				
Исходного материала	0,09	0,87	0,43	12,9
Наваренного материала после газовой сварки	0,08	0,82	0,39	12,8
Наваренного материала после дуговой электросварки (без обмазки)	0,06	0,46	0,24	12,1
Сталь № 2				
Исходного материала	0,69	2,44	0,40	27,7
Наваренного материала после газовой сварки	0,67	2,42	0,39	27,5
Наваренного материала после электро-дуговой сварки (без обмазки)	0,56	2,22	0,32	27,5

ная проволока в большинстве случаев применяется такого же состава, что и свариваемый материал. При сварке тонких листов (толщина 2 мм) делается отбортовка, и сварка ведется оплавлением кромок (см. ч. II, гл. XXII). При правильном режиме сварки нержавеющей сталей наплавленный шов обычно мало изменяет свой химический состав (табл. 86).

При сварке листов от 2 до 4 мм сварку можно вести без скоса кромок. На более толстых листах швы должны иметь скосы, которые перед сваркой покрываются флюсом. При сварке толстых листов применяется прямой метод сварки (справа налево), а при тонких (менее 4 мм) применяется обратный метод (слева направо).

Сварку желательно вести возможно быстрее и притом с одной стороны.

Сварка 12%-ных хромистых сталей

Малоуглеродистые стали с 12—14% Cr при сварке в самом шве и смежных с ними зонах дают большую хрупкость благодаря воздушной закалке этих сталей при нагреве выше критических температур и охлаждению на воздухе.

Поэтому после сварки детали из этих сталей рекомендуется отжигать при 650—740° с нагревом в печи около часа и с последующим охлаждением в печи или в спокойном воздухе. Успех сварки в очень сильной степени зависит от регулировки горелки. Особенно опасным является окислительное пламя, приводящее к пористому сварному шву. Поэтому весьма важно отрегулировать горелку на слегка восстановительное пламя, но избегая большого избытка ацетиленового пламени.

Рекомендуется применять сварку только для сталей с содержанием углерода не выше 0,12%. При большем содержании углерода сталь можно сварить, но сварные швы получаются очень хрупкими и легко дают трещины. Для улучшения качества сварного шва рекомендуется применять отжиг при 820° с последующим медленным охлаждением.

Сварка жароупорных сталей с 18—30% хрома

Стали этого типа свариваются значительно труднее благодаря высокому содержанию хрома и образованию нерасплавляющейся окиси хрома в сварном шве.

В присутствии флюсов сварка идет значительно лучше, и результаты сварки можно получить удовлетворительные. Обнаруживается значительный рост зерен при сварке. Стали этого типа при 485—500° делаются достаточно пластичными, но после выдержки при этих температурах они приобретают хрупкость в холодном состоянии. Вторичный нагрев до 760° и быстрое охлаждение устраи-

няют эту хрупкость. В случае больших и сложных деталей рекомендуется сварку производить в подогретом состоянии по возможности быстро, а затем сваренную деталь необходимо подвергнуть отжигу при 760—780°.

Таблица 87

Режимы механической обработки резанием 12%⁰-ных хромистых сталей

Тип стали	Диаметр обрабатываемого изделия, мм	Скорость резания, м/мин	Глубина резания, мм	Подача за один оборот, мм	Углы резания *			
					A	B	C	D

Грубая обточка

12% ⁰ -ная хромистая с 0,12% ⁰ С (типа ЭЖ1)	25	24—28	0,53	0,53	15	10	5	5
	75	21—24	6,3	0,53	15	10	5	5
	150	18—22	6,3	0,53	15	10	5	5
	300	15—18	6,3	0,53	15	10	5	5

Чистовая обточка

То же	25	30—36	0,05—0,10	0,53	15	10	6	6
	75	30—36	0,05—0,10	0,53	15	10	6	6
	150	24—36	0,05—0,10	3,1	15	10	6	6
	300	24—36	0,05—0,10	3,1	15	10	6	6

Грубая обточка

12% ⁰ -ная хромистая с 0,15—0,35% ⁰ С (типа ЭЖ2 и ЭЖ3)	25	21	0,8	0,53	10	7	5	5
	75	14	6,3	0,53	8	14	4	5
	150	11	6,3	0,53	7	20	4	5
	300	11	6,3	0,53	7	24	3	3

Чистовая обточка

То же	25	28	0,05—0,10	0,7	20	0	6	6
	75	28	0,05—0,10	0,7	20	0	10	8
	150	24	0,05—0,10	3,1	20	0	10	8
	300	21	0,05—0,10	3,1	20	0	10	8

* См. схему фиг. 302, стр. 398

Механическая обработка хромистых сталей

Хромистые стали в отожженном состоянии обрабатываются резанием аналогично низколегированным 3%-ным никелевым или хромоникелевым сталям. В связи с высокой вязкостью у 12%-ных хромистых сталей проявляется тенденция к задиранию и прилипанию обрабатываемого материала к режущему инструменту.

При чистовой обработке рекомендуется максимальная скорость резания, особенно для 12%-ной хромистой стали с повышенным содержанием углерода.

В табл. 87 и 88 приведены режимы резания для 12%-ных хромистых сталей, рекомендуемые В. Бачаненом [218].

Таблица 88

Режимы механической обработки при нарезке резьбы на 12% ной хромистой стали

Тип резьбы	Скорость резания м/мин	Глубина подачи мм	Углы резания *			
			A	B	C	D

Для 12% ной хромистой стали с 0,12% С (ЭЖ1)

Грубая V-образная нарезка	30	0,07—0,152	10	0	5	5
Чистовая	42	0,025	10	0	5	5
Грубая квадратная	15	0,07—0,152	10	0	5	5
Чистовая	21	0,025	10	0	5	5

Для 12% ной хромистой стали с 0,15—0,35% С (типа ЭЖ2-ЭЖ3)

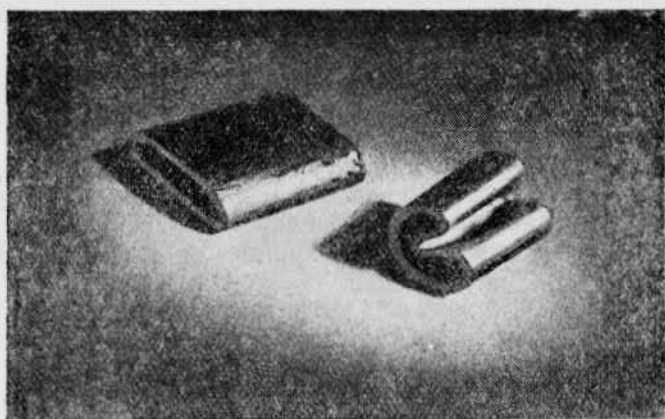
Грубая V-образная нарезка	12—15	0,07—0,178	10	0	10	1
Чистовая	24—28	0,025	10	0	10	1
Грубая квадратная	11—12	0,07—0,178	10	0	5	1
Чистовая	18—21	0,025	10	0	5	1

* См. схему фиг. 302, стр. 398

В тех случаях, когда требуется хорошая обрабатываемость и гладкая поверхность, как, например, при обработке на автоматах, для облегчения резания применяются специальные сорта сталей с присадкой серы или же серы и молибдена вместе.

В этом случае обрабатываемость сталей мало чем отличается от обычных автоматных сортов низколегированных сталей (см. гл. III).

В качестве режущего инструмента обычно применяется быстро-режущая сталь. Хромистая низколегированная сталь, а также суррогаты быстрорежущей стали также могут быть рекомендованы к применению.



Фиг. 163. Трубы из 30%-ной хромистой стали, подвергнутые правильной термической обработке, после сплющивания



a



б

Фиг. 164. Структура 30%-ной хромистой стали после неправильной (*a* и *б*) и правильной термической обработки (*в*)

(Гудремон):

<i>a</i> — структура при увеличении	2,5
<i>б</i> — „ „ „	50
<i>в</i> — „ „ „	200



в

Холодная обработка давлением

Хромистые стали в отожженном состоянии удовлетворительно подвергаются холодной прокатке, штамповке, протяжке и другим видам холодной обработки, связанным с деформацией металла.

Исключение представляют 17%- и 27%-ные хромистые стали с ненормально крупным зерном, т. е. стали, испорченные в процессе горячей обработки, причем совершенно не удается волочение труб в холодном состоянии. В этом случае для исправления стали необходима очень осторожная обработка. Эти же стали с мелкозернистой структурой хорошо штампуются, прокатываются и подвергаются волочению в холодном состоянии с очень большой вытяжкой (фиг. 163 и 164).

Следует обратить внимание на то, что в практике распространено неправильное мнение о том, что 17%- и 27%-ные хромистые стали при холодной обработке и, в частности, холодной штамповке дают трещины. В практике автора стали полуферритной и ферритной мелкозернистой структуры прекрасно подвергались штамповке с глубокой высадкой, причем число промежуточных отжигов, необходимых для снятия наклепа, требовалось почти такое же, как и для стали аустенитного типа.

Но для успеха при промежуточных отжигках необходимо соблюдать строгий температурный контроль в связи с особой склонностью этих сталей к крупнозернистости.

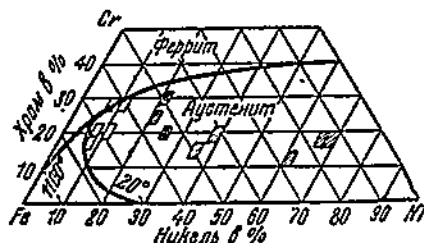
Особенно хорошо проходит холодная обработка этих сталей в подогретом состоянии, примерно, при 150—200°.

ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО ТИПА

Хромоникелевые нержавеющие стали аустенитного типа обладают рядом преимуществ по сравнению с хромистыми хромоникелевыми нержавеющими сталями ферритного и мартенситного типа. Сочетая достаточную прочность с очень высокой пластичностью, они в то же время обладают очень высокой химической стойкостью и прекрасной свариваемостью, почему и удовлетворяют самые разнообразные запросы техники. Однако, наряду с положительными свойствами, аустенитные нержавеющие стали имеют ряд особенностей и недостатков.

К особенностям сталей этого типа следует отнести то, что они в противоположность обыкновенным сталям при быстром охлаждении с высоких температур¹ приобретают наименьшую твердость и наивысшие пластические свойства, т. е. не закаляются; к недостаткам — склонность ряда сталей этого типа к разрушению интеркристаллитной коррозией. Эту склонность они приобретают в результате замедленного охлаждения или же нагрева в интервале температур 500—850°, а также при сварке.

Среди хромоникелевых сталей аустенитного типа наибольшее распространение получили стали с 17—20% Cr, 8—10% Ni, с небольшим содержанием углерода ($C \leq 0,15\%$), часто обозначаемые «18-8».



Фиг. 165. Диаграмма, показывающая составы наиболее распространенных хромоникелевых сталей и сплавов

В последнее время к хромоникелевым сталям широко практикуется присадка ряда других элементов в небольшом количестве (титана, кремния, молибдена, вольфрама, ниобия, селена, серы и тантала), которые сообщают им ряд особенностей, используемых практикой. Так, например, присадка титана, ниобия и тантала устраняет их основной недостаток — склонность к интеркристаллитной коррозии, присадка кремния повышает

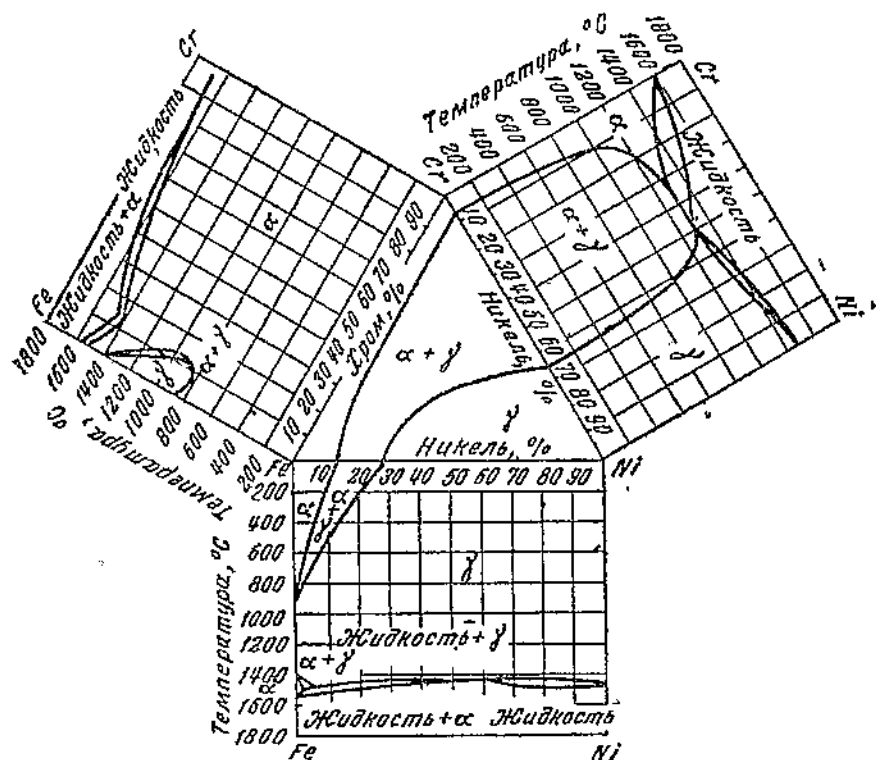
жаростойкость сталей, а присадка вольфрама — их крипоустойчивость.

¹ Следует отметить, что применяемый термин «закалка» в случае аустенитных сталей имеет иной смысл и рассматривается в отношении фиксации аустенита и скорости охлаждения, а не в отношении повышения твердости.

В промежуточном интервале температур наблюдается двухфазная область твердых растворов со смешанной структурой ($\gamma + \alpha$).

Согласно Бейну, при комнатных температурах только 7—8% Ni растворяется в хrome и 35% Cr растворяется в никеле.

Вефер и Еллингауз указывают на другие значения растворимости хрома и никеля при комнатных температурах.



Фиг. 167. Схема тройной диаграммы для системы Fe-Cr-Ni с бинарными диаграммами при комнатных температурах (Бейн)

Растворимость хрома и никеля с образованием однородных твердых растворов и γ и α уменьшается с понижением температуры, что можно видеть из диаграммы для системы хром-никель, приведенной на фиг. 167.

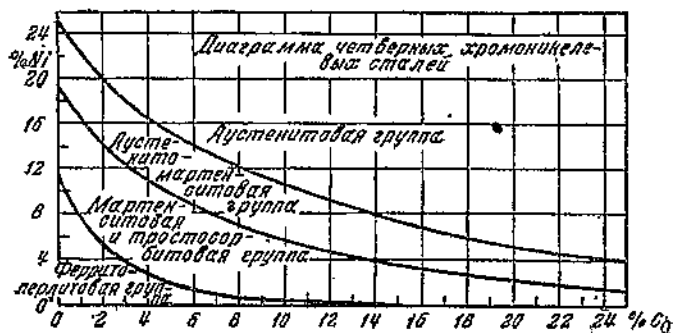
Исследование тройных сплавов железо-хром-никель впервые было проведено Гийе, Штраусом и Маурером [611]. На фиг. 168 приведена структурная диаграмма хромоникелевых сталей по Штраусу и Мауреру, которую следует признать несколько устаревшей. В ней совершенно не отмечено присутствия сплавов с ферритной структурой, встречающихся в железохромистых и

хромоникелевых сплавах с высоким содержанием хрома. Кроме того, эта диаграмма относится к сплавам с содержанием углерода около 0,2%.

Более подробные исследования тройной системы железо-хром-никель провели Бейн и Грифите [188], Вефер и Еллингауз, а также Шафмайстер и Эрганг.

На фиг. 167 приведена схема тройной диаграммы для системы железо-хром-никель, показывающая вероятное распределение фаз в этой системе при комнатной температуре (Эборн и Бейн).

Если не считать хрупкой составляющей, то на этой диаграмме имеются три области — твердые растворы α и γ и гетерогенная область двухфазных сплавов $\gamma + \alpha$.



Фиг. 168. Диаграмма хромоникелевых сталей с 0,2% С (по Штраусу и Мауреру)

На фиг. 169 приведены тройные диаграммы для ряда горизонтальных сечений системы железо-хром-никель, показывающие положение структурных составляющих при быстром и медленном охлаждении сплавов с различных температур.

На диаграмме быстро охлажденных сплавов с 1200° наблюдаются три области α - и γ -твердые растворы и промежуточная область со смешанной структурой $\alpha + \gamma$. В этом случае преобладающей фазой в тройной системе является γ -твердый раствор.

При 900° в этой системе, кроме указанных трех областей, появляется хрупкая составляющая, по всей вероятности, FeCr.

В медленно охлажденных сплавах аустенитная область сильно сужена и в железном угле преобладают α -твердый раствор и двухфазная область $\alpha + \gamma$.

В сплавах, лежащих в железном угле тройной диаграммы, положение структурных составляющих в сильной степени зависит от температуры и скорости охлаждения, что связано с влиянием превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении.

В сплавах с высоким содержанием никеля граница, отделяющая γ -область, очень мало зависит от скорости охлаждения.

В медленно охлажденных тройных сплавах, кроме твердых растворов α и γ и двухфазной области, по Веферу и Еллинггаузу встречается еще хрупкая составляющая, которая появляется

только в присутствии феррита (фиг. 169 и 170). Хрупкая составляющая в этих сплавах появляется преимущественно по границам зерен при медленном охлаждении при температурах ниже 950° .

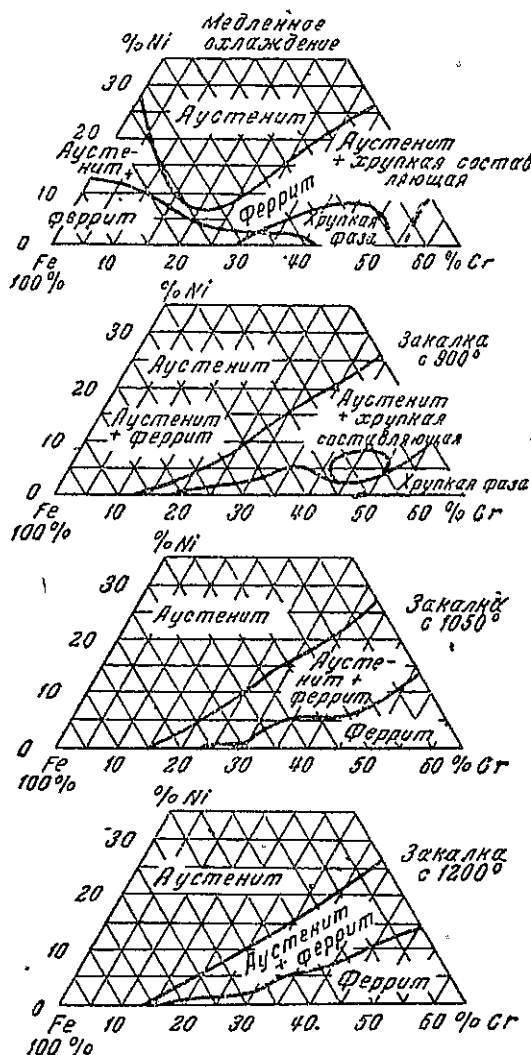
Бейн и Гриффитс нашли эту составляющую в очень чистых хромоникелевых сплавах, в которых содержание углерода не превышало $0,002\%$. Это обстоятельство указывает на то, что появление хрупкой составляющей в хромоникелевых сплавах нельзя связывать с выделением карбидов по границам зерен, так как при указанном содержании углерода карбиды находятся в твердом растворе. Нагрев при температуре выше 950° приводит к исчезновению хрупкой составляющей, которая, очевидно, переходит обратно в твердый раствор (см. фиг. 169).

Следует отметить, что распределение фаз на тройных диаграммах Бейна и Гриффитса является приблизительным и относится к сплавам с

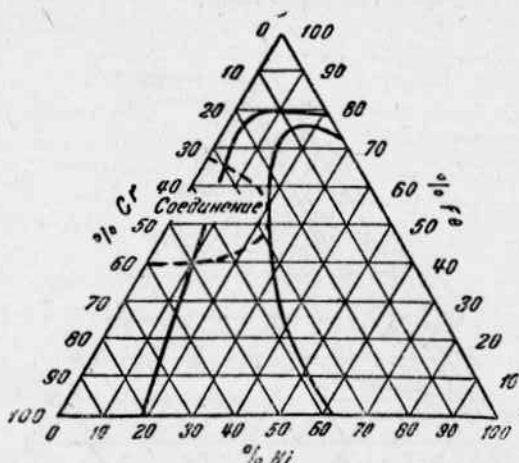
Фиг. 169. Серия тройных диаграмм системы малым содержанием углерода.

сплавов (Бейн и Гриффитс)

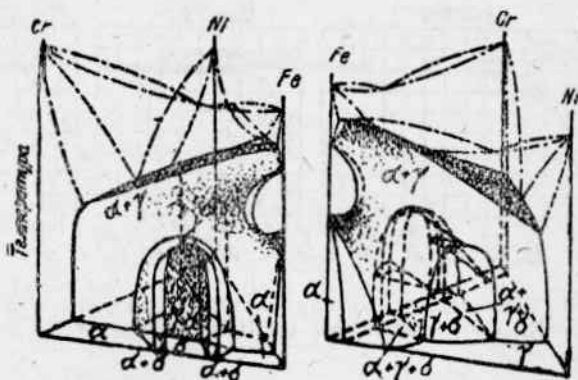
Шафмайстер и Эрганг, учтя данные предыдущих исследований, построили пространственные модели тройной системы Fe-Cr-Ni (фиг. 171) и уточнили положение хрупкой составляющей (фазы) в этой системе.



На фиг. 172 и 173 приведены горизонтальные и вертикальные сечения тройной системы Fe-Cr-Ni при содержании углерода около 0,1%.



Фиг. 170. Тройная система Fe-Cr-Ni при комнатных температурах, на которой указана область существования интерметаллического соединения (хрупкой составляющей) (Вефер и Еллингауз)

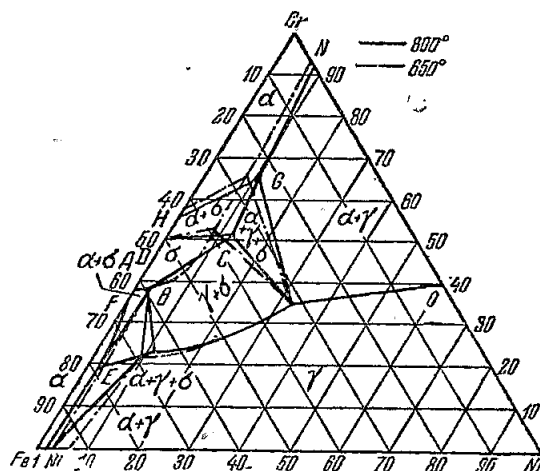


Фиг. 171. Пространственная модель тройной диаграммы Fe-Cr-Ni (Шафмайстер и Эрганг)

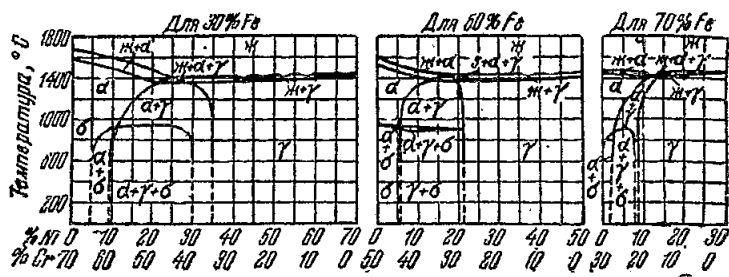
Введение углерода в эти стали даже в небольшом количестве способствует расширению аустенитной области и сильно изменяет соотношение между фазами.

В присутствии хрома и никеля очень сильно замедляются пре-

вращения, протекающие в сплавах при их охлаждении. Благодаря этому ряд сплавов может быть получен при низких температурах с такой структурой, которая должна считаться устойчивой только при высоких температурах.



Фиг. 172. Горизонтальное сечение тройной диаграммы системы Fe-Cr-Ni при 800 и 650° (Шафмайстер и Эрганг)



Фиг. 173. Вертикальные псевдобинарные разрезы системы Fe-Cr-Ni для 30, 50 и 70% Fe (Шафмайстер и Эрганг)

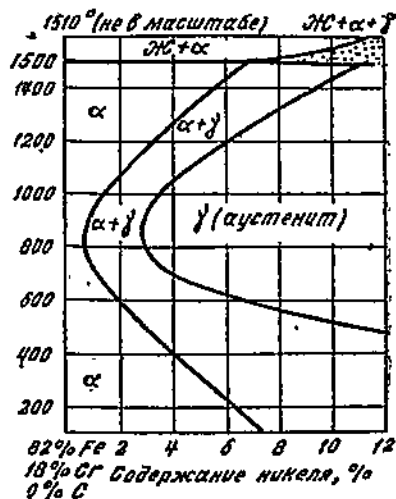
Эта фиксация структуры при более низких температурах достигается благодаря быстрому охлаждению сплавов с соответствующей температурой.

При высоких температурах углерод в ряде сплавов переходит полностью в твердый раствор, и только при очень медленном охлаждении до некоторой, более низкой, температуры, при которой раствор будет пересыщен, происходит выделение избыточного углерода в виде сложных карбидов.

Выделение избытка углерода зависит от температуры и скорости охлаждения. Наиболее полно это выделение происходит при очень медленном охлаждении или длительном нагреве при температурах, лежащих ниже линии растворимости карбидов.

Влияние углерода и никеля на изменение соотношения между фазами лучше всего проследить на псевдобинарных диаграммах при постоянном содержании хрома и никеля и при меняющемся содержании углерода.

Наиболее исследованными в системе железо-хром-никель являются сплавы с 18% Cr. На фиг. 174 приведена диаграмма, показывающая области существования различных фаз в зависимости от количества никеля, добавляемого к 18%-ному хромистому сплаву. Прибавление никеля сперва способствует образованию сплавов с двойной структурой аустенита и феррита, существующих одновременно в равновесном состоянии при высоких температурах; далее, при увеличении содержания никеля образуется чистый аустенит, находящийся в устойчивом состоянии только при высоких температурах. Такого рода аустенит при охлаждении подвергается частичному или полному фазовому превращению $\gamma \rightarrow \alpha$.



Фиг. 174. Влияние никеля на положение структурных составляющих в сплавах с 18% Cr (Кривобок)

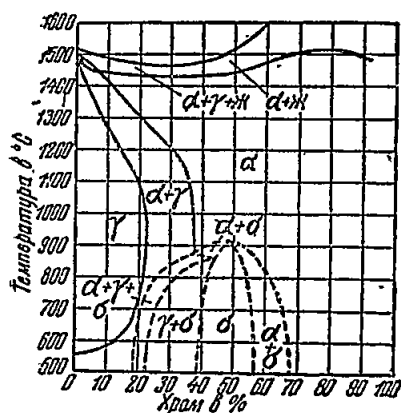
Дальнейшее увеличение содержания никеля в 18%-ной хромистой системе приводит к тому, что аустенит, образовавшийся при высокой температуре, сперва при сравнительно быстром, а затем и при умеренном охлаждении до комнатных температур сохраняется, не подвергаясь превращению.

Согласно исследованиям Эборна и Бейна, сплавы с 8% Ni и переменным содержанием хрома имеют аустенитную область только при повышенных температурах, что указанными авторами было определено по изменению критических точек A_{c3} и A_{c1} .

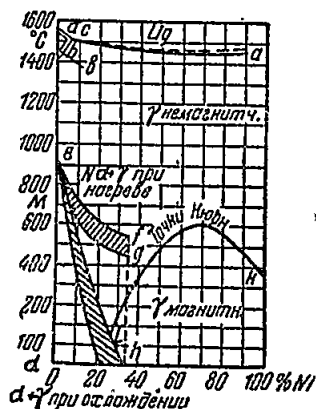
Я. Б. Фридман [126] указывает, что более правильно состояние этой системы будет изображено тогда, когда на диаграмме одновременно наносятся критические точки A_c и A_g в связи с тем, что хромоникелевые стали имеют очень большой гистерезис. На фиг. 176 приведена такого рода диаграмма, построенная Фридманом по данным исследований Эборна и Бейна, Мерика, Кривобока и Дженсмера.

Из диаграмм фиг. 176 и 177а следует, что участок, в котором сталь с 8% Ni может быть аустенитной при комнатной темпера-

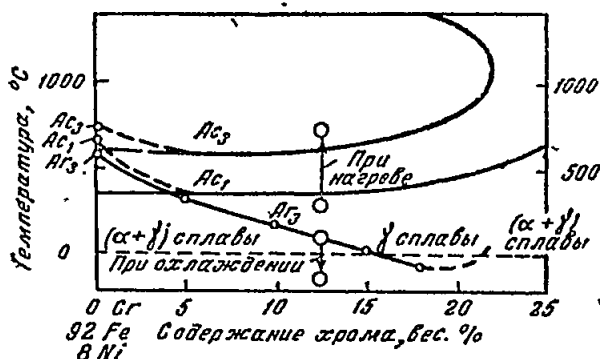
туре, очень ограничен, что имеет большое значение в отношении стабильности аустенита и появления двухфазной структуры в стали этого типа.



Фиг. 175а. Диаграмма состояния системы Fe-Ni



Фиг. 175б. Влияние хрома на положение фаз в сплавах Fe + 8% Ni (Кинцель)



Фиг. 176. Влияние хрома на превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ и $\alpha \rightarrow \gamma$ сплавов Fe + 8% Ni:

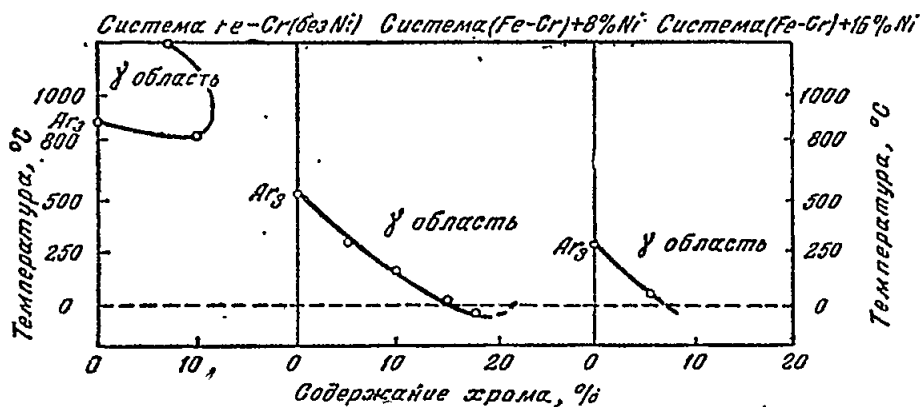
Оплошные линии A_{c3} и A_{r3} -превращений взяты из работы Эборна и Вейна. Температуры A_{c1} и A_{r1} для сплавов Fe + 8% Ni нанесены на основании данных Мерика. Линии превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при охлаждении сплавов нанесены по данным Шевенара, Кривобока и Джонс-пера (Фридман)

Небольшое повышение содержания хрома, присадка ферритобразующих добавок (титана, кремния, молибдена, ниобия, тантала, алюминия) приводят к тому, что наряду с аустенитом в стали появляется свободный феррит (фиг. 177б). Количество фер-

рита в стали зависит от содержания углерода и ферритобразующих добавок. Если принять постоянным содержание хрома — 18%, никеля — 9%, углерода — 0,10%, то появление двухфазной аустенитоферритной структуры вызывает присадку элементов примерно в следующих количествах:

увеличение хрома	выше	220%
» титана	»	0,80%
» кремния	»	2,50%
» молибдена	»	3,00%
» ниобия	»	1,00%
» алюминия	»	0,80%

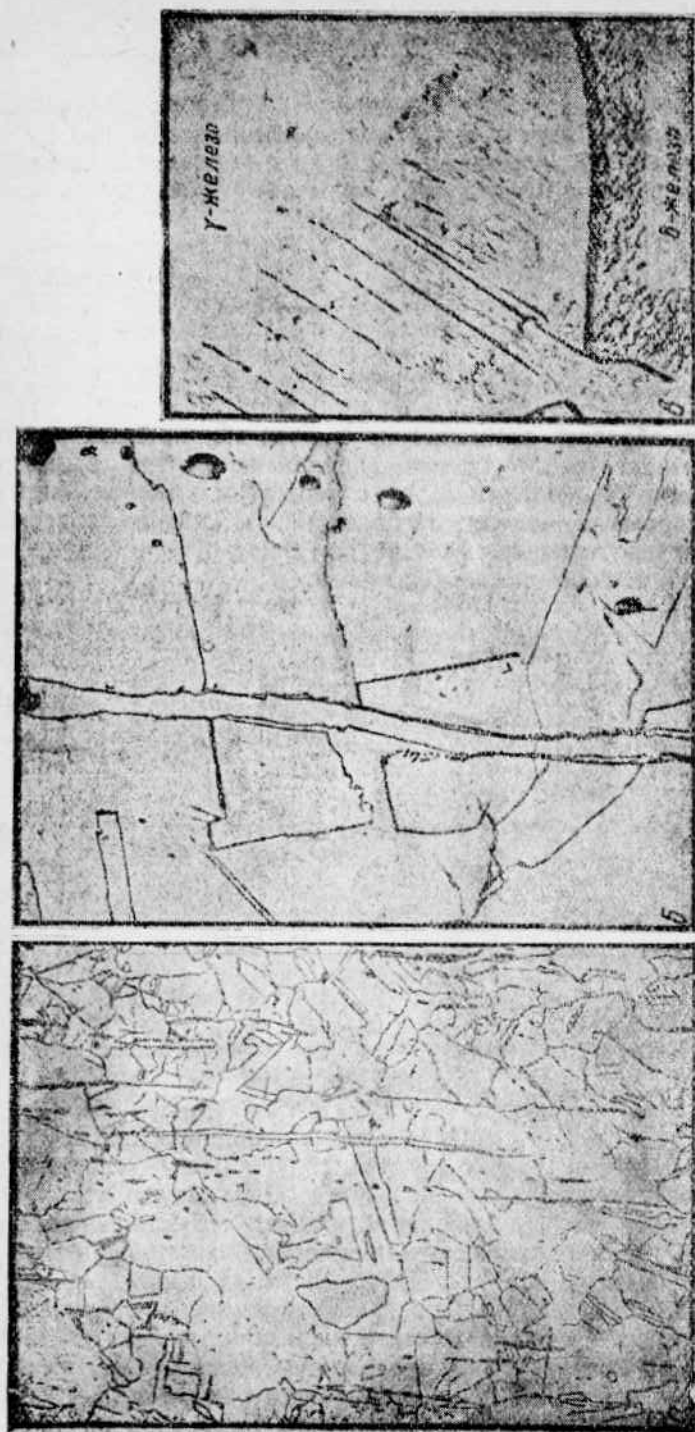
Следует обратить внимание на то, что эти пределы в сильной степени зависят от суммарного влияния элементов, входящих в состав стали: так, например, от содержания кремния, марганца, углерода, хрома и никеля. Небольшие колебания содержаний этих элементов вызывают соответствующее изменение границы, при которой появляется двухфазность.



Фиг. 177а. Изменение критических точек $A_{\gamma 3}$ с увеличением содержания хрома и никеля (Фридман)

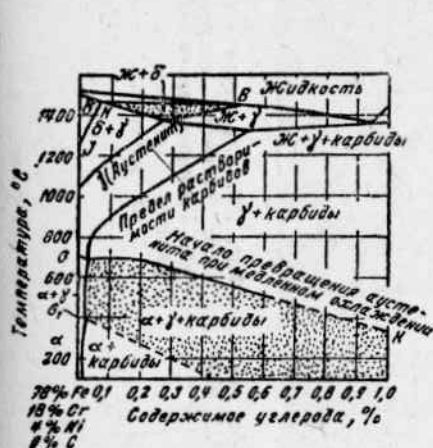
На фиг. 178 и 179 приведены псевдобинарные диаграммы для сталей типа 18-8 и 18-4 с разным содержанием углерода.

Из сравнения диаграмм фиг. 178 и 179 следует, что увеличение содержания никеля расширяет область существования сплава с решеткой γ . Значительно уменьшается область существования двухфазной системы $\alpha + \gamma$. Преобладающей фазой для системы 18-8 является твердый раствор γ . Растворимость углерода, или, вернее, сложных карбидов хрома и железа в твердом растворе γ при высоких температурах определяется кривой SE. Последняя построена на основании данных обратного перехода карбидов в твердый раствор после предварительного выделения их при умеренно повышенных температурах.

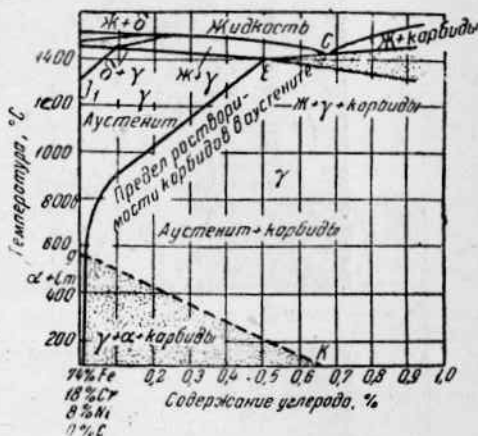


фиг. 177б. Присутствие ферритной фазы в аустените (вытянутые волокна). Сталь с 19,6% Cr, 11,3% Ni и 0,02% C.
 X 100 (а) и 500 (б). Структура γ или δ - или γ -железа после нагрева до высоких температур и быстрого охлаждения

Эта кривая растворимости карбидов весьма важна для практики, так как указывает, какую температуру следует брать для получения однородно-аустенитного состояния у сплавов 18-8 с различным содержанием углерода.



Фиг. 178. Псевдобинарная диаграмма для сталей 18-4 с разным содержанием углерода (Кривобок)



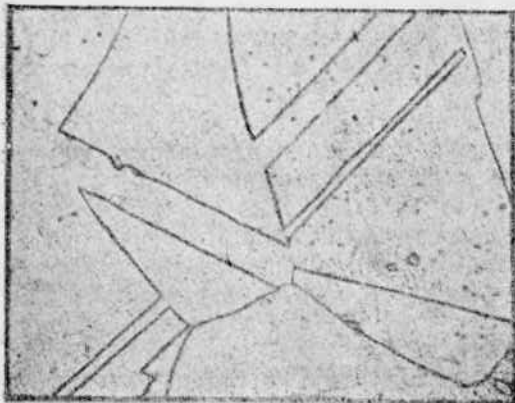
Фиг. 179. Псевдобинарная диаграмма для сталей 18-8 с разным содержанием углерода (Кривобок)

Нагрев стали 18-8 при температурах ниже линии растворимости обычно приводит к выделению карбидов из твердого раствора, что в некоторых случаях сопровождается изменением концентрации составляющих этого раствора в местах выделения карбидов и изменением структуры. Нагрев при 500—800° стали 18-8 со средним содержанием углерода (около 0,12%) обычно сопровождается изменением магнитности, что связано с тем, что процесс образования карбидов вызывает такие изменения в составе твердого раствора, что аустенит при этих температурах также становится неустойчивым и распадается с выделением феррита.

Этот распад обычно происходит только в местах образования карбидов, преимущественно по границам зерен, что подтверждается металлографическим исследованием.

Очень длительный нагрев стали 18-8 при температурах порядка 700° сперва приводит к увеличению магнитности и затем к полному ее исчезновению. Это обстоятельство указывает на то, что процесс образования карбидов и вносимые им изменения в твердый раствор зависят от диффузии составляющих и в основном от диффузии хрома и углерода.

На фиг. 180 приведена структура стали 18-8 после закалки при 1100° в воде, а на фиг. 181 — структура той же стали после часового нагрева при 700° с охлаждением на воздухе. В первом



Фиг. 180. Типичная структура стали 18-8 после закалки при 1100° в воде. $\times 500$



Фиг. 181. Структура слабо деформированной стали 18-8. $\times 500$



Фиг. 182. Структура стали 18-8 после часового нагрева при 700°. Границы зерен усиленно травятся благодаря обеднению их хромом. $\times 500$

случае, наблюдается типичный аустенит с характерными двойниками и во втором случае — аустенит с выделением карбидов по границам зерен. Характерной особенностью фиг. 182 является сильная травимость границ зерен вследствие обеднения их содержанием хрома.

Более подробно этот процесс разобран в гл. XIX.

Глава XIII

ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ ТИПА 18-8

Хромоникелевые стали, содержащие 17—20% Cr, 8—10% Ni и углерода меньше 0,15%, среди нержавеющей и кислотоупорных сталей получили наибольшее распространение. Они находят применение в самых разнообразных отраслях техники, что можно хорошо видеть из табл. 89, где указан краткий перечень их применения.

Хромоникелевые стали 18-8 относятся к группе немагнитных сталей с аустенитной структурой.

В зависимости от содержания углерода, а также присадок кремния, титана, молибдена и ряда других элементов стали этого типа подразделяются на ряд марок, составы которых приведены в табл. 89, 90 и 91.

В зависимости от содержания углерода в сталях 18-8 и отношения их к интеркристаллитной коррозии они подразделяются на две основные группы.

Стали 18-8 с повышенным содержанием углерода (выше 0,06%). Эти стали приобретают склонность к интеркристаллитной коррозии при сварке или нагреве в интервале 500—850°.

Эта группа сталей находит применение для аппаратуры и деталей, которые после сварки и горячей обработки должны подвергаться термической обработке при 1050—1150° с быстрым охлаждением в воде. К этой группе относятся марки сталей, вырабатываемых в Союзе, — ЭЯ1 и ЭЯ2.

Стали 18-8 с очень низким содержанием углерода (ниже 0,06%), или с присадкой титана или ниобия. Стали этой группы практически не приобретают склонности к интеркристаллитной коррозии при нагреве в интервале 500—850° или при сварке и могут применяться для изготовления такого рода аппаратуры и деталей, для которых после сварки термическая обработка необязательна.

В последнее время металлургия нержавеющей сталей пришла к тому, что она может изготавливать стали с очень низким содержанием углерода (ниже 0,07%) в производственном масштабе.

Как было указано, с понижением содержания углерода умень-

шается стабильность аустенита, что проявляется в следующем. При очень низком содержании углерода (0,06%) и особенно при повышении хрома (до 20%) сталь может иметь двухфазную аустенито-ферритную структуру, причем ферритная фаза встречается в незначительном количестве в виде волокон, распределенных вдоль прокатки в аустенитной массе. На фиг. 177 был приведен пример такого рода структуры термически обработанной стали типа 18-8. На фигуре видно, что ферритная составляющая пронизывает аустенит. Это указывает на то, что при рекристаллизации аустенита ферритная составляющая при высокой температуре не изменяет своего положения.

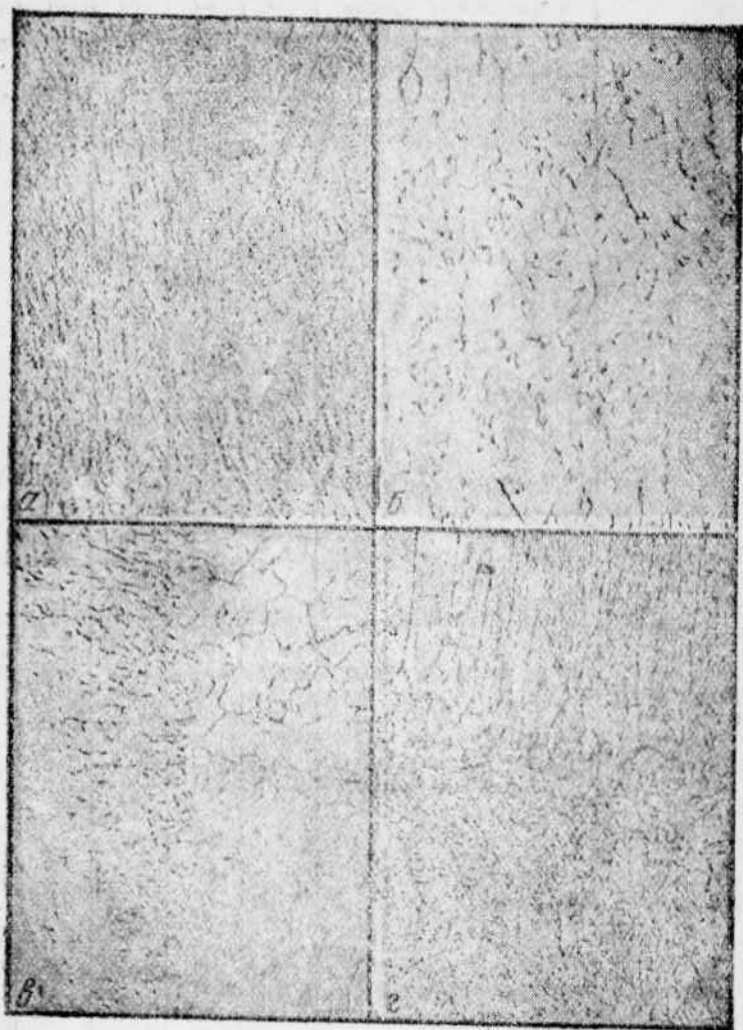
Присутствие ферритной фазы в стали 18-8 в ряде случаев не имеет большого значения, так как в очень малой степени изменяет свойства сталей, особенно в продольном направлении. Однако в случае глубокой высадки при холодной штамповке присутствие ее может привести к появлению трещин, связанных с меньшей пластичностью этой составляющей.

Сталь 18-8 с содержанием углерода около 0,06% находит применение при изготовлении такого рода аппаратуры, особенно химической, которая после сварки не требует термической обработки.

Сталь с повышенным содержанием углерода при термической и горячей обработке требует быстрого охлаждения во избежание выделения карбидов в ней по границам зерна, а также высокой температуры закалки для перевода карбидов в твердый раствор. Температура закалки для хромоникелевых сталей 18-8 должна быть выше линии растворимости карбидов (*SE*, приведенной на фиг. 179).

В последнее время применение стали 18-8 с повышенным содержанием углерода все больше сокращается в связи с тем, что промышленность ферросплавов может поставлять малоуглеродистый и безуглеродистый феррохром.

Опыт применения стали 18-8 с малым содержанием углерода (порядка 0,07—0,10% С) в аппаратуре крекинг-установок показал, что она при очень длительной работе приобретает хрупкость и разрушается коррозией по границам зерна. Ноуэл для этих целей рекомендует применять специальную термическую обработку, при которой карбиды в стали распределяются более равномерно и сталь имеет мелкозернистую структуру. Это может быть достигнуто с помощью горячей прокатки при несколько пониженных температурах и последующей термической обработки при температуре около 960—980°. В этом случае прокатка при пониженных температурах создает в стали некоторый наклеп, а следовательно, и плоскости скольжения, по которым как во время прокатки, так и при термической обработке происходит обильное выделение карбидов хрома (фиг. 183). Последующий нагрев при температурах 960—980° приводит к образованию мелкозернистой аустенитной структуры и к выравниванию хри-



Фиг. 183.

а — выделение карбидов по границам зерен в стали с 0,06% С; 19,3% Cr и 8,8% Ni, закаленной при высоких температурах и нагретой в течение 10 мин. при 675°;

б — выделение карбидов в стали с 0,06% С; 19,2% Cr и 8,3% Ni: после горячей прокатки сталь подвергалась 10-минутному нагреву при 675°; кроме карбидов и аустенита сталь имеет ферритную фазу в виде волокон, вытянутых вдоль прокатки;

в — сталь с 0,15% С; 18,1% Cr и 8% Ni после горячей прокатки подвергалась пятиминутному нагреву при 675°;

г — то же, но сталь подвергалась одномоментному нагреву при 675°, травление цианистым натрием (Арнес).

Химический состав и применение нержа

Тип стали	Марка аналогичной стали, изготавливаемой в Советском Союзе	Химический				
		C	Cr	Ni	Si	Mn
18-8 нормальная	ЭЯ1 ($\leq 0,14\%$ C) ЭЯ2 ($= 0,15-0,25\%$ C)	$\leq 0,20$	$\frac{17}{20}$	$\frac{8}{10}$	$\leq 0,7$	$\leq 0,7$
18-8-0 для сварки	ЭЯ0 ¹	$\leq 0,06$	$\frac{17}{20}$	$\frac{8}{10}$	$\leq 0,7$	$\leq 0,7$
18-8Т с титаном для сварки	ЭЯТ	$\leq 0,14$	$\frac{20}{17}$	$\frac{8}{11}$	$\leq 0,7$	$\leq 0,7$
	ЭЯОТ	$\leq 0,08$	$\frac{20}{17}$	$\frac{8}{11}$	$\leq 0,7$	$\leq 0,7$
18-8Р или 18-8 S для обработки резанием на автоматах 18-8-Мо с молибденом, нормальная	Еще не изготавливаются	$\leq 0,14$	$\frac{17}{20}$	$\frac{8}{10}$	$\leq 0,7$	$\leq 0,7$
	Изготавливается под маркой ЭИ183 и под маркой ЭЯ1М *	$\leq$	$\frac{17}{20}$		$\leq 0,7$	$\leq 0,7$
18-8 Мо-О с молибденом для сварки	ЭЯОМ подлежит освоению	$\leq 0,07$	$\frac{17}{20}$	$\frac{8^*}{10}$	$\leq 0,7$	$\leq 0,7$
18-12	Не изготавливается	$\leq 0,12$	$\frac{17}{20}$	$\frac{12}{14}$	$\leq 0,8$	$\leq 0,7$
18-8-Nb с ниобием (колумбий) для сварки	Подлежит внедрению	$\leq 0,12$	$\frac{17}{19}$	$\frac{8}{10}$	$\leq 0,8$	$\leq 0,7$
18-8-Si с кремнием	Не изготавливается	$\leq 0,14$	$\frac{17}{22}$	$\frac{8}{11}$	$\frac{1,8}{2,5}$	$\leq 0,5$
18-8-Cu с медью для особых случаев		$\leq 0,14$	$\frac{17}{17}$	$\frac{8}{10}$	$\leq 0,8$	$\leq 0,7$

* В стали марки ЭЯ1М пределы по никелю 13—15%, а по углероду $\leq 0,08\%$.

вещущих, кислотоупорных и жароупорных сталей

состав, %	Коррозионная стойкость и изготавливаемые изделия
другие присадки	
—	Самые разнообразные изделия. В авиации—конструкционный материал для самолетов, дирижаблей, поплавков гидросамолетов; в азотнокислотной промышленности—абсорбционные башни, теплообменники, баки для кислот, трубопроводы. В промышленности взрывчатых веществ—нитрационные баки, мешалки, центрофуги, отделители кислот. В лакокрасочной—автоклавы, мешалки, перегонные кубы. В молочном деле—аппараты для переработки молока, бидоны, фляги; в пивоваренном—бродильные баки, бочки, чаны, разливная аппаратура. В пищевой—посуда, оборудование кухонь и консервных заводов. В архитектуре—материал для отделки зданий и художественных украшений. Немагнитные части аппаратуры управления самолетов и морских судов. Применяется в качестве присадочного материала при автогенной, электродуговой сварке всех видов сталей 18-8. Те же изделия, что и из стали 18-8Н, и, кроме того, аппаратура, работающая в тяжелых условиях: трубы крекингов-установок, зубопротезные изделия, сварка громоздкой и сложной аппаратуры, которая после сварки не может быть термически обработана.
Титана применено в пять раз больше, чем углерода, точнее по формуле $Ti\% = 5(C\% - 0,03\%)$ $0,12-0,15\% P$ или $0,20-0,30\% S$	То же, что и в случае стали 18-8-0. Патрубки и коллекторы выхлопной системы мощных авиамоторов; в азотнокислотной промышленности—громоздкая аппаратура без термообработки сварных швов.
2,0—4,0% Mo	Хорошо обрабатывается резанием на станках и автоматах. Винты, болты, гайки, детали для глубокой и быстрой фрезеровки.
2,0—4,0% Mo $Ti\% \geq 5$ $(C\% - 0,30\%)$	Устойчива против сернистой кислоты и SO_2 под давлением, устойчива против лимонной кислоты, кипящей фосфорной и уксусной кислот, более устойчива в морской воде. Широко применяется в бумажной промышленности, хорошо противостоит горячим растворам белильной извести и сульфитным щелокам.
— Ниобия в шесть или десять раз больше, чем углерода	Применяется для тех же целей, что и сталь 18-8 Мо, а также в качестве присадочного материала для сварки обоих видов сталей 18-8 Мо. Сталь 18-8 с 5% Мо хорошо противостоит действию растворов гипохлорита кальция.
— 3,0—4,0% Si	Немагнитные части авиационной и судовой аппаратуры. Для изготовления сварной аппаратуры, которая после сварки не может быть термически обработана. В качестве присадочного материала при сварке сталей 18-8. Может применяться для тех же целей, что и стали 18-8Т и 18-8-0. В качестве жароупорного и крипоустойчивого материала в паросиловых установках. Обладает более высокой стойкостью в кипящих растворах хлористого аммония и в очень слабых растворах соляной кислоты.

центрации хрома в твердом растворе вокруг выделившихся карбидов. Так как при указанной температуре сравнительно небольшое количество углерода переходит в твердый раствор, то следует считать, что при вторичном нагреве стали при более низких температурах она будет иметь меньшую тенденцию к выделению углерода из твердого раствора по границам зерна в виде карбидов. Это обусловлено тем, что основная часть углерода была заранее переведена из твердого раствора в карбиды путем термической обработки. Хотя Ноуэл указывает на то, что сталь 18-8 в большом количестве успешно применялась в крекинг-установках, однако, по мнению автора, наибольшую надежность следует ожидать от применения стали 18-8, стабилизированной титаном или ниобием, с малым содержанием углерода.

Ввиду дороговизны стали 18-8 ее в крекинг-установках следует применять только в том случае, если они работают при высоких температурах, когда 5—9%-ные хромомолибденовые стали оказываются непригодными для этой цели.

Большое значение имеет максимально допустимое содержание углерода в стали 18-8, предназначенной для изготовления химической аппаратуры с помощью сварки без последующей термической обработки сварного шва. Этот максимум, по данным различных заводов и авторов, различен.

В большинстве американских спецификаций максимальное содержание углерода для этой стали установлено в 0,07—0,08%, однако оно не гарантирует от появления интеркристаллитной коррозии при сварке, особенно в тех случаях, когда в сварной детали имеется несколько перекрещивающихся сварных швов.

По мнению автора, содержание углерода для ответственных деталей и особенно деталей, работающих в тяжелых условиях коррозии, не должно превышать 0,06% С; и чем ниже содержание углерода, особенно в присадочном материале, тем выше качество сварного шва.

Сталь 18-8 с 0,06% С находит широкое применение в качестве присадочного материала при сварке сталей 18-8 следующих марок: ЭЯ1, ЭЯ1-Т, ЭЯО и ЭЯО-Т.

В тех случаях, когда детали не работают в тяжелых условиях коррозии, можно применять сталь с 0,07 и 0,08% С.

Механические свойства хромоникелевых сталей типа 18-8

Высокие пластические свойства при умеренной твердости и достаточной прочности являются характерной особенностью хромоникелевых сталей аустенитного типа. Для большинства сталей сопротивление разрыву в среднем колеблется от 55 до 75 кг/мм² при удлинении около 45—60% и твердости по Бринеллю от 140 до 200 (табл. 90 и 91).

Наибольшую пластичность стали получают после нагрева их до высоких температур с быстрым охлаждением в воде или на

воздухе. После горячей обработки, как-то:ковки, прокатки или штамповки, механические свойства стали могут быть весьма различны в зависимости от условий, при которых производилась эта обработка. *

Вследствие высокой температуры рекристаллизации аустенитные хромоникелевые стали при горячей обработке быстро твердеют с понижением температуры. Увеличение твердости в этом случае зависит от двух факторов: с одной стороны, с понижением температуры горячей обработки ниже температуры рекристаллизации твердость увеличивается благодаря наклепу и, с другой стороны, выделение карбидов при горячей обработке при умеренных температурах также оказывает влияние на повышение твердости. По наблюдениям автора, одновременное действие деформирующих сил прокатки и температуры, благоприятной для образования карбидов, способствует более полному переводу углерода из твердого раствора в карбиды и равномерному распределению их в аустенитной массе, чем в том случае, когда применяется только один нагрев при тех же температурах.

Механические свойства сталей типа 18-8 с разным содержанием углерода после горячей прокатки и термической обработки при различных температурах приведены в табл. 92.

В случае применения стали в качестве жароупорного материала рекомендуется более низкая температура термической обработки, порядка 950—1000°.

В тех случаях, когда требуется высокая пластичность и высокая химическая стойкость, термическая обработка при повышенных температурах с последующим быстрым охлаждением стали необходима.

Изменение содержания углерода в стали типа 18-8 не оказывает большого влияния на механические свойства, особенно когда все карбиды переведены в твердый раствор.

Термическая обработка стали при пониженных температурах, при которой карбиды не полностью переводятся в твердый раствор, сообщает сталям тем большую разницу в свойствах, чем выше содержание углерода в них.

Следует отметить, что для сталей с повышенным содержанием углерода требуется более высокая температура термической обработки для получения однородного аустенита, т. е. для перевода всех карбидов в твердый раствор, что определяется кривой растворимости ES , приведенной на фиг. 179.

Чисто аустенитные стали после закалки при высоких температурах имеют очень низкий предел пропорциональности и предел упругости и меняющийся модуль упругости. Низкий предел пропорциональности и меняющийся с напряжением модуль упругости обусловлен тем, что кривая «напряжение — удлинение» на диаграмме растяжения для этих сталей почти не имеет прямого участка, как это наблюдается у обычной стали, и быстро переходит в плавную кривую, аналогично кривой растяжения меди.

Таблица 90
Механические свойства хромоникелевых сталей типа 18-8 по данным Republic Steel Corporation, USA

Тип стали	18-8	18-8-Se (автоматная)	18-8-Si	18-8-Ti	18-8-Nb	18-8-Mo
Химический состав	$C \leq 0,20\%$ $Mn \leq 0,60\%$ $Si \leq 0,75\%$ $Cr = 17-19\%$ $Ni = 7-9,5$	$C \leq 0,20\%$ $Mn \leq 1,25\%$ $Si \leq 0,75\%$ $Cr = 17-19\%$ $Ni = 7-9,5\%$ $Se = 0,15-0,30\%$	$C \leq 0,20\%$ $Mn \leq 1,50\%$ $Si \leq 2,30\%$ $Cr = 17-19\%$ $Ni \leq 7-9,5\%$	$C \leq 0,11\%$ $Mn \leq 0,60\%$ $Si \leq 0,75\%$ $Cr = 17-19\%$ $Ni = 7-9,5\%$ $Nb \text{ в } 6-10 \text{ раз}$ больше, чем C	$C \leq 0,15\%$ $Mn \leq 0,60\%$ $Si \leq 0,75\%$ $Cr = 17-19\%$ $Ni = 7-9,5\%$ $Nb \text{ в } 6-10 \text{ раз}$ больше, чем C	$C \leq 0,11\%$ $Mn \leq 1,50\%$ $Si \leq 0,76\%$ $Cr = 16-19\%$ $Ni = 9-14\%$ $Mo = 2-4\%$
Твердость по Бринелю после термической обработки, H_B . .	132—185	130—150	150—180	135—185	135—185	135—185
Твердость по Бринелю после холодной обработки	180—330	—	—	180—300	—	180—300
Твердость по Роквеллу после термической обработки, H_R . .	75—90B	75—80B	80—90B	70—90B	70—90B	70—90B
Сопротивление разрыву после термической обработки σ_B , кг/мм ²	56—63	55—63	56—70	56—63	56—63	56—63
Сопротивление разрыву после холодной прокатки σ_B , кг/мм ²	70—125	—	—	70—125	—	70—100
Предел текучести после термической обработки σ_s , кг/мм ² . .	24—32	24—32	28—35	24—32	24—32	24—38
Предел текучести после холодной прокатки, кг/мм ²	35—105	—	—	35—105	—	35—88

Удлинение на длине 2" после термической обработки δ , % . . .	60—55	60—50	60—50	60—55	70—60
Удлинение на длине 2" после холодной прокатки, %	50—10	—	50—10	—	50—15
Сужение после термической обработки ψ , %	65—55	70—50	65—55	65—55	75—60
Крит, 10% для 10 000 час. нагрева, кг/мм ²					
при 538°	11,9	—	12,6	—	17,5
» 593°	8,4	—	9,1	—	14,0
» 704°	2,8	—	3,1	—	7,0
» 815°	0,6	—	0,6	—	2,1
Сопротивление разрыву при вы- соких температурах (кратковре- менное испытание), кг/мм ² :					
при 704°	29	42	39	39	42
» 815°	19	22	22	22	28
» 926°	12	16	12	12	12
Жаростойкость ¹ для непрерыв- ной работы при высоких тем- пературах	До 870°	До 925°	До 870°	До 870°	До 900°
Жаростойкость в условиях пере- менного нагрева	До 790° Закалка 1060—1120°	До 870° Закалка 1060°	До 790° Закалка 1060—1120°	До 790° Закалка 1060—1120°	До 815° Закалка 1060—1120°
Режим термической обработки .					

¹ Под жаростойкостью понимается максимальная допустимая рабочая температура, выше которой сталь начинает интенсивно окисляться

Механические свойства хромоникелевых сталей 18-8 (по допускам), вырабатываемых в Союзе

Тип стали	Химический состав, %					Рекомендуемая термическая обработка	Механические свойства			
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	предел текучести кг/мм ²	сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на длине 10d, %	твёрдость по Бринеллю H _B
18-8 (ЭЯ0)	≤0,06	≤0,9	≤0,8	17—19	8—9,5	—	≥22	56—70	≥45	140—775
18-8 (ЭЯ1)	≤0,14	≤0,9	≤0,8	17—19	8—9,5	—	≥25	60—75	≥45	150—180
18-8 (ЭЯ2)	$\frac{0,15}{0,25}$	≤0,9	≤0,8	17—19	8—9,5	—	≥28	60—75	≥45	160—200
18-8-Т(ЭЯ1Т)	≤0,14	≤0,9	≤0,8	17—19	8—11	0,8	≥25	56—75	≥45	145—180

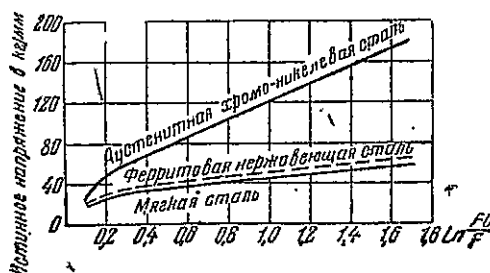
Примечание. Содержание титана по верхнему пределу не должно быть выше 0,8%, а по нижнему должно удовлетворять формуле $Ti\% \geq 5 (C\% - 0,03\%)$, где Ti—содержание титана в %, C—содержание углерода в %.

Влияние температуры закалики на механические свойства нержавеющей стали 18-8 с разным содержанием углерода

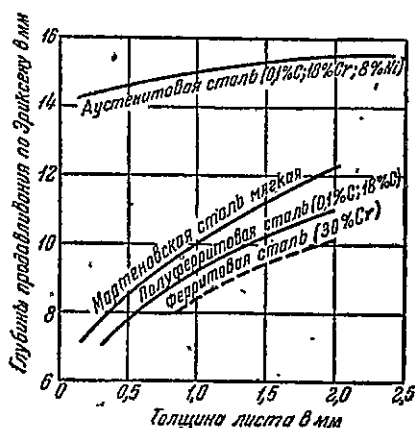
Тип стали	Химический состав, %				Термическая обработка после горячей прокатки	Толщина листа, мм	Механические свойства					Примечание
	C	Si	Mn	Cr	Ni		предел текучести, кг/мм ²	сопротивление разрыву, кг/мм ²	удлинение на разрыв, %	глубина пронашивания по эрнскому методу, мм	твердость по Бринеллю	
А	0,06	0,54	0,67	18,0	8,80	Горячекатаный	—	75,3	22,1	8,2	210	Немагнитна
						Нагрев при 850°	32,2	66,3	40,3	12,5	160	
						„ 950°	31,4	64,1	48,1	13,4	148	
						Охлаждение в воде 1150°	27,4	61,5	56,3	14,6	140	
В	0,10	0,57	0,48	18,4	8,42	Горячекатаный	—	85,1	16,3	9,5	225	„
						Нагрев при 850°	35,1	74,1	35,2	12,1	178	
						„ 950°	33,2	70,6	41,3	12,5	159	
						Охлаждение в воде 1150°	31,0	63,9	50,6	14,2	149	
С	0,16	0,45	0,67	18,3	8,30	Горячекатаный	—	60,4	58,3	14,4	141	„
						Нагрев при 850°	38,3	78,4	42,1	12,0	180	
						„ 950°	32,1	70,3	52,4	13,6	172	
						Охлаждение в воде 1150°	32,4	62,1	55,6	13,8	156	
D	0,26	0,64	0,50	19,1	8,27	Горячекатаный	—	60,9	57,1	14,1	144	„
						Нагрев при 850°	31,2	112,1	18	6,8	270	
						„ 950°	52,3	90,6	32,1	10,9	230	
						Охлаждение в воде 1150°	50,3	83,1	38,4	11,3	210	
E	0,15	0,67	0,38	22,1	7,2	Горячекатаный	—	66,2	48,9	13,8	169	Слабо магнитная (аустенит со следами феррита)
						Нагрев при 850°	35,2	103,1	20,2	9,4	212	
						„ 950°	40,3	78,2	35,4	10,2	195	
						Охлаждение в воде 1150°	37,2	74,1	41,6	11,8	176	
						Охлаждение в воде 1150°	38,1	68,3	45,8	13,2	182	
							38,0	68,2	50,3	13,6	174	

Кривая истинных напряжений, по данным Гудремона, у сталей аустенитного типа лежит значительно выше, чем у других сталей, что хорошо видно на фиг. 184. Сравнение кривых истинных напряжений различных сталей показывает, что аустенитные стали имеют несомненные преимущества в отношении прочности перед другими сталями, что должно учитываться конструкторами.

К положительным свойствам хромоникелевых сталей 18-8 следует отнести их высокую пластичность, что весьма ценно для деталей, изготавливаемых с



Фиг. 184. Кривые истинных напряжений при растяжении для аустенитной и ферритной сталей (Гудремон)



Фиг. 185. Глубина продавливания по Эриксену для различных сталей в зависимости от толщины листа (Гудремон)

помощью глубокой штамповки и холодной обработки с большой высадкой.

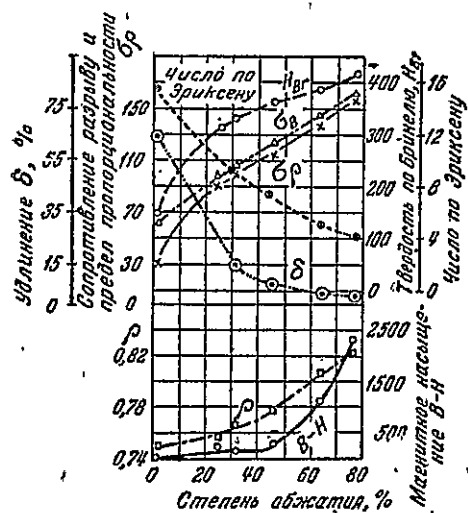
О высокой пластичности хромоникелевых сталей после нормальной термической обработки можно судить по кривым глубин продавливания по Эриксену. На фиг. 185 приведены значения глубин продавливания по Эриксену (в мм) в зависимости от толщины листа для различных материалов и стали 18-8.

Влияние холодной деформации на свойства стали 18-8

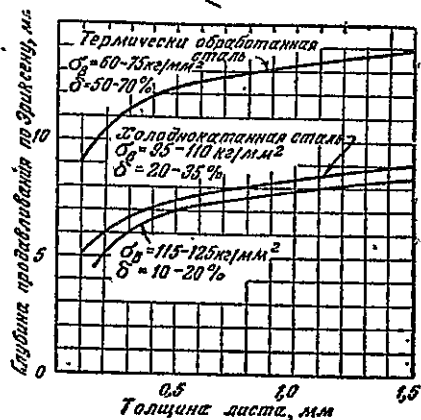
Высокая пластичность, наблюдаемая у аустенитных сталей, в сочетании с особой склонностью к приобретению наклепа и высокой прочности после холодной деформации послужила основанием к применению их в качестве конструкционного материала в самолето- и автостроении. Высокие механические свойства в этом случае сообщаются материалу путём холодной прокатки.

Как видно из фиг. 186, деформация в холодном состоянии (в данном случае холодная прокатка) в очень сильной степени изменяет механические свойства нержавеющей стали 18-8. Так, например, при обжатии листовой стали сопротивление разрыву практически может быть повышено в два раза — с 60 до 120 кг/мм²;

предел пропорциональности в еще большей степени—с 20—25 до 100 кг/мм². Одновременно остаточное удлинение у стали под влиянием холодной деформации уменьшается, но в такой степени, что дает возможность с холоднокатаным материалом производить еще ряд технологических операций (гнутие, штамповка и профилировка). Эти операции связаны с дальнейшим наклепом материала, но необходимы при изготовлении профилей из холоднокатаной ленты в окончательном виде.



Фиг. 186. Изменение механических и физических свойств у стали с 0,2% С; 17,8% Si и 8,5% Ni в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (прокатка производилась, исходя из листа толщиной в 2 мм) (Акимов и Химушин)



Фиг. 187. Глубина продавливания по Эриксену у стали марки ЭА1 после термической обработки и холодной прокатки

Показателем хорошей пластичности холоднокатаной стали является то, что она уже в наклепанном состоянии имеет достаточную глубину продавливания по Эриксену, что хорошо видно на фиг. 187.

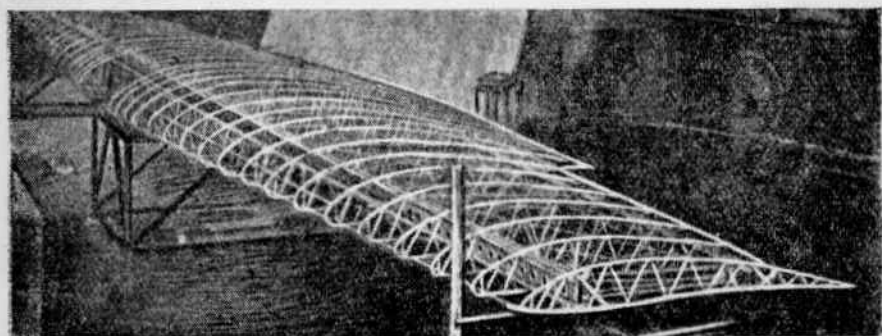
Эта особенность холоднокатаной стали типа 18-8 в сочетании с прекрасной свариваемостью точечной электросваркой делает ее прекрасным материалом для легких и высокопрочных конструкций, находящихся применение в авиации.

На фиг. 188 изображен каркас крыла самолета, детали которого изготовлялись из холоднокатаной нержавеющей стали 18-8 и соединялись в конструкции с помощью точечной электросварки.

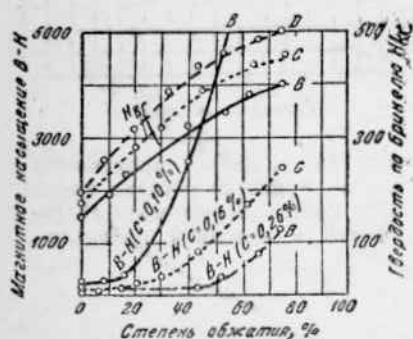
Свойства сталей 18-8 в холоднокатаном состоянии в сильной степени зависят от состава стали даже в том случае, если преде-

лы его находятся в интервале состава одной и той же марки стали.

Влияние углерода на изменение твердости и величины магнитного насыщения ($B-H$) в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке листового материала можно проследить на диаграмме фиг. 189.



Фиг. 188. Каркас крыла самолета, изготовленного из холоднокатаной стали 18-8 и сваренного с помощью точечной электросварки



Фиг. 189. Изменение механических и физических свойств стали 18-8 в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (Химушин)

Перед холодной прокаткой все три стали были закалены при 1150° в воде при выдержке их в печи в течение 15 мин. Далее, после травления они были прокатаны в холодном состоянии на разную степень деформации.

Наилучшие результаты в отношении механических свойств показывают стали, у которых содержание углерода колеблется от 0,10 до 0,15%.

В том случае, когда для стали с высоким содержанием углерода берется более высокая температура закалки, разница в поведении сталей при холодной деформации сглаживается. Наряду с изменением

механических свойств наблюдаются изменения магнитных свойств, связанные с превращением аустенита. При этом стали с более низким содержанием углерода показывают большее изменение в магнитных свойствах, чем стали с повышенным содержанием углерода [134] (фиг. 189).

Влияние содержания углерода на степень устойчивости аустенита при холодной деформации можно проследить на данных табл. 93. Сталь перед холодной прокаткой были закалены при

1150° с охлаждением в воде и потом подвергнуты обжатию на 55% на стане для холодной прокатки ленты.

Таблица 93

Тип стали	Состав, %			В—Н после холодной прокатки с обжатием в 55%
	C	Ni	Cr	
A	0,06	8,50	18,0	8834
B	0,10	8,42	18,4	5175
C	0,16	8,20	19,3	1164
D	0,16	8,27	19,1	248

Это изменение магнитных свойств при холодной деформации необходимо учитывать в тех случаях, когда к деталям из этой стали предъявляются требования в отношении немагнитности, как это имеет место для некоторых деталей самолета, расположенных вблизи авиаприборов. Однако применение стали 18-8 с высоким содержанием углерода ограничивается трудностями, возникающими при термической обработке вследствие большой склонности к интеркристаллитной коррозии.

Обычно в этих случаях рекомендуется применение стали с повышенным содержанием никеля (типа 18-14), аустенит которой обладает большей устойчивостью в отношении превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при холодной деформации.

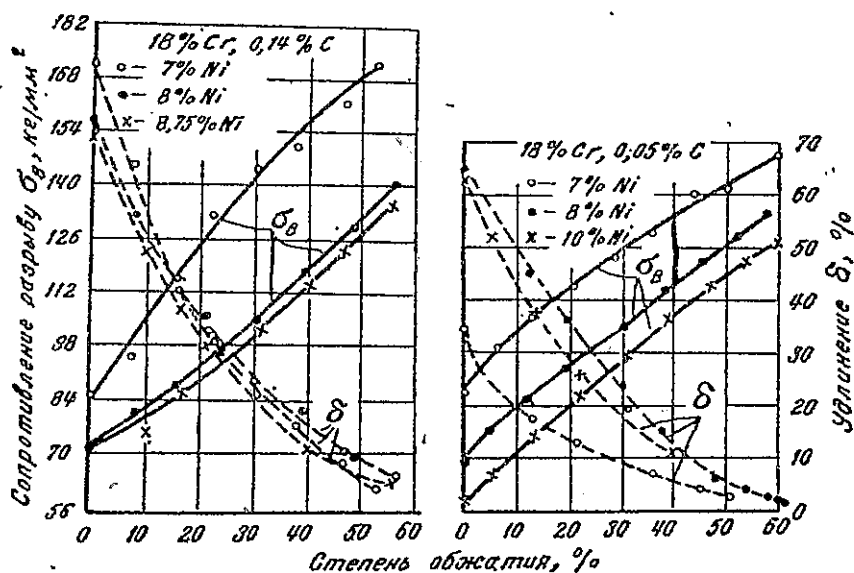
В последнее время Кривобок и Линкольн [418] подробно изучали влияние никеля, хрома и углерода в сталях типа 18-8 на изменение механических свойств при холодной деформации. Эти авторы указали, что изменение содержания этих элементов даже в пределах состава, установленного для торговых сортов этой марки, оказывает очень сильное влияние на свойства стали.

На фиг. 190 приведены диаграммы изменения механических свойств у стали с 18% Cr, 0,05 и 0,14% C при разном содержании никеля в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке.

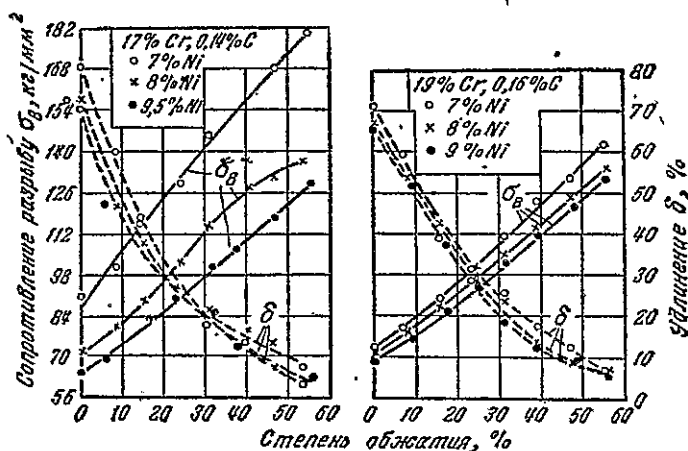
Влияние никеля и хрома при разном содержании углерода в сталях типа 18-8 на изменение механических свойств при холодной деформации приведено на фиг. 191 и при другом способе построения диаграмм — на фиг. 192 (Кривобок).

В сталях с малым содержанием углерода обнаруживается большая разница в удлинении в том случае, когда содержание никеля уменьшается до 7%. Увеличение содержания углерода при том же содержании никеля и хрома способствует повышению пластических свойств.

Увеличение содержания никеля в сталях с 18% Cr, повышая стабильность аустенита, в то же время уменьшает способность стали к наклепу. Иначе говоря, твердость и сопротивление раз-



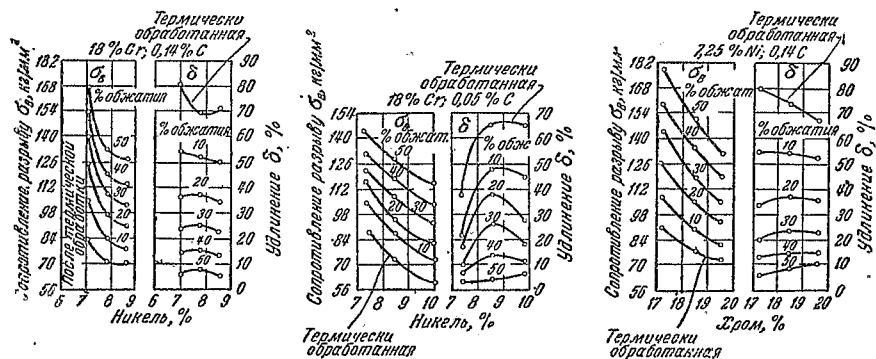
Фиг. 190. Влияние никеля в стали с 18% Cr и 0,05 и 0,14% C на изменение сопротивления разрыву и удлинения в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (Кривобок и Линкольн)



Фиг. 191. Влияние никеля в сталях с 17 и 19% Cr, 0,14 и 0,16% C на изменение механических свойств в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (Кривобок и Линкольн)

рыву менее круто поднимаются в зависимости от степени холодной деформации.

Изменение свойств у стали типа 18-8 при холодной деформации зависит еще от ряда других факторов, как, например, от интенсивности деформации и температуры, при которой эта деформация протекает. Так, например, при больших обжатиях за один



Фиг. 192. Влияние никеля и хрома в сталях типа 18-8 на изменение механических свойств в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (Кривобок и Линкольн)

проход сталь приобретает меньшую магнитность, чем в том случае, если суммарная величина обжатия была достигнута за большее число проходов, т. е. с меньшей величиной деформации за каждый проход (фиг. 193) (Акимов и Химушин) [4].

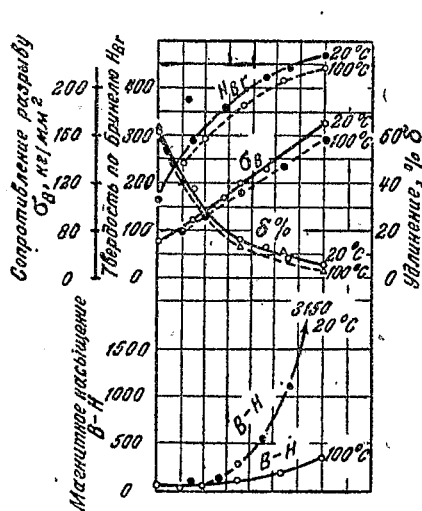
Эта разница в интенсивности деформирования сказывается также на механических свойствах стали и обусловлена, вероятно, тем, что в процессе «холодной» деформации при очень большой величине деформации за каждый проход выделяется большее количество тепла. Это подтверждается также и тем, что прокатка одной и той же стали при комнатной температуре и в подогретом состоянии при 100° на одну и ту же величину деформации сообщает ей некоторую разницу в свойствах.

Сталь, прокатанная в подогретом состоянии, приобретает меньшую магнитность, меньшую твердость и временное сопротивление (фиг. 194).

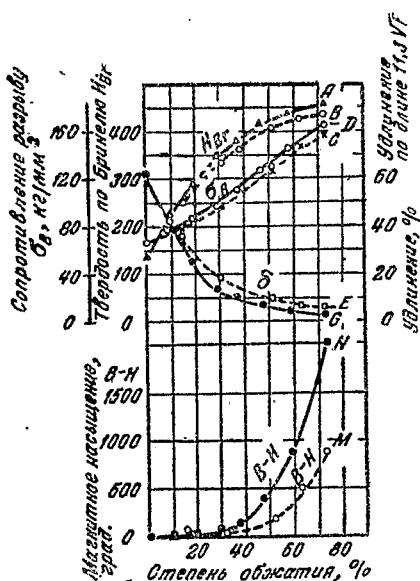
Влияние никеля в сталях с 18% Cr на изменение твердости при холодной прокатке приведено, по данным Пфайля и Джонса [517] на фиг. 195, которая показывает, что повышение содержания никеля уменьшает способность стали к наклепу.

Следует отметить, что один только нагрев стали до температуры 100° не вызывает в ней таких изменений, как это наблюдается, когда наряду с температурой одновременно действуют деформирующие силы.

Изменение механических свойств у стали 18-8 при холодной прокатке в сильной степени зависит от температуры, при которой сталь закаливалась перед холодной прокаткой. Термическая обработка при пониженных температурах порядка 950—1000° приводит к тому, что сталь очень быстро твердеет с увеличением степени обжатия, в то время как при нормальных температурах закалки, когда карбиды полностью переходят в твердый раствор, способность к наклепу уменьшается.



Фиг. 193. Влияние интенсивности деформации при холодной прокатке на изменение механических свойств стали 18-8 с 0,15% С. Кривые *BCM* — очень сильная деформация за каждый проход при прокатке стали, кривые *ADN* — слабая деформация за каждый проход (Химушин)



Фиг. 194. Изменение свойств стали 18-8 с 0,14% С в зависимости от степени обжатия при прокатке ее в подогретом (при 100°) состоянии и при прокатке при комнатных температурах

Наилучшие свойства в отношении сочетания прочности с пластичностью хромоникелевая сталь типа 18-8 приобретает в том случае, когда она имеет мелкозернистую аустенитную структуру.

Как и всякий прокатанный материал, сталь 18-8 в той или иной степени анизотропна. Эта анизотропия особенно сказывается при испытании стали на загиб. Нормальная холоднокатаная сталь на образцах, взятых из материала поперек прокатки, показывает примерно в два раза меньшее число загибов, чем вдоль прокатки.

Стали, не имеющие чисто аустенитной структуры, например, стали с выделением карбидов вдоль прокатки или стали с аусте-

нито-ферритной структурой, в которой составляющие располагаются строчечно, показывают особенно резкую анизотропию. В этом случае разница в числе загибов вдоль и поперек прокатки достигает значительной величины.

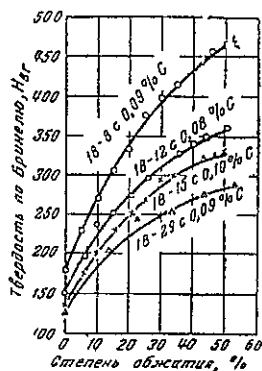
Сильно выраженная анизотропия в механических и технологических свойствах у стали вдоль и поперек прокатки является очень важным вопросом при профилировке, штамповке и протяжке деталей из холоднокатаной стали, так как весьма часто обнаруживается, что холоднокатаная сталь, имея высокий коэффициент крепости и вполне достаточное удлинение при указанных технологических операциях, выдерживает все эти операции, не обнаруживая совершенно трещин, в то время как другая сталь, имея тот же коэффициент крепости и то же удлинение, дает сплошной брак. Это объясняется тем, что удлинение недостаточно полно характеризует пластические свойства материала и его способность к вытяжке поперек прокатки. Поэтому весьма важна проба на загиб, проведенная на образцах, вырезанных из холоднокатаного материала поперек прокатки. При выборе материала для профилей и деталей, изготавливаемых путем протяжки, гибки и прокатки, необходимо определить степень наклепа, которую материал получает во время холодной прокатки, и ту степень наклепа, которую материал получает еще дополнительно при изготовлении профилей. Суммарно общая степень наклепа материала в готовой детали по месту наиболее сильной деформации должна быть такой, чтобы он выдерживал, в этом состоянии еще один загиб на 180° без разрушения.

Очень сильный наклеп вреден еще тем, что в материале получают большие внутренние напряжения, которые, по данным Сэттона, могут привести к преждевременному разрушению.

При правильном режиме технологического процесса изготовления холоднокатаной ленты от стали 18-8 с 0,10—0,15% С можно получить следующие механические свойства (табл. 94).

Для деталей с малой высадкой, применяемых в авиационных конструкциях, берется сталь с наибольшим наклепом (N_3). Для деталей, которые изготавливаются путем штамповки, профилировки или гибки с большой вытяжкой, берутся сорта N_1 или N_2 , имеющие меньший наклеп.

В случае очень сложных деталей, изготавливаемых путем глубокой штамповки или протяжки с глубокой вытяжкой, берется ненагартованная сталь сорта N_0 . Испытания на усталость, прове-



Фиг. 195. Изменение твердости хромоникелевых сталей с различным содержанием никеля в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (Пфайль и Джонс)

денные автором с малсоуглеродистой нержавеющей сталью марки ЭИ1 на плоских образцах, взятых из холоднокатаной ленты химического состава и механических свойств, приведенных в табл. 95, показали, что предел усталости находится около 50 кг/мм², т. е. около 30% от временного сопротивления (табл. 96).

Таблица 94

Обработка	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение на длине 11,3 $\sqrt{F}$, %	Число загибов на 180° на поперечных образцах
После термической обработки	$N_0 \geq 56$	45	15—25
» холодной прокатки	$N_1 \geq 100$	20	≥ 3
» »	$N_2 \geq 110$	15	≥ 3
» »	$N_3 \geq 120$	10	≥ 2

Таблица 95

Химический состав и механические свойства стали ЭИ1, испытанной на усталость

№ плавков	Химический состав, %			Толщина листа, мм	Механические свойства		
	C	Ni	Cr		коэффициент крепости кг/мм ²	удлинение %	глубина по Эриксену мм
322	0,13	7,3	17,5	0,53	148,9	15,6	6,5
302	0,10	7,6	18,4	0,56	148,1	10,0	6,6

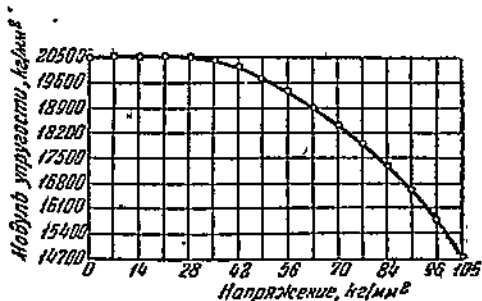
Таблица 96

№ плавков	Толщина образца, мм	Число колебаний при напряжении					
		40 кг/мм ²		50 кг/мм ²		60 кг/мм ²	
302	0,58	211 × 10 ⁶	Не разрушился	34 × 10 ⁶	Не разрушился	341 100	Разрушился
		211 × 10 ⁶	То же	47 × 10 ⁶	То же	580 000	»
		79 × 10 ⁶	»	79 × 10 ⁶	»	»	»
322	0,53	83 × 10 ⁶	»	249 × 10 ⁶	»	493 000	»
		79 × 10 ⁶	»	249 × 10 ⁶	»	870 000	»
		79 × 10 ⁶	»	24 × 10 ⁶	Разрушился	784 000	»

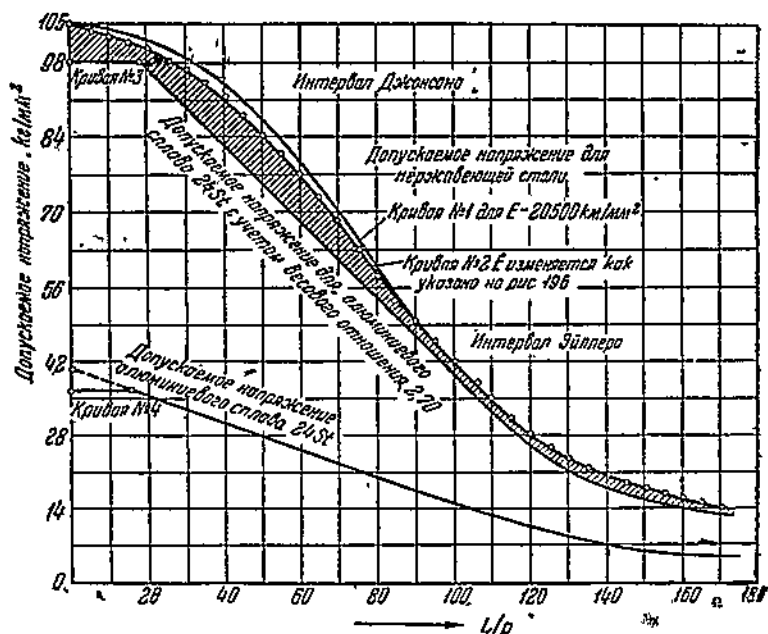
Испытания производились на машине ЦАГИ при переменном изгибе плоского образца, зажатого одним концом в неподвижной каретке. Подсчет напряжения у места зажима производился по уравнению статического изгиба для балки, зажатой одним концом при определенной стреле прогиба.

Имеются указания на то, что при меньшей степени деформации предел усталости у хромоникелевой нержавеющей стали 18-8 может достигать 50% от значения временного сопротивления.

Сэттон [617], исследовавший свойства холоднокатаной стали 18-8, указывает на то, что модуль



Фиг. 196. Изменение модуля упругости холоднокатаной стали 18-8 с напряжением. Перед испытанием сталь имела сопротивление разрыву 131 кг/мм^2 и предел текучести 105 кг/мм^2 (Сэттон)



Фиг. 197. Кривые допускаемых напряжений для коротких и длинных стоек, работающих в интервале Джонсона и Эйлера, изготовленных из холоднокатаной стали 18-8 и алюминиевого сплава 24ST (Сэттон)

упругости, определяемый из кривой диаграммы растяжения, у этой стали не является постоянной величиной и изменяется с приложенным напряжением от $14,6 \times 10^3$ до $20,4 \times 10^3$ кг/мм² (фиг. 196). Кривые допускаемых напряжений, построенные Сэттоном для стоек, изготовленных из холоднокатаной стали 18-8, при постоянном модуле и меняющемся модуле упругости в интервале Джонсона и Эйлера мало отличаются друг от друга, а по сравнению с кривыми для стоек из алюминиевых сплавов с учетом разницы в удельном весе указывают на преимущества стоек из нержавеющей стали (фиг. 197).

В заключение следует отметить, что конструкции, изготавливаемые из нержавеющей стали, совершенно исключают заботу о защитных покрытиях и дают возможность этим самым сэкономить до 3—5% в весе на окраске, что для авиации имеет большое значение.

Применение точечной электросварки при изготовлении конструкций из нержавеющей стали позволяет полностью использовать высокую прочность стали, приобретаемую ею вследствие наклепа.

Сталь 18-8 в холоднотянутом состоянии дала применение при изготовлении тросов средней и высокой прочности, применяемых в морской авиации. На фиг. 198 и 199 приведены результаты исследований автора и Ратнер [137], показывающие, как изменяются прочность и пластические свойства у проволоки из стали с 0,09% C, 18% Cr и 9% Ni в зависимости от степени холодной деформации при протяжке ее с диаметра в 1 мм до 0,25 мм.

По прочности и пластичности тросы из нержавеющей стали 18-8 не уступают тросам из углеродистой стали и имеют несомненные преимущества в отношении коррозионной усталости. Обычная проволока в авиатросках применяется с сопротивлением разрыву порядка 180—300 кг/мм². Такого рода упрочнение возможно только при применении металлического покрытия из цинка, облегчающего процесс холодного волочения.

Вопросы изготовления высокопрочной проволоки из нержавеющей стали разобраны в работах Уильяма и Финдлея [661].

Влияние длительного нагрева при 500—900° на механические свойства сталей типа 18-8

Выделение карбидов по границам зерен вследствие нагрева стали при указанных температурах отражается на межкристаллическом сцеплении материала и в первую очередь — на сопротивлении удару.

Гудремон, Штраус, Шотки и Гинюбер, а также Беккет и Френкс [206] отмечают, что температурный интервал, вызывающий максимальное понижение сопротивления удару, не совпадает с интервалом, который вызывает максимум интеркристаллитной коррозии.

Согласно исследованиям Беккета и Френкса, хромоникелевые стали типа 18-8 и другие после нагрева при температурах 400—550° почти не изменяют величины ударной вязкости, а то время как сопротивление интеркристаллитной коррозии сильно понижается (табл. 97).

Таблица 97

Испытание хромоникелевых сталей после предварительной закалки с 1150°

Химический состав, %			Температура, при которой наблюдается максимальная интеркристаллитная коррозия °C	Температура, при которой наблюдается минимум ударного сопротивления, °C
Cr	Ni	C		
12,74	6,27	0,03	400—550	Не испытывалось
12,82	12,80	0,04	400—550	„ „
12,52	25,44	0,05	400—550	„ „
18,23	8,49	0,04	400—550	„ „
17,47	9,27	0,07	400—650	650—850
18,45	8,56	0,12	400—750	550—850
18,40	9,37	0,19	400—750	550—850
18,37	14,12	0,09	400—550	650—850
20,42	11,87	0,09	400—550	650—850
22,25	15,06	0,04	475—550	Не испытывалось
22,32	20,38	0,05	475—550	750—850
27,32	25,19	0,07	475—550	Не испытывалось

Авторы высказывают предположение, что понижение ударной вязкости и повышение чувствительности к интеркристаллитной коррозии обусловливается выпадением различных по химическому составу избыточных фаз: одной — при более низких температурах и другой — при более высоких.

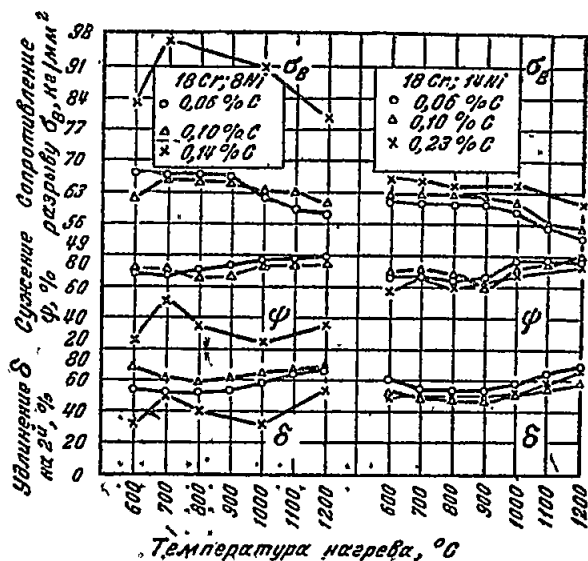
Однако вероятнее всего несовпадение температурных интервалов объясняется тем, что в отношении понижения сопротивления удару большее значение имеют величина и количество выпавших карбидов по границам зерен, в то время как в отношении сопротивления интеркристаллитной коррозии основным является разница в содержании хрома по местам выделения карбидов, что в первую очередь зависит от разницы в скоростях диффузии углерода и хрома.

Увеличение содержания углерода в стали, 18-8 вызывает большее падение сопротивления удару, что указывает на связь с образованием карбидов в стали по границам зерен.

Влияние температур отпуска на изменение механических свойств сталей типа 18-9 и 18-14 с разным содержанием углерода по данным исследований Циллинга приведено на диаграмме фиг. 200.

Большой практический интерес представляют данные Ноуэла [486] об изменении свойств у стали 18-8 (табл. 98) с разным со-

Фиг. 200. Изменение механических свойств сталей типа 18-9 и 18-14 с температурой (Пиллинг)



держанием углерода под влиянием длительной работы этой стали в условиях крекинга (при высокой температуре и высоком давлении).

Таблица 98

Механические свойства стали 18-8 после длительной работы в условиях крекинга (Ноуэл)

Тип стали	Химический состав %			Длительность работы труб	Механические свойства					
	C	Cr	Ni		сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	предел текуче- сти кг/мм ²	удлинение на 2", %	сужение, %	твердость по Бринеллю H _B	сопротив- ление удару по Шарпи фут.-фунты
A	0,04	17,6	8,76	8930 час.	72,0	27,3	42,5	36,4	149	50
B	0,05	18,1	8,62	Несколько тысяч	66,2	27,8	37,5	43,0	146	85
C	0,05	18,0	8,84	10 200 час.	67,5	27,2	41,0	32,6	152	57
D	0,05	18,1	8,80	10 200 "	64,7	26,5	41,0	31,6	154	45
E	0,06	17,8	8,80	18 500 "	60,0	26,8	44,0	42,0	152	73
F	0,07	17,8	8,76	34 500 " при 520°	71,3	41,3	44,0	—	185	—
G	0,09	17,3	9,24	3 600 " " 600°	59,1	29,7	26,0	26,0	145	59
H	0,20	18,9	9,02	10 000 " "	65,0	51,7	16,0	9,0	285	22
X	Сталь 18-8			Исходн. материал	63	25,2	61	55	160	80
N	0,07	16,5— —20,0	7,0— —10,5	Материал по спецификации для крекинга	59,5	21	50	—	190	—

Из этих данных следует, что только сталь 18-8 с очень низким содержанием углерода сравнительно мало изменяет свои свойства, в том числе и ударную вязкость.

Сталь с более высоким содержанием углерода (0,09—0,2%) после работы при высоких температурах становится очень хрупкой. Ван-Дузер также указывает на то, что сталь 18-8 с низким содержанием углерода хорошо работала в условиях паротурбинных установок высокого давления, что видно по данным табл. 99.

Таблица 99

	А	Б	В	Г
Продолжительность эксплуатации в часах	0	6408	15 535	21 496
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	67,3	67,0	64,3	79,4
Удлинение, %	53	35	37	38,5
Твердость по Бринеллю	143	148	152	202
Снижение ударной вязкости, %	—			
а) при комнатной температуре	0	5	17,5	68
б) при 535°	0	19	11	12

Хотя Ван-Дузер и Томсон указывают, что аустенитная хромоникелевая сталь пригодна для длительной работы при высоких температурах, автор считает, что целесообразнее для этой цели применять сталь 18-8 с присадкой титана или колумбия (ниобия).

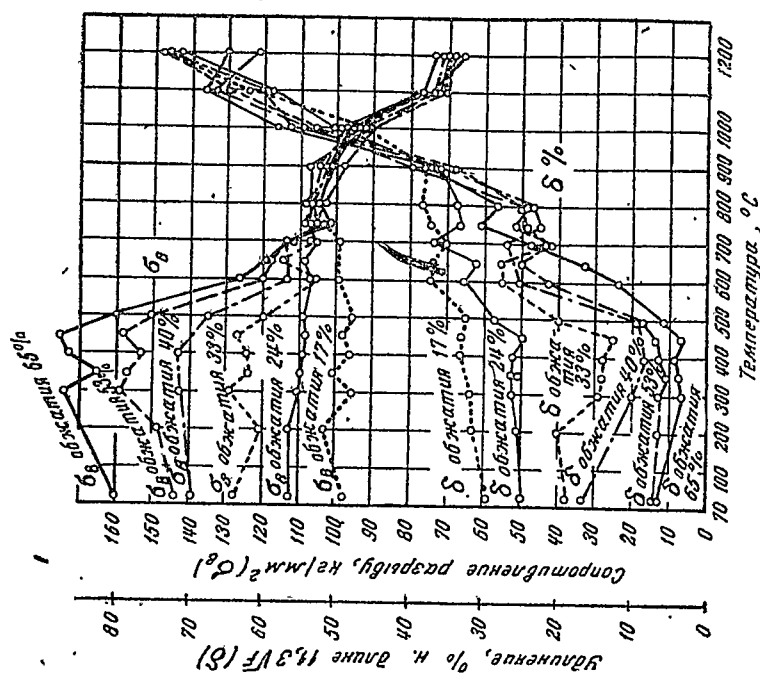
Опыт эксплуатации стали 18-8 в прямоточных котлах (ВТИ) в виде подвесок также указывает на хорошую стойкость хромоникелевой стали 18-8 (марки ЭЯ1).

Изменение механических и физических свойств у деформированной стали 18-8 при нагреве

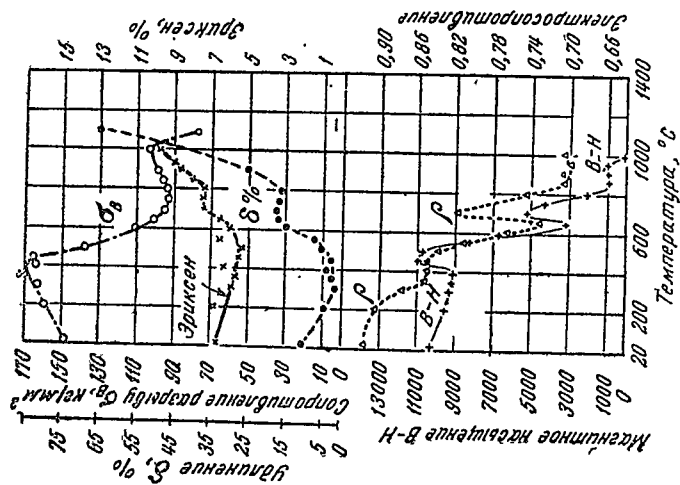
Наличие плоскостей скольжения в холоднокатаном материале усложняет процессы, происходящие в стали при его нагреве до умеренных температур.

По нашим исследованиям, нагрев холоднодеформированной стали до температуры 400° вызывает некоторое повышение прочности и уменьшение пластичности (фиг 201).

Отпуск при 450—600° связан с так называемым явлением «возврата», что сказывается в резком уменьшении коэффициента крепости и твердости, а также в резком изменении электросопротивления и величины магнитного насыщения. Сталь 18-8 после воздействия этих температур сохраняет свойства материала, деформированного в холодном состоянии, на что указывает наличие плоскостей скольжения после отпуска при этих температурах. Это связано с тем, что процесс происходит при температурах, лежащих значительно ниже температуры рекристалли-



Фиг. 202. Изменение механических свойств стали 18-8 с 0,20% С, предварительно обжатой с разной степенью деформации в зависимости от температуры (Химушин)



Фиг. 201. Изменение механических и физических свойств холоднокатаной стали 18-8 с 0,13% С в зависимости от температуры. Длительность нагрева 40 мин. (Акимов и Химушин)

зации аустенитных сталей, и, вероятно, вызван процессом снятия внутренних напряжений в холоднодеформированной стали.

Следует отметить, что сталь 18-8, предварительно обжатая на 17 и 24%, в очень незначительной степени изменяет свои свойства при нагреве до 900°, в то время как сталь, очень сильно обжатая, уже в интервале температур 450—600° изменяет свои свойства очень сильно (фиг. 202).

Кроме того, при нагреве стали 18-8 выше 450° на явление «возврата» начинает накладываться новый процесс, связанный с выделением карбидов. В отличие от нормально термически обработанной стали в холоднодеформированном материале выделение карбидов происходит не только по границам зерен, но и по плоскостям скольжения. Выделение карбидов в холоднодеформированном материале происходит на большей поверхности металла, чему способствует раздробленность структуры и наличие плоскостей скольжения.

Процессы, происходящие в стали 18-8 при нагреве в интервале 500—900°, приводят материал к состоянию восприимчивости к интеркристаллитной коррозии, что более подробно разобрано в гл. XIX.

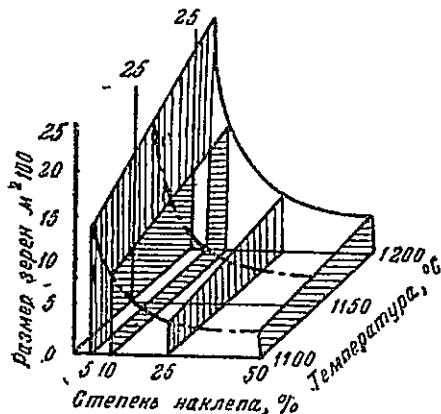
Нагрев холоднодеформированной стали при более высоких температурах сопровождается рекристаллизацией, при которой образование новых центров кристаллизации протекает в присутствии карбидов.

На фиг. 203 приведена диаграмма рекристаллизации для стали 18-8, из которой следует, что эта сталь обладает малой склонностью к росту зерна при нагреве до очень высоких температур. Наряду с этим необходимо отметить, что начальная температура рекристаллизации для стали 18-8 лежит при более низких температурах, вероятно всего, в интервале 800—900°.

Из диаграмм фиг. 201 и 202 следует, что полное восстановление пластичности у хромоникелевой стали 18-8 происходит только после нагрева до очень высоких температур порядка 1100—1150°.

Нагрев стали 18-8 при температурах выше кривой растворимости (см. фиг. 179) приводит к образованию однородного твердого раствора аустенита с характерными двойниками, что хорошо видно на фиг. 180.

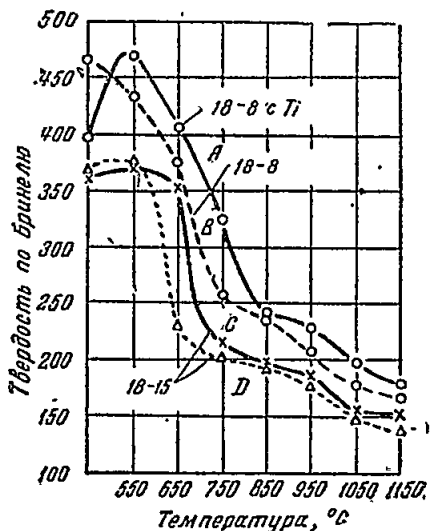
Пфайль и Джонс [517], определяя изменение твердости у ря-



Фиг. 203. Диаграмма рекристаллизации хромоникелевой стали аустенитного типа (Шотки и Юнгблутс)

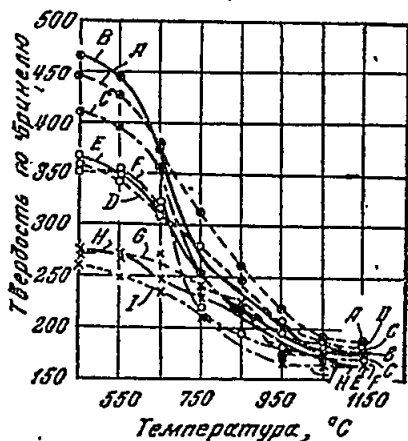
да хромоникелевых сталей в зависимости от температуры нагрева, установили, что для каждой стали имеется своя собственная температура, при которой сталь получает достаточное размягчение (фиг. 204 и 205).

Перед нагревом стали типа 18-8 с 0,04, 0,09 и 0,18% С были подвергнуты термической обработке при 1150° и холодной прокатке с обжатием на 10,25 и 50% (фиг. 205).



Фиг. 204. Изменение твердости холоднодеформированных хромоникелевых сталей с 0,14% С в зависимости от температуры:

А — 18-8 с 0,07% Ti; В — 18-8 (без Ti); О — 18-15 с 0,77% Ti; Д — 18-15 (без Ti) (Пфайль и Джонс)



Фиг. 205. Изменение твердости сталей типа 18-8 с разным содержанием углерода в зависимости от температуры:

А, Д и Г — сталь 18-8 с 0,18% С после обжатия на 50, 25 и 10%; В, Е и Н — сталь 18-8 с 0,09% С после тех же обжатий; С, F и Т — сталь 18-8 с 0,01% С после тех же обжатий (слева направо) (Пфайль и Джонс)

Исследования Пфайля и Джонса, подтвердили, что полное восстановление свойств у стали типа 18-8 наступает только после нагрева до очень высоких температур, и то, что при температурах 850—950° наблюдается значительное смягчение. Миркин и Фомин [78] указывают на то, что при 850° наступает достаточное смягчение у стали 18-8 и исчезает текстура прокатки.

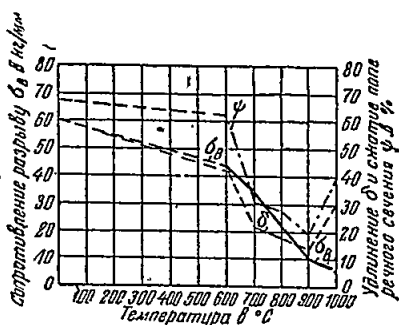
Способность стали получать при температурах около 850° достаточное смягчение в практике может быть использована при промежуточных отжигах для снятия наклепа, как, например, при протяжке проволоки из нержавеющей стали, но этот отжиг не может быть рекомендован для окончательной термической обработки, так как после отжига сталь приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии.

Механические свойства стали 18-8 при высоких температурах

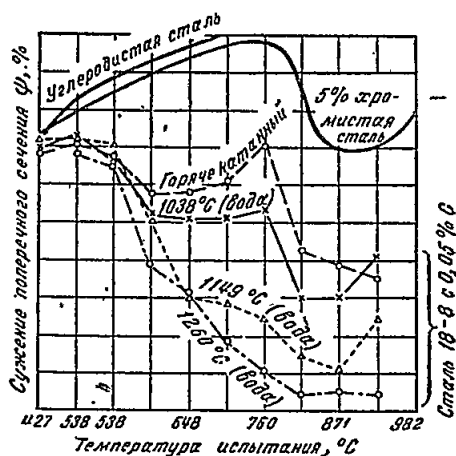
Хромоникелевая сталь 18-8 в нагретом состоянии обладает более высокими механическими свойствами и крипоустойчивостью, чем низколегированные и высокохромистые нержавеющие стали мартенситного и ферритного типа. Поэтому хромоникелевые стали находят широкое применение при изготовлении деталей, работающих при больших нагрузках при температурах выше 600°.

Хромоникелевые стали, обладая высокой пластичностью при комнатных температурах, резко уменьшают ее при высоких температурах.

На фиг. 206 приведены результаты испытаний хромоникелевых сталей на разрыв в горячем состоянии. Эти испытания показывают, что в интервале температур 600—900° пластические свойства у ста-



Фиг. 206. Механические свойства стали 18-8 с 0,1% С при кратковременных испытаниях в горячем состоянии (Шмидт и Юнгвирт)



Фиг. 207. Изменение величины сужения поперечного сечения у стали 18-8 с 0,05% С и 5%-ной хромистой стали при кратковременных испытаниях в горячем состоянии при различных температурах (Ноуэл)

ли 18-8 очень сильно снижаются, до 20—30% по сравнению с результатами аналогичных испытаний при комнатных температурах. Характерно то, что эта хрупкость выявляется только при испытаниях в горячем состоянии и не обнаруживается в том случае, если испытания производить при комнатных температурах со сталью, которая предварительно подвергалась очень длительной выдержке при температурах, вызывающих эту хрупкость.

Увеличение зерна вследствие повышения температуры закалки сильно снижает пластические свойства стали в горячем состоянии, что хорошо видно из результатов испытаний Ноуэла, приведенных на фиг. 207. Интересно отметить, что некоторое умень-

шение пластичности также наблюдается у 5%-ной хромистой стали, когда она при нагреве переходит в γ -область.

Сталь типа 18-8 с высоким содержанием углерода обнаруживает несколько большее понижение пластических свойств, что, очевидно, еще связано с дополнительным влиянием карбидов, выделяющихся по границам зерен (фиг. 207 и 208).

Сравнение микроструктур изломов сталей 18-8 после испытания на разрыв в горячем и холодном состояниях показывает, что разрушение в горячем состоянии в основном происходит по границам зерен, причем сами зерна почти не деформируются. У сталей, испытанных при комнатных температурах, разрушение происходит преимущественно по зернам и сами зерна очень сильно деформируются.

Очень часто у деталей, длительно работающих при высоких температурах под нагрузкой и разрушенных при этих температурах, наблюдается хрупкий излом и вблизи него большое количество мелких трещин, идущих по границам зерен.

Испытания на крип, проведенные различными авторами, позволили установить, что хромоникелевые стали типа 18-8 имеют более высокое сопротивление, чем хромистые и низколегированные стали, что хорошо видно из сравнения данных, приведенных в табл. 100.

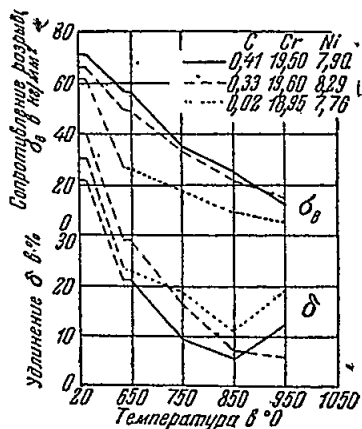
Числовые значения, приведенные в таблице, показывают напряжение, вызывающее 1% удлинения у сталей за 10 000- или 100 000-часовой нагрев при указанных температурах.

В табл. 101 приведены величины сопротивления крипу для хромоникелевых сталей типа 18-8 при различных температурах по данным различных авторов.

Литая сталь 18-8, так же как и катаная сталь, с последующей термической обработкой при высоких температурах обладает высоким сопротивлением крипу, что хорошо видно из сопоставления данных, приведенных в табл. 102 (Джонс) [392].

Большой интерес представляют данные Ноуэла [484] по изучению влияния различных присадок к хромоникелевым сталям аустенитного типа на изменение пластических свойств при высоких температурах.

Ноуэл отмечает, что с увеличением содержания никеля пластичность у хромоникелевых сталей, близких по составу к сталям типа 18-8, несколько уменьшается.



Фиг. 208. Влияние углерода на механические свойства стали 18-8 при кратковременных испытаниях в горячем состоянии (Шмидт и Юнгвирт)

Таблица 100

Сопротивление крепу у различных сталей
по данным Бабкок и Уилкоккс К⁰

Температура °C	Углеродистая с 0,08% C	Углеродистая с 0,20% C	Хромистая с 4—6% Cr	Хромомолибденовая с 4—6% Cr, 0,50% Mo	Сталь 18-8
1% удлинения за 10 000 час.					
427	8,9	—	15,4	—	—
482	4,4	7,4	6,4	12,5	16,8
538	2,3	2,7	4,2	6,5	13,0
593	0,6	0,9	1,4	3,5	8,0
648	—	0,4	0,6	1,2	4,6
730	—	—	—	—	1,7
1% удлинения за 100 000 час.					
427	—	6,0	7,1	10,5	17,8
482	4,7	5,5	3,5	5,05	12,6
538	3,4	2,2	2,3	1,70	8,1
593	1,9	0,6	0,9	0,63	5,0
648	0,4	0,3	0,3	—	2,9
730	—	—	—	—	1,1

Таблица 101

Сопротивление крепу хромоникелевых сталей 18-8
(по разным источникам)

Тип стали	Состав, %			Напряжения, вызывающие 1% удлинения за 100 000 час. нагрева, кг/мм ²							Данные
	C	Cr	Ni	485	540	595	650	705	760	815	
A	0,07	18	8,5	14,0	10,5	6,0	3,8	2,46	—	—	ASTM
B	0,07	18	8,5	12,7	8,1	5,0	3,0	1,55	0,70	—	Нортон
B	0,43	20,2	7	—	13,3	—	3,52	—	—	—	Нортон
Г	0,09	18	8	13,7	10,5	—	3,87	—	1,48	0,53	Нортон
Д	0,15	18	8	—	10,7	5,6	3,8	2,39	1,34	0,63	ASTM
Е	0,10	19,8	9,4	—	12,6	—	4,0	—	2,46	—	Кентер и Спринг

Присадка элементов, способствующих образованию ферритной структуры, улучшает пластические свойства сталей при высоких температурах, что Ноуэл отмечает в отношении кремния, титана и молибдена.

Таблица 102

	Температура испытания °C	Сталь 18-8 с 0,07% C	Сталь 18-8 с 0,13% C
Напряжения, вызывающие 1% удлине- ния за 10 000 час. нагрева, кг/мм ²	538 648	10,2 5,9	13,8 6,8

Особенно заметное улучшение пластичности при высоких температурах наблюдается тогда, когда в стали появляется ферритная фаза.

Ниобий хотя и имеет много общего с титаном в отношении предотвращения интеркристаллитной коррозии, однако на пластичность при высоких температурах действует иначе.

Большой интерес для практики представляет выяснение влияния ниобия на свойства клапанных сталей, особенно с точки зрения замены им вольфрама.

Глава XIV

СТАЛИ ТИПА 18-8 С ПРИСАДКАМИ

Сталь 18-8 с титаном

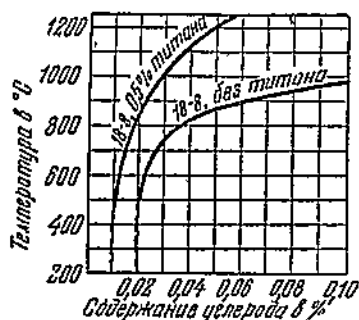
Введение титана в сталь 18-8 сообщает ей нечувствительность к интеркристаллитной коррозии. Титан, находясь в стали, в первую очередь соединяется с углеродом, образуя карбиды типа TiC.

Таким образом в присутствии титана карбидообразование происходит в основном за счет титана, и полезный для химической стойкости хром при этом почти не расходуется. Кроме этого фактора, существенное значение имеет то, что присутствие титана уменьшает растворимость карбидов в аустените, что хорошо видно на кривых фиг. 209.

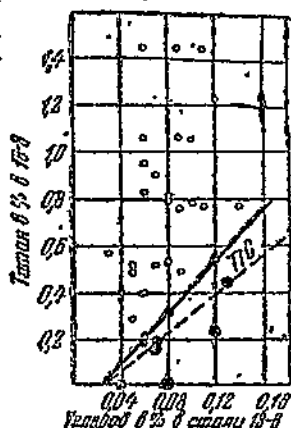
Эффективность действия титана в стали против интеркристаллитной коррозии зависит от количественного соотношения между титаном и углеродом.

Бейн, Эббс и Рутерфорд [190] в последних работах указывают на то, что количество титана, необходимое для предотвращения интеркристаллитной коррозии, в стали должно быть в 5,5 раза больше содержания эффективного углерода. Содержание эффективного углерода, т. е. углерода, участвующего в образовании карбидов, определяется вычитанием 0,02% из общего содержания углерода, определяемого химическим анализом.

На фиг. 210 показана зависимость между необходимым содержанием титана и углерода в стали 18-8, причем светлые кружки в верхней части диаграммы относятся к сталям 18-8 с титаном, которые не приобретают склонности к интеркристаллитной коррозии при нагреве в интервале выделения карбидов. Черные сплошные кружки относятся к сталям, которые разрушаются интеркристаллитной коррозией после нагрева при этих температурах. Размер кружка показывает глубину проникновения интеркристаллитной коррозии в металл.



Фиг. 209. Изменение растворимости карбидов под влиянием присадки 0,5% Ti в стали 18-8 (Бейн, Эборн и Рутерфорд)



Фиг. 210. Зависимость между титаном и углеродом в стали 18-8 с отношением их к интеркристаллитной коррозии (Бейн, Эборн и Рутерфорд)

Однако в практике американских заводов часто указывается иное соотношение между титаном и углеродом. Так, например, для случая сварки это соотношение должно удовлетворять следующей формуле:

$$\text{Ti}\% \geq 5 (\text{C}\% - 0,03\%).$$

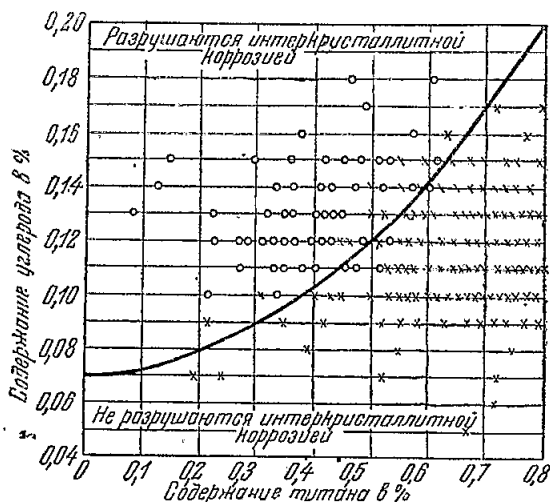
Гудремон и Шафмайстер [442] на основании изучения интеркристаллитной коррозии сварных образцов стали 18-8 с различным содержанием титана и углерода построили специальную диаграмму, которая приведена на фиг. 211.

Большое количество контрольных испытаний, проведенных со сталью 18-8 с титаном на Кировском заводе и заводе «Серп и молот» со сварными образцами, изготовленными из толстых листов, подтверждает данные Шафмайстера. Для деталей, длительно работающих при температурах выделения карбидов и подвергающихся при работе действию газовой коррозии, это соотношение должно быть близким к формуле Бейна. Согласно исслед-

дованиям автора, более надежным и вполне достаточным соотношением будет следующее:

$$\text{Ti}^0/\text{C}^0 \geq 5 (\text{C}^0/\text{C}_0 - 0,02\%_0).$$

Для стали, предназначенной для работы при высоких температурах, в Америке очень часто применяется специальная термическая обработка, которая носит название стабилизации. Эта термическая обработка заключается в предварительной холодной деформации стали и в последующем выделении карбидов при 850° в течение 2—4 час. После стабилизации сплав не боится нагрева при более низких температурах, так как весь углерод переходит из твердого раствора в карбиды титана.

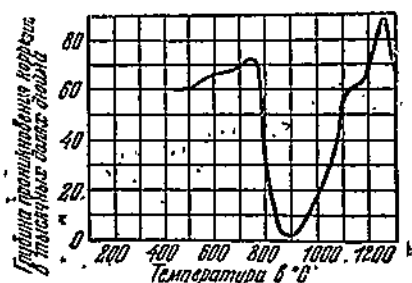


Фиг. 211. Влияние титана и углерода в стали типа 18-8 на появление склонности к интеркристаллитной коррозии у сварных образцов (автогенная сварка) (Шафмайстер)

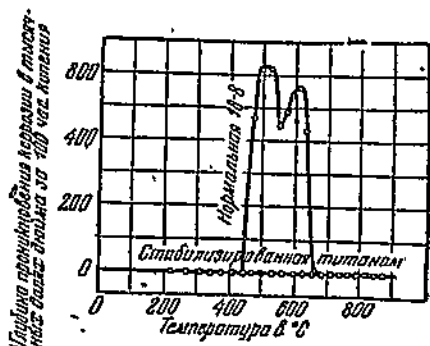
На фиг. 212 приведена диаграмма, показывающая изменение глубины проникновения интеркристаллитной коррозии в зависимости от температуры предварительного нагрева с последующим 100-часовым нагревом стали при 600° . После указанных обработок образцы подвергались кипячению в растворе медного купороса с серной кислотой, при котором определялась максимальная глубина проникновения интеркристаллитной коррозии.

Из диаграммы следует, что предварительный нагрев при температуре около 850° вызывает очень сильное уменьшение склонности к интеркристаллитной коррозии у стали 18-8 с 0,5% Ti, выявляющейся путем вторичного нагрева при 600° и последующего кипячения в указанном реактиве.

На фиг. 213 приведены результаты испытаний, показывающие проникновение интеркристаллитной коррозии, в глубину металла в обычной стали 18-8 и в сталях, содержащих титан и углерод в указанном выше соотношении.



Фиг. 212. Влияние предварительно-одночасового нагрева стали 18-8 с 0,5% Ti на появление склонности к интеркристаллитной коррозии в результате вторичного нагрева (100 час.) при 600° (Бейн, Эборн и Рутерфорд)



Фиг. 213. Глубина проникновения интеркристаллитной коррозии в стали 18-8 с титаном и без него после 1000 час. нагрева стали при высоких температурах и 100 час. кипячения, образцов в растворе CuSO_4 и H_2SO_4 (Бейн, Эборн и Рутерфорд)

Как видно, нагрев титансодержащего сплава при неблагоприятных температурах в течение 1000 час. и последующее испытание сплава на интеркристаллитную коррозию таковой не обнаружили, в то время как обычная сталь 18-8 после нагрева и кипячения в растворе медного купороса с серной кислотой показала полное разрушение.

Так как окончательной термической обработкой стали 18-8 с титаном, повидимому, являются операции, направленные к выделению карбидов в стали в равномерно распределенном состоянии, то механические качества у стали, стабилизированной титаном, несколько выше.

Прибавка титана в большем количестве, чем рекомендует Бейн, не вредна; в этом случае сплав приобретает некоторую магнитность, которую можно уничтожить введением повышенных количеств никеля. Введение титана в слишком большом количестве порядка 0,8% и выше способствует появлению ферритной фазы аналогично микроструктуре, приведенной на фиг. 214.

Для стали, стабилизированной титаном, весьма характерно лучшее сопротивление удару после нагрева при температурах выделения карбидов в сравнении с обычной сталью 18-8 (фиг. 215).

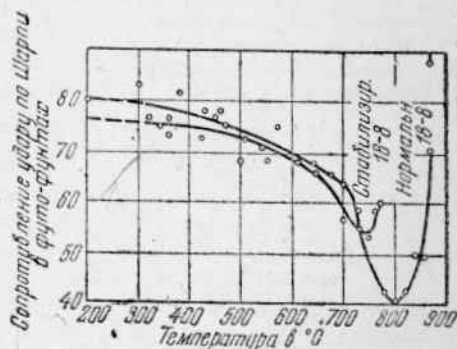
Введение титана в нержавеющую сталь типа 18-8 предотвращает появление склонности к интеркристаллитной коррозии, но в то же время несколько снижает общую химическую стойкость



Фиг. 214. Сталь 18-8 с 0,18% Ti с двухфазной аустенитно-ферритной структурой до и после нагрева (б) при температурах выделения карбидов (а) и электролитического травления в щавелевой кислоте. $\times 100$ (Эллингс)

стали, особенно в горячей концентрированной азотной кислоте. Поэтому сталь 18-8 с титаном рекомендуется применять только в том случае, где термическая обработка после сварки не может быть допущена. Там, где условия изготовления химической аппаратуры позволяют подвергать сварные детали дополнительной термической обработке, сталь 18-8 (без титана) после сварки и последующей термической обработки показывает более высокую химическую стойкость. Механические свойства сталей типа 18-8 с титаном приведены в табл. 90 и 91.

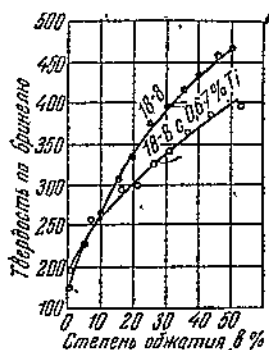
Влияние титана на изменение твердости при холодной деформации, по данным Пфайля и Джонса, для стали 18-8 и 18-15 с присадкой титана показано на фиг. 216, а изменение твердости у стали, предварительно обжаренной в холодном состоянии до 50% и затем подвергнутой нагреву при различных температурах, — на фиг. 204.



Фиг. 215. Сопротивление удару стали типа 18-8, стабилизированной титаном, и нормальной стали типа 18-8 после 1000 час. нагрева стали при различных температурах (Бейн, Эборн и Рутерфорд)

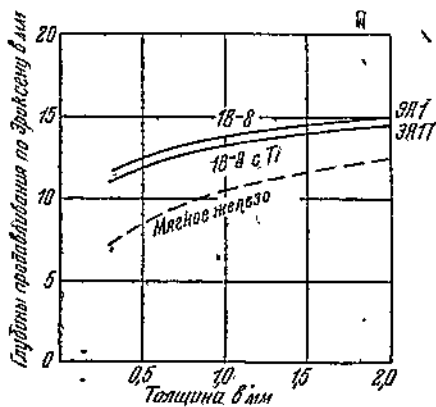
Несмотря на то что сталь 18-8 с титаном имеет более высокую твердость в исходном состоянии, способность к наклепу у этой стали несколько меньшая, чем у стали 18-8 без титана.

Изменение твердости у холоднокатаной стали 18-8 с титаном в зависимости от температуры нагрева показывает, что полное смягчение у этой стали несколько запаздывает по сравнению со сталью 18-8 без титана.



Фиг. 216. Изменение твердости стали 18-8 с титаном и без него в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (Пфайль и Джонс). 18-8 с 0,14% С без Ti (1150°); 18-8 с 0,14% С и 0,67% Ti (1150°)

На диаграмме фиг. 217 приведены кривые зависимости глубины продавливания от толщины листа (по Эриксену) для стали 18-8 с титаном.



Фиг. 217. Глубина продавливания по Эриксену для стали 18-8 с титаном и без него

По механическим свойствам сталь 18-8 с титаном мало отличается от стали 18-8 без титана.

Сталь 18-8 с титаном обладает высоким сопротивлением крипу и в связи с этим применяется в аппаратуре, работающей при высокой температуре и высоком давлении. Например, она находит применение для пароперегревательных трубок, котлов высокого давления, в аппаратуре крекинга и ряде других деталей.

Большой интерес представляют испытания Френкса по изучению влияния длительного нагрева при температурах выделения карбидов на изменение сопротивления удару по Изоду. Испытания на удар производились при комнатных температурах после нагрева образцов при 750° в течение одного месяца. Данные этих испытаний приведены в табл. 104.

Испытания показывают, что присадка титана и ниобия в небольшом количестве оказывает благоприятное влияние на сопротивление удару. Присадка титана и ниобия в большом количестве

ва (0,94% Ti и 1,16% Nb) приводит к понижению сопротивления удару.

Механические свойства стали типа 18-8 при высоких температурах, определенные при кратковременных испытаниях, приведены в табл. 105, 106 и 90. Из этих испытаний следует, что присадка титана к стали 18-8 несколько повышает сопротивление разрыву при высоких температурах (Норуэл).

Таблица 103

Тип стали	Химический состав, %				Механические свойства						Динамическ. разрыв	
	C	Cr	Ni	Ti	сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	предел те- чести кг/мм ²	удлинение на 2", %	сужение %	твёрдость по Бринеллю H _B	удар по Изоду, фу- то-фунты	фуго-фунты	удлинение %
A	0,12	22,00	13,1	—	50,44	27,24	54,0	61,5	143	92,0	168	46
B	0,11	20,29	10,4	0,11	55,01	30,23	46,0	57,5	163	97,0	149	36
B	0,12	22,59	10,0	0,35	56,59	31,28	45,5	57,0	170	77,0	108	31
Г	0,10	23,91	11,4	0,46	58,00	32,34	42,5	56,5	174	48,0	115	32
Д	0,12	22,61	11,5	0,90	68,19	42,23	31,0	40,5	207	36,0	86	22
Е	0,13	22,49	11,5	3,50	96,84	70,30	3,0	3,5	302	1,5	—	—

Таблица 104

Тип стали	Химический состав, %				Сопротивление по Изоду фуго-фунты	
	C	Cr	Ni	другие присадки	после закал- ки при 1150°	после нагрева при 1150° и охлаждения в воде и последующего нагрева в течение одного месяца при 750° с ох- лаждением на воздухе
A	0,12	18,5	8,56	—	120	46
B	0,10	18,6	8,68	0,38 Ti	111	82
B	0,12	18,0	9,08	0,94 Ti	101	20
Г	0,091	18,0	8,86	0,75 Nb	120	95
Д	0,10	18,4	8,97	1,16 Nb	104	40

Некоторые авторы приводят следующие значения предела ползучести для стали 18-8 с титаном (сталь V2AE):

для температуры 500° 12 кг/мм²
 „ „ 600° 12 „
 „ „ 700° 3—4 „

Таблица 105

**Механические свойства сталей типа 18-8 с титаном и ниобием
при высоких температурах
(кратковременные испытания)**

Тип стали	Химический состав, %				Темпера- тура ис- пытания °C	Механические свойства в нагретом состоянии		
	C	Cr	Ni	другие элементы		сопро- тивление разрыву кг/мм ²	удлине- ние на 2" %	сужение попереч- ного се- чения, %
А	0,054	18,3	9,22	—	538	38,0	67,5	43,5
					648	26,8	58,8	57,0
					760	22,7	71,0	49,0
					871	9,5	38,8	43,5
					927	7,0	35,0	48,0
Б	0,14	17,4	9,56	—	538	47,0	68,3	49,5
					648	38,7	56,1	40,0
					760	21,6	64,6	57,5
					871	11,3	36,1	37,0
					927	10,3	44,5	56,0
В	0,19	19,3	9,12	0,44 Ti	538	54,4	42,5	56,7
					648	46,7	39,0	54,9
					760	32,4	42,0	60,3
					816	23,3	39,0	57,8
					871	19,8	43,5	63,3
Г	0,16	19,1	9,22	0,88 Ti	538	50,7	42,0	56,7
					648	44,2	36,0	51,9
					760	31,3	41,0	60,3
					816	22,4	46,5	57,8
					871	18,7	46,5	63,3
Д	0,16	19,3	9,18	1,19 Ti	538	52,1	27,5	61,3
					648	41,7	32,0	58,2
					760	26,7	51,0	60,3
					816	19,2	52,5	71,0
					871	17,4	63,5	74,5
Е	0,06	17,6	7,03	0,30 Ti 0,30 Si	538	47,8	26,0	61,3
					648	40,1	26,5	62,2
					760	27,5	30,0	68,7
					816	24,6	49,0	78,9
					871	20,6	40,0	86,2
Ж	0,10	18,4	8,97	1,16 Nb	538	43,3	23,5	61,2
					648	36,0	28,0	56,5
					760	25,8	22,5	39,8
					816	22,8	22,0	46,3
					871	18,3	25,0	38,9
					927	15,2	21,0	32,5

Таблица 106

Испытания производились со сталью состава: 0,13% C; 17,6% Cr; 8,9% Ni; 0,52% Ti после закалки в воде при 1150°

Температура испытания °C	Сопротивле- ние разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение %	Сжатие %
20	66,1	24,4	59,9	66,4
100	57,5	20,95	57,5	70,0
200	51,3	17,4	48,6	68,0
300	50,0	13,9	43,5	62,8
400	48,7	13,1	40,0	57,6
500	45,3	13,1	39,3	54,2
600	38,3	12,5	40,0	50,0
700	30,3	12,2	43,5	52,4
800	18,3	10,0	52,0	70,0
900	10,0	7,9	60,0	90,0

Неизменяемость предела ползучести в интервале 500—600° обусловлена влиянием выделения карбидов, которые несколько повышают прочность стали в нагретом состоянии.

Сталь 18-8 с титаном в качестве жароупорного материала нашла широкое применение при изготовлении выхлопных систем мощных авиационных моторов, причем отмечается, что присадка титана увеличивает срок службы этих систем примерно в три-четыре раза.

Кроме того, сталь 18-8 с титаном нашла особенно широкое применение при изготовлении сварной аппаратуры азотно-кислотных заводов. При применении стали 18-8 с титаном для этой цели в качестве присадочного материала при сварке применяется сталь 18-8 с очень низким содержанием углерода (ниже 0,06%), так как применение стали 18-8 с титаном в качестве присадочного материала не гарантирует шов от появления в нем склонности к интеркристаллитной коррозии вследствие сильного угара титана при сварке.

По наблюдениям автора, применение стали 18-8 с титаном в качестве присадочного материала в ряде случаев может непосредственно не сказаться на понижении коррозионной стойкости сварного шва, особенно, когда шов односторонний и сварка проводилась очень быстро. В перекрещивающихся сварных швах, а также при сварке толстого материала применение стали 18-8 с титаном в качестве присадочного материала обычно приводит к разрушению мест сварки коррозией в зоне перекрещивания.

Применение в качестве присадочного материала стали 18-8 с ниобием или титаном при сварке аппаратуры из стали 18-8 дает прекрасные результаты. Это особенно следует рекомендовать для сварных изделий, работающих при высоких температурах в ат-

мосфере коррозии, как, например, в паротурбинных установках высокого и сверхвысокого давления.

Следует отметить, что в стали 18-8 с титаном часто встречается небольшое количество алюминия, попадающего при изготовлении стали из алюминотермического ферротитана, в котором алюминия содержится до 3—5%, а иногда и больше. Присутствие повышенного содержания алюминия может служить причиной затруднений при горячей обработке стали благодаря влиянию двух факторов: двухфазности и понижения пластичности стали в нагретом состоянии.

Хромоникелевые стали 18-8 с ниобием (колумбием)

Ниобий принадлежит к ферритообразующим элементам и при введении в железо в количестве около 0,8% замыкает γ -область.

Наряду с этим ниобий является очень сильным карбидообразующим элементом и в системе 18-8 действует аналогично хрому и титану.

Большинство исследований относится к изучению влияния ниобия на отношение стали типа 18-8 к интеркристаллитной коррозии.

По данным Беккета и Френкса, введение ниобия в количестве, большем десятикратного содержания углерода, сообщает сталям 18-8, 22-12, 26-20 нечувствительность к интеркристаллитной коррозии после нагрева их в интервале температур выделения карбидов. При меньшем содержании ниобия полного предотвращения интеркристаллитной коррозии не наступает, но склонность к ней уменьшается.

Механические свойства хромоникелевых

Тип стали	Химический состав, %				Термическая обработка
	C	Cr	Ni	Nb	
A	0,07	18,28	9,42	0,51	Закалка с 1150° в воде
B	0,07	17,81	9,18	0,75	» » 1150° » »
B	0,12	18,63	9,27	1,25	» » 1150° » »
	0,12	18,63	9,27	1,25	Охлаждение на воздухе с 1150°
Г	0,15	18,52	9,00	2,13	Закалка с 1150° в воде
	0,15	18,52	9,00	2,13	Охлаждение на воздухе с 1150°
Д	0,14	22,87	12,43	1,50	Закалка с 1150° в воде
	0,14	22,87	12,43	1,50	Охлаждение на воздухе с 1150°
Е	0,14	25,06	20,44	1,51	Закалка с 1150° в воде

На фиг. 218 приведена структурная диаграмма, показывающая влияние никеля и хрома в хромоникелевых сталях с 0,08% С и десятикратной присадкой ниобия и на положение аустенито-ферритной и аустенитной областей с карбидами.

Из диаграммы следует, что, для того чтобы избежать появления ферритной фазы в сталях с 18% Cr, необходимо повышенное содержание никеля порядка 10—12%.

Способность сталей с ниобием и титаном к горячей обработке значительно улучшается благодаря повышению содержания марганца до 1,0—2,0%, что практикуется большинством американских фирм, выпускающих хромоникелевые стали аустенитного типа. В табл. 108 приведены данные, показывающие, что повышение содержания марганца в сталях с ниобием не вызывает больших изменений в коррозионной стойкости.

Отмечается, что ниобий, примененный в качестве присадочного материала при сварке стали 18-8, сообщает стали большую устойчивость в отношении интеркристаллитной коррозии в сварном шве, чем титан. Это обусловлено тем, что титан, имеющийся в стали 18-8, применяе-



Фиг. 218. Структурная диаграмма для хромоникелевых сталей с содержанием углерода не более 0,08% и при содержании ниобия, в десять раз большем содержания углерода (Френкс):

А — охлаждение на воздухе от 1650°;
В — охлаждение на воздухе от 1650°, выдержка при 650° в час. и охлаждение на воздухе

Таблица 107
сталей, содержащих ниобий (колумбий)

Сопротивление разрыву кг/мм ²	Предел текучести кг/мм ²	Удлинение на 2" %	Сжатие %	Сопротивление удару по Изоду футо-фунты	Твердость по Бринеллю НВ
62,9	25,3	60	72	120	137
64,5	24,6	59	67	120	143
64,5	26,6	58	66	103	143
65,2	28,8	57	64	102	146
64,1	28,8	51	64	94	163
62,9	25,3	51	63	98	153
64,0	39,0	42	58	97	146
64,0	36,6	47	64	98	149
63,6	33,8	44	63	86	146

Таблица 108

Результаты коррозионных испытаний¹ сталей 18-8, содержащих ниобий и до 2% Mn

Химический состав, %						Глубина проникновения в месяц при кипячении в 65% HNO ₃ , мм		
Cr	Ni	Mn	Si	Nb	C	первый 48-часовой период	второй 48-часовой период	третий 48-часовой период
18,39	9,02	0,50	0,27	0,72	0,06	0,0250	0,0225	0,0250
18,86	9,45	0,65	0,49	0,74	0,06	0,0250	0,0200	0,0200
17,66	10,10	0,99	0,45	0,54	0,07	0,0250	0,0175	0,0175
17,53	10,47	0,99	0,44	0,87	0,07	0,0275	0,0175	0,0175
17,99	10,01	1,68	0,46	0,84	0,07	0,0275	0,0175	0,0175
19,21	10,55	2,08	0,56	0,96	0,07	0,0250	0,0175	0,0150

¹ Испытания производились над образцами, вырезанными из листа толщиной в 6,35 мм, охлажденного на воздухе от 1075°.

мый при сварке в качестве присадочного материала, очень сильно выгорает. Ниобий в этом случае также выгорает, но в значительно меньшей степени.

Механические свойства хромоникелевых сталей с различным содержанием ниобия приведены в табл. 107 и для заводской марки, выпускаемой заводом Republic Steel Corporation, в табл. 90.

Сталь 18-8 с ниобием в США применяется при изготовлении выхлопов авиационных моторов, а также в химической промышленности, причем по стоимости она равна стали 18-8 с титаном.

Механические свойства стали 18-8 с ниобием, по данным исследований Ноуэла, приведены в табл. 107.

Хромоникелевые стали 18-8 с молибденом

Введение молибдена в сталь типа 18-8 способствует повышению химической стойкости в ряде реагентов, как-то: в кипящих растворах уксусной и фосфорной кислот, в горячих растворах сернистой кислоты под давлением и в ряде других сред.

Применение стали 18-8 с молибденом указано в табл. 89, а механические свойства — в табл. 90.

Введение присадки молибдена отражается на структуре стали, так как молибден действует аналогично хрому, способствуя появлению ферритной фазы. В связи с этим, для того чтобы сталь имела аустенитную структуру, требуется более высокое содержание никеля. В том случае, когда молибдена в стали около 2%, содержание никеля должно быть не меньше 9% при 0,1% C, и при содержании молибдена около 4% содержание никеля должно быть более 10%. В ряде американских спецификаций содержание никеля в сталях с 2—4% Mo колеблется от 9 до 14%, а содержание хрома — от 16,5 до 19%.

Увеличение содержания углерода действует аналогично никелю, способствуя увеличению аустенитной фазы, но в то же время повышает способность стали приобретать склонность к интеркристаллитной коррозии.

Присадка молибдена к стали 18-8 несколько уменьшает склонность стали к интеркристаллитной коррозии, но практически это не имеет большого значения.

Пфайль и Джонс [517] указывают, что присадка 4% Мо при 0,1% С способствовала значительному уменьшению разъедания стали интеркристаллитной коррозией, особенно после обработки при 950—1150° с последующим нагревом при 650°.



Фиг. 219. Двухфазная аустенито-ферритная структура стали 19-9 с 2,5% Мо после закалки



Фиг. 220. То же, после закалки с последующим 24-часовым нагревом при 648°. Электролитическое травление NaCN. $\times 500$

По данным автора, двухфазная сталь 18-8 с 4% Мо и 0,08% С после автогенной и электродуговой сварки признаков интеркристаллитной коррозии совершенно не обнаружила. Не было обнаружено признаков интеркристаллитной коррозии также после нагрева при температурах 500—950° в течение 30 мин. и после 72-часового кипячения в растворе медного купороса с серной кислотой.

На фиг. 219 и 220 приведена структура стали с 0,07% С, 18,8% Cr, 9,0% Ni и 2,5% Мо после закалки с высоких температур (левая) и структура той же стали после закалки с последующим 24-часовым нагревом стали при 648° (правая). В последнем случае в ферритной фазе наблюдается образование перлита, а в аустенитной фазе — выделение карбидов по границам зерен.

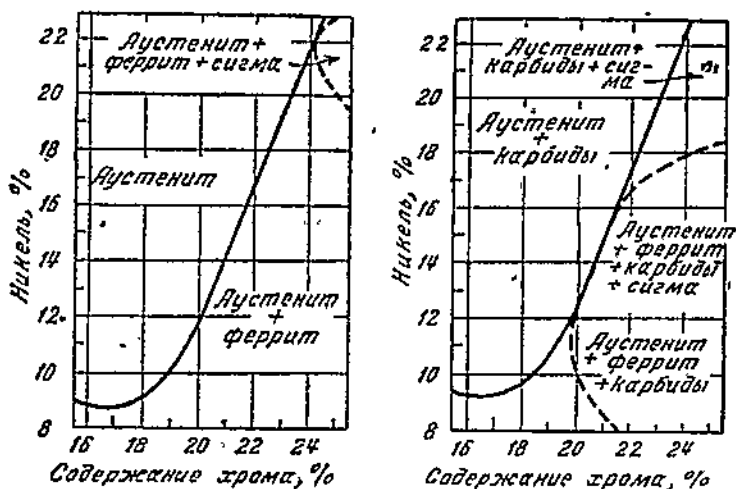
Сталь с содержанием молибдена около 2% ведет себя аналогично стали 18-8, имея несколько меньшую склонность к интеркристаллитной коррозии. Поэтому стали 18-8 с 2,5% Мо подразделяются на несколько марок:

а) Сталь 18-8 с 2,5% Мо и 0,06% С.

б) Сталь 18-8 с 2,5% Мо и 0,14% С и присадкой титана или ниобия.

Эти две марки стали предназначены для аппаратуры, которая после сварки не требует термической обработки.

в) Сталь 18-8 с 2% Мо и с повышенным содержанием углерода (до 0,15%). Эта марка стали предназначена для аппаратуры, которая не подвергается нагреву при температурах выделения карбидов, или же для аппаратуры, изготовляемой с помощью сварки, но с обязательной термической обработкой после сварки.

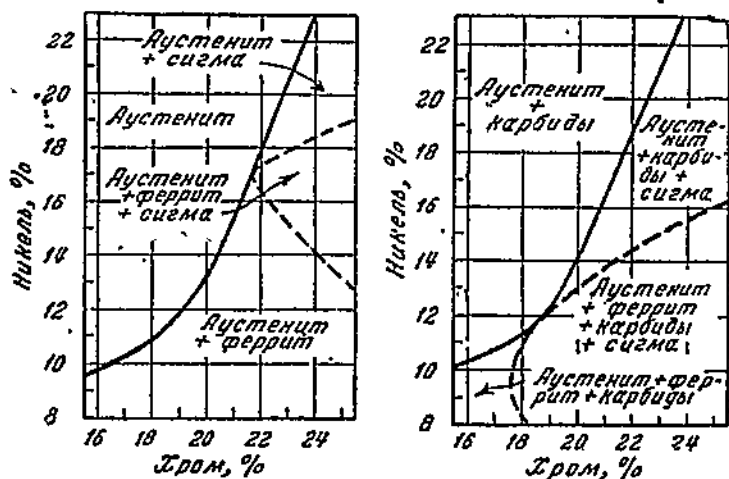


Фиг. 221. Структурные диаграммы хромоникелевых сталей, содержащих 1—1,5% Мо и не более 0,10% С.

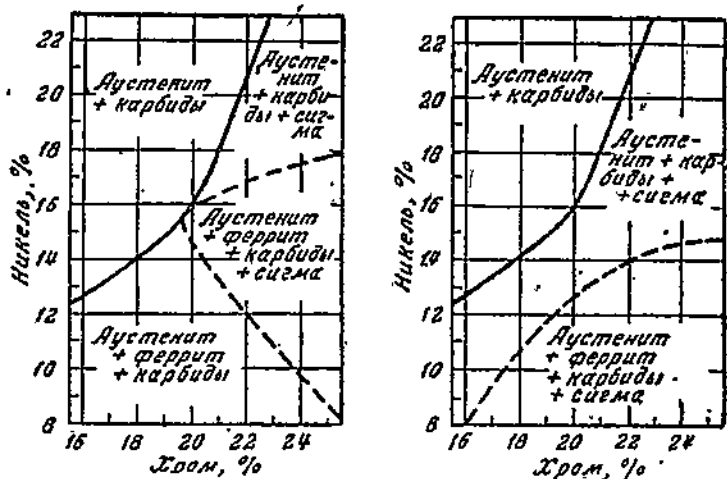
Диаграмма слева — для термической обработки, заключающейся в охлаждении с 1100—1150° на воздухе

Диаграмма справа — для термической обработки: 1100—1150° (воздух) + четырехчасовой отпуск при 870° и охлаждение на воздухе (Френкс, Биндер и Бишоп)

Френкс, Биндер и Бишоп [277] в результате обстоятельного изучения влияния добавок молибдена от 1 до 4% к сталям с 0,10% С, 16—25% Cr и 8—25% Ni построили ряд диаграмм (фиг. 221, 221а и 222), показывающих, как изменяется положение областей структурных составляющих в зависимости от содержания хрома, никеля и молибдена. Представленные на фиг. 221 и 221а диаграммы (левые) относятся к термической обработке при 1100—1150° с охлаждением на воздухе, а на фиг. 221



Фиг. 221а. То же, для сталей, содержащих от 1,75 до 2,25% Мо

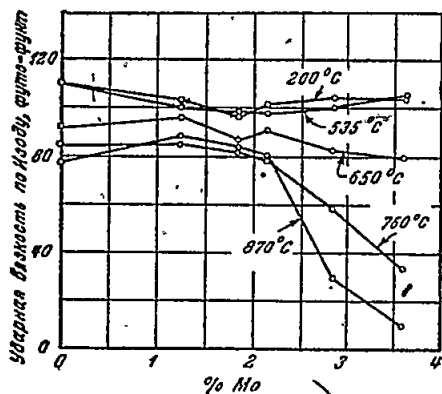


Фиг. 222. Структурные диаграммы хрооникелевых сталей с присадкой ниобия в количестве, в 7—14 раз большем содержания углерода, для различных и постоянных присадок молибдена

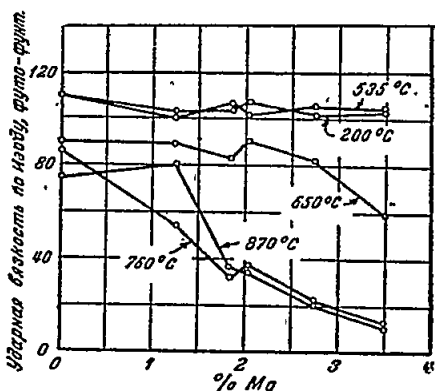
Диаграмма слева — для термической обработки 1100—1150° (воздух).
Диаграмма справа — для термической обработки: 1100—1150° (воздух) + четырехчасовой отпуск при 870° (воздух) (Френкс, Виндер и Виппон)

(правая) — к той же термической обработке с последующим четырехчасовым отпуском при 870° с охлаждением на воздухе.

С повышением содержания молибдена аустенитная область несколько сужается за счет расширения аустенито-ферритной и аустенито-карбидной с σ -фазой. После термической обработки при 1100 — 1150° с последующим отпуском при 870° область распространения σ -фазы очень сильно увеличивается. Это обстоятельство указывает, что, для того чтобы избежать сильной хрупкости при отпуске (фиг. 223 и 224), связанной с появлением σ -фазы, необходимо в хромоникелевых сталях с 18% Cr и с молибденом повышенное содержание никеля.



Фиг. 223. Влияние молибдена на изменение ударной вязкости хромоникельмолибденовых сталей после 350-часовой выдержки при указанных на диаграмме температурах отпуска. Перед отпуском стали были обработаны при 1100° с охлаждением на воздухе (Френкс, Биндер и Бишоп)



Фиг. 224. Влияние молибдена на изменение ударной вязкости хромоникельниобиевых сталей после 350-часовой выдержки при температурах отпуска от 200 до 870° . Перед отпуском стали подвергались обработке при 1100° с охлаждением на воздухе (Френкс, Биндер и Бишоп)

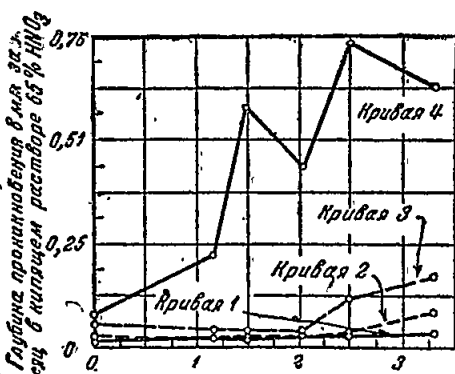
Присутствие σ -фазы доказывалось путем травления и изменения магнитных свойств.

При травлении шлифов в растворе 50 частей соляной кислоты, 5 частей азотной и 45 частей воды σ -фаза быстро окрашивалась в черный или темнорусый цвет. Нагрев сталей в течение 4 час. при 870° после обработки при 1100 — 1150° наряду с выделением карбидов вызывал появление σ -фазы и в соответствии с этим — изменения в магнитности. Магнитный феррит при выделении σ -фазы становился немагнитным. Кроме того, выделение σ -фазы резко снижало ударную вязкость (см. фиг. 223) и понижало стойкость против коррозии (фиг. 225).

Для устранения склонности к интеркристаллитной коррозии у

хромоникельмолибденовых сталей как аустенитного типа с содержанием углерода порядка 0,10% рекомендуется присадка ниобия в количестве, в 7—10 раз большем содержания углерода.

На фиг. 222 приведены диаграммы, показывающие влияние хрома, никеля и молибдена в сталях с 0,1% С и содержащих присадку ниобия в количестве, в 7—14 раз превышающем содержание углерода, построенных для двух вариантов термической обработки.



Фиг. 225. Влияние термической обработки на стойкость хромоникельмолибденовых сталей, содержащих ниобий в количестве, в 6—8 раз большем содержания углерода, в кипящей 65%-ной азотной кислоте:

- 1 — нагрев 5 мин. при 1100—1150°, с охлаждением на воздухе;
- 2 — нагрев 5 мин. при 1100—1150°, охлаждение на воздухе и четырехчасовой отпуск при 870° с охлаждением на воздухе;
- 3 — нагрев 5 мин. при 1100—1150°, охлаждение на воздухе + четырехчасовой отпуск при 870° с охлаждением на воздухе и еще четырехчасовой нагрев при 650° с охлаждением на воздухе;
- 4 — нагрев 5 мин. при 1100—1150°, охлаждение на воздухе и четырехчасовой нагрев при 650° с охлаждением на воздухе (Френк, Виндер, и Бишоп)

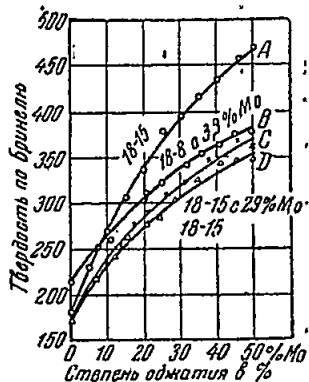
хрупкости хромоникельмолибденовые стали как с присадкой ниобия и титана, так и без них должны быть полностью аустенитными или же аустенито-карбидными, но в последнем случае они не должны приобретать склонности к интеркристаллитной коррозии.

В табл. 109 приведены механические свойства стали 18-8 с молибденом после различных вариантов термической обработки и в табл. 110—111 — механические свойства при высоких температурах (кратковременные испытания).

По физическим и технологическим свойствам стали 18-8 с мо-

В данном случае присадка ниобия к хромоникельмолибденовым сталям еще более расширяет область выделения σ -фазы и сужает аустенитную область.

В целях получения наиболее стойкой стали в отношении коррозионной стойкости и в отношении устранения



Фиг. 226. Влияние молибдена и степени обжатия при холодной прокатке на изменение твердости сталей типа 18-8 и 18-15 (Пфайль и Джонс)

либденом очень близки к сталям 18-8 без него. Присадка молибдена к сталям типа 18-8 и 18-15 уменьшает способность сталей приобретать наклеп при холодной деформации, что хорошо видно на кривых, представленных на фиг. 226.

Сталь А после термической обработки при 1050—1150° (вода) имела аустенитную структуру, а сталь Б — аустенито-ферритную.

Ряд авторов отмечает более высокую крипоустойчивость у стали 18-8 с молибденом по сравнению с хромоникелевой 18-8. Особенно ценным свойством стали 18-8 с молибденом и титаном является то, что она под действием длительно приложенных напряжений при температуре около 800° показывает высокую пластичность при достаточной прочности.

Таблица 109

Механические свойства хромоникелевых сталей типа 18-8 с 2,5% Мо после различных вариантов термической обработки

Тип стали	Химический состав, %						Температура закали в воде, °C	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение на длине 11,3 $\sqrt{F_0}$, %	Твердость по Бринеллю HB	Глубина проваливания, мм	Толщина листа мм
	C	Si	Cr	Ni	Mo	другие присадки						
А	0,12	0,70	18,4	9,4	2,1		950	70,1	44,2	171	13,1	2,1
							1050	66,4	50,2	155	13,9	2,1
							1150	60,7	57,0	145	14,8	2,1
Б	0,07	0,65	19,0	8,5	2,5	0,45 Ti	950	76,6	16,6	195	8,5	1,7
							1050	65,6	43,3	170	14,5	1,7
							1150	63,4	41,1	153	16,0	1,7

Таблица 110

Испытания производились со сталью состава: 0,14% C; 18,2% Cr; 9,66% Ni; 1,93% Mo после закалки в воде при 1200°

Температура испытания °С	Сопротивление разрыву	Предел 'текучести	Удлинение	Сжатие
	кг/мм²		%	
20	62,6	28,9	68,0	70,6
100	57,5	22,7	67,5	74,2
200	54,0	17,5	60,0	73,3
300	52,0	14,9	55,0	69,8
400	52,0	13,1	54,0	66,4
500	50,0	12,2	50,0	60,0
600	43,5	11,4	43,5	49,6
700	30,0	11,4	24,4	28,0
800	18,3	10,5	13,0	15,7
900	11,4	8,7	8,7	10,0

Таблица 111

Испытания производились со сталью состава: 0,11% С; 17,6% Cr; 9,86% Ni; 2,67% Mo; 0,66% Ti, закаленной в воде при 1200°

Температура испытания °C	Сопротивление разрыву	Предел текучести	Удлинение	Сжатие
	кг/мм²			
20	64,5	28,9	52,0	67,0
100	59,0	22,6	48,6	69,0
200	54,9	20,0	43,5	68,0
300	57,5	19,2	40,8	64,5
400	57,5	19,2	40,0	61,0
500	53,5	18,3	40,0	60,0
600	45,2	17,4	41,8	60,0
700	32,2	15,7	47,0	61,0
800	20,0	13,9	54,9	76,6
900	11,0	10,0	65,0	89,0

Сталь 18-8 с кремнием

Сталь 18-8 с 2,5% Si находит применение в качестве жароупорного материала в паросиловых установках для арматуры и пароперегревательных труб (см. табл. 89 и 90).

В США эта сталь вырабатывается фирмой Crucible Steel Company of America [243]. Влияние повышенного содержания кремния на свойства стали изучалось рядом авторов (Эртель и Шепперс, Романов и Вер [102] и Джонсон). Введение кремния в сталь 18-8 до 2% больших изменений в структуре и свойствах не вызывает; при большем содержании кремния появляется двухфазная структура, состоящая из аустенита и феррита.

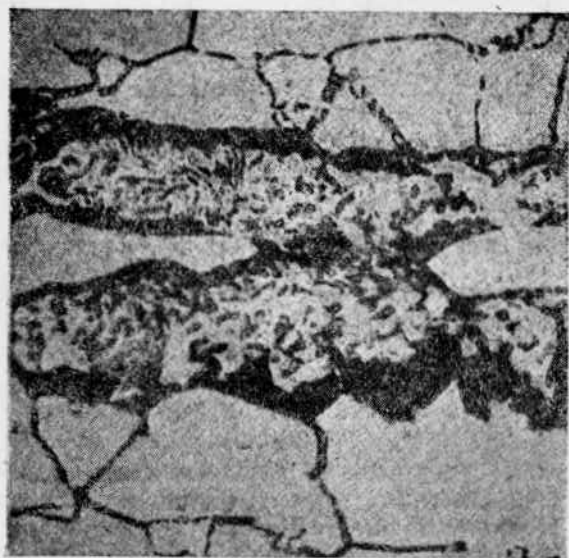
Увеличение содержания кремния в стали 18-8 отражается на ее механических свойствах. С появлением двухфазности уменьшается пластичность в холодном состоянии и способность стали к штамповке. Понижение пластичности, особенно штампуемости, связано с появлением анизотропии, вызванной строчечным распределением структурных составляющих.

Пейзон и Гаррисон [511] приводят ряд интересных снимков микроструктуры двухфазной хромоникелевой стали с повышенным содержанием кремния, на которых наблюдается сильное обогащение углеродом периферии ферритных зерен, непосредственно примыкающих к аустенитным зернам. На фиг. 227 приведена структура стали с 23% Cr, 11% Ni и 2,3—2,6% Si после закалки при 1150° в воде и последующего 72-часового нагрева стали при 648° после травления реактивом Мербль (Merble).

Механические свойства стали типа 18-8 с различным содержанием кремния приводятся в табл. 112.

Таблица 112

Тип стали	Химический состав, %				Обработка	Механические свойства				
	C	Si	Cr	Ni		сопротивление разрыву, кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²	удлинение на длине 2", %	сужение, %	твёрдость по Бринеллю, НВ
А	0,17	0,44	18,4	8,6	Горячекатаная	85	35	40,4	59,9	223
Б	0,14	3,55	20,0	8,0	"	86	55	49,8	57,3	229
В	0,14	3,55	20,0	8,0	После нагрева при 1150°С	80	46	63,5	72,7	207
Г	0,20	2—2,5	18	8	То же	63	31	55	50	150
						70	39	65	70	180



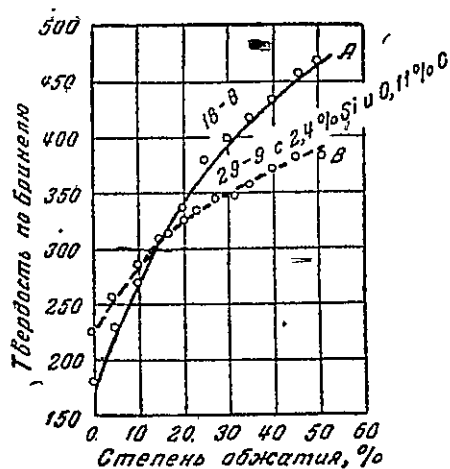
Фиг. 227. Сталь с 23% Cr; 11,0% Ni и 2,3—2,6% Si после закалики при 1150° в воде и 72-часового нагрева при 648°. $\times 2000$ (Пейзон и Гарриссон)

Влияние кремния на изменение твердости у сталей типа 22-9 и 22-15 при холодной прокатке в зависимости от степени обжатия показано на фиг. 228 и на фиг. 229 — изменение твердости у холоднокатаной стали в зависимости от температуры нагрева.

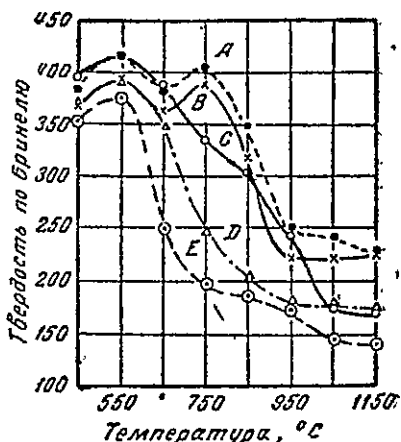
Имея более высокую твердость в исходном состоянии (после закалики при 1150° в воде), стали с кремнием обладают меньшей

склонностью к приобретению наклепа при холодной прокатке, чем сталь 18-8 с 0,09% С.

Достаточное смягчение у сталей 22-9 с кремнием наступает при более повышенных температурах, чем у стали типа 18-8.



Фиг. 228. Влияние кремния на изменение твердости стали 22-9 с 0,11% С и 2,4% Si в зависимости от степени обжатия при холодной прокатке (Пфайль и Джонс)



Фиг. 229. Влияние кремния на изменение твердости у холоднодеформированной стали в зависимости от температуры отпуска (Пфайль и Джонс):

- A — 22-9 с 0,11% С и 2,4% Si (1160°);
- B — 22-9 с 0,03% С и 2,1% Si (1150°);
- C — 22-15 с 0,09% С и 2,2% Si (900°);
- D — 22-9 с 0,03% С и 0,4% Si (1150°);
- E — 18-8 с 0,10% С и 0,4% Si (900°).

Механические свойства стали 18-8 с различным содержанием кремния при высоких температурах, по данным Эртеля и Шенперса [499], приведены в табл. 113.

Механические свойства стали 18-8 с кремнием и без него при высоких температурах, по данным Ноуэла, приведены в табл. 114.

Повышение содержания кремния в стали 18-8 увеличивает сопротивление окислению при высоких температурах, что можно видеть из диаграммы, приведенной на фиг. 230 по данным Рапатца [97]. Джонсон также указывает, что повышение содержания кремния в стали 18-8 с 0,4 до 2,4% при нагреве при 980° увеличивает сопротивление окислению в 22 раза.

В табл. 115 приведены данные о глубине проникновения газовой коррозии в мм/год при нагреве сталей при 980° в течение 36 и 72 час. в атмосфере воздуха.

Увеличение содержания кремния в стали 18-8 несколько увеличивает сопротивление коррозии в разбавленной соляной кислоте при комнатных температурах и в очень разбавленной теп-

Таблица 113

Механические свойства хромоникелевых сталей с кремнием
при высоких температурах при кратковременном разрыве

Тип стали	Химический состав %				Температура испытания °C	Сопротивле- ние разрыву кг/мм²	Удлинение % L ₅	Сужение поперечно- го сечения %
	C	Si	Cr	Ni				
A	0,18	0,23	16,8	7,7	700 900	49,0 14,3	35,0 22,5	54,3 37,2
Б	0,20	1,32	16,9	8,6	700 900	51,3 17,8	30,0 26,0	51,9 42,0
В	0,24	2,26	16,9	7,9	700 900	53,0 16,8	36,0 23,0	50,0 42,1
Г	0,30	3,20	17,8	7,6	700 900	52,2 14,8	29,0 30,0	40,7 67,5

Таблица 114

Тип стали	Химический состав %				Темпера- тура испытания °C	Механические свойства в нагретом состоянии		
	C	Cr	Ni	Si		сопротивле- ние разрыву кг/мм²	удлинение на 2" %	сужение по- перечного сечения %
A	0,14	17,4	9,56	—	{ 538 { 648 { 760 { 871 { 927	47,0 38,7 21,6 11,3 10,3	68,3 56,1 64,6 36,1 44,5	49,5 40,0 57,5 37,0 56,0
Б	0,14	17,5	9	2	{ 538 { 648 { 760 { 816 { 871 { 927	53,0 40,0 22,4 18,9 13,1 9,8	52,5 34,0 69,5 77,0 80,5 87,0	63,5 34,8 73,2 73,0 76,7 77,2

Таблица 115

Сталь	Глубина про- никновения коррозии (нагрев 36 час.) мм/год	Сталь	Глубина про- никновения коррозии при 980° (нагрев 72 часа) мм/год
18-8 с 0,40% Si	22,0	18-8 с 0,52% Si	9,9
18-8 с 1,10% Si	12,2	18-8 с 1,86% Si	3,8
18-8 с 2,14% Si	1,1	18-8 с 3,62% Si	0,02

лой серной кислоте. В то же время увеличение содержания кремния уменьшает сопротивление коррозии в кипящей концентрированной азотной кислоте (65%).

По данным Ролансона, Пфайля и Джонса, появляющаяся в стали 18-8 двухфазность в связи с повышенным содержанием кремния оказывает благотворное влияние на сталь, уменьшая чувствительность к интеркристаллитной коррозии, о чем будет сказано далее в соответствующей главе.

Стали типа 18-8 с повышенным содержанием серы, фосфора и селена для обработки резанием

В последнее время для улучшения обрабатываемости резанием хромоникелевых сталей аустенитного типа широко практикуется введение в них серы, фосфора или селена, которые, распределяясь в стали в виде неметаллических включений, способствуют нарушению связи между зернами во время резания и этим самым облегчают этот процесс.

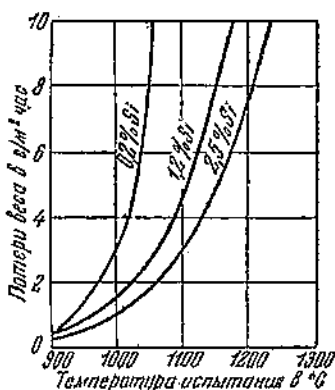
Вместо вязкой и очень длинной стружки, которая получается при обработке резанием у нормальных хромоникелевых сталей, стали с повышенным содержанием указанных элементов дают короткую, легко обламывающуюся стружку.

В табл. 116 приведены типичные составы хромоникелевых сталей типа 18-8 с повышенным содержанием серы, фосфора и селена, которые в практике нашли широкое применение для обработки на автоматах.

Таблица 116

Тип стали	Химический состав, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Se
18-8	0,18	0,75	0,25—0,60	18	8	0,25—0,50	0,035	—
18-8-S-P . . .	0,10	0,75	0,40—0,65	17—19	8—9,5	0,15—0,25	0,05—0,10	—
18-8-P-Se . . .	0,15	0,70	0,90	18	9,0	0,04	0,13	0,25
18-8-P-Se . . .	0,10—0,14	0,70	0,8—1,2	17—19	8—9,5	0,05	0,12—0,15	0,25—0,30
18-8-Se	0,15	0,75	0,60	18,5	9,0	0,03	0,03	0,25

Как известно, неметаллические включения в прокатанном материале распределяются в виде волокон, вытянутых в направлении наибольшей деформации, сообщая стали сильную анизотропию.



Фиг. 230. Влияние содержания кремния в стали типа 18-8 на сопротивление окислению при различных температурах (Рэпати)

Механические свойства стали при определении их в продольном направлении сравнительно мало изменяются от повышенного содержания указанных присадок. При определении механических свойств в поперечном направлении наблюдается значительное ухудшение их. Разница в свойствах стали в продольном и поперечном направлениях не позволяет рекомендовать эти стали к применению в ответственных и напряженных деталях.

В табл. 117 приведены механические свойства ряда сталей этого типа по данным испытаний автора, проведенных им на кованых и термически обработанных образцах, вырезанных из пруткового материала в продольном направлении.

Таблица 117

Тип стали	Химический состав, %				Механические свойства				
	C	Cr	Ni	S	сопротивление разрыву, кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²	удлинение на $l = 5 d$, %	сужение попе- речного сечения %	сопротивление удару, кг-м/см ²
A	0,14	18,3	9,3	0,026	62,2	19,3	66,1	63,2	30,2
Б	0,14	18,2	9,3	0,040	61,9	23,1	66,3	60,3	27,1
В	0,13	18,2	9,0	0,12	63,0	22,9	60,2	57,1	19,1
Г	0,14	18,1	9,1	0,21	62,1	20,4	55,1	54,0	16,3

Имеются указания, что высокое содержание серы и фосфора в сталях типа 18-8 создает некоторые затруднения при горячей обработке вследствие стремления этих элементов к ликвации, особенно в больших слитках. Проведенные опыты с небольшими слитками (25 кг) показали, что при горячей обработке этих сталей особых трудностей не встречается. Все слитки хорошо проковались на прутки.

Наилучшие свойства в отношении обработки резанием получаются в том случае, когда неметаллические включения распределяются в стали равномерно в виде мелких прослоек и когда сталь имеет более крупное зерно. Отсюда следует, что при разливке и горячей обработке необходимо добиться получения возможно более мелкого распределения неметаллических включений в сталях, что частично достигается применением изложниц с развитой поверхностью охлаждения и деформацией в узком интервале температур.

Пармитер [507 и 508] отмечает, что стали с присадкой селена обладают лучшими технологическими и механическими свойствами, чем стали с повышенным содержанием серы: они в меньшей степени склонны к образованию продольных трещин при ковке,

обладают более высокой прочностью и пластичностью, и, кроме того,ковка их может заканчиваться при более низких температурах, чем ковка сталей с серой. Отмечается также преимущество сталей с селеном в отношении коррозии в уксусной кислоте и сернистом аммонии.

Сталь 18-8 с алюминием

Присадка алюминия сказывается отрицательно на свойствах стали 18-8. Введение алюминия очень сильно способствует появлению двухфазной структуры.

В практике американских заводов избегают применять алюминий в качестве раскислителя при выплавке хромоникелевых сталей, с тем чтобы они не загрязнялись им. К сожалению, некоторые наши заводы (Запорожсталь) сильно злоупотребляли алюминием, особенно при выплавке стали марки ЭЯ1Т, которая в большом количестве идет на изготовление цельнотянутых труб.

Шмидт и Юнгвиртс указывают, что введение 0,8% Al в сталь 18-8 вызывает резкое понижение удлинения и поперечного сужения при высоких температурах.

Эртель и Шеперс [499], а также Романов и Вер [102] исследовали ряд сталей типа 18-8 с алюминием и присадкой кремния при высоких температурах. Романов и Вер указывают на то, что хромокремнеалюминиевые стали по своим свойствам могли бы заменить хромоникелевые типа 25-20 с 2,5% Si. По механическим свойствам при высоких температурах эти стали уступают хромоникелевым сталям типа 25-20 с 2,5% Si.

Дюма, изучая влияние алюминия на свойства сталей с 20% Cr и 10% Ni при одновременном присутствии титана, восстанавливаемого из окиси титана при выплавке, приходит к следующим выводам.

Расплавленный металл обладает жидкотекучестью, хорошо заполняет формы и дает в отливках гладкую поверхность.

Увеличение содержания алюминия в сталях типа 20-10 от 0,07 до 1,5% при одновременном присутствии титана в количестве 0,25% повышает предел текучести, сопротивление разрыву и предел усталости при неизменной вязкости литых и термически обработанных образцов при 1095° (вода); введение большего количества алюминия отрицательно сказывалось на пластических свойствах и приводило к сильному развитию хрупкости.

Испытания на коррозию в течение 1000 час. в камере с искусственным распылением тумана из морской воды с переменным действием сухой и влажной атмосферы в течение 11 месяцев показали, что стали с алюминием почти не корродируют.

Испытания на коррозию в 67% HNO_3 при длительности кипячения в течение 48 час. позволили установить, что с увеличением содержания алюминия до 1,24% сопротивление коррозии почти не изменялось. При большем содержании алюминия и с появле-

нием ферритной фазы сопротивление коррозии стало резко понижаться.

Резюмируя, Дюма считает, что алюминий повышает сопротивление коррозии в соляных растворах и хлорном железе и понижает в азотной кислоте.

В табл. 118 приведены механические свойства хромоникелевых сталей типа 20-10, с присадкой алюминия и титана.

Таблица 118

Содержание, %		σ_B	σ_S	σ_P	δ	ψ	Предел уста- лости σ_{-1} , кг/мм ²	Отношение $\frac{\sigma_S}{\sigma_B}$	Сопротивле- ние удару по Изоду, кг·м	Угол загиба в холодном со- стоянии, °C
Al	Ti	кг/мм ²			%					
0,07	0,29	46,5	30,4	—	51,0	44,5	21,9	38,8	8,56	180
0,40	0,42	59,4	31,3	—	49,0	60,6	21,9	36,9	11,4	180
1,10	0,17	65,5	37,5	30,7	42,5	60,3	—	—	7,46	180
1,24	0,80	79,2	52,0	38,0	20,0	30,5	—	—	1,66	90
1,76	—	79,6	49,6	36,7	32,5	44,8	—	—	—	—
3,23	0,52	90,5	60,5	45,7	4,5	7,0	32,8	36,3	1,10	10

Хромоникелевые стали с азотом

Присадка азота к хромоникелевым сталям действует аналогично углероду и никелю, способствуя расширению γ -области и переохлаждению аустенита. Тофауте и Шотки изучали свойства сталей с очень малым содержанием углерода, менее 0,06%, 23% Cr, 1—5% Ni и 0,25—0,30% N₂, прокатанных на лист толщиной 2—6 мм и закаленных при 950 и 1100° в воде и установили: сталь с 23% Cr без никеля и азота сама по себе является ферритной и не изменяет при закалке в воде своих свойств. Введение в сталь 1% Ni оказывает сравнительно небольшое влияние на свойства стали и меньшее, чем присадка 0,25% N₂. Сталь с 23% Cr, 1% Ni и 0,26% N₂ после закалки при 950° уже имеет до 30% аустенита, а после 1100° — 60%.

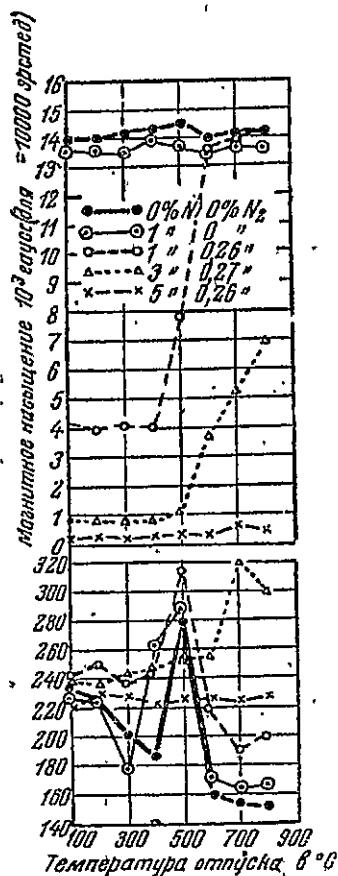
При повышении содержания никеля до 3,0% при 0,27% N₂ после закалки сталь с 23% Cr имеет до 90% аустенита, а при 5% Ni и 0,26% N₂ она имеет чисто аустенитную структуру.

Для получения чисто аустенитной структуры у стали с 23% Cr без азота при том же содержании углерода требуется около 13% Ni.

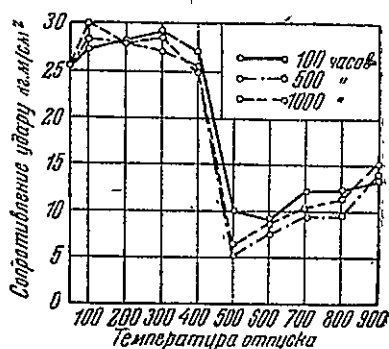
Магнитное насыщение ($B-H$) хромистой стали без азота с 1% Ni и без него сравнительно мало изменяется с температурой отпуска (фиг. 231).

У стали с 0,26% N₂ магнитное насыщение при отпуске сильно увеличивается, что связано с распадом аустенита и на феррит и карбонитрид, а у стали с 3% Ni и 0,27% N₂ — на мартенсит.

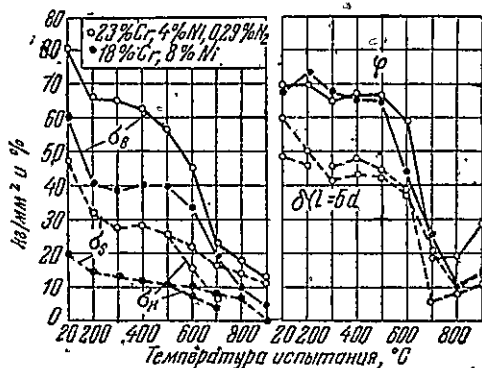
Чисто аустенитная сталь с 5% Ni и 0,26% N₂ не распадается при отпуске (см. фиг. 231), и вследствие малого содержания углерода она не приобретает склонности к интеркристаллитной коррозии.



Фиг. 231. Изменение твердости и магнитных свойств ($B-H$) хромо- никельазотистых сталей (Тофауте и Шотки)



Фиг. 232. Изменение ударной вязкости у стали с 22,5% Cr, 4,13% Ni и 0,29% N₂ в зависимости от температуры отпуски (Тофауте и Шотки)



Фиг. 233. Механические свойства сталей 18-8 и 23-4 с 0,29% N₂ при высоких температурах (Тофауте и Шотки)

Хромо- никельазотистые аустенитные стали типа 23-4 с азотом имеют более высокие механические свойства (σ_B , σ_s) и несколько меньшие пластические свойства (табл. 120). Несмотря на несколько пониженные значения величин продавливания по Эрик- сену, изготовление изделий с помощью штамповки с глубокой вы- садкой оказалось вполне возможным. При отпуске вследствие

Таблица 119

Твердость и магнитное насыщение хромоникельазотистых сталей

Химический состав, %			Магнитное насыщение В-Н при 10 000 эрс, гс		Твердость по Бринелю (5/750) H _B	
Cr	Ni	N ₂	закалка 950° (вода)	закалка 1100° (вода)	закалка 950° (вода)	закалка 1100° (вода)
23	—	—	1430	14325	163	230
23	1,0	—	13650	13700	177	230
23	1,0	0,26	9750	4750	229	240
23	3,0	0,27	1250	975	260	232
23	5,0	0,26	470	250	262	235

Таблица 120

Механические свойства 6-мм листов и сварных образцов хромоникельазотистых сталей, сваренных электродуговой сваркой

Материал и его обработка	Электрод 1	Предел текучести кг/мм ²	Сопротивление разрыву кг/мм ²	Удлинение на длине l=5,65 %	Угол загиба °C
Сталь с 23% Cr, 3% Ni и 0,29% N ₂					
Целый лист, закаленный при 1100° в воде	—	58	88,5	48,2	—
Сварной шов с утолщением	a	59,3	88,8	42,5	180
Зачищенный сварной шов	a	57	82,9	22,0	180
Сталь с 23% Cr, 4% Ni и 0,29% N ₂					
Целый лист, закаленный при 1100° в воде	—	57	82,0	50	—
Сварной шов с утолщением	a	58,7	87,2	37,0	180
Зачищенный сварной шов	a	63,0	83,6	31,0	—
Зачищенный сварной шов	a	59,7	78,2	16,0	145, 180,
	b	66,0	85,0	18,4	180

Сталь с 23% Cr, 5% Ni и 0,28% N₂

Целый лист, закаленный при 1150° в воде	—	56	84,2	48,0	—
Сварной шов с утолщением	a	53,8	84,4	40,4	180
Зачищенный сварной шов	a	56,3	80,5	21,6	180

1 Электрод a—малоуглеродистая сталь с 18% Cr, 8% Ni; электрод b—сталь с 23% Cr, 4% Ni и 0,29% N₂.

Примечание. При испытании на растяжение усиленного шва разрушение происходит на целом листе, а при испытании зачищенного шва разрушение происходит по сварному шву. Сварные образцы термической обработке не подвергались.

старения при 500° наблюдается снижение ударной вязкости, но не менее 5 кг·м/см², в то время как у сталей типа 18-8 это наблюдается при 800° (фиг. 232).

Влияние температуры закалки, содержание никеля и азота в сталях с 23% Cr показаны в табл. 119, а механические свойства стали типа 23-3 и 23-4 с 0,29% N₂ — в табл. 120.

Определение механических свойств при высоких температурах показывает, что хромоникельазотистые стали типа 23-4 имеют более высокие механические свойства, чем стали 18-8 (фиг. 233), что представляет большой интерес с точки зрения применения этих сталей в качестве жаропрочного материала.

Исследования на свариваемость стали 23-4 с азотом дали вполне удовлетворительные результаты по плотности и прочности сварных швов (табл. 120). Образцы после сварки имели более мелкозернистую структуру в переходной зоне и не обнаруживали склонности к интеркристаллитной коррозии.

Испытания на коррозию в 50%-ной кипящей азотной кислоте показали, что сталь с 23% Cr, 4% Ni и азотом не уступает хромоникелевым сталям типа 18-8.

В растворе хлорного железа и в смеси серной и азотной кислот хромоникельазотистые стали показывают более высокую стойкость, чем стали 18-8.

Все эти данные указывают на то, что хромоникельазотистые аустенитные стали могут в ряде случаев заменить более высоколегированные хромоникелевые стали.

Глава XV

ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ

Эта группа охватывает сплавы, имеющие в своем составе высокое содержание никеля и хрома и в основном относящиеся к категории жароупорных и кислотоупорных сплавов аустенитного типа (табл. 121).

Среди этой группы жароупорных сплавов, вырабатываемых различными заводами, можно встретить самые разнообразные сочетания в отношении содержания никеля и хрома. Содержание никеля колеблется от 10 до 80%, содержание хрома чаще всего колеблется в интервале 8—25%. Кроме хрома, в составе этих сплавов часто встречается кремний (до 3%), который вводится в сталь для повышения жаростойкости. Основным назначением этих сталей являются детали и конструкции, работающие при высоких температурах под нагрузкой, а также в качестве спла-

Таблица 121
Химический состав и применение высоколегированных хромоникелевых сталей, получивших наибольшее распространение

Тип стали	Марка аналогичной стали, изготовляемой в Союзе	Химический состав, %						Свойства сталей и их применение
		C	Cr	Ni	Si	Mn	другие присадки	
25-12	Изготавливается заводом «Электросталь» и Кировским заводом	~ 0,20	22 25	12 14	~ 0,8	~ 1,0	—	Имеет высокую жароупорность и крипоустойчивость. Пирометрические трубы, тонкие коробки для отжига листов и легит, муфелы для электрических печей. Рекомендуются взамен сталей ЭЯЗС
5-20	Подлежит внедрению	≤ 0,25	24 27	18 21	1,25 2,00	≤ 0,7	—	Жароупорная для температур до 1200°. Части конвейера в печах для нагрева листов, трубы рекуператора, сварные муфелы для печей отжига, трубы и оборудование для гидрогенерации, ящики и трубы для отжига, цементационные ящики и другие детали, работающие при высоких температурах
20-25	Близка к стали ЭЯЗС (бывшая Энерж-7) (0,3—0,4% С)	≤ 0,25	16 20	23 27	2,3 2,9	≤ 0,7	—	Клапаны выхлопа авиамоторов, детали, работающие при высоких температурах — около 1000°, печное оборудование, муфелы, реторты для отжига, части конвейера, работающего при высоких температурах, оборудование котельных высокого давления, лотки для обжига руд
8-20	Подлежит внедрению	0,15 и 0,3—0,5	7,5 9,0	18 23	1,25 1,50	≤ 0,7	Иногда присадки 1,0—1,5 % Сu	Удовлетворительно сопротивляется действию разбавленной серной кислоты, кальцинированной соды, раствором хлористого кальция. Трубы перископов, детали горючего оборудования в нефтяной промышленности; кожухи насосов для нефти и рудничной воды, клапаны нефтяных насосов
14-14	ЭИ69	0,4—0,6	13 15	13 15	0,3 0,8	Mo ~ 0,5	1,75—3,0 % W	Клапаны выпуска мощных авиамоторов

вов высокого электросопротивления для электрических нагревательных печей. Имея высокую коррозионную стойкость в ряде химических сред, эти сплавы также находят применение в химической промышленности.

За исключением сплавов типа 25-8 и 25-12, которые при малом содержании углерода имеют аустенито-ферритную структуру, большинство сплавов имеет аустенитную структуру.

При выборе жароупорных хромоникелевых сплавов для конструкций следует учитывать ряд их особенностей.

Механические и физические свойства ряда хромоникелевых жароупорных сплавов, получивших наибольшее распространение, приведены в табл. 122 (по данным Гайгера [300]) и в табл. 123.

Хромоникелевые жароупорные сплавы, обладая меньшей теплопроводностью и более высоким коэффициентом расширений, требуют, чтобы детали, работающие при высоких температурах, не подвергались резким температурным изменениям.

Это особенно относится к толстым и массивным деталям, где неравномерное охлаждение или нагрев может легко привести к появлению трещин.

Тонкие сечения из этих сталей легко прогреваются, менее чувствительны к трещинам и рекомендуются к применению, так как этим самым уже дается возможность в конечном счете получать экономию топлива вследствие сокращения времени, требуемого для прогрева.

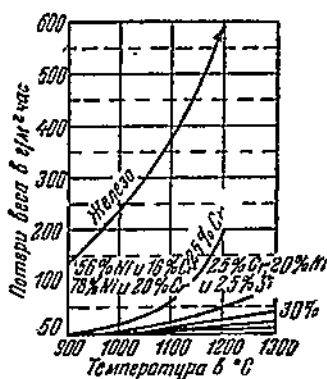
При равномерном нагреве и охлаждении детали удовлетворительно выдерживают повторные нагревы, не изменяя своей формы.

В связи с этим при конструировании аппаратуры также необходимо учитывать изменение размеров при нагреве, имея в виду, что хромоникелевые жароупорные стали обладают очень высоким коэффициентом расширения.

Жароупорные стали этого типа в окислительной атмосфере обладают высоким сопротивлением газовой коррозии.

На фиг. 234 приведены кривые изменения потерь в весе с температурой для хромистых и хромоникелевых сталей, характеризующие жаростойкость сталей в атмосфере воздуха.

Благодаря высокому содержанию никеля эти сплавы обладают низкой коррозионной стойкостью в среде газов, богатых содержанием серы при высоких температурах. В этом случае, ряд хромоникелевых сплавов при высоких температурах вследствие поглощения серы из газовой фазы образует по границам зерен



Фиг. 234. Потеря веса при окислении хромоникелевых и хромистых сплавов в зависимости от температуры

Таблица 122

Физические и механические свойства высоколегированных хромоникелевых сплавов по данным Гайгера

Тип стали	8-20	24-12	30-15	20-22	15-35	15-60	14-80
Содержание хрома, %	~8,0	~24,0	~30	~20	~15	~15	~14
Содержание никеля, %	~20	~12	~15	~22	~35	~60	~80
Физические свойства							
Коэффициент расширения $\alpha \cdot 10^6$ от 20 до 100°	17,6	18,4	13,5	16,0	13,0	12,3	—
От 20 до 1000°	—	20,6	—	19,0	—	—	—
Теплопроводность, кал/см ² сек, °С	0,074	0,074	0,025	0,052	0,027	0,033	0,036
Электросопротивление, $\Omega \cdot \text{мм}^2/\text{м}$	0,86	0,86	0,90	0,90	1,0-1,12	1,08-1,24	—
Удельный вес, г/см ³	8,0	7,8	7,87-8,15	7,9	7,89-8,15	7,85-8,10	8,55
Температура плавления, °С	1430	1400	1400	1400	1400	1260	1370
Температура плавления, °С	1490	1480	1480	1450	1480	1370	1430
Механические свойства отливок							
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	49-60	49-58	49-60	42-49	35-49	42-45	—
Предел текучести, кг/мм ²	32-35	32-42	35-42	28-35	28-35	32-35	—
Твердость по Роквеллу, В	—	—	94-96	83-89	87-90	90-94	—
Твердость по Бринеллю	128-160	150-200	200-215	—	170-180	180-200	—
Твердость по Шору	—	—	30-32	—	25-28	28-30	—
Механические свойства прокатанного материала							
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	56-91	56-86	63-84	56-84	42-70	49-84	60-88
Предел текучести, кг/мм ²	28-36	28-63	35-42	26-56	28-35	35-42	41-67
Удлинение на длине 2", %	27-50	30-60	25	25-55	40	25	20-55
Сужение поперечного сечения, %	60-65	50-70	35	45-60	50	50	6-75
Твердость по Роквеллу, В	—	—	82-94	—	92-97	90-94	68-97
Твердость по Бринеллю	160-245	140-260	170-200	140-250	190-220	180-200	130-220
Твердость по Шору	—	—	25-30	—	29-33	28-30	20-33

Таблица 123

Физические и механические свойства хромоникелевых жароупорных сплавов

Состав, %	18-8Ti	20-15 Si	25-20 Si	16-58	16-58 (для литья)	20-78	16-13 W
C	<0,15	~0,3	<0,15	~0,15	~0,7	~0,12	~0,5
Cr	~18	~20,0	~25	~16	~16	~20	~16
Ni	~8	~15,0	~20	~58	~58	~78	~13
Si	~1,0	~2,0	~2,5	~1,0	~1,0	~1,0	~1,8
Другие элементы	Ti	—	—	—	—	—	2,0 W
Физические свойства							
Удельный вес, г/см ³	7,86	7,8	7,7	8,2	7,7	8,4	8,0
Теплопроводность, кал/см, сек. °C	0,05	0,031	0,031	0,040	0,040	0,041	0,037
Температура плавления, °C	1400	—	—	—	—	—	—
Максимально допустимая ра- бочая температура, °C	900	1000	1200	1050	1150	1200	900
Магнитность	Немагнитна	Немагнитна	Немагнитна	Немагнитна	Немагнитна	Немагнитна	Немагнитна
Механические свойства							
Термическая обработка	1050° (воздух)	1150° (воздух)	1150° (воздух)	~1000°	Литой	~1000°	~1000°
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	60	60	55	65	30	63	75
Предел текучести, кг/мм ²	25	32	25	30	20	28	40
Удлинение на 5 d, %	45	52	55	25	2	35	35
Сужение, %	60	60	63	25	—	50	40
Допускаемое напряжение, кг/мм ² при 600°	—	6,3	6,8	8,9	—	9,0	—
„ 700°	—	3,2	3,6	4,0	—	5,5	—
„ 800°	—	1,3	1,5	1,5	—	1,7	—
„ 900°	—	0,4	0,6	0,7	—	0,7	—
„ 1000°	—	0,15	0,2	0,16	—	0,3	—

легкоплавкую эвтектику, состоящую из никеля и сернистого никеля.

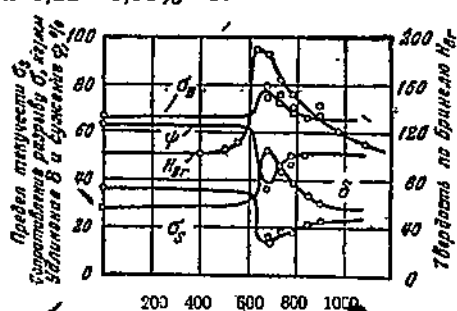
Наиболее интенсивное влияние сульфидной коррозии на хромоникелевые стали наблюдается в том случае, когда содержание никеля в стали преобладает над содержанием хрома (см. гл. XX).

Более низкая пластичность сплавов послековки объясняется влиянием двух факторов: в том случае, когдаковка заканчивается при температурах ниже температур рекристаллизации, сталь приобретает некоторый наклеп, вследствие чего повышается твердость, а пластичность резко падает. В сплавах с повышенным содержанием углерода увеличение, твердости и уменьшение пластичности происходят вследствие выделения карбидов при нагреве или медленном охлаждении в интервале температур 500—900°.

Так же, как и в сталях типа 18-8, термическая обработка при высоких температурах (выше 1100°) приводит к получению сталей с аустенитной или аустенито-карбидной структурой, для которых характерна высокая пластичность при умеренной твердости и прочности.

Если стали закалить с высоких температур, когда основная масса карбидов перейдет в твердый раствор, и затем подвергнуть эти стали длительному нагреву при пониженных температурах, то у ряда хромоникелевых сталей наблюдается повышение твердости и уменьшение сопротивления удару, что известно под названием старения.

Грейлих [316] провел обстоятельное исследование этого явления на ряде высоколегированных хромоникелевых сталей примерно следующего состава: 35% Ni; 10—12% Cr; 1,5—2,3% Mn и 0,22—0,51% C.



Фиг. 235. Влияние температуры отпуска на свойства стали типа 11-35. Сталь перед отпуском была закалена при 1200° (Грейлих)

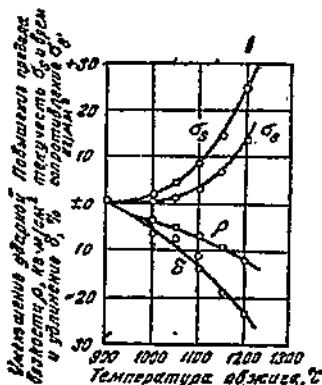
Эти исследования установили, что нагрев при высоких температурах с последующим отпуском при 650—750° улучшает свойства сталей в том отношении, что повышает их предел текучести, твердость и сопротивление разрыву и в то же время уменьшает сопротивление удару и удлинение. Изменение свойств сталей тем сильнее, чем выше температура закалки перед отпуском и чем выше содержание углерода в стали.

На фиг. 235 приведена диаграмма, показывающая изменение свойств у стали с 0,33% C; 34,1% Ni; 10,9% Cr и 1,4% Mn в зависимости от температуры отпуска после предварительной закалки при 1200°.

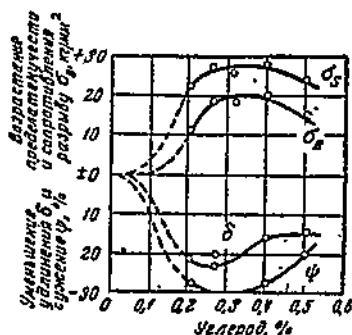
Свойства этой стали обнаруживают резкое изменение при 650°, и затем с повышением температуры наблюдается постепенное возвращение к исходному состоянию.

Влияние температуры предварительной обработки на изменение механических свойств стали указанного состава после ее старения при 700° очень наглядно по данным фиг. 236. Наиболее резкое изменение наблюдается в отношении предела текучести, удлинения и ударной вязкости.

Влияние углерода на изменение механических свойств при старении, по данным Грейлиха, значительно сложнее. При некотором среднем содержании углерода наблюдается максимум чувствительности к изменению этих свойств



Фиг. 236. Влияние температуры предварительного отжига на изменение свойств стали 11-35. Сталь после отжига при указанных температурах дополнительно отпускалась при 700° (Грейлих)



Фиг. 237. Влияние углерода на изменение механических свойств стали 11-35 при старении

при старении, и затем с повышением содержания углерода наступает замедление или некоторое уменьшение, что, вероятно, связано с большей стабильностью стали (фиг. 237).

Я. Б. Фридман [127] подробно исследовал старение жаростойких сталей, типа 19-25 с 2,8% Si и 0,33% C (марка ЭЯЗС) и стали типа 13-14 с 2,49% W; 0,37% Mo и 0,44% C (марки ЭИ69), применяемых для клапанов мощных авиамоторов. Эти исследования подтвердили выводы Грейлиха в отношении сталей типа 11-35 (см. стр. 294).

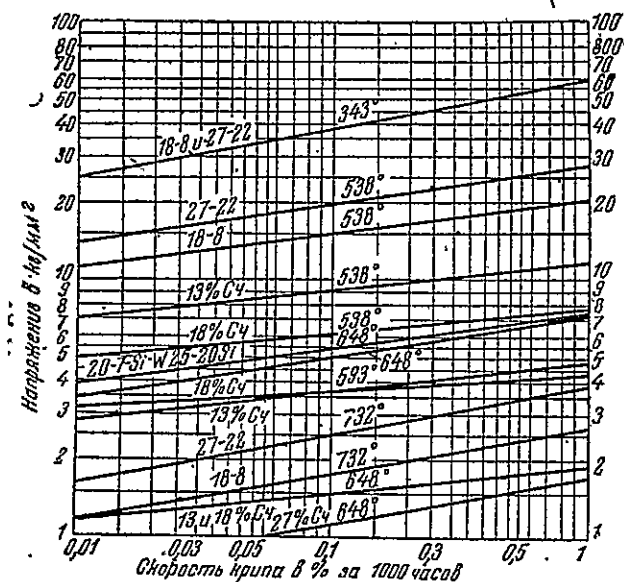
Вопрос старения для сталей, работающих в качестве жароупорных, имеет большое значение, так как в деталях, длительно работающих при высоких температурах, необходимо учитывать изменения, вызываемые этим процессом, и в соответствии с этим подбирать режимы горячей и термической обработки.

Например, в материале для клапанов карбиды должны быть возможно равномернее распределены в стали и при работе при высоких температурах не изменять своего распределения.

Равномерное распределение карбидов в стали достигается, с одной стороны, энергичной ковкой и затем термической обработкой, состоящей в отжиге при температурах, лежащих ниже линии растворимости. Эти температуры должны обеспечивать достаточную коагуляцию карбидов до средних размеров. Нагрев сталей до более высоких температур, при которых карбиды частично или полностью растворяются, и затем последующий нагрев при более низких температурах приводят к выделению карбидов в субмикроскопическом и микроскопическом состоянии как по границам зерен, так и в самих зернах.

Механические свойства сталей при высоких температурах

Весьма ценным свойством хромоникелевых сталей и сплавов является высокая крипоустойчивость в сочетании с достаточной жаростойкостью.



Фиг. 238. Зависимость между скоростью крива и напряжениями для ряда хромоникелевых сталей при различных температурах (Уайт и Кларк)

Результаты кратковременных механических испытаний различных сталей при высоких температурах приведены в соответст-

вующих местах текста (см. дальше). В большинстве случаев повышение содержания никеля улучшает жаропрочность сталей.

Более высокая жаропрочность хромоникелевых сталей сказывается и на технологических операциях горячей обработки этих сталей. Требуется большая затрата энергии на деформацию сталей по сравнению с хромистыми и низколегированными сталями.

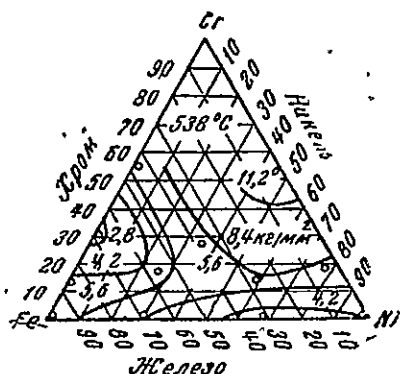
Следует отметить, что наличие второй фазы (ферритной) понижает жаропрочность у хромоникелевых сталей.

На фиг. 238 приведены данные по определению крипа, причем по оси ординат отложены напряжения, а по оси абсцисс — время, которое дает 1% удлинения при определенных постоянных температурах.

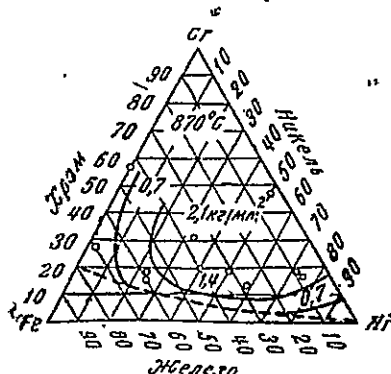
Наилучшие результаты в отношении крипа при 648° показывает сталь 25-20 с кремнием, которая по крупновской номенклатуре известна под маркой НСТЗ.

Допускаемые напряжения для сталей, работающих при высоких температурах при длительной нагрузке, по данным Круппа, приведены в табл. 123.

Гейгер [300] отмечает, что чистые хромоникелевые сплавы (без железа), а также железохромистые (без никеля) и железоникелевые (без хрома) оказывают меньшее сопротивление крипу, чем железохромоникелевые.



Фиг. 239. Линия равнозначных напряжений, вызывающих 0,1% удлинения за 1000-часовой нагрев при 538° (Тукер и Синклер)



Наряду с высокой жаропрочностью у некоторых хромоникелевых сталей и сплавов наблюдается очень сильное понижение пластичности при 700—800°, что хорошо отмечается по изменению величины сужения поперечного сечения. Тепсел [117] и Диккенсон отмечают ряд примеров понижения пластических свойств при этих температурах под влиянием других факторов. Например, у образцов сплава с 15% Cr и 70% Ni под влиянием длительно приложенной нагрузки при температурах 700—800° обнаружены глубокие интеркристаллитные трещины в материале у места разрушения образца. Авторы указывают, что образование этих трещин связано с ослаблением границ зерен вследствие выделения сфероидальных карбидов.

Автор также наблюдал у хромоникелевых сталей состава 0,40% C; 25% Cr; 16% Ni и 2% W резкое уменьшение величины сужения под влиянием длительно приложенных нагрузок и интеркристаллитные трещины у места разрушения образцов. Особенно большая разница наблюдалась в сужении поперечного сечения при кратковременном испытании на разрыв при 825° и под влиянием длительно приложенной нагрузки, равной 10 кг/мм², при той же температуре.

Краткая характеристика отдельных марок хромоникелевых сталей и сплавов

Высоколегированные хромоникелевые стали и сплавы в зависимости от состава подразделяются на ряд марок.

Сталь 25-12. Эта сталь широко применяется в качестве жароупорного материала с максимальной рабочей температурой 1100°. Наиболее распространенные типы анализов, по американским данным (каталоги), приведены в табл. 124.

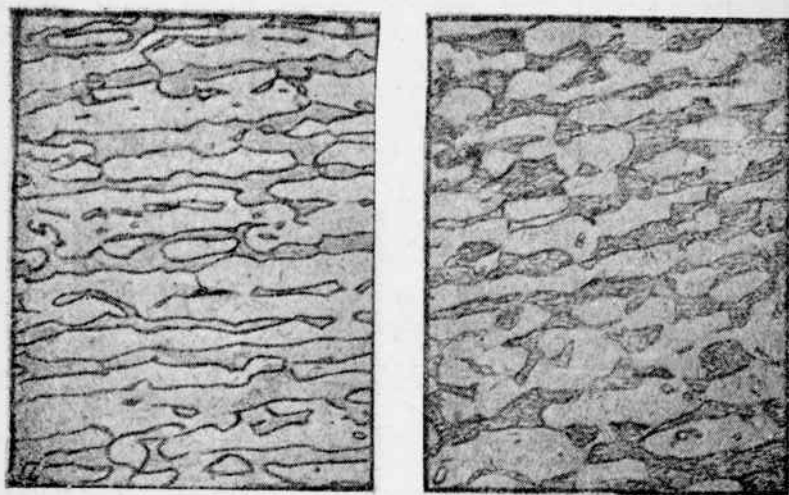
Таблица 124

Тип стали	Марка стали	Химический состав, %						
		C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
A	Lesco 25-12 . .	≤0,20	≤0,5	≤0,5	22—25	10—13	≤0,025	≤0,025
Б	Rezilal № 3 . .	≤0,20	2,0—2,5	0,7	22—25	10—12	≤0,035	≤0,035
В	USS 25-12 . . .	≤0,25	~0,75	~2,0	22—28	12—16	≤0,030	≤0,030
Г	Enduro NCN . .	≤0,20	~0,75	~1,5	22—23	10—13	≤0,025	≤0,025

Повышенное содержание кремния, до 2,0%, в сталях типа 25-12 или 24-11 встречается редко (Rezilal № 3) [243]; чаще содержание кремния находится в нормальных пределах (около 0,5%). В то же время характерным для этой марки стали является повышенное содержание марганца порядка 1,25—1,50%, а иногда до 2%.

При малом содержании углерода сталь типа 25-12 имеет двухфазную аустенито-ферритную структуру, представленную на фиг. 241.

После закалки с высоких температур (1150°) сталь 25-12 имеет повышенную химическую стойкость, что сказывается на меньшей травимости шлифа стали. Нагрев при 750° вызывает в ферритной фазе значительную коагуляцию карбидов, и сталь имеет аустенито-перлитную структуру (правая часть фиг. 241). Коррозионная стойкость после отжига при этих температурах у стали 25-12 сильно понижается.



Фиг. 241. Микроструктура стали 25-12 с 0,07% С после закалки при 1150° в воде (а) и после дополнительного отпуска при 750° (б) (Химушин)

Механические свойства стали типа 22-12 и 26-21 при высоких температурах приведены в табл. 125, а сопротивление крейпу — на фиг. 242.

По данным исследований автора, сталь 23-11 и 25-12 при испытании на жаростойкость в среде топочных газов с 2% SO_2 показала удовлетворительное сопротивление газовой коррозии до 900° , а без добавки сернистого газа — до 1000° .

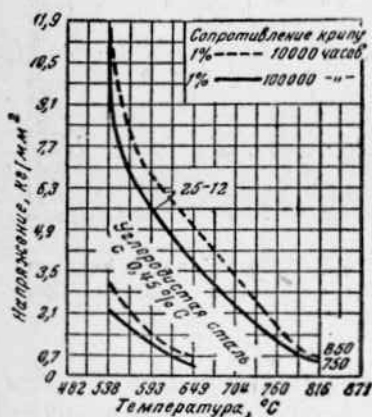
Сталь 25-12 осваивалась нашими заводами, причем со стороны металлургов были указания на трудности при горячей ее обработке, что, вероятно, связано с двухфазностью стали, так как наши заводы взяли сталь с повышенным содержанием кремния.

На фиг. 243 приведена микроструктура стали 25-12 после 300-часового нагрева при 1000° в среде топочных газов с добавкой 2—3% SO_2 .

В поверхностном слое наблюдается частичное разрушение

Таблица 125

Тип стали	Химический состав, %				Температура испытания °C	Механические свойства при высоких температурах		
	C	Cr	Ni	Si		сопротивление разрыву кг/мм ²	удлинение на 2", %	сужение поперечного сечения %
26-21	0,10	25,96	21,0	0,97	538	56,4	32,5	51,4
					648	45,0	32,0	48,9
					760	31,0	45,0	55,8
					816	16,9	46,0	47,6
					871	8,2	54,5	46,7
22-12	0,10	22,0	11,92	0,28	538	48,2	41,0	62,1
					648	41,0	41,5	53,0
					760	26,8	46,5	51,4
					816	21,1	40,5	42,2
					871	17,5	42,0	41,0



Фиг. 242. Сопротивление криву у стали 22-12 (Нортон)



Фиг. 243. Структура края листа стали 23-13 после длительного нагрева при 1000° в среде топочных газов с 2—3% SO₂ (Химушин и Жаров)

стали газовой коррозией по границам зерен, причем между средним и поверхностным слоями имеется промежуточный слой, который состоит из аустенита. В сердцевине сталь имеет аустенито-ферритную структуру, причем ферритная фаза распределяется в виде сетки по границам аустенитных зерен.

Сталь 18-25 с кремнием. В СССР известна под маркой ЭЯЗС (бывшая Энерж-7) и в США под маркой Rezialal № 4.

Эта сталь широко применяется для клапанов мощных авиамоторов, для печного оборудования (движущиеся цепи, ролики и другие детали), для цементационных ящиков, для лотков при обжиге руд.

Сталь 18-25 при малом содержании углерода обладает высокой стойкостью в кислотах и щелочах. Химический состав марок стали этого типа приведен в табл. 126.

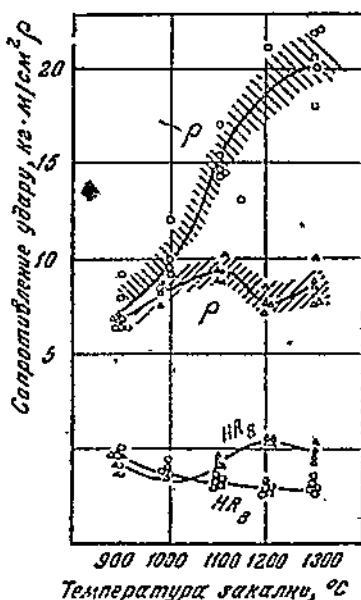
Таблица 126

Тип стали	Марка стали	Химический состав, %				
		C	Si	Mn	Cr	Ni
А	Rezialal № 4	≤0,20	2,25—3,0	≤0,7	17—18	25—26
Б	ЭЯЗС («Электросталь»)	0,3—0,4	2,4—2,7	≤0,6	17—19	24—25

В отношении клапанов мощных авиамоторов сталь ЭЯЗС с успехом заменяется более дешевой и совершенной сталью ЭИ69, описание которой дается ниже.

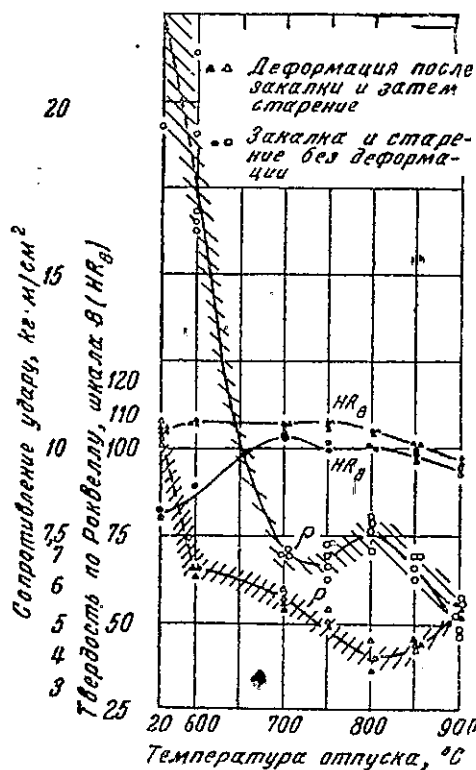
При применении в качестве жароупорного материала сталь 18-25 в ряде случаев может быть заменена другими, в которых содержание никеля меньше, как, например, сталью 25—12, сталью 18-8 с титаном.

Фридман [127] подробно исследовал изменение растворимости карбидов с температурой и процесс старения у стали ЭЯЗС и установил следующее. После нагрева при 900° сталь приобретает аустенито-карбидную структуру с равномерным распределением карбидов в аустенитной массе. При 1200° карбиды полностью растворяются, образуя крупнозернистый аустенит. При 1300° по границам зерен наблюдается частичное оплавление. Изменение свойств у стали 19-25 с 2,8% Si после различных вариантов термической обработки и



Фиг. 244. Изменение свойств стали 19-25 с 2,8% Si и 0,33% C в зависимости от температуры закалки и последующего старения при 700° (Фридман).

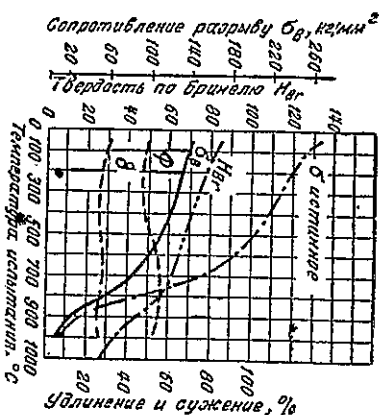
после старения приведено на фиг. 244, а на фиг. 245 — после старения при различных температурах с предварительной закалкой стали при 1250°.



Фиг. 245. Изменение свойств стали того же типа, что на фиг. 211, в зависимости от температуры отпуска. Перед отпуском сталь предварительно была закалена при 1250°, нагрев 5 мин. (Фридман)

На этой диаграмме также показано влияние холдной деформации на процесс старения. Как видно, влияние этого фактора сказывается в том, что понижается температура, при которой наблюдается старение.

Сталь ЭЯЗС обладает высокими механическими свойствами в нагретом со-



Фиг. 246. Механические свойства стали ЭЯ6С при высоких температурах (0,3% С; 17% Сг; 23% Ni и 2,6% Si, длительность испытания 15—25 мин.) (М. В. Приданцев)

стоянии, что можно видеть на диаграмме М. В. Приданцева [92] (фиг. 246). Приданцев отмечает также, что сильхромоновые стали при испытании на динамическую осадку в нагретом состоянии при 800° показывают лучшие результаты, чем сильхромоникелевые.

В табл. 127 приведены механические свойства сталей ЭЯЗС и ЭИ69 при комнатных и высоких температурах по данным Л. Н. Газезьяна [29].

Таблица 127

Марка стали	Термическая обработка	Температура испытания, °C	Механические свойства						
			сопротивление разрыву, кг/мм ²	предел текучести кг/мм ²	удлинение, %	сжатие, %	сопротивление удару, кг/см ²	твердость по Вюсту	диаметр отпечатка 10/3000 мм
ЭЯЗС	Отжиг 900° 5 час.	20	70	40	25	40	6	320	4,0—4,5
	Охлаждение на воздухе	800	20	—	25	55	—	200	—
ЭИ69	Отжиг 820° 5 час.	20	75	40	20	35	6	380	3,7—4,3
	Охлаждение на воздухе	800	25	—	25	55	—	190	—

Этим свойствам должны удовлетворять указанные стали в том случае, когда они применяются для изготовления клапанов.

Для стали Rezistal № 4 фирма Crucible Steel Co [243] дает следующие значения сопротивления разрыву при высоких температурах при кратковременном испытании (табл. 128).

Механические свойства при высоких температурах (кратковременный разрыв) по данным испытаний М. Ф. Алексеенко [8] приведены в табл. 129.

В окислительной атмосфере сталь ЭЯЗС обладает жаростойкостью до 1100°.

Определение жаростойкости в среде топочных газов с добавкой 2—3%-ного сернистого газа у стали ЭЯЗС показало, что она обладает при высоких температурах очень низким сопротивлением коррозии в этой среде. Особенно сильное разрушение сульфидной коррозией наблюдается при температурах выше 900°. Характер распространения сульфидной коррозии в этой стали после нагрева при 1000° в течение 200 час. в среде топочных газов с 2—3% SO₂ можно хорошо видеть на микрофотографии фиг. 247.

Коррозия проникла на глубину в 1 мм, причем оставшаяся часть образца стала настолько хрупкой, что легко ломалась при



Фиг. 247. Сульфидная коррозия у стали ЭЯЗС после 200-часового нагрева в среде топочных газов с 2—3% SO₂ при 1000°. × 500

слабом нажиме в руках. Сопоставление коррозионной стойкости сталей ЭЯЗС и NCTЗ в среде, содержащей серу, при высоких температурах заставляет совершенно отказаться от применения первой стали и отдать предпочтение стали NCTЗ.

Таблица 128

Марка стали	648°	704°	760°	815°	871°	926°	982°
Rezistal № 4	28,5	22,6	18,1	11,3	7,3	5,4	4,5

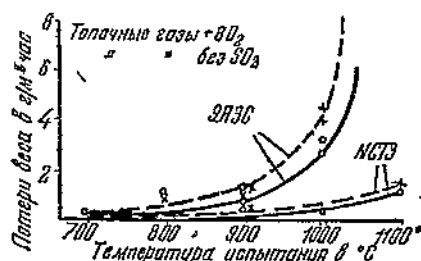
Таблица 129

Механические свойства клапанных сталей при высоких температурах

Марка стали	Химический состав, %						Температура испытания, °C	Механические свойства		
	C	Si	Cr	Ni	Mo	W		сопротивление разрыву, кг/мм ²	удлинение %	сужение %
ЭИ69	0,49	0,37	13,1	14,5	0,40	2,68	15	77,0	27,0	59,4
							500	64,3	26,0	33,0
							600	56,1	21,0	34,0
							700	39,3	19,0	35,0
							800	25,3	25,0	59,0
							900	15,5	47,0	67,0
ЭИ72	0,35	2,8	13,3	8,00	—	—	15	141,0	9,0	10,9
							500	81,0	12,5	55,0
							600	43,3	29,5	65,0
							700	30,1	31,5	55,0
							800	21,7	15,5	42,0
							900	15,0	4,5	13,0
ЭИ67	0,54	2,81	13,82	13,1	—	1,54	15	86,0	28,0	38,5
							500	66,3	18,0	25,0
							600	59,3	23,0	26,0
							700	37,3	34,0	49,0
							800	23,4	25,0	63,0
							900	16,5	43,0	62,0
ЭЯЗС	0,31	2,80	13,04	24,9	—	—	15	68,4	28,8	48,9
							500	65,3	29,4	38,5
							600	53,8	18,7	30,5
							700	36,1	22,8	40,5
							800	20,0	28,7	55,5
							900	11,2	24,8	52,5

Влияние температуры на величину потерь веса у сталей типа 25-20 с 2,5% Si (NCT3) и 20-26 с 2,5% Si (ЭЯЗС) при различных температурах в среде топочных газов с добавкой 2—3% SO_2 и без него приведено на фиг. 248.

Фиг. 248. Влияние температуры и добавки 2—3% SO_2 к топочным газам на потери веса у сталей типа 25-20 с 2,5% Si (NCT3) и 20-25 с 2,5% Si (ЭЯЗС) (Химушин, Жаров и Арлиевский)



Сталь 25-20 с кремнием за границей широко известна под маркой NCT3 и применяется в тех случаях, когда требуются высокая жаростойкость и жаропрочность. В окислительной атмосфере сталь обладает жаростойкостью до 1200°. В восстановительной среде, именно — в топочных газах, жаростойкость несколько снижается.

В табл. 130 приведен химический состав стали типа 25-20, вырабатываемой различными заводами.

Таблица 130

Марка стали	Химический состав, %				
	C	Si	Mn	Cr	Ni
NCT3	0,15	2,4—2,7	~ 0,7	24—26	19—20
Rezistal № 7	0,15	0,7—1,5	0,5—0,7	24—26	19—21
Midvaloy 25-20	0,18	~ 0,75	~ 1,1	~ 25	~ 19
Enduro NC3	0,20	~ 2,00	~ 1,5	23—27	17—21
Silcrome 25-20.	0,25	1,25—2,00	0,6—1,10	24—27	18—21

Следует отметить, что сталь 25-20 с 2,5% Si находит применение для оборудования установок гидрогенизации, конверсии метана, для теплообменников и подогревателей воздуха, реторт, труб и ящиков, работающих при высоких температурах. Эта сталь показывает высокую прочность при температурах выше 700°.

Механические свойства при высоких температурах для стали 25-20 с 1% Si приведены в табл. 121.

Сопротивление крипу для стали типа 25-20 приведено в табл. 123, где были даны величины допускаемых напряжений при высоких температурах.

Сталь 8-20. Эта сталь обладает повышенной коррозионной стойкостью в разбавленной серной и соляной кислотах и находит применение при изготовлении насосов для рудничных вод.

В табл. 131 приведены химические составы сталей этого типа, вырабатываемые различными заводами.

Таблица 131

Марка стали	Химический состав, %						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	другие элемен- ты
Bethadur № 3 . .	≤ 0,15	~ 0,5	~ 0,4	8-14	17-19	—	—
Rezistal № 2600	≤ 0,15	1,2-1,5	~ 0,9	~ 8,0	~ 22	1,0-1,5	—
Rezistal № 2600A	0,3-0,5	1,2-1,5	~ 0,5	~ 8,0	~ 22	1,0-1,5	—
Cyclops № 17A	≤ 0,4	~ 1,0	~ 0,7	~ 7,25	~ 19	—	—
Cyclops № 17B .	≤ 0,2	~ 1,2	~ 0,7	~ 7,25	~ 19	—	—
V16A (Крупн) .	≤ 0,1	~ 1,0	~ 0,7	~ 8,0	~ 18	~ 4,0	~ 4,0% Mo 1,0% Ti

Сталь Rezistal № 2600 находит применение для кожухов нефтяных насосов и оборудования при добыче нефти. Фирма, вырабатывающая эту сталь, указывает, что сталь является стойкой против разбавленной серной кислоты, кальцинированной соды и раствора хлористого кальция.

Сопротивление крипу, по данным Нортон и ASTM, приведено в табл. 132.

Таблица 132

Тип стали	Химический состав, %			Температу- ра испытан- ия °C	Сопротивление крипу, кг/мм ²	
	C	Cr	Ni		1% за 10 000 час.	1% за 100 000 час.
А	0,14	6,4	19,0	538	17,6	14,0
				595	7,7	6,7
				650	4,2	3,8
				785	2,25	2,0
				815	0,77	0,52
Б	0,40	8,0	20,0	538	14,3	—
				595	8,3	—
				650	3,5	—
				705	2,8	—

К характерным особенностям стали 8-20 следует отнести то, что в интервале температур 200—500° она имеет постоянный модуль упругости порядка 15 000 кг/мм².

Для увеличения сопротивления коррозии к стали этого типа иногда добавляется медь. В случае присадки к стали с 8% Cr и 18% Ni меди и молибдена она приобретает высокую коррозионную стойкость в разбавленных серной и соляной кислотах при комнатных температурах и применяется взамен монель-металла (см. сталь V16A).

Несколько сталей с 7—9% Cr и 17—20% Ni с присадками меди и молибдена были исследованы автором [130]. Определялись механические свойства и коррозионная стойкость в серной и соляной кислотах при комнатных температурах. Наши результаты в общем подтвердили данные Гудремона [37]. В табл. 133 приводятся химический состав исследованных сталей и их механические свойства.

Таблица 133

№ пла- вок	Химический состав, %				Закалка в воде при тем- перату- рах, °C	Механические свойства			
	C	Cr	Ni	другие элемен- ты		сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	удлинение на длине 11,3√F, %	глубина провалив. по Эрик- сену, мм	твердость по Бринеллю, НВ
66	0,05	8,7	18,9	1,57 Cu	1150	41	39,0	14,5	93
143	0,15	9,5	17,9	3,52 Cu	1050	55,8	32,0	14,0	119
				4,50 Mo	950	55,0	36,5	14,5	131
				0,72 Ti					

Глава XVI

ХРОМОНИКЕЛЕВЫЕ СТАЛИ С ВОЛЬФРАМОМ

Введение вольфрама в хромоникелевые стали аустенитного типа в ряде случаев повышает механические свойства при высоких температурах. Благоприятное влияние вольфрама при высоких температурах, очевидно, связано с образованием устойчивых сложных карбидов вольфрама, которые, находясь в аустенитной массе, упрочняют сталь в нагретом состоянии.

В табл. 134 приведены физические и механические свойства, а также и сопротивление крипу ряда хромоникельвольфрамовых сталей по данным «Никель-бюллетень».

Механические и физические свойства хромоникельвольфрамовых

Свойства		Cr-Ni-W-Ti	Cr-Ni-W
		18-8-1-1	14-14-3
Удельный вес		7,96	8,0
Теплопроводность ккал/см ² ·сек, °С		0,033 (при 200°)	1,083 (при 15°)
Электросопротивление ом		0,73 (при 200°)	1,075 (при 1000°)
		1,19 (при 800°)	0,78 (при 15°)
Коэффициент расширения $\alpha \cdot 10^{-6}$	20—100°	17	1,09 (при 1000°)
	20—300°	18	17
	20—500°	18	17
	20—700°	18	18
	20—900°	—	19
	Термическая обработка	1150° (воздух)	950° (воздух)
Механические свойства при 20°	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	65,1	96,3
	Предел текучести кг/мм ²	25,5	55,0
	Удлинение, %	53,5	23,5
	Сужение, %	68,5	24,0
Кратковременные испы- тания при высоких тем- пературах	Сопротивление разрыву в кг/мм ² и удлинение в %		
		σ_B	δ
		при 400°	47,6 40,7
		» 500°	44,9 38,3
		» 600°	37,7 36,0
		» 700°	26,8 48,7
		» 800°	20,0 60,8
		» 900°	11,9 86,0
Сопротивление крипу ¹ при соответствующих температурах, кг/мм ²	При 400°	7,1	92,7
		18,7	27,5
		16,8	12,2
		7,6	5,3
		3,05	2,3
		0,81	0,55
		0,13	,13
		0,04	0,04

¹ Напряжение, вызывающее скорость крипа, равную 0,000001 дюйма на

Таблица 134

сталей аустенитного типа по данным «Никель-бюллетень»

Cr-Ni-W	Cr-Ni-W	Cr-Ni-W	Cr-Ni
23-12-3	20-8-4	15-30-4	25-20
7,9 0,03 (при 15°) 0,07 (при 1050°) 0,87 (при 15°) 1,25 (при 1050°) 15 16 16 17 18	7,8 0,03 (при 15°) 0,07 (при 1050°) 0,85 (при 15°) 1,25 (при 1050°) 16 17 17 18 18	8,0 0,03 (при 15°) 0,85 (при 15°) 15 16 16 17 17	7,9 0,033 (при 15°) 0,076 (при 1100°) 0,88 (при 15°) 1,13 (при 1100°) 15 16 17 17 18
1050° (воздух)	1050° (воздух)	1050° (воздух)	1050° (воздух)
70,9 39,2 32,0 34,0	99,0 57,5 33,5 35,0	72,0 37,2 34,0 45,5	64,3 31,3 48,8 63,0
σ_B δ 60,3 34,5 55,7 17,5 45,3 33,8 35,5 36,0 22,1 47,0 12,7 44,7 6,7 76,0	σ_B δ 64,0 24,8 61,7 25,6 55,7 23,2 43,5 36,0 29,7 37,5 20,1 45,5 13,6 44,0	σ_B δ 58,4 12,0 60,7 17,6 52,3 — 35,6 33,0 20,8 61,5 12,0 65,0 7,6 71,0	σ_B δ 55,3 41,6 51,3 41,2 45,6 32,0 32,4 46,6 19,5 46,3 11,4 50,4 6,8 56,0
29,0 18,3 6,9 2,7 0,81 0,20 0,06	38,2 13,3 5,3 2,7 0,81 0,20 0,06	29,0 13,7 3,8 2,3 0,81 0,18 0,06	19,8 16,0 5,7 2,3 0,61 0,18 0,04

дюйм длины в час.

Свойства		Cr-Ni-W-Ti	Cr-Ni-W
		18-8-1-1	14-14-3
Сопротивление криву кг/мм ²	Напряжение при 500° в течение 500 час в кг/мм ² вызывает: общее удлинение в % при конеч- ной скорости крива, умноженное 10 ⁻⁷	12,5 0,015 1,0 (е)	9,7 0,01 1,0 (е)
Сопротивление окисле- нию (увеличение веса в мг/см ²)	При 800° » 900° » 1000° » 1100° » 1200°	0,12 6,7 175,0 750,6 —	1,8 23,0 110,0 — —
Максимальная рабочая температура	—	800°	950—1100°

Хромоникельвольфрамовые стали со средним содержанием углерода после закалки при высоких температурах приобретают аустенитную структуру, причем углерод в этих сталях при пониженной температуре находится в пересыщенном состоянии. В связи с этим при вторичном нагреве при умеренных температурах, когда растворимость карбидов хрома и вольфрама значительно меньше, чем при высоких температурах, происходит вторичное выделение карбидов, что известно под названием старения.

Нагрев стали до высоких температур приводит к образованию крупнозернистого аустенита, а последующее старение вызывает выделение карбидов в субмикроскопическом и микроскопическом состояниях. После горячей обработки и энергичной деформации в концековки, а также после холодной деформации при последующем нагреве сталей до температур выделения карбидов они выделяются в аустенитной массе более равномерно. Среди большого числа хромоникельвольфрамовых сталей, исследованных различными авторами, следует выделить стали, получившие широкое применение в практике.

Хромоникельвольфрамовая сталь 14-14-2 (ЭИ69) в последнее время получила широкое применение в качестве жароупорного материала в клапанах мощных авиационных моторов.

Продолжение табл. 134

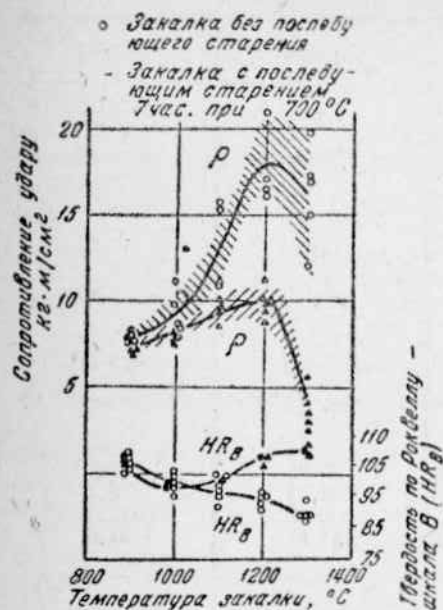
Cr-Ni-W	Cr-Ni-W	Cr-Ni-W	Cr-Ni
23-12-3	20-8-4	15-30-4	25-20
6,2	12,5	10,9	15,5
0,025	0,03	0,02	0,06
3,0 (e)	1,5 (e)	1,2 (e)	4,5 (e)
0,41	0,31	0,61	0,22
2,0	2,8	0,73	5,1
15,0	30,0	6,40	11,0
1000,0	—	37,0	31,0
1050—1150°	1050—1100°	1050—1100°	1100—1150°

В наиболее тяжелых условиях газовой коррозии находится фаска клапана авиационного мотора, которая часто страдает от прогара. В целях повышения стойкости клапана в этой части обычно фаска клапана из стали 14-14-2 наваривается стеллитом толщиной в 1,0 мм.

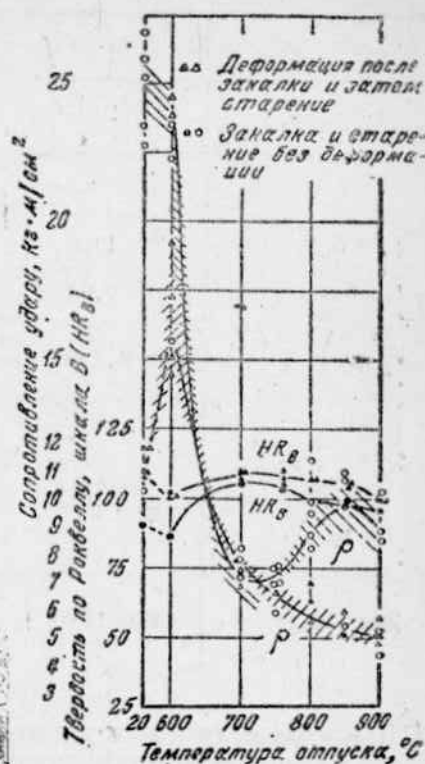
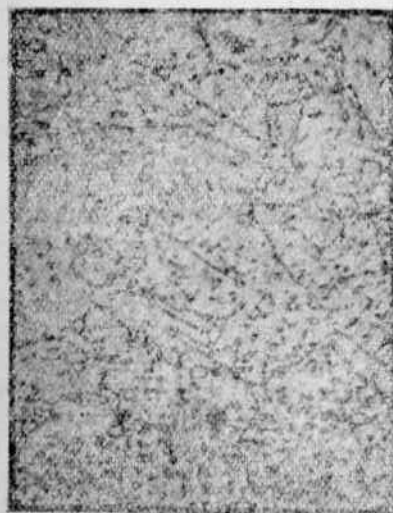
Я. Б. Фридман [127] отмечает, что сталь с 0,44% C; 13,1% Cr, 14,4% Ni и 2,49% W после 10-минутного нагрева при 1200° в основном состоит из крупнозернистого аустенита с небольшим количеством карбидов, еще не успевших перейти в твердый раствор.

После трехчасового нагрева при 900° сталь имеет типичную аустенито-карбидную структуру с равномерным распределением карбидов.

Изучение процесса старения этой стали позволило установить наличие двух максимумов твердости при 850—900° и двух перегибов на кривых изменения электросопротивления в зависимости от температуры закалки, что Фридман объясняет раздельным выделением карбидов хрома и вольфрама. Влияние температуры закалки на изменение ударной вязкости и твердости приведено на диаграмме фиг. 249, а влияние температуры отпуска на изменение этих величин — на фиг. 250.



Фиг. 249. Влияние температуры закалки на изменение твердости и сопротивление удару у хромоникелевой стали типа 14-4 с вольфрамом при старении (Фридман)



Фиг. 250. Влияние температуры отпуска на изменение твердости и сопротивление удару у стали типа 14-4 с вольфрамом предварительно закаленной при 1250° (10 мин.) в воде. Длительность отпуска во всех случаях 23 часа (Фридман)

Фиг. 251. Микроструктура стали типа 14-4 с 2,4% W с равномерным распределением карбидов. X 500

Изучение стали в производственных партиях позволило установить, что сталь типа 14-14-2 обладает большой склонностью к неравномерному строчечному выделению крупных карбидов.

Механические свойства стали ЭИ69 при высоких температурах очень сильно зависят от режима термической обработки. После термической обработки при 950° сталь имеет структуру, аналогичную фиг. 251, и при высоких температурах она имеет более высокую пластичность, пониженное сопротивление разрыву и крипу. После закалки при 1180—1200° она имеет более высокое сопротивление крипу, но пониженную пластичность.

Механические свойства стали ЭИ69 при высоких температурах (кратковременных испытаниях), по данным М. Ф. Алексеенко, приводились в табл. 129.

Кербер и Помп исследовали ряд хромоникелевольфрамовых сталей при высоких температурах при 20-минутной длительности растяжения сталей до разрыва (табл. 135 и 136).

Таблица 135

Тип стали	Химический состав, %					Механические свойства					
	C	Si	Cr	Ni	другие присадки	температура испытания, °C	сопротив- ление раз- рыву, кг/мм ²	предел те- кучести (0,2%), кг/мм ²	удлинение на 10 d, %	сужение, %	твердость по Вюсту ¹
А	0,47	1,49	14,8	12,9	2,16 W	20 600	76,7 51,1	37,0 23,9	32,0 30,7	44 50	— 205
Б	0,95	1,63	15,1	12,8	2,45 W 0,08 Mo	20 600	90,0 56,1	37,3 25,5	21,3 22,0	22 23	— 234
В	0,46	0,52	12,7	12,9	9,6 W	20 600	82,5 59,5	41,7 33,1	24,8 20,5	42 36	— 248
Г	0,43	3,23	8,43	0,08	—	20 600	98,0 35,3	75,5 19,1	15,4 45,3	47 90	— 212

¹ Твердость по Вюсту измерялась в мм·кг/мм² при 5-мм шарике.

Таблица 136

Сопротивление разрыву в кг/мм²

Тип стали	650°	700°	750°	800°	850°	900°
А	32,9	25,1	18,3	14,4	9,3	7,4
Б	—	31,8	24,4	19,5	16,0	10,8
В	45,0	33,8	24,0	17,8	13,1	10,0
Г	13,6	8,1	6,2	3,8	2,7	1,8

Следует отметить, что силхром, широко применяемый в клапанах менее мощных моторов, обладает очень малой прочностью при температурах выше 600°. Сталь А и Б обладала мелкозернистой аустенито-карбидной структурой, а сталь В имела аустенит с зерном среднего размера и очень крупными включениями карбидов.

Механические свойства ряда хромоникельвольфрамовых сталей, по данным испытаний автора, при комнатных и высоких температурах приводятся в табл. 137.

Сталь А, имея относительно малую скорость ползучести, при температурах 825° показывает очень хрупкий излом (табл. 137).

Таблица 137

Механические свойства хромоникельвольфрамовых сталей при комнатных и высоких температурах

Тип стали	Химический состав, %						Температура испытаний, °C	Сопротивление разрыву, кг/мм ²	Удлинение на 0 d, %	Сужение, %	Сопротивление удару, кг/см ²	Гверд. по Бюсту	Время, в течение которого образец доводится до разрушения при 825° под действием постоянно приложенного напряжения, равного 10 кг/мм ² в час.
	C	Si	Cr	Ni	W	Mo							
ЭК69	0,43	0,75	13,6	14,2	2,3	0,60	20	78,2	32,0	48,7	10,6	—	
							825	15,7	52,6	75,8	16,3	180	7,5
А	0,35	1,13	24,4	16,6	1,80	—	20	71,2	25,7	42,7	6,4	—	
							825	26,7	32,6	51,9	10,5	172	23,0
Д	0,42	2,08	15,4	24,9	3,48	—	20	74,3	23,3	39,0	6,6	—	
							825	18,3	38,4	50,3	10,0	224	13,0
С	0,5	1,76	16,5	13,5	1,97	—	20	88,7	1,9	34,0	6,27	—	
							825	20,7	29,5	41,6	10,3	208	14,5

Примечание. Перед испытанием все стали подвергались следующей термической обработке: нагреву в течение часа при 950° с охлаждением на воздухе.

Глава XVII

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Хромоникелевые стали по своим физическим свойствам очень сильно отличаются от обыкновенной стали и железа. Имеется также большая разница в свойствах между сталями мартенситными, ферритными и полуферритными, с одной стороны, и сталями аустенитными или же аустенито-ферритными, — с другой. Наиболее типичные значения физических констант для сталей

аустенитного типа приведены в табл. 122 и 123. В табл. 138 и 139 приводятся физические свойства наиболее типичных марок хромоникелевых сталей по американским данным.

Электропроводность. Хромоникелевые стали обладают довольно высоким удельным электросопротивлением (см. табл. 122 и 123).

У жароупорных сталей это свойство было использовано для применения их в электрических печах для нагревательных элементов. Особенно высоким удельным сопротивлением обладают стали с аустенитной структурой, у которых все элементы, входящие в состав сплава, находятся в твердом растворе.

Интересно отметить применение ленточной стали типа 18-8 с титаном в качестве нагревательных элементов для электроприборов с температурой нагрева до 850°.

Таблица 138

Физические свойства хромоникелевых нержавеющей кислотостойких и жароупорных сталей

Тип сплава		18-8	18-8 с Ti	18-12	25-12
Химический состав %	Cr	17—19	Содержание титана в пять раз больше содержания углерода	17—19	22—25
	Ni	8—10		11—12,5	12—14
	C	0,05—0,15		0,05—0,15	0,15
	Si	0,5		0,5	0,5
	Mn	0,5		0,5	0,5
Преимущественное назначение		Кислотоупорная и нержавеющая	Кислотоупорная и нержавеющая	Кислотоупорная и нержавеющая	Жароупорная и кислотостойкая
Удельный вес, г/см ³ . .		7,90	7,90	7,95	7,82
Температура плавления °C		1400—1425	1400—1425	—	1388—1410
Структура		Аустенит	Аустенит	Аустенит	Аустенит
Магнитность		Немагнитна	Немагнитна	Немагнитна	Немагнитна
Удельная теплоемкость кал/г °C		0,12	0,12	0,12	0,12
Теплопроводность, кал/см·сек °C		0,039	0,038	0,038	0,03—0,04
Коэффициент расширения $\alpha \cdot 10^{-6}$ (0—100°)		17,3	16,7	17,8	15,0
Температура начала интенсивного окисления °C		930	900	900	1150

Таблица 139

Физические свойства хромоникелевых сталей типа 18-8

Тип стали	18-8	18-8 с 2,50% Мо
Термическая обработка	Закалка на аустенит	Закалка на аустенит
Коэффициент расширения 0—100°	16,0	16,2
{ 0—200°	16,8	17,5
$\alpha \cdot 10^{-6}$ { 0—300°	17,5	18,3
{ 0—400°	18,1	18,8
{ 0—500°	18,5	19,0
Теплопроводность, кал/см ² сек °С	0,05	0,05
Теплоемкость, кал/г °С	0,12	0,12
Температура плавления, °С	1400	1400
Электрическое сопротивление при 20°		
ом·мм ² /м	0,73	0,72
Магнитность	Немагнитна	
Удельный вес	7,85	7,90

Теплопроводность у хромоникелевых сталей значительно ниже, чем у обыкновенного железа и сталей. При нагреве это следует учитывать, так как резкие изменения температур, особенно для слитков с транскристаллизационной зоной, могут привести к большим внутренним напряжениям и трещинам.

Коэффициент расширения у этих сталей очень высок. Кроме того, сталь при нагреве не имеет скачкообразных объемных изменений, связанных с превращением $\gamma \rightarrow \alpha$, наблюдаемых у других сталей. Это свойство у стали 18-8 было использовано для применения ее в качестве термометрического тела в терморегуляторах. Процесс выпадения карбидов в нержавеющей стали при нагреве ее в интервале температур от 500 до 850° на объемных изменениях практически не отражается (см. фиг. 122).

Магнитные свойства. Хромоникелевые стали после нормальной термической обработки, имеющие аустенитную структуру, немагнитны. Стали, имеющие в своей структуре ферритную составляющую (так называемые аустенито-ферритные стали), обладают магнитными свойствами, которые зависят от количества ферритной составляющей.

Аустенитные стали, находящиеся на границе, разделяющей аустенитную область от аустенито-ферритной или же мартенситной, являются неустойчивыми и при холодной деформации становятся в той или иной степени магнитными. Это изменение свойств тем сильнее, чем выше степень деформации и чем ближе сталь по своему составу на тройной диаграмме лежит к линии, ограничивающей аустенитную область.

Выделение карбидов при температурах 500—900° в стали 18-8 сильно отражается на ее физических и механических свойствах.

Изменение магнитных свойств после нагрева сталей в интер-

вале 500—850° находится в связи с частичным превращением аустенита с образованием карбидов по границам зерен.

Результаты испытаний магнитных свойств у сталей 18-8 после различной продолжительности нагрева при 200—500° показывают, что при температурах 200 и 300° даже очень длительный нагрев не дает никаких изменений в магнитных свойствах стали.

При 500° магнитность становится едва заметной и увеличивается с очень малой скоростью. Наибольшие приращения магнитности дают стали, содержащие большое количество углерода.

Результаты определения магнитных свойств после нагрева при более высоких температурах показывают следующее.

Магнитные свойства особенно сильно изменяются в интервале температур 600—700°. Чем больше в стали углерода, тем сильнее изменение магнитных свойств.

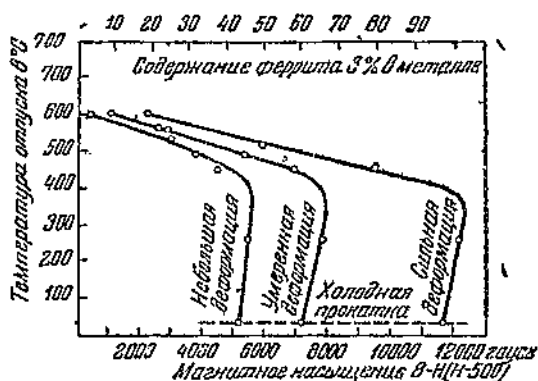
Продолжительность нагрева влияет на магнитные свойства двояко: до температуры 700° наблюдается увеличение магнитности ($B-H$) от продолжительности нагрева. При температурах выше 700° магнитные свойства ($B-H$) сперва увеличиваются от продолжительности нагрева, а потом уменьшаются.

Влияние отпуска на изменение магнитных свойств и электросопротивления у холоднокатаных сталей приводилось на фиг. 201 (стр. 255). На фиг. 252 приведены кривые по данным исследований Эборна и Бейна.

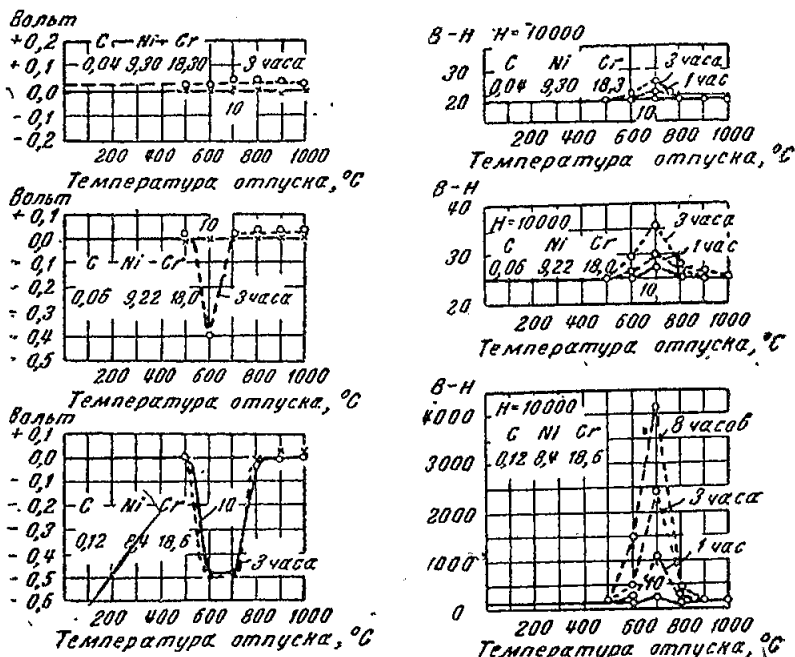
Изменение величины магнитного насыщения в стали 18-8 в зависимости от температуры отпуска и содержания углерода приведено на фиг. 253.

Согласно последним исследованиям Бейна изменение магнитных свойств при выделении карбидов неполностью характеризует склонность стали к интеркристаллитной коррозии. Стали с повышенным содержанием никеля изменения магнитных свойств при нагреве не обнаруживают, однако склонность к интеркристаллитной коррозии приобретают.

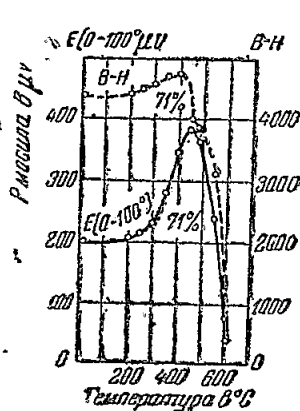
То же отмечают Пейзон и Гаррисон [511] для стали с 18% Cr и 25% Ni, которая после нагрева в интервале температур выделения карбидов магнитной не становится, но после этого нагрева разрушается интеркристаллитной коррозией.



Фиг. 252. Изменение магнитных свойств холоднодеформированной стали 18-8 в зависимости от температуры отпуска (Эборн и Бейн)



Фиг. 253. Изменение потенциала и магнитных свойств (B—H) стали 18-8 в зависимости от температуры отпуска



Фиг. 254. Кривые изменения термоэлектродвижущей силы и B—H у холоднодеформированной стали (обжаты на 71%) с температурой отпуска (Акимов и Томашев)

Кривобок [414] показал, что очень высокая температура нагрева стали 18-8 при закалке может привести к увеличению магнитности вследствие появления ферритной фазы.

Большой интерес представляют исследования Кривобока [411] по выявлению изменений физических свойств стали 18-8 с очень низким содержанием углерода.

Сталь типа 19-9 с 0,01% C после закалки при 1250° и вторичного нагрева при 650° показала некоторое увеличение магнитности, что нельзя связать с процессом выделения карбидов, так как содержание углерода в стали очень невелико.

Исследование структуры этой стали установило, что наряду с аустенитом в зернах имеется большое количество феррита, который был причиной увеличения магнитности. Распад аустенита в этом случае происходил не по границам зерен,

па по всей массе стали, причем по своей структуре сталь напоминала известную видманштетову структуру.

У стали 19-9 с 0,058% С после указанных обработок изменений в магнитных свойствах почти не наблюдалось. Это указывает на большую устойчивость аустенита этой стали благодаря влиянию углерода. Стали того же типа с 0,13 и 0,22% С после аналогичных обработок показали резкое увеличение магнитности, связанное с образованием карбидов по границам зерен, что подтвердилось и исследованием микроструктуры стали. Изменения в магнитных свойствах наблюдались также у стали типа 12-12 с 0,11% С. Интересно отметить, что присадка молибдена, меди и кобальта к стали 18-8 с содержанием углерода около 0,1% совершенно устранила появление магнитности в этой стали после вторичного нагрева, но не устранила склонности к интеркристаллитной коррозии. Термоэлектродвижущая сила исследовалась Акимовым и Томашевым [5] у холоднодеформированной стали 18-8 по отношению к нормальной термически обработанной стали того же состава на приборе Саладена. Установлено, что характер кривых с температурой отпуска примерно такой же, как и изменение $B-H$, что указывает на связь изменения термоэлектродвижущей силы с превращением $\gamma \rightleftharpoons \alpha$. На кривых фиг. 254 отмечается, что с повышением температуры отпуска в интервале 200—445° наблюдается увеличение ферритной фазы и затем при дальнейшем повышении температуры она полностью исчезает.

Глава XVIII

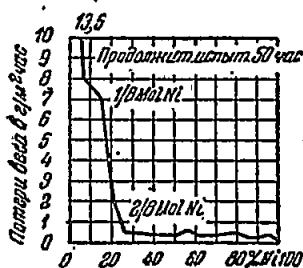
КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ХРОМНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Металлический никель принадлежит к числу относительно коррозионностойких металлов. Он обладает высокой коррозионной стойкостью в воде и в ряде водных растворов солей. Присадка никеля к железу сильно повышает коррозионную стойкость сплавов в морской воде, в некоторых кислотах (серной и соляной), и в растворах щелочей.

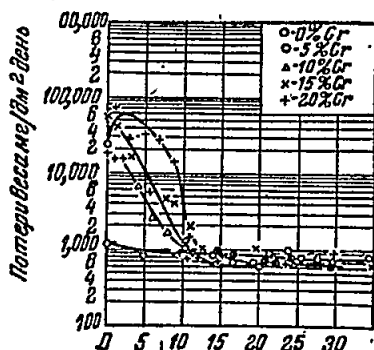
Улучшающее влияние никеля на стойкость против коррозии в 5%-ной серной кислоте можно проследить на диаграмме, приведенной на фиг. 255. Наиболее сильное повышение коррозионной стойкости начинается при введении в железо около $\frac{1}{8}$ моля никеля, что равно 13,5% Ni, и заканчивается при содержании никеля около $\frac{2}{8}$ моля. Дальнейшее увеличение содержания никеля не вызывает повышения сопротивления коррозии у железохромоникелевых сплавов в 5%-ной H_2SO_4 , и поэтому нецелесообразно.

Аналогичная картина, наблюдается при введении никеля в железохромистые сплавы, причем с увеличением содержания хро-

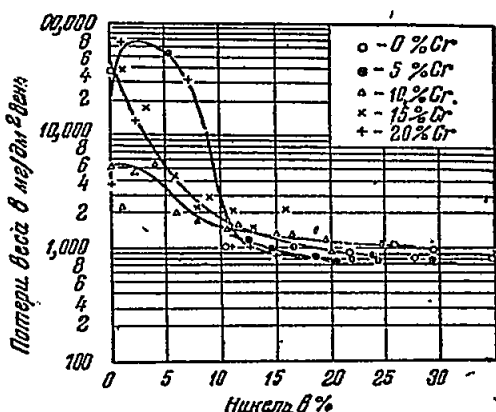
ма повышение коррозионной стойкости несколько замедляется, что, как известно, связано с тем, что присадка хрома к железу вызывает понижение коррозионной стойкости в активизирующих кислотах. Это повышение коррозионной стойкости у железохромоникелевых сплавов можно видеть на диаграмме Пиллинга и Аккермана, приведенной на фиг. 256.



Фиг. 255. Влияние никеля на коррозионную стойкость железоникелевых сплавов в 5% H_2SO_4



Фиг. 256. Влияние никеля в железохромистых сплавах на стойкость в 5% H_2SO_4 при комнатных температурах (Пиллинг и Аккерман)



Фиг. 257. Влияние никеля в железохромистых сплавах на коррозионную стойкость в 5% HCl при комнатных температурах (Пиллинг и Аккерман)

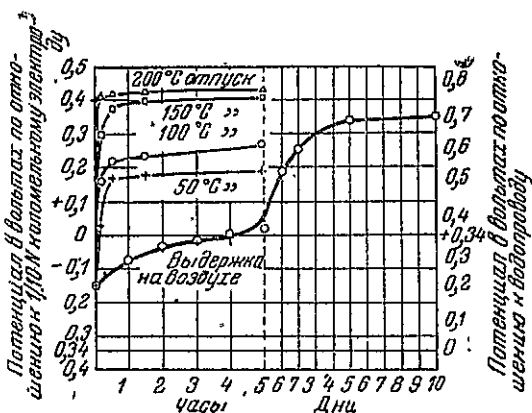
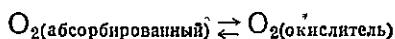
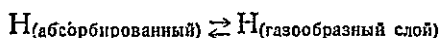
Аналогичное влияние присадка никеля оказывает на коррозионную стойкость в соляной кислоте, что можно видеть на диаграмме фиг. 257.

Образование пассивной пленки на поверхности металла зависит от времени, условий обработки металла и среды, в которой она образуется. Очень показательны в этом отношении опыты Гадфильда, проведенные им с нержавеющей сталью 18-8. Гадфильд наблюдал изменение электродного потенциала у хромоникелевой стали 18-8 в зависимости от температуры отпуска в атмосфере воздуха, предварительно все образцы активировались в соляной кислоте.

Результаты этих опытов на фиг. 258 показывают, что с увеличением температуры ускоряется процесс образования пассивной пленки на поверхности металла, и в соответствии с этим кривые изменения электродного потенциала идут более круто и достигают более высоких значений. Измерения производились в растворе серной кислоты, причем образец, хранившийся на воздухе, после каждого измерения вынимался из раствора. Аналогичное усиление пассивной пленки достигается обработкой стали другими окислительными веществами, например, холодной концентрированной азотной кислотой, после чего сталь становится более устойчивой в отношении коррозии.

Влияние различных сред на изменение электродного потенциала у хромоникелевой стали 18-8 изучалось Г. В. Акимовым и З. А. Вручевич и для азотной и соляной кислот приведено на фиг. 259.

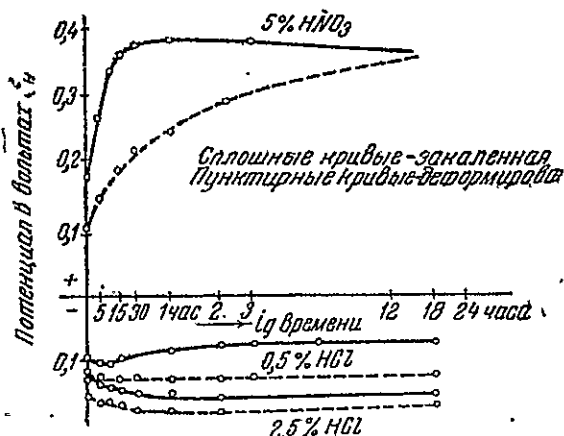
Г. В. Акимов изменение электродного потенциала в окислительной среде у хромоникелевой стали связывает с образованием на поверхности металла защитной пленки, состоящей из абсорбированного кислорода или кислородсодержащих комплексов. В восстановительной среде пассивная пленка под влиянием водорода уничтожается, заменяясь слоем абсорбированного водорода. Таким образом переход из положительной в отрицательную область и обратно, по данным Г. В. Акимова, сводится к равновесию следующего типа:



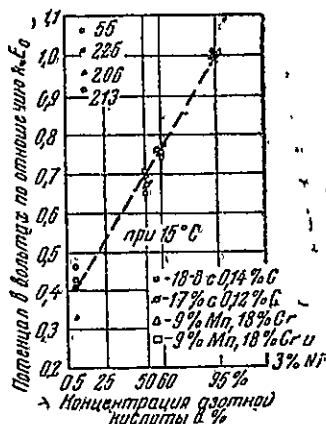
Фиг. 258. Влияние отпуска при 50—200° на воздухе на изменение потенциала стали 18-8 во времени. Сталь предварительно активирована в HCl (Гадфильд)

Установление равновесия идет с большим торможением и требует значительного времени.

Автор изучал влияние различных элементов, входящих в состав стали, на изменение электродных потенциалов в азотной кислоте различной крепости при комнатных температурах (фиг. 260).



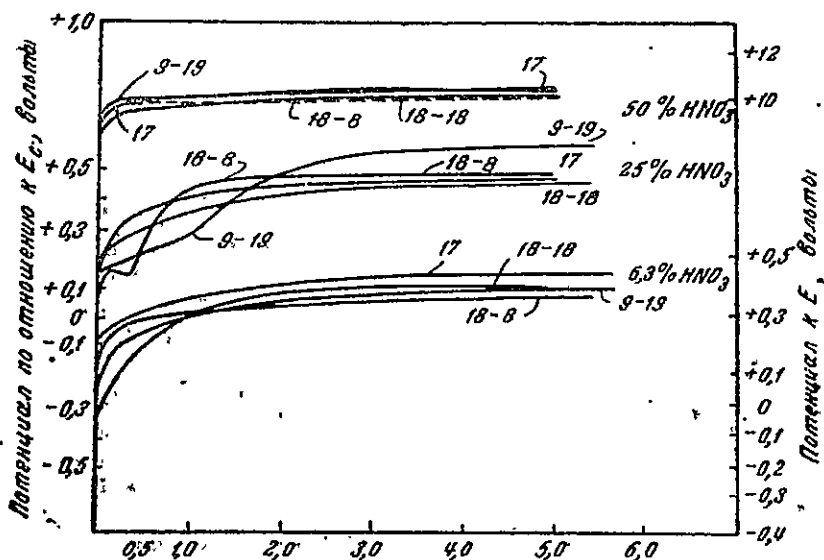
Фиг. 259. Изменение электродного потенциала во времени стали 18-8 в азотной и соляной кислотах (Акимов и Вруцевич).



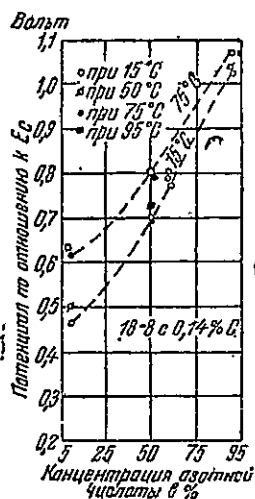
Фиг. 260. Изменение электродного потенциала и ряда нержавеющей сталей с 18% Cr в азотной кислоте различной крепости (Химушин и Ковалева)

На фиг. 260, 261 и 262 приведены кривые, показывающие, что изменение концентрации азотной кислоты оказывает более сильное влияние на изменение электродного потенциала у хромистых, хромоникелевых и хромомарганцевоникелевых сталей, чем изменение температуры. В концентрированной азотной кислоте не обнаруживается существенной разницы в величине электродного потенциала у сталей различного состава. Это показывает, что процесс пассивирования в основном зависит от содержания хрома, и другие элементы играют значительно меньшую роль, чем хром.

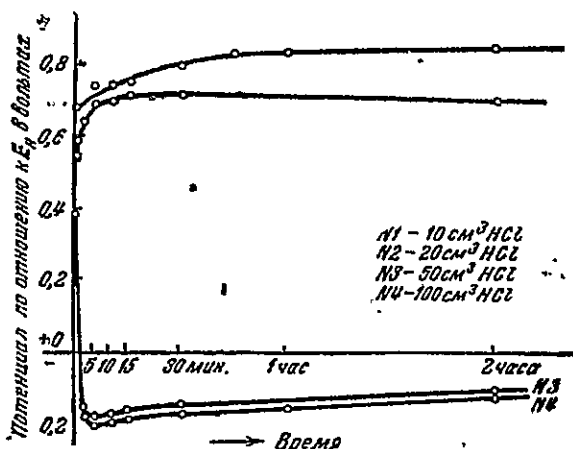
Разрушение пассивирующей пленки на поверхности металла может происходить в случае неоднородности материала и присутствия в растворе активаторов. Так, например, наблюдавшееся разрушение образовавшейся на сталях пассивной пленки происходит при добавке соляной кислоты к нормальному раствору азотной кислоты. Результаты этих опытов приведены на фиг. 263 и показывают, что у стали 18-8 наблюдается резкий переход из положительной области в отрицательную при добавке определенного количества соляной кислоты.



Фиг. 261. Изменение электродного потенциала во времени у различных сталей в азотной кислоте различной крепости (Химушин)

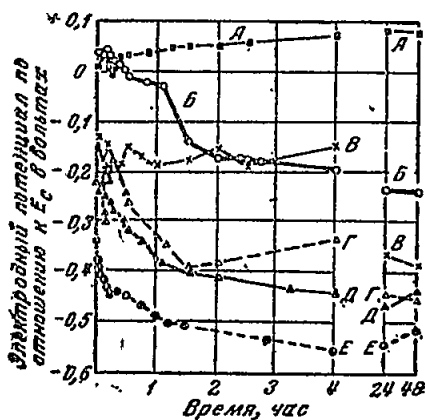


Фиг. 262. Изменение электродного потенциала стали 18-8 в азотной кислоте в зависимости от концентрации и температуры (Химушин и Ковалева)



Фиг. 263. Влияние различных добавок концентрированной HCl к 5%-ному раствору азотной кислоты на изменение потенциала у стали 18-8 (Акимов и Вруцевич)

При переходе в отрицательную область раствор резко меняет свою окраску, становится более зеленым, и на поверхности металла наблюдается выделение пузырьков водорода и сильное разведение.



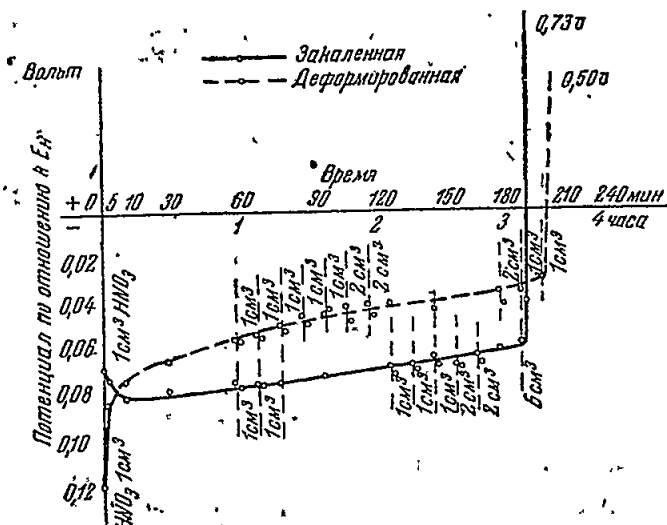
Фиг. 264. Изменение электродного потенциала у различных сталей во времени в 0,5 N растворе NaCl (Химушин):

А — 0,25% О и 30% Cr; Б — 0,14% О, 18% Cr и 8% Ni; В — 0,10% О и 17% Cr; Г — 0,12% О, 18% Cr и 18% Mn; Д — 0,20% О, 18% Cr и 18% Mn; Е — 0,36% О, 18% Cr и 18% Mn

Менее сильное депассивирующее действие оказывает раствор поваренной соли, что можно видеть по кривым фиг. 264. Эти опыты имеют существенное значение для сталей, применяемых в морском судостроении, и находятся в соответствии с практическими данными.

Известно, что хромистые и хромоникелевые нержавеющие стали в морской воде являются относительно стойкими и разрушаются лишь при очень длительной работе. Особенно сильное разведение сталей в морской воде наблюдается по ватерлинии и часто сопровождается точечной коррозией.

Введение в активизирующие среды окислителей действует противоположно. Например, при



Фиг. 265. Электродный потенциал стали 18-8 в 0,5%-ном растворе HCl при добавке к ней концентрированной азотной кислоты

прибавлении к серной кислоте азотной наблюдается значительное повышение коррозионной стойкости сталей. То же наблюдается при введении в кипящий 10%-ный раствор серной кислоты 10% медного купороса. В 10%-ной кипящей серной кислоте хромоникелевая сталь после нормальной термической обработки обнаруживает очень низкую коррозионную стойкость, в то же время в кипящем водном растворе 10%-ной серной кислоты с 10% медного купороса она практически совсем не разрушается. Этот реактив нашел широкое применение для выявления интеркристаллитной коррозии в хромоникелевой стали 18-8.

Прибавление к активизирующим кислотам пассиваторов оказывает влияние в обратном направлении, что наглядно показано на фиг. 265.

На фиг. 266 приведены значения электродного потенциала для сталей типа 18-8 в присутствии окислительной среды и воздуха в зависимости от содержания углерода.

Как видно, в присутствии H_2O_2 увеличение содержания углерода на нормальные термически обработанные стали типа 18-8 влияния не оказывает, в то время как для воздуха при содержании углерода 1,2% наблюдается резкое падение потенциала в отрицательную область.

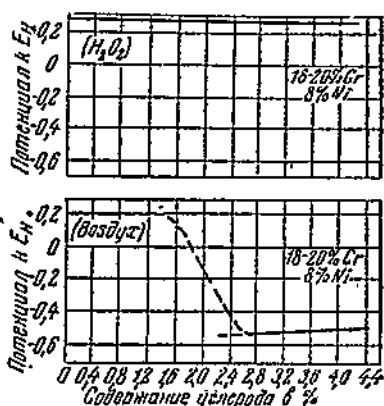
Коррозионная стойкость хромоникелевых нержавеющей сталей типа 18-8 в различных средах с оценкой их стойкости по крупновской шкале (стр. 326) приводится в табл. 140.

При выборе материала для тех или иных целей, основываясь на данных этой таблицы, следует учесть все замечания, которые были сделаны в первой части этой книги.

Коррозионная стойкость хромоникелевых сталей типа 18-8 в азотной кислоте

Стали этого типа в азотной промышленности получили исключительно большое применение. Вся основная аппаратура получения азотной кислоты путем сжигания синтетического аммиака в основном изготавливается из хромоникелевой стали 18-8 или же из 17%-ной хромистой стали.

С технологической точки зрения изготовление из хромоникелевой стали 18-8 имеет ряд преимуществ, так как позволяет широко применять сварку, обеспечивая высокую прочность в сварном шве и высокую коррозионную стойкость.



Фиг. 266. Влияние углерода в стали 18-8 на изменение потенциала (Штраус)

Таблица 140

Коррозионная стойкость хромоникелевой стали 18-8 в различных средах
(сталь с 18% Cr; 8% Ni и 0,1% C)

Среда	Температура испытаний °C	Результаты испытаний
Неорганические кислоты		
Соляная кислота (HCl), 0,5%-ная, удельный вес 1,002	20	2
То же	Кипящая	5
То же, 3,6%-ная, удельный вес 1,017	20	3
То же	Кипящая	5
То же, 37%-ная, удельный вес 1,19	20	5
Фтористоводородная кислота (HF), 40%-ная, удельный вес 1,13	20	5
Азотная кислота (HNO ₃), 7%-ная, удельный вес 1,04	Кипящая	1
То же, 37%-ная, удельный вес 1,23	Кипящая (110°)	1
То же, 50%-ная, удельный вес 1,32	20	1
То же	Кипящая (115°)	2
То же, 66%-ная, удельный вес 1,4	20	1
То же	Кипящая (123°)	2
То же, 99%-ная, дымящаяся, удельный вес 1,52	20	1
То же	Кипящая (70—80°)	4
Серная кислота (H ₂ SO ₄), 5%-ная, удельный вес 1,03	20	1
То же	Кипящая	5
То же, 15%-ная, удельный вес 1,1	20	1
То же	Кипящая	5
То же, 62%-ная, удельный вес 1,52	20	1
То же	Кипящая	5
То же, 98%-ная, удельный вес 1,84	20	1
То же	100	4
То же	150	5
То же, дымящаяся (11% свободного SO ₃)	100	2
То же (60% свободного SO ₃), удельный вес 2,0	20	1
То же	70	1
Смеси кислот		
50% (по весу) концентрированной серной кислоты + 5% азотной	50—60	1
То же	90—95	2
То же	Кипящая (120°)	3
75% (по весу) концентрированной серной кислоты + 25% концентрированной азотной	50—60	1
То же	90—95	2
То же	Кипящая (157°)	4
70% (по весу) концентрированной серной кислоты + 10% концентрированной азотной + 20% воды	50—60	1
То же	90—95	2
То же	Кипящая (168°)	5

Продолжение табл. 140

Среда	Температура испытаний °C	Результаты испытаний
30% (по весу) концентрированной серной кислоты + 5% концентрированной азотной + 65% воды	90—95	1
То же	Кипящая (110°)	2
15% (по весу) концентрированной серной кислоты + 5% концентрированной азотной + 80% воды	(104°)	2
Неорганические вещества		
Сернистый газ (SO ₂), насыщенный водный раствор	20	1
То же, при давлении 4 ат	135	2
То же „ „ 5—8 ат	160	3
То же „ „ 20 ат	200	3
Фосфорная кислота (H ₃ PO ₄), химически чистая, 10%-ная, удельный вес 1	Кипящая	1
То же, при давлении 3 ат	140	1
То же, 45%-ная, удельный вес 1,30	Кипящая	1
То же, 80%-ная, „ 1,64	60	1
То же	110	5
Хромовый ангидрид (CrO ₃), 50%-ный водный раствор, технический, содержащий SO ₃ , удельный вес 1,51	20	1
То же	Кипящий	5
То же, 10%-ный, чистый, без SO ₃ , удельный вес 1,07	20	1
То же	Кипящий	2
То же, 50%-ный, чистый, без SO ₃ , удельный вес 1,51	20	2
То же	Кипящий	3
Хромовый электролит по Грубе	20	1
Борная кислота (H ₃ BO ₃), насыщенный на холоду водный раствор	Кипящий	1
Смесь кислот и солей		
Дымящаяся азотная кислота, удельный вес 1,52 + 10% KNO ₃	Кипящая	2
Дымящаяся азотная кислота, удельный вес 1,52 + 10% Al(NO ₃) ₃	То же	2
10% (по весу) H ₂ SO ₄ , удельный вес 1,07 + 10% CuSO ₄	„	1
10% (по весу) H ₂ SO ₄ , удельный вес 1,07 + 20% Fe ₂ (SO ₄) ₃	„	1
Растворы солей		
Хлористый марганец (MnCl ₂ + 4H ₂ O), водный 50%-ный раствор	Кипящий	1
Бисульфат натрия (NaHSO ₄), водный 10%-ный раствор	То же	1

Продолжение табл. 140

Среда	Температура испытаний °С	Результаты испытаний
Бисульфит (NaHSO_3), водный раствор, удельный вес 1,38	20	1
Поваренная соль (NaCl), насыщенный на холоду раствор	20	2
То же, насыщенный при 100° водный раствор	Кипящий	2
Гипохлорит натрия (NaClO), водный раствор	20	2
Перхлорат натрия (NaClO_4), 100%-ный водный раствор	Кипящий	1
Глауберова соль ($\text{Na}_2\text{SO}_4 + 10\text{H}_2\text{O}$), насыщенный на холоду водный раствор	То же	1
Сернистый натрий ($\text{Na}_2\text{S} + 9\text{H}_2\text{O}$), 50%-ный водный раствор	"	1
Сернокислый натрий ($\text{Na}_2\text{SO}_4 + 7\text{H}_2\text{O}$), 500%-ный водный раствор	"	1
Гипосульфит ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$), 25%-ный водный раствор	Кипящий	1
Хлорная ртуть (HgCl_2 , сулема), водный раствор, 0,10%-ный	То же	2
То же, 0,70%-ный	20	2
То же	Кипящий	4
Азотнокислое серебро (AgNO_3), водный раствор, 100%-ный	То же	1
То же, в расплавленном состоянии	250	1
Хлористый цинк (ZnCl_2), водный раствор, удельный вес 2,05	20	1
То же, удельный вес 1,9	Кипящий	4
Сернокислый цинк (ZnSO_4), водный раствор, 250%-ный	То же	1
То же, насыщенный в горячем состоянии	"	1
Четыреххлористое олово (SnCl_4), водный раствор, удельный вес 1,21	20	2
То же	Кипящий	5
Двуххлористое олово ($\text{SnCl}_2 + 2\text{H}_2\text{O}$), насыщенный на холоду водный раствор	50	2
То же	Кипящий	5
Фосфорный ангидрид (P_2O_5) (сухой или влажный)	20	1
Органические кислоты		
Муравьиная кислота (CH_2O_2), 100%-ная, удельный вес 1,02	70	1
То же	Кипящая	2
То же, 500%-ная, удельный вес 1,12	70	3
То же	Кипящая	5
То же, 800%-ная, удельный вес 1,18	То же	3
То же, 1000%-ная " " 1,22	20	1
То же	Кипящая	2
Масляная кислота ($\text{C}_4\text{H}_8\text{O}_2$), удельный вес 0,96	То же	1
Уксусная кислота ($\text{C}_2\text{H}_4\text{O}_2$), 100%-ная, удельный вес 1,01	"	1
То же, 500%-ная, удельный вес 1,06	"	2
То же, 800%-ная, " " 1,07	"	3
То же, 1000%-ная, " " 1,05	20	1

Продолжение табл. 140

Среда	Температура испытаний °C	Результаты испытаний
То же	Кипящая	2
То же, при давлении 10 ат	200	5
Уксусный ангидрид ($C_4H_6O_3$)	Кипящий	1
Олеиновая кислота ($C_{18}H_{34}O_2$), техническая, при давлении 2—3 ат	200	1
Галловая кислота [$C_6H_2(OH)_3CO_2H$], насыщенная при 00°	Кипящая	1
Дубильная кислота, водный раствор, 100%-ный	То же	1
То же, 50%-ная	„	1
Карболовая кислота, чистая (C_6H_5OH)	„	1
Неочищенная	100	1
То же	Кипящая	1
Молочная кислота ($C_3H_5O_3$), 1,50%-ная	То же	1
То же, 100%-ная, удельный вес 1,02	20	1
То же	Кипящая	2
То же, концентрированная, удельный вес 1,22	Холодная	1
То же	Кипящая	3
Щавелевая кислота ($C_2H_2O_4$), водный раствор, 10%-ный	20	1
То же	Кипящая	4
То же, 25%-ный	„	4
То же, 50%-ный	„	4
Винная кислота ($C_4H_6O_6$), водный раствор, 50%-ный	„	1
То же, насыщенный при 100° раствор	„	2
Лимонная кислота ($C_6H_8O_7 \cdot H_2O$), водный раствор, 10%-ный	„	1
То же, 25%-ный	„	4
То же, 50%-ный	20	1
То же	Кипящая	4
То же, 50%-ный, при давлении 3 ат	140	2
Вещества с щелочной реакцией		
Аммиак (NH_3), водный раствор, удельный вес 0,91	20	1
Поташ (K_2CO_3), водный раствор 50%-ный	Кипящий	1
Едкое кали (KOH), водный раствор, 27%-ный, удельный вес 1,25	То же	1
То же, 50%-ный, удельный вес 1,54	„	2
То же, в расплавленном состоянии	360	5
Едкий натр ($NaOH$), водный раствор, 20%-ный, удельный вес 1,3	Кипящий	1
То же, водный раствор, 34%-ный, удельный вес 1,37	100	1
То же	Кипящий	2
То же, в расплавленном состоянии	318	2
Сода (Na_2CO_3), водный раствор, 1%-ный	Кипящий	1
То же насыщенный на холоду	„	1
То же, в расплавленном состоянии	900	5
Перекись натрия (Na_2O_2), водный раствор, 10%-ный	95	1

Продолжение табл. 140

Среда	Температура испытаний °C	Результаты испытаний
Растворы солей и расплавленные соли		
Калиево-алюминиевые квасцы $[KAl(SO_4)_2 + 12H_2O]$, водный раствор, 100%-ный	20	1
То же	Кипящий	2
То же, насыщенный в горячем состоянии	"	3
Уксуснокислый алюминий $[Al_2(C_2H_3O_2)_6]$, водный раствор, насыщенный на холоду	"	1
Серникокислый алюминий $[Al_2(SO_4)_3]$, водный раствор, 100%-ный	20	1
То же	Кипящий	2
Водный раствор серникислого алюминия, насыщенный на холоду	20	1
То же	Кипящий	3
Хлористый аммоний (NH_4Cl) , водный раствор, 100%-ный	"	2
То же, 500%-ный	"	2
Углекислый аммоний $(NH_4)_2CO_3 + 2NH_4HCO_3$, насыщенный на холоду водный раствор	Кипящий	1
Азотнокислый аммоний NH_4NO_3 , насыщенный при 100° водный раствор	"	1
Хлорнокислый аммоний (NH_4ClO_4) , 100%-ный водный раствор	"	1
Серникокислый аммоний $[(NH_4)_2SO_4]$, водный раствор, насыщенный на холоду	"	1
Сернистококислый аммоний $(NH_4)_2SO_3$, концентрированный водный раствор	"	1
Уксуснокислый свинец $[Pb(C_2H_3O_2)_2 + H_2O]$ водный раствор, 250%-ный	"	1
Кислый сернистококислый кальций $Ca(HSO_3)_2$, водный раствор, удельный вес 1,04	"	1
То же, при давлении 20 ат	200	5
Хлористый кальций $(CaCl_2)$, водный раствор, насыщенный на холоду	100	2
Хлорноватистокислый кальций $Ca(ClO)_2$, водный раствор, удельный вес 1,04	40	3
Хлорная известь сухая	20	1
То же, влажная	20	2
Цианистая медь $[Cu(CN)_2]$, насыщенный при 100° водный раствор	Кипящий	1
Цианистый цинк $[Zn(CN)_2]$, смоченный водой	20	1
Хлорное железо $(FeCl_3)$, водный 300%-ный раствор	20	5
Водный раствор $[FeSO_4 + Fe_2(SO_4)_3]$, 100%-ный	Кипящий	1
Двуххромовокислый калий $(K_2Cr_2O_7)$, водный раствор, 250%-ный	То же	1
Винный камень $(C_4H_5KO_6)$, насыщенный при 100° водный раствор	"	2
Хлористый калий (KCl) , насыщенный при 100° водный раствор	"	2
Хлорат калия $(KClO_3)$, насыщенный при 100° водный раствор	"	1

Продолжение табл. 140

Среда	Температура испытаний °C	Результаты испытаний
Красная кровяная соль $[K_3Fe(CN)_6]$, водный раствор, 250/0-ный	20	1
То же	Кипящий	1
Хлорноватистокислый калий $(KClO)$, водный концентрированный раствор	20	2
Азотнокислый калий (KNO_3) , водный раствор, 500/0-ный	Кипящий	1
То же, в расплавленном состоянии	550	1
Марганцовокислый калий $(KMnO_4)$, водный 100/0-ный раствор	Кипящий	1
Уксуснокислая медь $[Cu(C_2H_3O_2)_2 + H_2O]$, смоченная водой	20	1
Хлористая медь $(CuCl_2 + 2H_2O)$, водный 100/0-ный раствор	Кипящий	5
Азотнокислая медь $[Cu(NO_3)_2 + 3H_2O]$, 500/0-ный водный раствор	"	1
Серниокислая медь $(CuSO_4 + 5H_2O)$, насыщенный при 100° водный раствор	"	1
Прочие вещества		
Неметаллы, металлы, органические вещества, газы или пары, различные вещества		
Неметаллы		
Бром	20	5
Хлоргаз в сухом состоянии	20	1
То же, во влажном состоянии	20	4
То же	100	5
Насыщенная на холоду хлорная вода	20	2
Хлористая сера (S_2Cl_2)	20	1
Иод сухой	20	1
То же, влажный	20	5
Иодоформ (CHI_3) , пары	50	1
Сера расплавленная	Около 130	1
То же, кипящая	445	3
Металлы		
Алюминий расплавленный	750	5
Сурьма расплавленная	650	5
Свинец расплавленный	400	2
Ртуть	50	1
Цинк расплавленный	500	5
Олово расплавленное	300	1
То же	400	2
"	600	5

Продолжение табл. 140

Среда	Температура испытаний °C	Результаты испытаний
Газы и пары		
Пары хлороводорода (HCl)	20	2
То же	100	4
„	500	4
Фтористый водород (пары фтористой кислоты) (HF)	100	2
Пары кремнефтористого водорода (HSiF)	100	2
Сероводород (H ₂ S)	20	1
Сернистый газ (SO ₂)		
Газ влажный, свободный от SO ₃	20	2
То же	300	1
„	500	2
„	900	4
Различные вещества		
Пиво	20	1
То же	70	1
Чернила	Кипящие	1
Карналит (MgCl ₂ + KCl), насыщенный на холоду раствор	Кипящий	2
Молоко	20	1
То же	Кипящее	1
Фотографический проявитель	20	1
То же	Кипящий	1
Органические вещества		
Хлористый ацетил (CH ₃ COCl)	Кипящий	2
Этиловый спирт (C ₂ H ₅ OH), 100%-ный, при 20°; удельный вес 0,98	20	1
То же, 50%-ный, при 20°, удельный вес 0,91	20	1
То же, 95%-ный при 20°, удельный вес 0,80	20	1
То же, 100%-ный при 20°, удельный вес 0,79	20	1
Бензол (C ₆ H ₆)	20	1
То же	Кипящий	1
Хлорбензол	То же	1
Дихлорэтилен (C ₂ H ₂ Cl ₂)	„	1
Метиальдегид, водный раствор, 40%-ный	„	1
Метиленхлорид (CH ₂ Cl ₂)	„	1
Смесь льняного масла + 30% серной кислоты	„	1
Четыреххлористый углерод (CCl ₄)	Кипящий	1
Трихлорэтилен (C ₂ HCl ₃)	То же	1
Швейнфуртская зелень [Cu ₃ (AsO ₃) ₂ + Cu(C ₂ H ₃ O ₂) ₂]	20	1
Уксусно-мышьяковисто-медная соль [Cu ₃ (AsO ₃) ₂ + Cu(C ₂ H ₃ O ₂) ₂], влажная	20	1
Морская вода	20	1
Перекись водорода (H ₂ O ₂), разлагающего (каталитического) влияния нет	20	1
Вино	20	1
Скипидарное масло (скипидар)	35	1

Таблица 141

Коррозионная стойкость сталей типа 18-8 в 50% ной кипящей азотной кислоте и отношение ее к интеркристаллитной коррозии

Химический состав, %							Термическая обработка	Потери веса в 50-90% ной кипящей азотной кислоте г/м ² час					Пробы на интеркристаллитную кор. после 72 час. в 10% H ₂ SO ₄ + 10% H ₂ S
C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Nb		Первые 25 час.	Вторые 25 час.	Третьи 25 час.	Четвертые 25 час.		
Нагрев в тел. 30 мин. при 1150° (вода)							+	0,160	0,169	0,131	0,095	+	
А	0,05	0,55	0,21	17,7	8,55	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Б	0,07	0,48	0,26	17,7	9,05	0,20	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
В	0,10	0,74	0,57	16,9	8,82	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Г	0,12	0,52	0,64	16,7	8,91	0,40	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Д	0,10	0,80	0,86	17,6	8,96	0,75	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Е	0,26	0,78	0,65	17,0	8,95	0,40	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ж	0,11	0,67	0,82	17,7	8,06	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
З	0,12	1,22	—	17,7	8,85	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
И	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
К	0,11	0,67	0,82	17,7	8,06	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Л	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
М	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Н	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
О	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
П	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Р	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
С	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Т	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
У	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ф	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Х	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ц	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ч	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ш	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Щ	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ъ	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ы	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ь	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Э	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Ю	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+
Я	0,12	2,30	0,91	17,1	8,45	—	+	30	+	1150° (вода)	+	1 час, при 700°	+

* Знак (+) указывает на то, что образцы после 72-часового кипячения в 10% ной растворе медного купороса с 10% серной кислоты имели металлический звук и при загибе не обнаруживали трещин, характерных для интеркристаллитной коррозии.

Знак (-) указывает на то, что образцы сталей после 72-часового кипячения были разрушены интеркристаллитной коррозией.

Коррозионная стойкость хромоникелевых сталей в азотной кислоте определялась рядом исследователей: Монипенни [80], Пиллингем и Аккерманом [522], Шафмайстером, Шаршу [572], ASTM и автором.

Хромоникелевые стали 18-8 марок ЭЯ1, ЭЯ1Т, ЭЯ0 обладают высокой коррозионной стойкостью в азотной кислоте. При комнатных температурах они устойчивы при всех концентрациях (см. фиг. 133).

При 60° они также обладают высокой коррозионной стойкостью во всех концентрациях за исключением 99%-ной дымящейся азотной кислоты удельного веса 1,52, в которой потери веса могут достигать высоких значений.

Следует отметить, что при испытании в дымящейся азотной кислоте получаются очень разбросанные величины потерь веса. Например, мы наблюдали очень малые потери веса, по величине которых сталь можно было охарактеризовать как достаточно стойкий материал, и в то же время при других испытаниях потери веса колебались в очень широком интервале и достигали больших значений. В наших исследованиях было отмечено, что азотная кислота, насыщенная окислами азота, оказывает меньшее разъедающее действие на сталь 18-8, чем кислота ненасыщенная.

В кипящей азотной кислоте хромоникелевые стали 18-8 показывают достаточную коррозионную стойкость, если концентрация кислоты не превышает 60% (см. фиг. 133).

В кипящей дымящейся азотной кислоте сталь 18-8 обнаруживает недостаточную коррозионную стойкость, хотя в отдельных испытаниях иногда и наблюдаются небольшие потери веса.

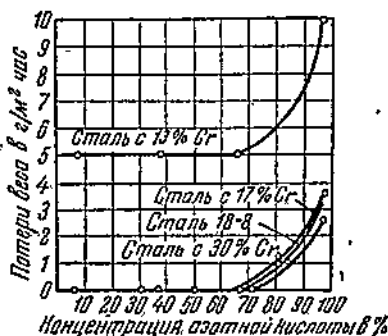
Коррозионная стойкость хромоникелевых сталей очень сильно зависит от термической обработки стали, структуры и состава. Наивысшая коррозионная стойкость обеспечивается путем закалки стали на аустенит, при которой все карбиды полностью переходят в твердый раствор. Из диаграммы фиг. 267 видно, что наивысшая коррозионная стойкость для стали 18-8 с 0,14% С обеспечивается путем закалки ее при температуре 1100—1150° в воде. Закалка стали при пониженных температурах (950°) хотя и действует улучшающим образом в отношении выравнивания концентрации твердого раствора вокруг карбидов, но не приводит к полному растворению их, сообщая этим самым гетерогенность стали, что, вероятно, отрицательно отражается на коррозионной стойкости. Это особенно важно в отношении стали 18-8 с титаном, так как среди практиков распространена неправильная точка зрения относительно того, что термическая обработка горячекатаного материала, а также условия охлаждения здесь не обязательны. Обычно в этом случае ссылаются на то, что сталь с титаном не приобретает склонности к интеркристаллитной коррозии при нагревах в интервале 500—900°. В связи с этим следует иметь в виду, что при горячей прокатке стали 18-8 с титаном в ней интенсивно происходит выделение карбидов, чему бла-

гоприятствует действию деформирующих сил прокатки и температуры, особенно когда прокатка проводится при пониженных температурах (тонкий лист). В связи с этим сталь 18-8 с титаном после прокатки имеет очень низкую коррозионную стойкость, для улучшения которой рекомендуется всегда применять термическую обработку независимо от того, имеется ли в стали титан.

Повышение содержания углерода в стали 18-8 оказывает влияние на изменение коррозионной стойкости; при этом, когда карбиды полностью находятся в твердом растворе, уменьшение коррозионной стойкости сравнительно небольшое. При неправильной термической обработке, даже при среднем содержании углерода, коррозионная стойкость в азотной кислоте очень резко падает, что хорошо видно из данных табл. 141.



Фиг. 267. Влияние температуры закалки стали 18-8 с 0,14% С на 50%-ную коррозионную стойкость в кипящей азотной кислоте (Шафмайстер)

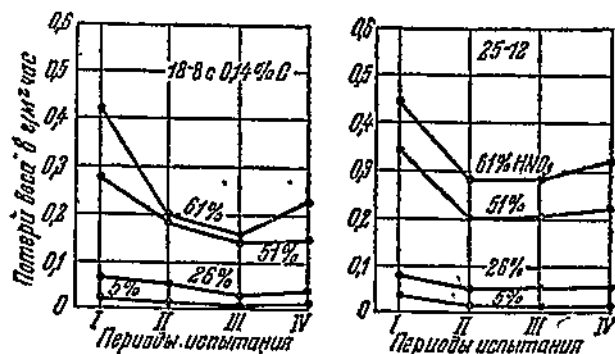


Фиг. 268. Стойкость, различных марок сталей в кипящей азотной кислоте различной крепости (Шафмайстер)

Наличие двухфазности, иногда встречающееся у стали ЭЯ1Т, сравнительно мало сказывается на изменении коррозионной стойкости в азотной кислоте. Это изменение очень незначительно, когда концентрация хрома в аустенитной и ферритной фазах одинакова, что достигается с помощью закалки стали от высоких температур в воде. При испытании стали 18-8, имеющей аустенитную структуру, и 17%-ной хромистой стали с тем же содержанием углерода, имеющей полужерритную структуру, по данным Шафмайстера, не обнаруживается большой разницы в коррозионной стойкости в азотной кислоте, что следует из кривых фиг. 268.

Влияние длительности испытания различных сталей в кипящей азотной кислоте разной крепости хорошо видно на кривых фиг. 269 и табл. 141. Характерно, что величины потерь в весе не имеют тенденции к резкому увеличению с периодом кипячения, что весьма ценно для практики. Следует отметить, что сталь типа

25-12, имея более высокое содержание хрома и никеля, обладает меньшей стойкостью против коррозии, в 51- и 61%-ной азотной кислоте при кипячении, чем обычная сталь типа 18-8. Как указывалось ранее, под периодом понимается 25-часовая длительность кипячения образцов в азотной кислоте, в течение которого определяется величина потерь в весе в г/м^2 час.



Фиг. 269. Коррозионная стойкость сталей в кипящей азотной кислоте различной крепости (Химушин и Ковалева)

Аналогичные результаты испытания по данным ASTM для 13-17%-ных хромистых сталей и хромоникелевой стали 18-8 были приведены в табл. 75.

Коррозионная стойкость сварных швов у хромоникелевых сталей типа 18-8

Под коррозионной стойкостью сварного шва понимается как сопротивление коррозии в самом шве, т. е. в зоне наплавленного материала, так и сопротивление коррозии в зонах, смежных со сварным швом.

Коррозионная стойкость в самом шве зависит от состава металла, образовавшегося при наплавлении, и его термической обработки в процессе сварки. Так, например, при сварке с избытком газа часто наблюдается науглероживание сварного шва, что в случае сварки стали 18-8 приводит к понижению коррозионной стойкости и появлению склонности к интеркристаллитной коррозии.

При большом избытке кислорода наблюдается сильное выгорание легирующих элементов, в том числе и хрома, что также приводит к понижению коррозионной стойкости сварных швов.

При сварке стали 18-8 с титаном последний настолько сильно выгорает, что в сварном шве остаются лишь следы его.

Бибер указывает, что больших изменений в химическом со-

ставе стали 18-8 при электродуговой сварке по сравнению с основным материалом не наблюдается.

Кроме химического состава коррозионная стойкость в сварном шве, а также и в зонах, смежных с ним, в сильной степени зависит от состояния материала (его термическая обработка) и толщины свариваемого материала, а также от методов сварки. С увеличением толщины свариваемого материала обычно потери в весе на коррозию увеличиваются, что связано с изменениями в составе, которые вызывает нагрев при сварке.

Влияние содержания углерода на коррозионную стойкость основного материала в зоне, смежной со сварным швом, можно видеть на образце, приведенном на фиг. 270.

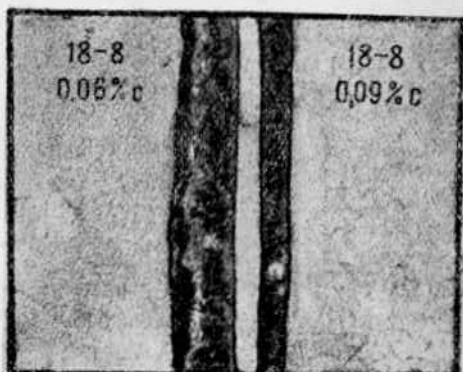
Этот образец сваривался автогенной сваркой из двух половинок стали 18-8 с разным содержанием углерода. Левая часть образца сварена из стали 18-8 с 0,06% С, а правая — из той же стали с 0,09% С.

Как видно, разница в 0,03% С оказывает существенное влияние на сопротивление коррозии в материале возле сварного шва. Эта разница обусловлена тем, что сталь 18-8 с 0,09% С при сварке благодаря нагреву приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии и при кипячении в 20%-ном растворе азотной кислоты с 2% фтористо-водородной быстро разрушается.

Влияние метода сварки на коррозионную стойкость сварных швов можно проследить на фиг. 271, где показаны два образца, сваренные: один автогенной сваркой и второй электродуговой сваркой. Образцы после сварки подвергались кипячению в дымящейся азотной кислоте.

Зона разрушения основного материала для автогенной сварки шире и дальше отстоит от сварного шва, чем для электродуговой сварки. Эта разница в коррозионной стойкости сварных образцов, изготовленных из стали 18-8 с 0,14% С, обусловлена тем, что при автогенной сварке материал нагревается более длительно, так как сварка протекает с меньшей скоростью.

С увеличением толщины свариваемого материала возрастает время пребывания материала при температурах образования карбидов, что приводит к понижению коррозионной стойкости свар-



Фиг. 270. Влияние углерода в стали 18-8 на разъедание сварного образца. Левая половина образца из стали 18-8 с 0,06% С, а правая — с 0,09% С

ных швов — сталь приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии.

Для обеспечения наилучшей коррозионной стойкости стали 18-8 в зоне возле сварного шва существует свой оптимальный режим термической обработки перед закалкой, который зависит от состава свариваемой стали.

Для стали 18-8 с 0,06% С наиболее выгодным режимом термической обработки является закалка этой стали при 1000—1050° с охлаждением в воде, для стали 18-8 с титаном — закалка при 1020—1080° с охлаждением в воде.



Фиг. 271. Влияние способа сварки на коррозионную стойкость сварного шва (Шафмайстер)

Хотя по данным исследований Шафмайстера сталь 18-8 со средним содержанием углерода после закалки при пониженных температурах (950°) не приобретает склонности к интеркристаллитной коррозии в материале возле сварного шва, но такая обработка требует при изготовлении стали более полного перевода углерода из твердого раствора в карбиды и не обеспечивает высокой (общей) химической стойкости стали. В этом случае сталь имеет структуру аустенита с равномерно распределенными карбидами.

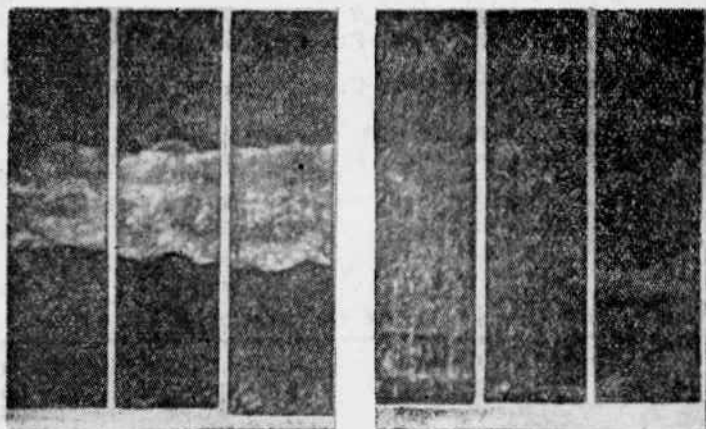
Химический состав присадочного материала оказывает исключительно большое влияние на коррозионную стойкость сварных швов, причем решающее значение имеет содержание в нем углерода.

Это особенно важно для деталей, которые после сварки не подвергаются термической обработке. В этом случае содержание углерода в присадочном материале должно быть ниже 0,06% С.

В табл. 142 и 143 приведены данные о коррозионной стойкости сварных швов, изготовленных из стали 18-8 различного состава при различных методах сварки.

В тех же таблицах приведены данные о коррозионной стойкости сварных швов, которые после сварки были подвергнуты термической обработке.

Как видно, термическая обработка оказывает сильное влияние на улучшение коррозионной стойкости сварных швов и сглаживает разницу, зависящую от влияния методов сварки. Там, где позволяет конструкция, термическую обработку после сварки следует особенно рекомендовать.



Фиг. 272.

Справа три образца стали 18-8, вырезанные из металла, подвергнутого сварке; слева — три образца, вырезанных по шву. Образцы были нагреты при 650°C в течение 1 часа и охлаждены на воздухе, а затем выдерживались 5 периодов по 48 часов в азотной кислоте (Биббер)

Коррозионная стойкость в азотной кислоте проверялась и на стали следующего химического состава: 0,10% C; 18,1% Cr; 8,3% Ni; 0,50% Mn; 0,41% Si. Сварка производилась на листовом материале, термически обработанном при 1100° (нагрев при этой температуре в течение 15 мин.). После термической обработки листы травились в крупновом травителе. После сварки окалина удалялась травлением в этом же растворе. Электродуговая сварка производилась с электродами, обмазанными специальной пастой. Наплыв или утолщение удалялись фрезеровкой с последующей подшлифовкой наждачной бумагой до толщины основного материала.

Коррозионная стойкость в азотной кислоте проверялась и на стали следующего химического состава: 0,11% C; 18,5% Cr; 8,8% Ni; 0,50% Ti; 0,50% Mn; 0,71% Si.

Таблица 142

Коррозионная стойкость сварных швов стали 18-8

Материал и условия сварки	Обработка сварного шва	Коррозионная стойкость в кипящей 50%-ной азотной кислоте
		Потери веса г/м ² час.
Основной материал ЭЯ1 после закалки при 1100° в воде		0,12
Автогенная сварка с присадочным материалом из стали 18-8 (C=0,06%)	После сварки, без термической обработки	1,14
То же	После закалки при 1100° (вода)	0,18
Электродуговая с тем же присадочным материалом 18-8 (C=0,06%)	Без термической обработки	0,51
То же	После закалки при 1100° (вода)	0,16

Таблица 143

Коррозионная стойкость сварных швов стали 18-8 с титаном (ЭЯ1Т)

Материал и условия сварки	Обработка сварного шва	Коррозионная стойкость в кипящей 50%-й азотной кислоте
		Потеря веса г/м ² час
Основной материал ЭЯ1Т после закалки при 1100° в воде		0,25
Автогенная сварка с присадочным материалом из стали 18-8 (C=0,06%)	После сварки без термической обработки и с утолщением в сварном шве	0,53
То же	После закалки при 1100° (вода)	0,33
Электродуговая сварка с тем же присадочным материалом	Без термообработки, с утолщением	0,52
То же	После закалки при 1100° (вода)	0,30
Атомноводородная сварка с тем же присадочным материалом	Без термической обработки с утолщением	0,43
То же	После закалки при 1100° (вода), с утолщением	0,28

Коррозионная стойкость сталей типа 18-8 с 2—4% молибдена

Присутствие молибдена в стали 18-8 повышает коррозионную стойкость ее в ряде химических сред, как, например, в горячем растворе сернистой кислоты под давлением, в кипящей уксусной и фосфорной кислотах, и в ряде других химических реагентов.

Более высокая коррозионная стойкость стали 18-8 с молибденом в горячей сернистой кислоте послужила основанием к применению ее в аппаратуре производства искусственного шелка. Высокая стойкость этой стали в гипохлорите кальция указывает на возможность применения ее в хлорсодержащих реагентах. Для деталей, работающих в условиях действия растворов гипохлорита кальция, необходима тщательная полировка поверхности, так как она уменьшает склонность к местной коррозии.

Коррозионная стойкость стали 18-8 с молибденом и сварных образцов из нее в уксусной и фосфорной кислотах и ряде других сред приведена в табл. 144 и 145.

Присадка молибдена к стали 18-8 в количестве 4—5%, сильно повышает коррозионную стойкость в условиях синтеза мочевины из аммиака и углекислого газа при 160° и давлении около 150 ат.

Избыток аммиака в реакционной среде способствует уменьшению коррозии.

Присутствие молибдена в стали 18-8 несколько повышает коррозионную стойкость стали в разбавленной серной и соляной кислотах, но полного сопротивления коррозии не достигается. Молибден в большом количестве вводится также в высоколегированные сплавы никеля и хрома, устойчивые против соляной кислоты. При исследовании коррозии сталей в 5%-ной серной кислоте необходимо отметить специфическое влияние промывки и последующей сушки на улучшение коррозионной стойкости нержавеющей сталей, после того как они подвергнутся разъедающему действию этой кислоты. За первое трехчасовое испытание потери веса у большинства нержавеющей сталей в 5%-ной серной кислоте достигают очень больших значений, но далее после осторожного удаления продуктов коррозии путем смывки водой и просушки образцы сталей становятся значительно более стойкими в той же кислоте. Вероятно, в процессе промывки и сушки на сталях образуется химически более стойкая пленка, которая в дальнейшем защищает сталь от разъедающего действия серной кислоты.

Данные о коррозионной стойкости нормальной стали 18-8 с 2% Мо в ряде химических сред приведены в табл. 147.

Коррозионная стойкость ряда высоколегированных хромоникелевых сталей, по данным Гудремона, приводится в табл. 148 и 149.

Таблица 144

Потери веса, г/м²час

Крепость, %	Химический состав				
	18% Cr 8% Ni	18% Cr 8% Ni 2,5% Mo	30% Cr 0,3% C	14% Cr 0,18% C	34% Cr 1% C
Уксусная кислота 10	0	0	—	—	—
„ „ 50	0	0	2,0	22	—
„ „ 80	1,5	0,2	0,2	—	—
„ „ 100	0,24	0	3,3	—	—
Фосфорная кислота 10	0	0	0,05	—	0,07
„ „ 50	0	0	0,07	—	0,04
„ „ 80	400	15	0,40	—	5,5
„ „ 100	1000	32	26	—	—

Таблица 145

Кислота или раствор соли	Концентра- ция, %	Продолжи- тельность ис- пытания, час.	Потери веса, г/м ² час					
			при 20°			при 100°		
			А	В	С	А	В	С
Азотная кислота	45	50	0,01	0,01	—	0,1	0,1	0,1
Соляная „	67	50	0,01	0,01	—	0,2	0,2	0,2
Соляная „	10	50	4,0	0,35	0,25	150,0	70,0	70,0
Серная „	10	50	5,0	0,1	0,1	30,0	5,5	4,0
„ „	80	50	—	0,1	0,1	160,0	75,0	60,0
Треххлорное железо	30	200	20,0	0,01	0,01	—	—	—
Гипохлорит кальция	Cl ₂ 150 г/л	500	50,0	0,1	0,1	—	—	—
„ „	Cl ₂ 70 г/л	500	50,1	0,1	0,1	—	—	—
Уксусная кислота „	50	100	0,1	0,01	0,1	0,8	0,01	0,01
Щавелевая кислота	50	100	0,1	0,01	0,01	2,0	0,2	0,2
Винокаменная кислота	50	100	0,1	0,01	0,01	0	0	0
Сернистая кислота (сульфитная щелочь) при температуре 250° и давлении 40 ат	Насыщение на холоду	109	Неустой- чива	0,1	0,1	—	—	—

Таблица 146

Составы испытанных сталей, %

Сталь	С	Cr	Ni	Mo
А	0,06	18	8	—
В	0,06	18	9	2,5
С	0,06	18	9	5,0

Таблица 147

Улучшение устойчивости стали 18-8 против неокисляющих разъедающих сред присадкой 20% Мо

Химическая среда	Температура испытания °C	Результаты испытания сталей	
		80% Ni 180% Cr	90% Ni 170% Cr 20% Мо
Сернистый газ (SO ₂), насыщенный вод- ный раствор	20	1	1
То же, при давлении 4 ат	135	—	1
То же, при давлении 5—8 ат	160	3	2
То же, „ „ 10 ат	180	3	2
То же, „ „ 15 ат	200	3	2
То же, „ „ 20 ат	200	3	—
Фосфорная кислота, химически чистая, 800%-ная, удельный вес 1,64	60	1	1
То же	110	5	1
Муравьиная кислота, 500%-ная, удель- ный вес 1,12	20	1	1
То же	70	3	2
То же	Кипящая	5	2
То же, 800%-ная, удельный вес 1,18	20	1	1
То же	Кипящая	3	2
То же, 1000%-ная, удельный вес 1,22	20	1	1
То же	Кипящая	2	2
Уксусная кислота (C ₂ H ₄ O ₃), 500%-ная, удельный вес 1,06	20	1	1
То же	Кипящая	2	1
То же, 800%-ная, удельный вес 1,07	20	1	1
То же	Кипящая	3	1
То же, 1000%-ная, удельный вес 1,05	20	1	1
То же	Кипящая	2	1
То же, при давлении 10 ат	200	5	2
Молочная кислота (C ₃ H ₅ O ₃), 100%-ная, удельный вес 1,02	20	1	1
То же	Кипящая	2	1
То же, концентрированная, удельный вес 1,22	Холодная	1	1
То же	Кипящая	3	2
Щавелевая кислота (C ₂ H ₂ O ₄), 100%-ная	20	1	1
То же	Кипящая	4	2
То же, 250%-ная	„	4	2
То же, 500%-ная	„	4	2
Лимонная кислота (C ₆ H ₈ O ₇ + H ₂ O), 250%-ная	20	1	1
То же	Кипящая	—	1
То же, 500%-ная	20	1	1
То же, 500%-ная	Кипящая	4	1
То же, 50%-ная, при давлении 3 ат	140	2	1
Серноокислый алюминий [Al ₂ (SO ₄) ₃], 100%-ный водный раствор	20	1	—
То же	Кипящий	2	—

Продолжение табл. 147

Химическая среда	Температура испытания °C	Результаты испытания сталей	
		80% Ni 18% Cr	90% Ni 17% Cr 2% Mo
То же, водный раствор, насыщенный на холоду	20	1	1
То же	Кипящий	3	2
Бисульфит кальция $[\text{Ca}(\text{HSO}_3)_2]$, водный раствор, удельный вес 1,04, при давлении 20 ат.	20	5	1
Хлорноватистокислый кальций $[\text{Ca}(\text{ClO})_2]$, водный раствор, удельный вес 1,04	40	3	2
Хлорное железо (FeCl_3) , водный раствор, 30%-ный	20	5	3
Хлористый цинк (ZnCl_2) , водный раствор, удельный вес 2,05	20	1	1
То же, удельный вес 1,9	Кипящий	4	1
Сернистый газ, влажный, свободный от SO_3	20	2	1
То же	300	1	1
То же	500	2	2
То же	900	4	3

Следует отметить более высокую стойкость высоколегированных сталей типа нихромов в 18,5%-ной соляной кислоте и 15%-ной разбавленной серной кислоте. В кипящей 66%-ной азотной кислоте лучшую стойкость показывают только сплавы № 3 и 4. Сплав № 6, имея высокое содержание хрома, показывает в этой кислоте совершенно неудовлетворительную коррозионную стойкость, значительно худшую, чем хромоникелевая сталь 18-8.

Нехендзи [81] в результате изучения коррозионной стойкости механических свойств в литом и ковном состоянии жидкотекучих сталей типа 8-18 с медью, молибденом и титаном приходит к выводу, что эти стали вполне удовлетворяют требованиям стойкости материала в серной кислоте с концентрацией до 65% при повышенных температурах.

В табл. 150 приведены данные по коррозионной стойкости хромоникельмолибденовых сталей различного типа, в том числе и сталей типа 8-18 с медью, молибденом и титаном в серной и соляной кислотах и других средах.

Таблица 148

Химический состав высоколегированных хромоникелевых сплавов, коррозионная стойкость которых приведена в табл. 149, %

№ сплава	C	Si	Mn	Ni	Cr	W
1	0,50	1,70	0,8	13,0	15,0	2,0
2	0,31	1,64	0,47	14,4	19,8	—
3	0,15	2,50	0,70	20,0	25,0	—
4	0,35	0,59	0,73	35,5	13,0	—
5	0,15	0,91	0,91	56,1	15,9	—
6	0,10	0,65	0,83	78,2	18,2	—

Таблица 149

Коррозионная стойкость высоколегированных хромоникелевых сталей и сплавов в различных средах

Химическая разъедающая среда	Температура испытаний °C	Результаты испытаний для сталей					
		№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5	№ 6
Соляная кислота (HCl), 3,60%-ная, удельный вес 1,017	20	2	2	2	2	2	2
То же, 18,50%-ная, удельный вес 1,092	20	4	4	4	2	2	2
То же, 37%-ная, удельный вес 1,19	20	5	5	5	5	5	5
Азотная кислота (HNO ₃), 70%-ная, удельный вес 1,04	20	1	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	2	2	1	2	5	2
То же, 37%-ная, удельный вес 1,23	20	1	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	4	2	1	2	4	2
То же, 66%-ная, удельный вес 1,4	20	1	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	5	5	2	2	5	5
Серная кислота (H ₂ SO ₄), 150%-ная, удельный вес 1,10	20	2	2	2	2	2	2
Фосфорная кислота (H ₃ PO ₄), химически чистая, 10%-ная, удельный вес 0,15	20	2	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	5	2	2	2	2	2
Уксусная кислота (C ₂ H ₄ O ₂), 100%-ная, удельный вес 1,01	20	1	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	3	2	2	2	2	2
То же, 80%-ная, удельный вес 1,07	20	1	1	1	1	2	1
То же	Кипящая	2	2	2	2	2	2
То же, 100%-ная, удельный вес 1,05	20	1	1	1	1	1	1
То же	Кипящая	2	2	2	2	2	2

Таблица 150

Коррозионная стойкость хромоникелевых сталей с молибденом и медью

Стали Среда	18-8 с 0,10% С	18-8 с 2,5% Мо	25-5 с 0,06% С	25-9 с 5% Мо	8-18, с 3,5% Мо, 4% Cu	18-8 с 6,5% Мп, 5,5% Мо, 3,5% Cu
	Потери веса, г/м ² час					
Соляная кислота, 10%-ный раствор при 20°	1,00	1,00	10,6	1,43	0,04	0,32
То же, 20%-ный	1,98	0,40	11,3	2,23	0,05	0,46
Фосфорная кисло- та, 45%-ный раствор при 20°	—	0,001	—	0,004	0,025	0,0
Уксусная кислота, 10%-ный раствор при 20°	+0,037	0,002	0,018	0,001	0,006	0,001
Al ₂ (SO ₄) ₃ , 10%-ный раствор	0,006	4,60	0,02	9,12	0,08	0,011
3%-ный раствор при кипячении	0,0009	0,008	0,011	0,005	0,005	0,02

Глава XIX

ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ

Понятие об интеркристаллитной коррозии

Хромоникелевые стали аустенитного типа приобретают высокую коррозионную стойкость только после термической обработки, состоящей в закалке при 1050—1150° в воде. При неправильной термической обработке, при замедленном охлаждении или же при сварке, а также в результате вторичного нагрева при температурах 500—750° они очень сильно изменяют свои коррозионные свойства, приобретая склонность к разрушению коррозией особого типа. Вследствие распространения между кристаллами по границам аустенитных зерен коррозия получила название интеркристаллитной.

Этот вид коррозии для химической аппаратуры, а также и для других деталей, работающих в тяжелых условиях коррозии, особенно опасен, так как интеркристаллитная коррозия распространяется очень быстро в глубь металла, приводя его в короткий срок к разрушению. Например, сталь 18-8 с содержанием углерода 0,14% после нагрева в течение 30 мин. при 700° настолько сильно изменяет свою коррозионную стойкость, что из нержавеющей

щей превращается в легко ржавеющую. В ряде химических сред, которые на нормально закаленную сталь не действуют, разрушение стали, имеющей склонность к интеркристаллитной коррозии, происходит исключительно быстро. Это изменение свойств аустенитных сталей связано с тем, что при нагреве в интервале 500—850° в ней происходит выделение карбидов хрома по границам зерен, сопровождающееся изменением концентрации хрома на периферии этих зерен.

Нагрев стали при температурах 500—850° вызывает диффузию углерода к поверхности аустенитных зерен, где происходит выделение мелкораздробленных карбидов, более богатых содержанием хрома, чем твердый раствор, из которого они выпадают. Диффузия углерода к поверхности зерен идет тем в большей степени, чем выше содержание его в твердом растворе. Разница в скоростях диффузии углерода и хрома приводит к тому, что хром при образовании карбидов берется преимущественно из твердого раствора на периферии зерен.

Потеря хрома твердым раствором по границам зерен до концентраций, которые не обеспечивают ему высокой коррозионной стойкости, приводит к тому, что металл в этой зоне становится менее благородным и коррозия очень быстро распространяется вдоль границ, почти не затрагивая самих зерен. В конечном счете это приводит к нарушению сцепления между частичками металла и к полной потере прочности металлом. Иногда это разрушение бывает настолько сильным, что металл при слабом нажиме рассыпается в мелкокристаллический порошок и совершенно теряет свой металлический звук.

Влияние углерода на склонность стали 18-8 к интеркристаллитной коррозии

Появление склонности к интеркристаллитной коррозии у сталей типа 18-8 в связи с процессом выпадения карбидов по границам зерен зависит от многих факторов, как-то: содержания углерода в стали, температуры и продолжительности нагрева, а также состояния материала перед нагревом.

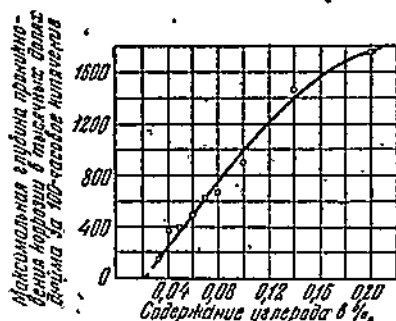
Установлено, что интеркристаллитная коррозия не имеет места в том случае, когда содержание углерода в стали не превышает 0,02%. В результате нагрева здесь также происходят некоторые изменения на границах зерен, но влияние их на коррозионную стойкость невелико.

При содержании 0,04% С сталь практически при нагреве не приобретает склонности к интеркристаллитной коррозии, однако при содержании углерода около 0,06% при работе требуется уже некоторая осторожность в отношении нагрева, например, при сварке. Дальнейшее повышение содержания углерода приводит к сильному увеличению склонности стали 18-8 к интеркристаллитной коррозии при нагреве в указанном интервале температур.

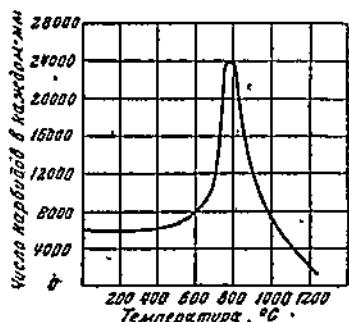
На фиг. 273 показано влияние содержания углерода в стали 18-8 на глубину проникновения интеркристаллитной коррозии, выраженной в тысячных долях дюйма за 100-часовое кипячение в подкисленном растворе медного купороса. Перед испытанием стали нагревались в течение 1000 час. при температурах максимального выпадения карбидов по границам зерен (Бейн, Эборн и Рутерфорд).

Влияние температуры и длительности нагрева

Температура и продолжительность нагрева играют особенно большую роль в образовании карбидов. Максимальное количество выпавших карбидов наблюдается под микроскопом после нагрева при 800°, что видно по данным Грейлиха [314] и Бедеши (фиг. 274). В отношении коррозии наиболее опасным интервалом является нагрев при 600—700°.



Фиг. 273. Влияние содержания углерода в стали 18-8 на максимальную глубину проникновения интеркристаллитной коррозии после 1000-часового нагрева и 100-часового кипячения в растворе медного купороса с серной кислотой



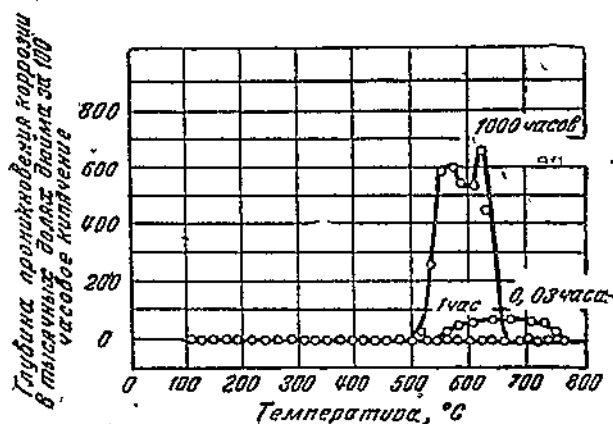
Фиг. 274. Зависимость между числом карбидов, выделившихся в стали 18-8, и температурой (Грейлих и Бедеш)

На фиг. 275 приведены результаты испытаний Бейна, Эборна и Рутерфорда [190], которые показывают зависимость между глубиной проникновения интеркристаллитной коррозии, температурой и временем нагрева при последующем испытании образцов в растворе медного купороса с серной кислотой.

Глубина проникновения интеркристаллитной коррозии в этих опытах определялась при помощи измерения электросопротивления стали (18-8; 0,08% C) после кипячения ее в специально составленном растворе медного купороса с серной кислотой, несколько отличающемся от общепринятого.

Продолжительность кипячения образцов стали в растворе — 100 час.

Из опытов Грейлиха и Бедеша [314], Бейна [190] с сотрудниками следует, что начало процесса выпадения карбидов лежит при температурах около 500° , но вследствие медленности диффузии при этих температурах процесс выпадения карбидов требует значительного времени и столь же значительное время требуется для того, чтобы сталь приобрела склонность к интеркристаллитной коррозии. При температурах $600-700^{\circ}$ скорость диффузии сильно увеличивается, что приводит к появлению у стали 18-8 очень большой склонности к интеркристаллитной коррозии.



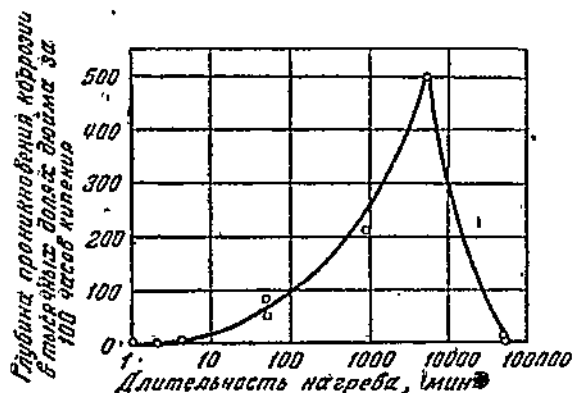
Фиг. 275. Влияние температуры и времени нагрева на глубину проникновения интеркристаллитной коррозии у стали с 18,1% Cr; 8,9% Ni и 0,08% C при кипячении в CuSO_4 с серной кислотой (Бейн, Эборн и Рутерфорд)

При более высоких температурах (выше 750°) с увеличением подвижности атомов и увеличением скорости диффузии хрома образование карбидов сопровождается меньшими изменениями концентрации хрома в твердом растворе около выделяющихся карбидов и поэтому дальнейшего понижения коррозионной стойкости не происходит. При еще более высоких температурах (выше 900°) начинается обратный процесс перехода карбидов в твердый раствор с образованием однородной массы аустенита и соответствующим повышением коррозионной стойкости. Эти указания о влиянии температур относятся к небольшим выдержкам порядка одного часа.

На диаграмме фиг. 276 приведены результаты испытания Бейна, показывающие влияние длительности нагрева стали на глубину проникновения интеркристаллитной коррозии при постоянной температуре нагрева. Склонность стали к интеркристаллитной коррозии со временем выдержки при температуре 650° возрастает до некоторого максимума, а затем при дальнейшем нагреве

убывает. При некоторой определенной выдержке существует также вполне определенная температура, при которой сталь приобретает максимальную склонность к интеркристаллитной коррозии.

Следует обратить внимание на то, что очень длительная выдержка (несколько тысяч часов при температуре 650°), которая обычно считается вредной, приводит металл в состояние полной невосприимчивости к интеркристаллитной коррозии. Это объясняется тем, что за такой длинный промежуток времени концентрация хрома по всему зерну, включая границы, успевает выравняться.

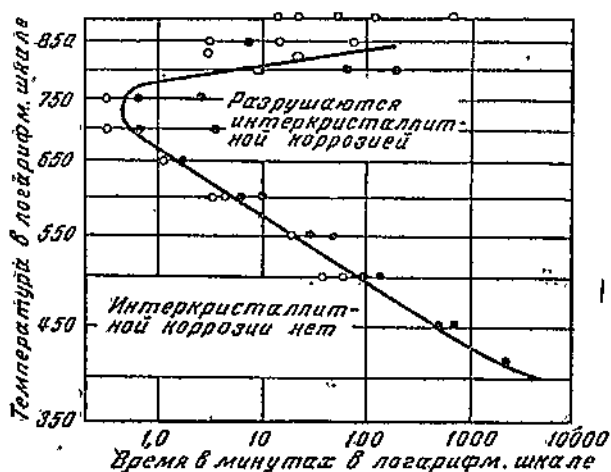


Фиг. 276. Длительность нагрева при 650° и глубина проникновения интеркристаллитной коррозии у стали 18-8 с 0,08% С (Бейн, Эборн и Рутерфорд)

На фиг. 277 приведена диаграмма из работ Ролласона [550], на которой нанесена кривая в виде петли, разграничивающей диаграмму на две части. Поле, находящееся в середине этой петли, относится к образцам стали, которые при соответствующей температуре нагрева и выдержки приобретают склонность к интеркристаллитной коррозии и разрушаются при кипячении в растворе медного купороса с серной кислотой, а образцы стали вне этой петли не приобретают склонности к интеркристаллитной коррозии. Наличие интеркристаллитного разрушения у образцов определялось после 72-часового кипячения по пробе на загиб вокруг стержня с диаметром, равным толщине образца, на угол 180° . Если трещины при загибе не появлялись, то считалось, что интеркристаллитное разрушение отсутствует, что на диаграмме отмечалось полым кружочком.

Из диаграммы следует, что склонность к интеркристаллитной коррозии при кратковременных выдержках (0,5 мин.) вызывает температура $700-780^{\circ}$ и с понижением температуры требуется

более длительный нагрев, чтобы вызвать достаточно сильную интеркристаллитную коррозию. В верхней части диаграммы кривая должна иметь несколько иной вид, если учесть работы Бейна о влиянии длительности нагрева на интеркристаллитную коррозию.



Фиг. 277. Зависимость интеркристаллитной коррозии от длительности нагрева и температуры (Ролласон)

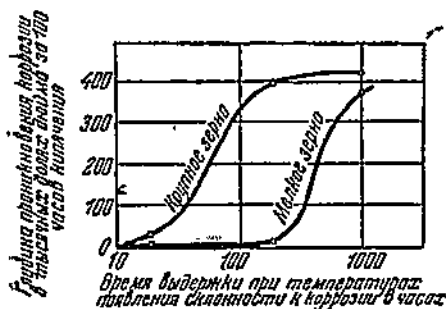
Влияние предварительной термической обработки

Предварительная термическая обработка имеет большое влияние на появление у стали склонности к интеркристаллитной коррозии. Бейн, Эборн и Рутерфорд отмечают, что сталь с более крупным зерном приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии быстрее, чем сталь с мелким зерном (фиг. 278).

Интересны опыты Шафмайстера, в которых он показывает, что сталь 18-8 с 0,14% С после закалки при 1150° и автогенной сварки при испытании в растворе медного купороса с серной кислотой почти полностью разрушается интеркристаллитной коррозией. В то же время эта же сталь, но закаленная при пониженной температуре (950°) в воде и сваренная при тех же условиях, совершенно не разрушается коррозией при этих условиях. Эта разница в отношении стали к интеркристаллитной коррозии в зависимости от предварительной термической обработки обусловлена тем, что нагрев при пониженных температурах приводит к более полному выделению углерода в виде карбидов из твердого раствора, что одновременно сопровождается выравниванием концентрации хрома в твердом растворе вокруг образующихся карбидов.

Таким образом предварительное и более полное выделение

углерода из твердого раствора при термической обработке при 950° является причиной того, что при вторичном нагреве этой стали при еще более пониженных температурах, порядка $500-850^{\circ}$, этот углерод в реакции образования карбидов не может принимать участия и этим самым препятствует появлению в стали склонности к интеркристаллитной коррозии.



Фиг. 278. Глубина проникновения интеркристаллитной коррозии у стали с 17,6% Cr; 8,8% Ni и 0,05% C с крупным и мелким зерном (Бейн, Эборн и Рутерфорд)

В заводских условиях термической обработке при 950° должна предшествовать холодная деформация или же горячая прокатка при пониженных температурах, так как наличие плоскостей деформации (вследствие наклепа) способствует более равномерному выделению карбидов в стали и более полному переводу углерода из твердого раствора в карбиды.

Пфайль и Джонс [517] указывают, что стали 18-8 и 18-15 с 0,1% C, отожженные при 950° и более высоких температурах, после вторичного нагрева при 650°

очень быстро разрушаются коррозией в кипящем растворе медного купороса с серной кислотой. В то же время сталь 18-15, отожженная при 750° , при кипячении в этом растворе в течение 56 дней не обнаружила признаков интеркристаллитной коррозии. Авторы это объясняют тем, что сталь 18-15 только при 750° получает мелкозернистую структуру и достаточное смягчение при нагреве после холодной обработки.

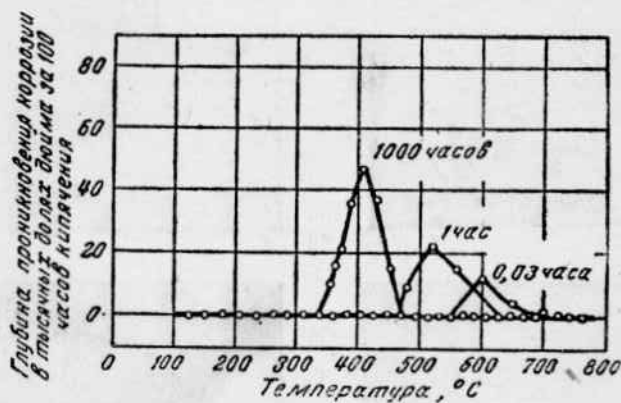
Оптимальная температура, при которой сталь можно закаливать, не сообщая ей склонности к интеркристаллитной коррозии, изменяется в зависимости от ее состава. Например, в случае стали марки ЭЯ1 необходима предварительная горячая прокатка при пониженных температурах и закалка при $970-980^{\circ}$ в воде (Акимов, Химушин и Вруцевич).

Однако для большинства аустенитных сталей и особенно для стали типа 18-8 необходимая пластичность и высокая химическая стойкость получаются только после закалки при высоких температурах порядка $1050-1150^{\circ}$ с быстрым охлаждением в воде.

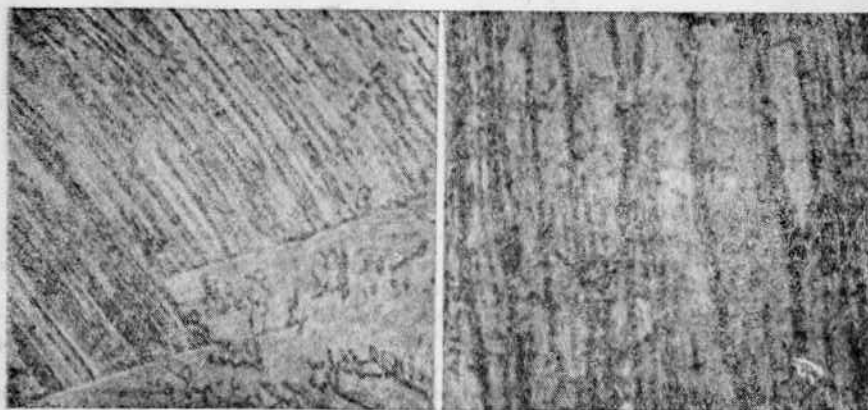
Следует иметь в виду, что не всегда удастся таким путем получить у сталей с повышенным содержанием углерода (0,07—0,14%) полную нечувствительность к интеркристаллитной коррозии, так как максимальный перевод углерода из твердого раствора в карбиды зависит не только от температуры закалки, но и от многих других факторов.

Влияние холодной обработки и последующего нагрева на склонность стали типа 18-8 к интеркристаллитной коррозии

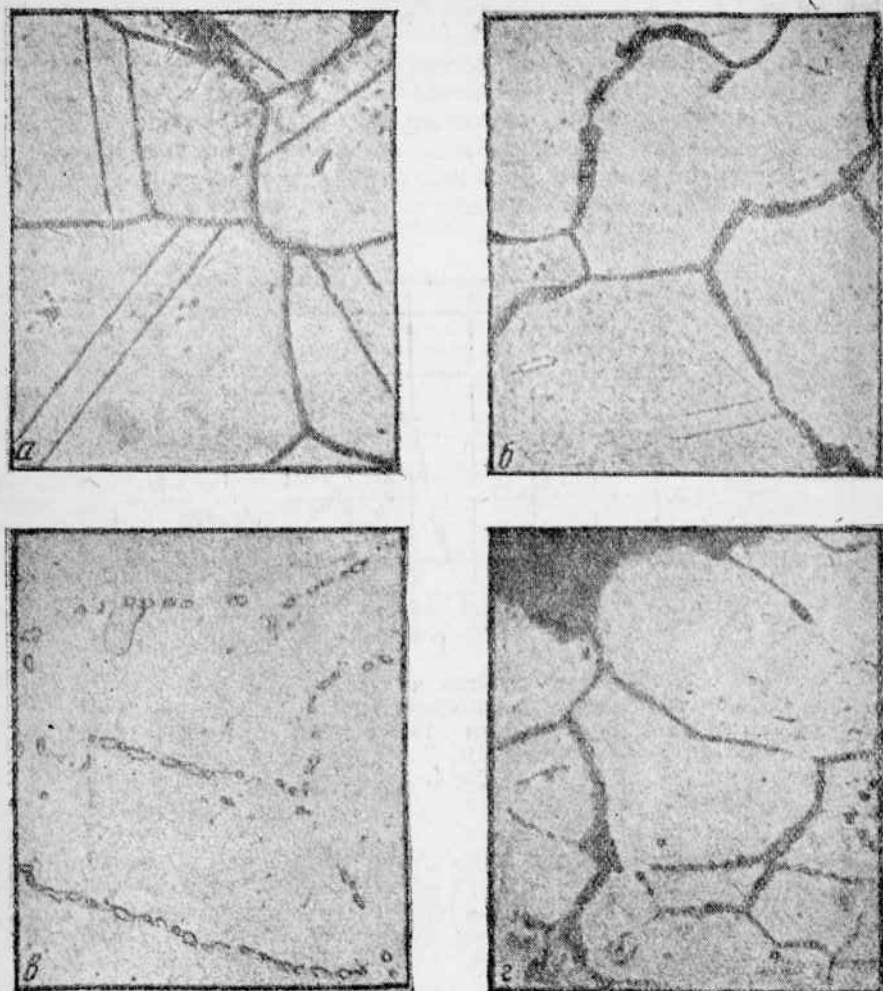
Наличие плоскостей скольжения в холоднокатаном материале и высокая температура рекристаллизации аустенитных сталей являются причиной того, что выделение карбидов при нагреве в интервале $500-850^{\circ}$ происходит не только по границам зерен, но и по плоскостям скольжения, способствуя этим самым уменьшению склонности стали к интеркристаллитной коррозии.



Фиг. 279. Влияние времени и температуры на глубину проникновения интеркристаллитной коррозии у холоднокатаной стали 18-8 с 0,08% С, предварительно обжатой на 50% (Бейн, Эборн и Рутерфорд)



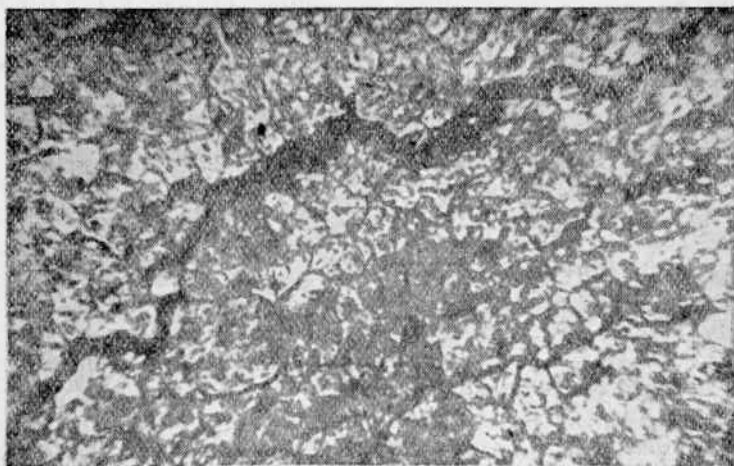
Фиг. 280. Выделение карбидов в холоднодеформированной стали после нагрева при 700°



Фиг. 281.

- а — структура стали 18-8 после нагрева при температурах выделения карбидов (Бейн);
 б — усиленное разъедание границ зерен после нагрева при температурах выделения карбидов, вызывающих интеркристаллитную коррозию, $\times 500$ (Бейн);
 в — выделение карбидов в стали 18-8 при температурах около 900° , когда вокруг карбидов происходит выравнивание концентрации хрома; карбиды более крупны и границы зерен нечувствительны к травлению, $\times 500$ (Бейн);
 г — разрушение стали 18-8 интеркристаллитной коррозией по границам зерен, $\times 500$ (Химушин)

На фиг. 279 показано влияние нагрева при различных температурах на глубину проникновения интеркристаллитной коррозии для стали 18-8, которая предварительно была подвергнута холодной деформации с обжатием в 50%. Из сравнения этой диаграммы с диаграммой на фиг. 275 следует, что по своей величине интеркристаллитная коррозия примерно раз в десять меньше, чем в случае недеформированного материала, и максимум ее по оси температур смещается значительно влево (Бейн, Эборн и Рутерфорд).



Фиг. 282. Вид образца стали 18-8, разрушенного интеркристаллитной коррозией. $\times 50$

На фиг. 280 приведена микроструктура холоднокатаной стали 18-8 после нагрева ее при 700° в течение часа, на которой хорошо видно выделение карбидов как по границам зерен, так и по плоскостям скольжения.

На фиг. 281 приведена микроструктура стали 18-8 после разрушения ее интеркристаллитной коррозией.

Вид образцов, разрушенных интеркристаллитной коррозией, показан на фиг. 282.

Влияние присадок различных элементов на отношение стали типа 18-8 к интеркристаллитной коррозии

Шафмайстер, Пейзон и Гаррисон [511], Пфайль и Джонс [517], Ролласон [550], Беккет [206], Кривобок [414], Бейн и др. подробно изучали влияние присадок различных элементов на отношение хромоникелевых сталей к интеркристаллитной коррозии.

К настоящему времени установлено, что присадка титана, ванадия, ниобия (колумбия) и тантала к сталям типа 18-8 оказывает положительное влияние, сообщая им нечувствительность к интеркристаллитной коррозии после нагрева при температурах выделения карбидов.

Однако следует иметь в виду, что полная нечувствительность к интеркристаллитной коррозии у хромоникелевых сталей с присадками указанных элементов наблюдается только в том случае, когда содержание присаженного элемента находится в определенном отношении к углероду. Введение присадок в меньшем количестве, чем это требуется по формуле, уменьшает склонность к интеркристаллитной коррозии, что в отдельных случаях практики может быть использовано. Однако в последнем случае следует быть очень осторожным и необходим постоянный контроль материала в отношении интеркристаллитной коррозии.

Присадка титана и ниобия к сталям типа 18-8 в определенном отношении к углероду сообщает им полную нечувствительность к интеркристаллитной коррозии после нагрева при температурах выделения карбидов, а также при сварке, что более подробно описано в гл. XIV.

Введение ванадия в сталь 18-8, по данным Шафмайстера, действует аналогично титану, также сообщает стали нечувствительность к интеркристаллитной коррозии, но при ином соотношении между ванадием и углеродом. В случае присадки ванадия для предотвращения интеркристаллитной коррозии требуется значительно большее его количество. Так, например, при содержании углерода 0,10% стали 18-8 требуется ванадия около 2%.

Влияние никеля. Увеличение содержания никеля в сталях с 18% Cr способствует большей стабильности аустенита, в результате чего в хромоникелевой стали при нагреве в интервале температур выделения карбидов не появляется феррита и не наблюдается изменений в магнитных свойствах. Однако это обстоятельство не имеет решающего значения в отношении интеркристаллитной коррозии, которая также в сильной степени наблюдается в сталях с более высоким содержанием никеля.

Влияние кремния. Повышение содержания кремния в сталях типа 18-8 до 2% не изменяет отношения их к интеркристаллитной коррозии в сравнении с обычной сталью 18-8. При введении кремния в большем количестве, когда наряду с аустенитом появляется феррит, наблюдается некоторое уменьшение склонности к интеркристаллитной коррозии, но полной нечувствительности не наступает.

Влияние молибдена. Присадка молибдена к сталям типа 18-8 вызывает некоторое уменьшение склонности к интеркристаллитной коррозии, что часто обусловлено появлением ферритной фазы.

Сталь 18-8 с 2,5% Mo с аустенитной структурой после нормальной термической обработки так же чувствительна к интер-

кристаллитной коррозии, как и обычная сталь 18-8. Путем изменения режима термической обработки у стали 18-8 с молибденом можно добиться некоторого улучшения, что отмечалось Пфайлем и Джонсом.

Методика испытаний на интеркристаллитную коррозию

Метод А. Определение наличия склонности к интеркристаллитной коррозии на полуфабрикатах и изделиях, не предназначенных для работы при высоких температурах.

Метод Б. Определение отношения к интеркристаллитной коррозии полуфабрикатов и деталей, предназначенных для работы при высоких температурах.

Метод В. Испытание стали марки ЭЯ1Т и стали 18-8 с низким содержанием углерода (0,06%), идущей на изготовление деталей с помощью сварки, автогенной, электродуговой или атомноводородной, которые после сварки не подвергаются термической обработке.

Метод Г. Определение отношения к интеркристаллитной коррозии стали марки ЭЯ1Т на пробах, получаемых при отливке.

Как известно, ряд химических реактивов на нормально термически обработанную сталь типа 18-8 совершенно не действует и в то же время на сталь, обладающую склонностью к интеркристаллитной коррозии, действует очень быстро. К такого рода химическим реактивам относится водный раствор медного купороса с серной кислотой, который в практике нашел широкое применение для выявления указанного недостатка в сталях 18-8. Испытание сталей типа 18-8 на интеркристаллитную коррозию в этом реактиве проводится различно в зависимости от назначения и марки стали.

Метод А

1. Определение наличия склонности к интеркристаллитной коррозии на полуфабрикатах и изделиях, не предназначенных для работы при высоких температурах

Этот метод испытания применяется к сталям марок ЭЯ1, ЭЯ2 (листы, прутки, трубы, поковки и холоднокатаная лента), из которых изготавливаются детали аппаратуры и которые в работе не подвергаются нагреву при высоких температурах.

Испытания проводятся следующим образом.

1. От полуфабриката, выпускаемого заводом в виде листа, прутка, полосы, ленты или трубы, или же от готового изделия, подлежащего проверке, отрезаются две пластинки размером 28×90 мм, которые по краям фрезеруются до ширины 25 мм.

2. Заготовленные пластинки по несколько штук, но не более десяти, кладутся в колбу Эрленмейера с обратным холодильником, емкостью 700—1000 см³, на дно которой положены стеклянные бусы или разрезанные стеклянные трубки.

3. Колба наполовину заполняется раствором медного купороса с серной кислотой так, чтобы образцы полностью находились под ним и не соприкасались по плоскостям друг с другом.

4. Раствор для испытания составляется следующим образом: в 1 л воды растворяется 111 г медного купороса ($\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$), к которому добавляется 55 см³ серной кислоты (H_2SO_4) удельного веса 1,84. Указанный раствор подогревается до полного растворения медного купороса.

5. Образцы, положенные в колбу, кипятятся в течение 48 час., затем извлекаются из колбы, промываются и просушиваются.

Примечание. Если разрушение сталей при кипячении происходит очень быстро и раствор сильно меняет свой состав, о чем можно судить по его цвету, то смену раствора следует производить чаще (через 12—24 часа).

6. После просушки образцы, подвергавшиеся кипячению, простукиваются о каменную или мраморную плитку для определения звука, издаваемого образцом при падении. Потеря металлического звука образцом служит указанием на разрушение материала интеркристаллитной коррозией и свидетельствует о его непригодности.

7. После пробы на потерю звука каждый образец зажимается в тисках около середины и загибается ударом молотка на угол 90°. Появление в месте изгиба поперечных трещин указывает на интеркристаллитное разрушение материала коррозией и свидетельствует о непригодности его для применения.

Примечание. Метод А' применим к стали марки ЭИ100 при определении в ней склонности к интеркристаллитной коррозии.

Метод Б

Испытание стали марки ЭИ1Т,
идущей на изготовление жароупорных деталей

Испытание стали марки ЭИ1Т, идущей на изготовление жароупорных деталей, производится следующим образом.

1. От термически обработанной стали марки ЭИ1Т или же от деталей, которые подвергаются проверке, отрезаются две пластинки размером 28 × 90 мм, которые затем фрезеруются с краев до ширины 25 мм.

2. После фрезеровки эти пластинки нагреваются в течение 2 час. при температуре 650° с последующим охлаждением их на воздухе.

3. Образцы после нагрева подвергаются кипячению в растворе медного купороса с серной кислотой в течение 48 час. и затем опробываются на звук и загиб, как это было указано в пп. 6 и 7 предыдущего раздела (метод А).

Потеря металлического звука образцами и наличие трещин в них после кипячения и загиба свидетельствуют о недоброкачественности материала и являются основанием для его браковки.

Метод В

Испытание стали марки ЭЯ1Т и стали 18-8 с низким содержанием углерода (0,06% С), идущей на изготовление деталей с помощью автогенной, электродуговой или атомноводородной сварки, которые после сварки не подвергаются термической обработке

Это испытание проводится следующим образом.

1. От термически обработанной стали, предназначенной для изготовления сварной аппаратуры, отрезаются две пластинки размером 50×100 мм.

2. Заготовленные пластинки по наибольшей длине свариваются автогенной сваркой при нейтральном и нормальном пламени с применением в качестве присадочного материала стали 18-8 с 0,06% С. Из сваренной пластинки вырезаются два образца шириной (после фрезеровки) 25 мм.

3. Заготовленные сварные образцы кладутся в колбу Эрленмейера по несколько штук в каждую (не более десяти) и кипятятся в течение 48 час. при толщине стали менее 2 мм и при большей толщине — в течение 72 час.

4. После кипячения образцы извлекаются из колбы, промываются водой, просушиваются и затем простукиваются о каменную или мраморную плитку для определения потери звука.

5. После пробы на потерю звука каждый образец зажимается на таком расстоянии от сварного шва, чтобы зона разрушения интеркристаллитной коррозией приходилась на месте изгиба. Это расстояние зависит от толщины материала, метода сварки и колеблется в интервале 5—25 мм, что более точно устанавливается практикой. Появление в месте изгиба поперечных трещин указывает на разрушение материала интеркристаллитной коррозией в зоне выделения карбидов. Потеря металлического звука образцами и наличие трещин в материале возле сварного шва свидетельствуют о непригодности его для изготовления сварной аппаратуры, которая после сварки не подвергается термической обработке.

Метод Г

Определение отношения к интеркристаллитной коррозии стали марки ЭЯ1Т на пробах, получаемых при отливке

1. Из пробного маленького слитка, отливаемого при разливке стали, с помощьюковки и последующей механической обработки изготавливаются две пластинки толщиной 2—3 мм при ширине 20 мм.

2. Пластинки нагреваются в течение 20 мин. при 1100° и затем быстро охлаждаются в воде.

3. После закалки образцы подвергаются нагреву при 650° в течение 2 час. и затем очищаются от окалины.

4. Подготовленные таким образом образцы подвергаются кипячению в растворе медного купороса с серной кислотой, как это было указано в пп. 2—7 метода А.

Точечная коррозия

Хромоникелевые стали в ряде коррозионных сред и, в частности, в морской воде часто подвергаются местному разрушению коррозией, которая называется точечной, или, по-английски, пittingовой.

Это разрушение чаще всего наблюдается на отдельных участках в виде небольших раковин, кратеров, пузырей, в то время как на остальной поверхности никаких следов разрушения не обнаруживается. Однако бывают случаи, когда точечная коррозия захватывает и всю поверхность материала.

Это разъедание зависит как от коррозионной среды, так и от состава и состояния материала, причем часто стали, очень близкие по химическому составу, показывают различную склонность к этому виду разъедания. Практика показывает, что для сталей типа 18-8 не существует какой-либо зависимости между содержанием углерода и точечной коррозией. Присадка молибдена к хромоникелевым сталям в большинстве случаев повышает их стойкость против точечной коррозии, но не может рассматриваться как средство, вполне устраняющее этот недостаток (табл. 151).

Таблица 151

Точечная коррозия хромоникелевых сталей с добавкой и без добавки молибдена в различных растворах коллоидов

10%-ный раствор	Потери веса, мг/см ²		Количество точек	
	19% Cr 9% Ni	21% Cr 10% Ni 3% Mo	19% Cr 9% Ni	21% Cr 10% Ni 3% Mo
1. FeCl ₃ ·6 H ₂ O в 0,05 н HCl	0,122	0,004	4	0
2. Такой же, как 1-й, + +42 г/л NaCl	0,530	0,010	17	0
3. FeBr ₃	0,042	0,042	2	2
4. Такой же, как 3-й, + +100 г/л NaBr	0,798	0,171	43	8

Присадка селена увеличивает склонность сталей 18-8 к разъеданию точечной коррозией. Улиг [634 и 635], сопоставляя испытания сталей 18-8 на точечную коррозию в морской воде и в растворе хлорного железа, отмечает, что стали с титаном в морской воде показывают лучшую стойкость, чем без титана, а в растворе хлорного железа, наоборот, сталь с титаном оказалась менее стойкой. Стали, выплавленные в вакууме и с применением за-

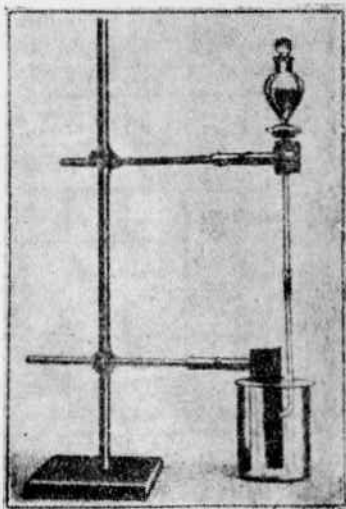
щитных атмосфер водорода и азота, были испытаны на точечную коррозию в растворе хлорного железа капельным методом.

Стали типа 18-8 с очень низким содержанием углерода порядка 0,01 %, кислорода от 0,04 до 0,14 % и водорода от 0,0003 до 0,003 % послековки и кратковременного отпуска при 600° были магнитными и наполовину состояли из аустенита и феррита.

Стали типа 18-8 с 0,15—0,30 N₂ после указанной обработки были полностью аустенитными. Склонность к точечной коррозии у всех сталей была слабая и наименьшая — у чисто аустенитных сталей. Вследствие низкого содержания углерода все эти стали не обнаруживали склонности к интеркристаллитной коррозии. Стали с повышенным содержанием никеля, относящиеся к аустенитным, при этих испытаниях также показали лучшие результаты, чем стали с ферритом.

Вульф указывает, что точечная коррозия в большей степени зависит от поверхностных разрывов, рисков, пор, напряжений и в меньшей — от феррита, газов и шлаковых включений. Наблюдающиеся в стали шлаковые включения только тогда оказывают влияние, когда они на поверхности достигают макроскопических размеров и вызывают электрохимическую коррозию. Однако какой-либо зависимости между шлаковыми включениями и точечной коррозией Вульф не установил.

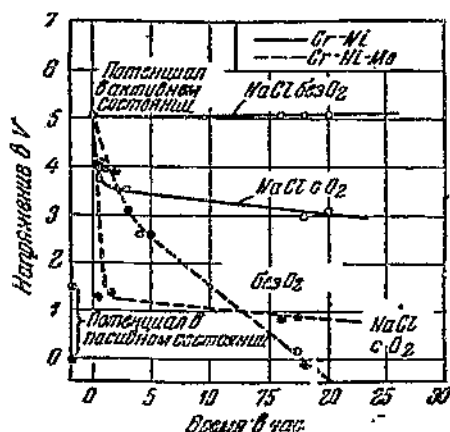
Исходя из тех соображений, что продукты коррозии могут играть известную роль в образовании точечной коррозии, Улиг (фиг. 283) провел специальное испытание на сконструированном им аппарате с образцами стали 18-8 и показал, что точечная коррозия появляется только тогда, когда хлорное железо приходит в соприкосновение со сталью и когда хлор по реакции $2\text{FeCl}_3 \rightarrow 2\text{FeCl}_2 + 2\text{Cl}$ восстанавливается в атомарном состоянии. К тому же благодаря гидролизу при разбавлении растворов хлорного железа освобождается соляная кислота, которая, с одной стороны, разрушает пассивную пленку, а с другой — препятствует новому ее образованию. Образование электрохимических элементов с значительной разностью потенциалов между раствором и активными участками ведет к коррозии (табл. 152). Точечная коррозия протекает и усиливается в этом случае до тех пор, пока описанные процессы будут разрушать пассивированные участки и образующиеся продукты коррозии будут препятствовать пассивированию.



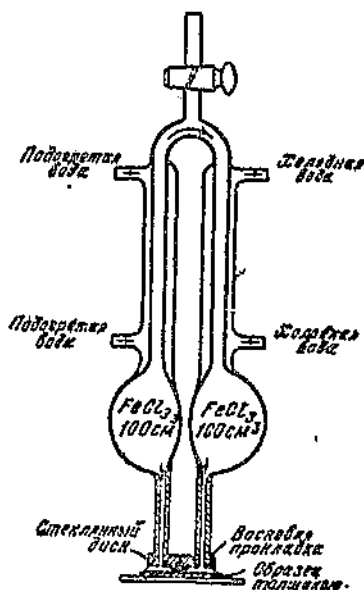
Фиг. 283. Прибор Улига

Устранению точечной коррозии способствует удаление продуктов коррозии, что может быть достигнуто перемешиванием, а созданию пассивных пленок — усиленный подвод кислорода или воздуха.

На фиг. 284 показано изменение потенциала во времени у хромоникелевых сталей с добавкой молибдена и без него, в растворе NaCl и без него.



Фиг. 284. Изменение потенциала во времени у хромоникелевых сталей с добавкой молибдена и без него, в растворе NaCl, с кислородом и без него



Фиг. 285. Прибор Смита

Таблица 152

Связь между разностью потенциалов и коррозией стали с содержанием 18% Cr и 8% Ni в различных растворах

10%-ный раствор	Потеря веса за 24 часа мг/см ²	Разность потенциалов	Род коррозии
FeCl ₃	8,0	0,74	Точечная коррозия
CuCl ₂ *	9,6	0,55	То же
SnCl ₄	2,6	0,13	Общая коррозия
NiCl ₂	1,4	0,0	То же
MnCl ₂	1,1	0,0	"
CrCl ₃	1,3	+4,2	"
TiCl ₄ **	24,4	+3,7	"

* $\text{CuCl} \rightarrow \text{Cl} + \text{Cu}^{++}$

** В 0,5 n — HCl.

Для определения отношения сталей к точечной коррозии Смитс, Улиг, Бернст и др. разработали специальные приборы и приспособления. При испытании сталей на таком приборе (фиг. 285) Смитс рекомендует применять подкисленный НСГ-раствор, состоящий из 100 г кристаллизованного хлорного железа на 100 см³ дистиллированной воды и 20 см³ 2,40 N соляной кислоты. Этот раствор разбавляют до 1 л, и получается готовый для применения 10%-ный раствор хлорного железа.

Влияние состояния поверхности нержавеющей сталей на точечную коррозию при применении 10%-ного раствора хлорного железа показано в табл. 153.

Таблица 153

Состав, %				Состояние поверхности	Потеря веса г/дм ²	Количество точек на 1 дм ²	Максимальная глубина мм
С	Cr	Ni	другие элементы				
0,07	18,42	9,0	—	Протравленная	0,101	102	0,41
				Пассивированная	0,016	16	0,42
				Полированная	0,033	16	0,47
0,16	19,49	8,75	—	Протравленная	0,210	96	0,46
				Пассивированная	0,010	0	—
				Полированная	0,105	64	0,51
0,11	18,29	8,99	0,19 Ti	Протравленная	2,70	>3000	0,45
				Пассивированная	0,105	0	—
				Полированная	0,750	1250	0,35
0,10	17,90	—	—	Протравленная	1,650	790	0,58
				Пассивированная	0,027	32	0,44
				Полированная	0,157	640	0,65
0,06	20,92	9,75	2,90 Mo	Протравленная	0,025	0	—
				Пассивированная	0,003	16	0,23
				Полированная	0,016	16	0,22

Глава XX

ГАЗОВАЯ КОРРОЗИЯ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ
ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Никель в окислительной атмосфере при высоких температурах показывает значительно лучшую коррозионную стойкость, чем железо. Пиллинг и Бедворте [521] установили, что окисление никеля идет значительно медленнее и подчиняется параболическому закону:

$$W^2 = Kt.$$

Гадфильд [343] указывает, что никель в кислороде, в парах воды показывает достаточную коррозионную стойкость до 900°. Высокую коррозионную стойкость никель показывает также в синтетическом аммиаке при нагреве до 900°.

Только в сернистом газе у никеля обнаруживается недостаточная коррозионная стойкость, причем максимальная коррозия в этой среде наблюдается при 800°.

Присадка никеля к хромистым сталям улучшает их жаростойкость, но решающее влияние в этом случае принадлежит хрому.

На фиг. 234 были приведены кривые жаростойкости хромистых и хромоникелевых сталей при различных температурах по данным Круппа. Как видно, с увеличением содержания никеля жаростойкость повышается, причем сталь с 25% Cr и 20% Ni имеет меньшую жаростойкость, чем сплав с 80% Ni и 20% Cr. Несмотря на то что в первом сплаве содержание хрома выше, чем во втором, жаростойкость последнего значительно лучше.

Большой интерес представляют исследования Гадфильда [343] по изучению газовой коррозии у металлов и различных сталей в кислороде, углекислом газе, парах воды и сернистом газе при высоких температурах.

Среди исследованных им металлов наилучшее сопротивление коррозии при высоких температурах во всех четырех средах показывает хром. Кобальт и никель обнаруживают очень низкое сопротивление коррозии в сернистом газе, причем для никеля обнаруживается максимум коррозии при 800°, что очень хорошо видно из данных Гадфильда [343], приведенных в табл. 154 и на фиг. 286.

Чистое железо при 700° и выше очень сильно разрушается газовой коррозией во всех средах, на что указывает очень большой привес у образцов вследствие соединения железа с кислородом и другими составляющими газовой среды при высоких температурах.

Высоколегированные хромистые и хромоникелевые стали показали более высокое сопротивление коррозии во всех средах, причем не обнаружено большой разницы у этих сталей в зависимости от состава газовой среды.

У никелевых сталей с 3 и 36% Ni и у нихрома наблюдается очень резкое понижение коррозионной стойкости в сернистом газе, причем в отличие от никеля сопротивление коррозии с повышением температуры все время уменьшается.

Следует отметить, что эта характеристика коррозионной стойкости металлов и сталей при высоких температурах в опытах Гадфильда дана на основании определения привеса, который получали образцы за 24-часовой нагрев, в мг/см² при соответствующих температурах. Для сравнения в табл. 154 данные Гадфильда выражены в г/м² · час.

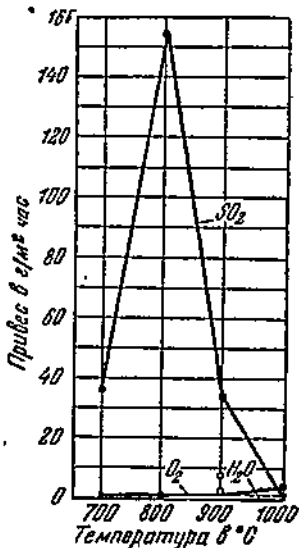
В табл. 155 приведены более подробные данные о коррозионной стойкости мягкого железа и хромоникелевой стали типа 18-8 при 900° в атмосфере воздуха с добавкой к нему CO₂, SO₂ и паров воды.

Эти результаты показывают, что атмосфера печи, содержащая значительное количество паров воды и углекислого газа или же сернистого газа, действует более сильно, чем атмосфера чистого воздуха.

Добавка 2% сернистого газа к чистому воздуху при 900° оказывает меньшее влияние, чем добавка 5% CO₂ или 5% H₂O. Наибольшее влияние оказывает совместное действие сернистого газа и паров воды. Резкое ухудшение коррозионной стойкости у сталей, содержащих никель, в атмосфере сернистого газа при высоких температурах связано с тем, что эти стали жадно поглощают серу из газовой фазы, образуя легкоплавкие включения сульфидов железа и никеля в стали.

По данным Гудрёмона [37], стали, содержащие никель в достаточном количестве, вследствие поглощения серы из газов при высоких температурах образуют легкоплавкую эвтектику, состоящую из никеля и его сульфидов. По этим данным, эвтектика системы «железо — сернистое железо» имеет температуру плавления 935°, а в присутствии никеля температура плавления может понизиться до 645°. Образование этой эвтектики в сталях, содержащих никель, при высоких температурах происходит преимущественно по границам зерен металла, приводя его этим самым к размягчению и разрушению.

В присутствии хрома сопротивление коррозии в сернистом газе при высоких температурах резко возрастает, что обусловлено тем, что сульфиды хрома имеют более высокую температуру плавления, не образуют эвтектики и при ковке ведут себя, как пластичные огнеупорные включения.



Фиг. 236. Сопротивление коррозии у никеля при высоких температурах в различных средах (Гадфильд)

Сопровождение коррозии у различных металлов и сталей при высоких температурах в кислороде, парах воды, углекислом и сернистом газах (Гадфильд)

Материалы	Обработка материала	Химический состав, %							700°			
		C	Mn	Si	Cr	Ni	Fe	Co	O ₂	H ₂ O	CO ₂	SO ₂
Чистое железо	Нормализация (950°)	0,04	0,01	0,01	—	0,02	99,92	—	21,29	25,93	24,47	14,75
Хром	В литом	0,16	0,02	0,40	98,10	—	1,30	—	0,19	0,02	0,112	0,06
Никель	„	0,04	—	—	—	99,58	0,38	—	0,39	0,14	0,162	41,36
Кобальт	„	0,54	0,02	0,14	—	2,83	0,49	95,99	1,55	0,33	1,117	24,90
Мягкая сталь	„	0,17	0,67	0,18	—	0,25	98,70	—	4,34	1,52	4,26	4,11
30/40-ная никелевая сталь	Нормализация (900°)	0,34	0,60	0,29	—	3,25	95,49	—	16,68	3,62	4,10	12,58
369/6-ная никелевая сталь	Закалка при 850° (масло)+отпуск (630°)	0,24	0,40	0,15	0,09	36,90	62,17	—	1,71	1,32	1,15	8,37
Кремнехромистая сталь	1050° (воздух)+отпуск (850°)	0,50	0,37	3,04	8,28	0,16	87,63	—	0,1	0,143	0,10	0,22
Хромистая сталь	1000° (воздух)+отпуск (800°)	0,32	0,25	1,32	13,12	0,29	85,67	—	0,09	0,21	0,33	0,165
То же	900° (воздух)	0,09	0,30	0,37	18,53	0,26	80,334	—	0,25	0,09	0,09	0,188
Хромоникелевая сталь	1150° (воздух)	0,12	0,28	0,31	17,74	8,06	73,47	—	0,44	0,10	0,16	0,597
Никельхромистая сталь	Прокатанный	0,35	1,36	0,21	10,90	35,15	52,00	—	0,72	0,54	0,43	0,12
Хромоникелевая кремнистая сталь	1000° (воздух)	0,58	0,36	4,00	15,54	8,14	71,43	—	0,06	0,04	0,05	0,15
Нихром	950° (воздух)	0,06	0,89	0,71	11,69	60,40	26,24	—	0,10	0,09	0,17	0,13
Чугун	—	2,52— —0,68	0,72	1,13	—	—	94,24	—	4,90	9,42	5,81	2,81

Продолжение табл. 154

Материалы	Обработка материала	800°				900°				1000°			
		O ₂	H ₂ O	CO ₂	SO ₂	O ₂	H ₂ O	CO ₂	SO ₂	O ₂	H ₂ O	CO ₂	SO ₂
Чистое железо	Нормализация (950°)	24,80	35,29	30,103	34,965	1,77	23,97	47,19	—	59,00	74,42	73,13	—
Хром	В литом	0,405	0,152	0,14	0,16	0,933	0,486	0,555	1,35	2,62	0,879	1,28	1,48
Никель	„	0,479	0,176	0,363	152,8	1,17	0,57	1,48	34,88	4,03	1,827	1,89	1,08
Кобальт	„	1,82	0,343	2,24	42,82	38,805	10,79	18,46	68,04	49,78	30,64	6,27	120,75
Мягкая сталь	Нормализация (900°)	12,4	9,11	15,30	17,35	34,75	31,22	31,21	73,75	71,19	96,2	38,94	—
30/6-ная никелевая сталь .	Закалка при 850° (масло) + отпуск (630°)	21,35	14,91	12,14	137,78	27,93	19,21	21,17	29,17	95,95	38,12	63,05	—
360/6-ная никелевая сталь	950° (воздух)	4,05	5,57	4,16	58,88	5,81	14,08	10,58	82,96	10,64	22,62	12,80	106,85
Кремниехромистая сталь .	1050° (воздух) + от- пуск (850°)	0,69	0,22	0,08	0,53	0,86	0,39	0,17	1,89	1,22	0,56	0,35	1,34
Хромистая сталь	1000° (воздух) + от- пуск (800°)	0,79	0,23	0,36	0,43	1,16	6,21	668	413	38,04	16,6	25,95	24,43
То же	900° (воздух)	0,30	0,24	0,31	0,22	0,78	0,89	1,20	0,34	1,20	1,55	1,22	0,59
Хромоникелевая сталь .	1150° (воздух)	0,43	0,20	0,45	0,68	1,12	2,55	1,35	0,76	2,35	7,27	2,4	1,09
Никельхромистая сталь .	Прокатанный	3,35	0,85	0,91	0,17	4,86	2,56	3,05	0,17	8,04	6,67	4,93	3,30
Хромоникелевая крем- нистая сталь	1000° (воздух)	0,14	0,11	0,09	0,25	0,52	0,38	0,22	0,47	0,75	0,62	0,24	1,005
Нихром	960° (воздух)	0,20	0,12	0,18	2,10	0,31	0,58	0,22	23,17	0,74	0,59	0,47	37,96
Чугун	—	23,65	19,37	7,72	14,15	53,79	39,2	8,80	35,56	178,14	99,31	16,90	—

У хромоникелевых жароупорных сталей сопротивление коррозии в атмосфере сернистого газа сильно зависит от соотношения хрома и никеля в стали. В том случае, когда содержание никеля в стали преобладает над содержанием хрома, они подвержены разрушению газовой коррозией по границам зерен вследствие образования сульфидной эвтектики, которая у хромоникелевых сталей имеет более высокую температуру плавления, чем у никелевых. Такого рода коррозия автором наблюдалась у нихромов и хромоникелевых сталей следующих типов: 18-15, 18-25, 18-25 с 2,5% Si, 16-58, 18-78. Первая цифра показывает содержание хрома в процентах, а вторая — содержание никеля.

Таблица 155

Газовая среда	Сталь А	Сталь Б
	0,12% С; 0,18% Si; 0,67% Mn	0,12% С; 0,32% Si; 0,28% Mn; 17,7% Cr; 8,06% Ni
	Увеличение веса, мг/см ²	
Чистый воздух при 900°	55,24	0,40
Атмосферный воздух при 900°	57,17	0,46
Чистый воздух + 3% SO ₂	65,17	0,86
Атмосферный воздух + 2% SO ₂	65,76	1,13
Атмосферный воздух + 5% H ₂ O + 5% SO ₂	152,4	3,58
Атмосферный воздух + 5% H ₂ O + 5% CO ₂	100,4	4,58
Чистый воздух + 5% CO ₂	76,88	1,18
Чистый воздух + 5% SO ₂	74,21	3,24

У достаточно стойких хромоникелевых сталей типа 25-12 и 25-8, а также у стали 25-20 с 2,5% Si сульфидная коррозия в окислительной атмосфере в присутствии сернистого газа появляется при температурах несколько ниже границы начала интенсивного окисления сталей. Если для стали 25-12 границей, с которой начинается интенсивное окисление, является температура 1050°, то в присутствии 3% SO₂ она понижается до 950°.

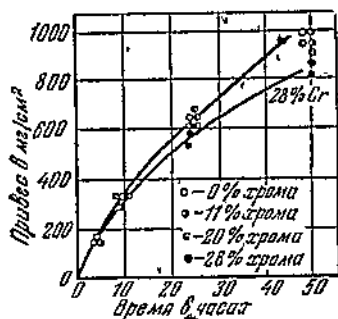
Особенно сильное разрушение сульфидная коррозия производит в восстановительной атмосфере, где сера находится в виде сероводорода.

Риккет и Буд [544], исследовавшие коррозию хромистых сталей в сероводороде при температурах 700—1100°, отмечают, что защитное действие хрома в этом случае выражено в меньшей степени, чем в окислительной серосодержащей среде (фиг. 287).

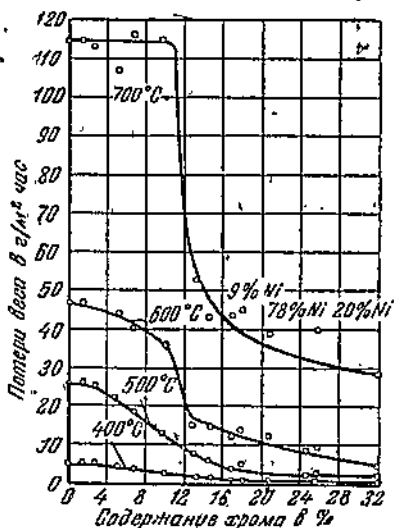
Шафмайстер и Науман приводят кривые потерь веса для хромистых сталей при воздействии сероводорода при 400—700°, показывающие, что увеличение содержания хрома в железе в хромоникелевых сталях увеличивает сопротивление коррозии. Резкое улучшение наступает при введении хрома выше 10% (фиг. 288).

Эта разница в данных о влиянии хрома на коррозию в сероводороде, вероятно, обусловлена тем, что Риккет и Вуд проводили испытания при полном отсутствии кислорода, когда на поверхности металла не могли образовываться защитные пленки окислов хрома, а в опытах Шафмайстера кислород полностью не удалялся.

Гудремон [37] отмечает, что науглероживание сказывается отрицательно на сопротивлении коррозии в атмосфере, содержащей серу. Введение в сталь элементов, ухудшающих ее жаростойкость, также отрицательно сказывается на сопротивлении коррозии.



Фиг. 287. Изменение в весе у хромистых сталей во времени при нагреве их в атмосфере сероводорода при 980° (Риккет и Вуд)



Фиг. 288. Влияние хрома и никеля на коррозионную стойкость сталей при различных температурах в атмосфере сероводорода (Шафмайстер и Науман)

Испытания на коррозию ряда хромоникелевых жароупорных сталей при высоких температурах в среде топочных газов с добавкой 2—3% SO_2 и без него, проведенные автором [135], позволили установить, что сульфидная коррозия наблюдается только при температуре порядка 900° и выше при 300-часовой длительности испытания. У сталей, в которых хром преобладает над никелем, как, например, у стали типа 25-12, сульфидная коррозия наблюдалась при очень высоких температурах порядка 950—1000°. Особенно резкая сульфидная коррозия при 1000° наблюдалась у стали марки ЭЯЗС, которая за 200-часовой нагрев получила сквозное разрушение при толщине образца в 2 мм.

В табл. 156 приведены результаты испытания хромоникелевых жароупорных сталей на коррозию в среде топочных газов с добавкой 2—3% SO_2 по данным исследований автора.

Таблица 156
Коррозионная стойкость хромоникелевых жароупорных сталей в среде топочных газов с добавкой 2—3% SO₂ при высоких температурах (Химушин, Жаров и Арлиевский). Потери веса в г/м²час

Тип стали	Химический состав, %				Продолжительность испытания, час.	1100°		1000°		900°		800°	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	топочные газы	топочные газы + SO ₂	топочные газы	топочные газы + SO ₂	топочные газы	топочные газы + SO ₂	топочные газы	топочные газы + SO ₂
23-12	0,08	1,96	1,00	23,0	11,6	200	2,4	3,32	1,12	1,13	0,37	0,29	—
23-13	0,17	1,37	1,23	23,4	13,2	200	1,90	5,24	1,06	2,72	0,857	0,970	0,67
20-25 (ЭЯ3С) . .	0,40	2,67	0,37	20,5	24,2	200	Сгорела полностью	Сгорела полностью	3,36	4,04	1,46	1,45	0,67
19-15 (НСТ1) . .	0,25	1,81	0,59	18,0	14,3	100	—	—	2,77	4,50	0,76	0,99	—
20-25 (НСТ3) . .	0,14	2,68	0,63	24,7	19,8	200	—	—	1,81	1,13	0,74	0,81	0,48
16-56 (НСТ6) . .	0,12	0,44	0,67	16,3	57,1	200	1,20	1,6	0,56	0,64	0,69	0,53	0,48
19-80 (НСТ8) . .	0,07	0,32	0,71	18,9	79,3	200	1,96	Местная коррозия	2,0	—	—	2,70	—
18-8Т (ЭЯ1Т) . .	0,13	0,66	0,54	18,9	9,1	200	5,35	Сгорела	0,95	0,96	1,41	0,94	1,35
					0,57 Т ¹				1,02	3,68	1,15	1,67	0,56

¹ Образцы имеют сильное местное разъединение.

Большого внимания заслуживают данные Гудремона о поглощении серы и углерода хромоникелевой сталью типа 25-20 при длительной работе в газовой среде, содержащей серу. При этом можно заметить, что с увеличением науглероживания повышает поглощение серы (табл. 157).

Таблица 157

Изделие	Материал	Температура °C	Продолжительность службы до исследования, час	В скобках начальное содержание серы и углерода		Вероятное происхождение серы
				C%	S%	
Цементационные ящики	{ 25% Cr 20% Ni (лист)	950	1200	0,98 (0,25)	0,67 (0,01)	Из карбюратора
Под эмалировочной печи	{ 25% Cr 20% Ni (лист)	1000	1000	1,10 (0,25)	0,38 (0,01)	Из коксовального газа
Кольца смолоперегонных печей	{ 25% Cr 20% Ni (литье)	Вероятно 800—900	10 000	1,28 (0,20)	5,1 (0,01)	Из бурого угля
Колосники непрерывно действующей отжигательной печи	{ 25% Cr 20% Ni (кованый материал)	950	1500	0,37 (0,20)	0,22 (0,01)	Из газов

Глава XXI

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ

Выплавка

В начальный период производства нержавеющей хромоникелевых сталей в Советском Союзе, так же как и за границей, применялся распространенный метод плавки на белых шлаках с окислением. Основные черты применявшегося процесса заключались в следующем. Завалка составлялась из углеродистого лома и переделного и зеркального чугунов из расчета получения по

расплавлении 0,8—0,7% С и такого же содержания марганца. Этим обеспечивался длительный процесс окисления.

В процессе окисления производилась подсадка ферромарганца, с тем чтобы содержание марганца не снижалось менее 0,25%. По достижении содержания 0,03—0,04% С удалялись окислительные шлаки и на оголенный металл присаживался ферромарганец, а затем известь и плавиковый шпат в количестве до 7% от веса металла.

Полученный шлак раскислялся для достаточного снижения FeO, после чего вводили отдельными мелкими порциями феррохром, так что его загрузка продолжалась около 2 час., а весь период рафинировки — свыше 3 час. Перед выпуском в печь давался алюминий.

Такой процесс выплавки благодаря длительности периодов окисления и рафинировки резко снижал стойкость электропечей, так как футеровка их сильно страдала. Борьба с оплавлением сводов приводила к сильному увеличению количества шлака. Непрерывные присадки в печах извести приводили к тому, что количество шлака перед выпуском достигало от 10 до 15% от веса металла. Слитки часто росли. Нержавеющая сталь содержала много неметаллических включений.

Ныне применяемый американский метод, усовершенствованный, главным образом, Кировским заводом в Ленинграде, дает здоровую нержавеющую сталь типа 18-8, причем плавка длится в два раза меньше, футеровка печи не страдает, как это было ранее, а расход добавочных материалов и электроэнергии сводится к минимуму.

Характер шихтовки резко изменился. Плавки ведутся на специальной шихтовой болванке с низким содержанием углерода и марганца. Период дефосфорации и окисления сведен к минимуму (20—30 мин.). Перед спуском шлака содержание углерода снижается до 0,02—0,03%, а марганца — до следов его.

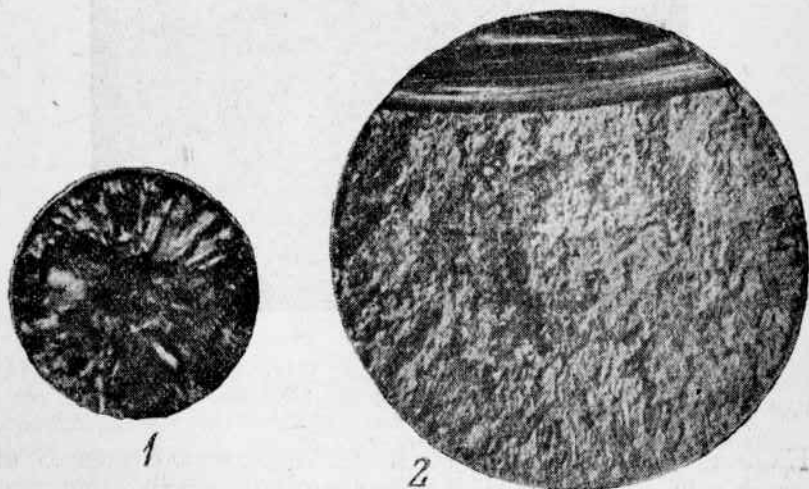
После удаления окислительного шлака второй период плавки проводится под тонким слоем полуокислого шлака. При этом сразу после удаления окислительного шлака производится немедленное предварительное раскисление ванны, и после ее подогрева и проверки температуры металла при поднятых электродах в печь дается двумя большими порциями подогретый феррохром. Операция дачи феррохрома занимает 20—25 мин. С целью более равномерного распределения титана в стали после окончательного раскисления дается в печь при поднятых электродах ферротитан, а алюминий не дается совсем. Присадка алюминия вредна, потому что слишком большое количество алюминия приводит к двухфазности сталей типа 18-8, да она и не нужна, так как ферротитан содержит 18—20% Ti при 4—5% Al. Металл выпускается из печи вместе со шлаком, так как полуокислые шлаки прекрасно коагулируют.

В случае выплавки стали 18-8 с титаном для изготовления

бесшовных труб по способу Штифеля обращается особое внимание на то, чтобы в стали не появлялась ферритная составляющая. Наличие двухфазности в стали 18-8 с титаном ведет к тому, что ферритная составляющая при прокатке слитка на заготовку распределяется вдоль прокатки, сообщая вытянутость волокнам аустенита и феррита, которая не устраняется последующим нагревом заготовки перед прошивкой на стане Штифеля. Так как направление деформирующих сил при прошивке на стане Штифеля почти перпендикулярно волокнам прокатки, а возникающие напряжения при этой деформации очень сложны и значительны, то наличие двухфазности, как правило, приводит к браку стали при прошивке. Установлено, что при содержании хрома в стали выше 19%, титана выше 0,6%, при нормальном содержании никеля 8—9% сталь получает двухфазную аустенито-ферритную структуру и большей частью не прошивается. Интересно отметить, что двухфазность почти не сказывается на прокатке листового материала.

Разливка

Форма изложниц и условия разливки стали оказывают большое влияние на качество слитка. На фиг. 289 приведена макро-

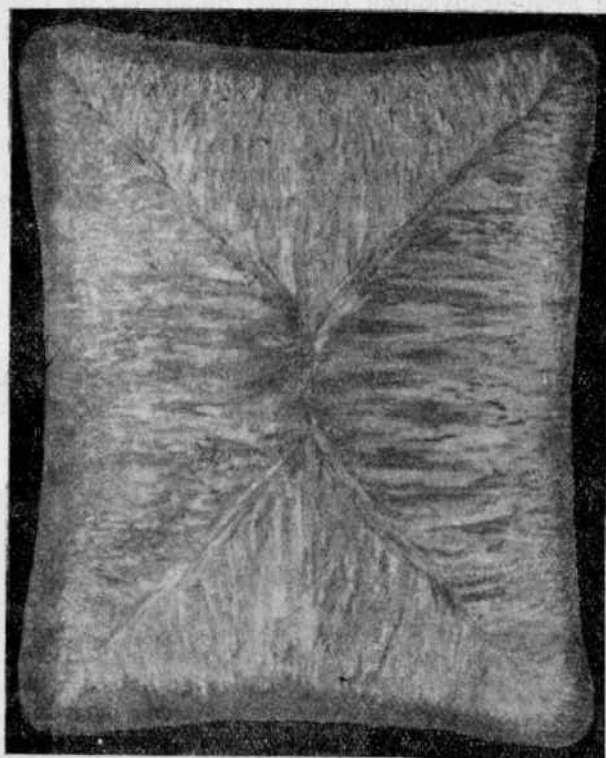


Фиг. 289. Влияние температуры разливки на кристаллизацию; образец 1 отлит при более высокой температуре и несмотря на меньшее сечение имеет более крупнозернистый излом, чем образец 2

структура слитков, на которых наглядно показано влияние температуры разливки на величину зерна.

Аустенитные хромоникелевые и другие стали, попадающие при

застывании в γ -область, обладают большой склонностью к транскристаллизации, особенно при повышенных температурах разлива. Гудремон указывает, что с транскристаллизацией можно успешно бороться путем понижения температуры разлива; при этом удается получить в центре слитка мелкозернистую структуру без резко выраженной транскристаллитной ориентировки.

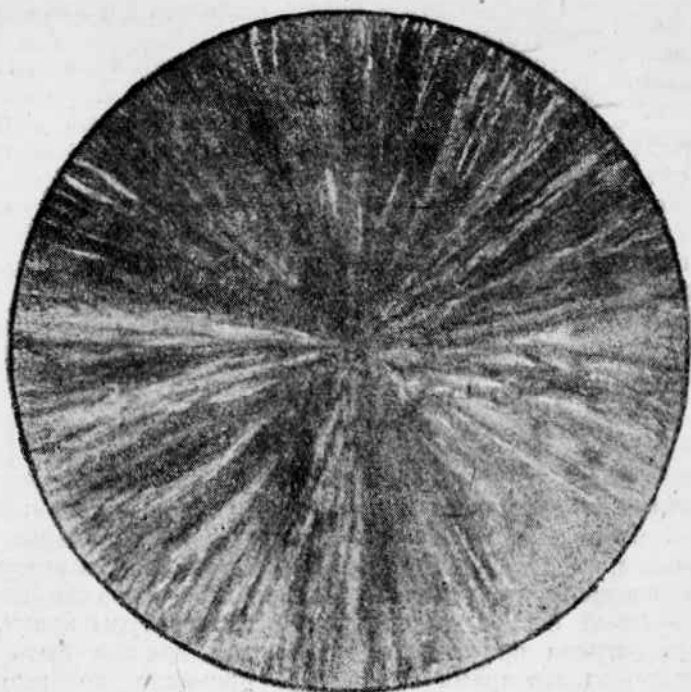


Фиг. 290. Транскристаллизация у прямоугольного слитка стали 18-8 размером 425×500 мм

Наличие резко выраженной зоны транскристаллизации, проходящей через все сечение слитка, часто приводит к тому, что в слитке при горячей обработке, а также при нагреве появляются продольные трещины.

Нехендзи указывает на основании шведского опыта, что присадка 0,4% N к стали 18-8 дает прекрасные результаты в отношении уменьшения транскристаллизации.

На фиг. 290 и 291 приведена макроструктура слитка, близкого к прямоугольному сечению, по данным Джонсона и Серженсона [470 и 471] и слитка круглого сечения по данным автора.



Фиг. 291. Транскристаллизация у слитка круглого сечения (Химушин)

Литье из хромоникелевых сталей аустенитного типа

Хромоникелевые стали нашли широкое применение в виде литья, и по химическому составу они мало отличаются от общепринятых марок этих сталей. Практикуется также к сталям типа 18-8 присадка титана, кремния, молибдена, серы, причем в последнем случае присадка 0,2% S делается с целью облегчения обработки резанием отливок. При отливке деталей необходимо тщательно следить за температурой отливки, с тем чтобы литая структура имела возможно более мелкое зерно и транскристаллизация была наименьшей, что для ряда изделий может быть достигнуто применением азотированного феррохрома.

Все отливки из аустенитных сталей, предназначенные для химической промышленности, должны подвергаться термической обработке при высоких температурах, с тем чтобы все карбиды, выделившиеся при застывании отливки, перевести в твердый раствор и получить однородный аустенит. Эта термическая обработка, кроме того, несколько улучшает пластические свойства стали.

Отливки из стали 18-8, так же как и прокатанный материал,

не должны иметь склонности к интеркристаллитной коррозии, что проверяется соответствующей пробой.

Некоторые затруднения при отливке создает присадка титана к стали 18-8, так как содержание титана очень быстро изменяется в стали в процессе отливки и, кроме того, титан создает на поверхности стали очень густую пленку, которая мешает заполнению формы.

Не исключена возможность того, что причиной отказа большинства американских фирм от изготовления стали 18-8 с титаном и переход вместо нее к стали 18-8 с ниобием (колумбий) послужили трудности, которые встречаются при выплавке и изготовлении этой стали. В связи с очень сильным угаром титана при изготовлении стали наблюдается большое количество непопадных в анализ.

Ковка

Хромоникелевые стали обладают меньшей теплопроводностью, чем обычные углеродистые или малолегированные стали; поэтому для равномерного прогрева всей массы стали необходимо более длительное время. Для деталей больших размеров, а также и для слитков рекомендуется сначала медленный нагрев до $820-880^{\circ}$, затем быстрый нагрев до требуемой температурыковки. Длительность нагрева при температурековки должна быть такова, чтобы тепло за это время полностью проникло во всю массу стали, т. е. деталь приняла необходимую температуру.

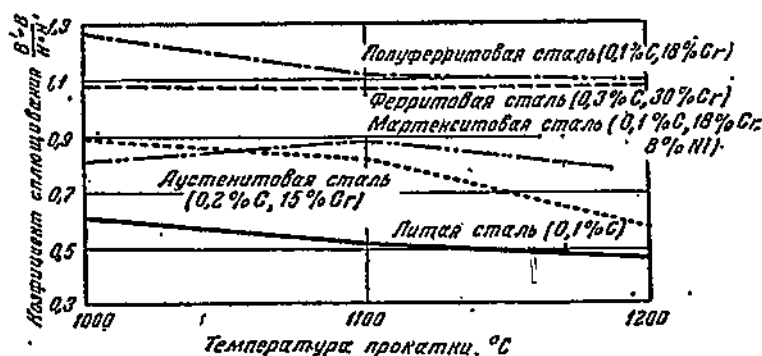
Начальная деформация при ковке не должна быть очень сильной, так как хромоникелевые нержавеющие стали обладают склонностью к трансформации, что при сильных начальных ударах может привести к появлению трещин. По мере проковки энергия ударов может быть увеличена. Детали большого размера и сечений не должны коваться при температурах ниже 900° , так как это ведет к появлению трещин и наклепу. Детали с более тонкими сечениями при ковке требуют более частого подогрева. Охлаждение послековки, а также и горячей прокатки обычно производится на воздухе. С понижением температурыковки твердость и способность к наклепу нержавеющих хромоникелевых сталей увеличиваются, что обусловлено высокой температурой рекристаллизации и малой скоростью этого процесса. Хромоникелевые аустенитные стали, обладая высокой жаропрочностью, требуют большей затраты работы и более мощного оборудования при изготовлении деталей, чем это требуется для углеродистых и низколегированных сталей.

Горячая прокатка

Температурные условия горячей прокатки слитков примерно те же, что и при ковке, за исключением прокатки тонких сечений. В последнем случае температура нагрева и конец прокатки

могут быть ниже. Так, например, при прокатке тонкого листа прокатка часто заканчивается при полном почернении листа. Понятно, что прокатка при температурах, более низких температур рекристаллизации, ведет к наклепу, увеличению прочности и снижению пластичности. Деформация при прокатке хромоникелевых сталей, в интервале температур выделения карбидов способствует равномерному выделению их в массе стали.

Большой интерес представляют приведенные на фиг. 292 коэффициенты уширения различных сталей при прокатке, указывающие на то, что при прокатке хромоникелевых нержавеющей сталей калибровка вальков должна быть иной, чем для обычных углеродистых и низколегированных сталей.



Фиг. 292. Изменение коэффициента уширения в легированных сталях при прокатке квадратной заготовки 50 мм на сутунку толщиной 24 мм (Гудремон)

В табл. 158 приведены режимы горячей обработки различных хромоникелевых сталей.

Термическая обработка

Термическая обработка для хромоникелевых и нержавеющей сталей имеет целью снять внутренние напряжения и наклеп, получаемый ими при горячей, а также и холодной деформациях, и для перевода выделившихся при горячей обработке карбидов в твердый раствор.

Термическая обработка для этих сталей проводится различно, в зависимости от назначения. В тех случаях, когда от стали требуется высокая пластичность и высокая химическая стойкость, рекомендуется нагрев при высоких температурах с быстрым охлаждением в воде или на воздухе (закалка на аустенит). Если требуется повышенная твердость, то термическая обработка проводится при температурах, близких к температуре рекристаллиза-

Условия горячей обработки и другие технологические свойства хромоникелевых сталей 18-8

Тип стали	Марка стали, классификация по ГОСТу и вырабатываемая в СССР	Химический состав, %				Условия нагрева при ковке и прокатке	Термическая обработка	Предосторожности при обработке	Отношение к сварке и термическая обработка после сварки
		C	Cr	Ni	Другие присадки				
18-8 (нормальная)	Э18	$\leq 0,14$	~ 18	~ 8	—	Медленный нагрев до 850° и затем быстрый до 1150° — 1200°, конец ковки не ниже 820°. Прокатка при 1180° и ниже. На тонких листах, подогрев до 900° и прокатка. Охлаждение после горелочной обработки на воздухе То же	Закалка на воздухе при 1080—1130° в воде. Холодная деформация, если требуется, повышается прочностная твердость	Приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии при нагреве до 500—850° и при сварке. Быстрое охлаждение с 1080—1130° устраняет этот недостаток	Сваривается хорошо, но после сварки необходима термическая обработка при 1050—1100° с охлаждением в воде
18-8-0 (для сварки)	Э18-0	$\leq 0,05$	~ 18	~ 8	—	Начало ковки при 1180°, конец при 800°, охлаждение на воздухе. Прокатка на воздухе	Закалка при 1020—1050° с охлаждением в воде	При сварке практический не приобретает склонности к интеркристаллитной коррозии безна	Термическая обработка после сварки необходима, однако

Продолжение табл. 158

Тип стали	Марка стали, бланковая по стандарту и в прокате	Химический состав, %				Условия нагрева при ковке и прокатке	Термическая обработка	Предосторожности при обработке	Отношение к сварке и термическая обработка после сварки
		C	Cr	Ni	другие присадки				
18-8-Ti (с титаном для сварки)	ЭЯТ	≤ 0,14	~ 18	~ 9	Ti ≥ 5 (C=0,03)	катка на лист при 1150°, вторичный подогрев при прокатке до 850°	Закалка на аустенит при 1020—1050° с охлаждением в воде. Для жароупорных деталей — стабилизация	кристаллитной коррозии. Быстрое охлаждение с высокими температурами в этом случае полезно Чувствительна к интеркристаллитной коррозии при сварке и нагреве	закалка при 1020—1030° с быстрым охлаждением весьма полезна Сваривается хорошо, термическая обработка не обязательна, однако закалка при 1020—1030° усиливает коррозионную стойкость сварного шва
18-8-Мо (нормальная)	ЭЯМо	≤ 0,14	~ 18	~ 9	2,5Мо	Началоковки при прокатки при 1150—1200°. Медленный нагрев до 835° и затем быстрый до температурыковки. Конечковки выше 800°. Охлаждение на воздухе	Закалка на аустенит при 1120—1170° в воде. Для тонких изделий (менее 1,0 мм) допустимо охлаждение на воздухе	Приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии при нагреве и сварке. Быстрое охлаждение с высокими температурами полезно	Сваривается хорошо. Термическая обработка после сварки обязательна. Закалка при 1050—1120° в воде

Продолжение табл. 158

Тип стали	Марка стали, близкая по составу и вырабатываемая в СССР	Химический состав, %				Условия нагрева при ковке и прокатке	Термическая обработка	Предосторожности при обработке	Отношение к сварке и термическая обработка после сварки
		C	Cr	Ni	другие примеси				
18-8-Mo (для сварки)	ЭЮКС	≤ 0,06	~ 18	~ 9	2,5 Mo	Началоковки и прокатки при 1150—1200°. Медленный нагрев до 835° и затем быстрый до температурыковки. Конечковки выше 800°. Охлаждение на воздухе	Закалка при 1020—1050° в воде	Малочувствительна к интеркристаллитной коррозии	Сваривается хорошо, термическая обработка не обязательна
18-8-Mo-Ti (для сварки)	ЭН1МТ	0,14	~ 18	—	2,5 Mo Ti ≥ 5 (C = 0,03)	То же	Закалка при 1050—1080° в воде	Нечувствительна к интеркристаллитной коррозии при нагреве и сварке	То же

ции, но несколько ниже температуры растворения карбидов, с тем, чтобы эти карбиды были равномерно распределены в массе стали. Это особенно относится к жароупорным сталям, работающим при высоких температурах под нагрузкой (клапанные и другие стали).

Без термической обработки материал должен применяться с большой осторожностью, так как он может иметь весьма неоднородные механические свойства и низкую коррозионную стойкость.

В табл. 158 были приведены режимы термической обработки хромоникелевых нержавеющей, кислотоупорных и жароупорных сталей.

Отжиг, как правило, для хромоникелевых сталей аустенитного типа не применяется.

Термическая обработка ленточной стали 18-8 производится путем протяжки ленты через нагретую до 1050—1150° печь. Сталь должна протягиваться с такой скоростью, чтобы по выходе из печи она не получила склонности к интеркристаллитной коррозии. В этом случае большое значение имеет скорость охлаждения по выходе из печи на воздухе или же в воде, так как при замедленном охлаждении выделяются карбиды по границам зерен.

Для тонких лент применяются электрические печи муфельного типа длиной около 5—7 м, а для толстых — газовые или же нефтяные пламенные печи.

Термическая обработка холоднокатаных лент в рулонах путем нагрева их в печи и охлаждения в воде или на воздухе не дает хороших результатов, так как нагрев и особенно охлаждение не получаются достаточно равномерными.

Удаление окалины с помощью травления

Для удаления окалины, полученной при нагреве металла во время термической обработки, прокатки, а также и при сварке, обычно прибегают к травлению. Окалина при этом отслаивается и частично растворяется. Во время травления весьма важно следить за процессом по состоянию поверхности, для чего рекомендуется время от времени вынимать металл из раствора и протирать поверхность тряпкой с водой и по состоянию поверхности судить о конце травления.

Листовой материал и детали травятся в растворах путем погружения их в ванну, а тонкая лента — с помощью протяжки через длинные ванны, наполненные травильным раствором. Как правило, травление производится в подогретом состоянии при длительности от 5 мин. до часа в зависимости от состояния травильного раствора, т. е. в зависимости от степени его использования. Кроме этого травления, в кислотах применяется электролитическое травление в различных средах.

В практике заводов Союза широкое применение нашел крупновоский травитель, состоящий из 50 частей соляной кислоты,

Составы травильных ванн и условия травления стали 18-8

Материалы	Предварительное травление	Чистовое травление	Примечание
Листовая сталь 18-8 после горячей прокатки и термической обработки	6—8% по весу H_2SO_4 , 2,4% по весу HCl при 60—75°, промывка	8—10% по весу HNO_3 , 0,5—1,0% по весу HF при 60—75°, промывка. Пассивирующая ванна, 20% по весу HNO_3 при 50—60°, 15—20 мин., промывка и сушка	Синдер [596]
Ленточная сталь 18-8 в процессе изготовления холодной катанной ленты	12% по весу HCl при 50—68°, промывка	8—10% по весу HNO_3 , 0,5—1,0% по весу HF при 55—65°, промывка и сушка	Рекомендуется при непрерывном травлении
Листовая сталь 18-8 после горячей прокатки и термической обработки	27% HCl 19% Fe , 23% H_2SO_4 удельного веса 1,84, 50% воды, 0,15% коллоидных препаратов (количество по объему) при 40—50°, промывка	47,5% по объему HCl , 47,5% воды, 5% HNO_3 , 0,10% коллоидных препаратов при 50—60°, промывка и сушка	При небольшом слое окислы можно применять только чистовое травление
Ленточная сталь 18-8 в процессе холодной прокатки толщиной от 3 до 0,2 мм	Не применяется	То же	После травления необходима прогирка мягкой тряпкой с одновременной промывкой
Сталь 18-8 в процессе изготовления холодной катанной ленты	Электролитическое травление в 8%-ном растворе H_2PO_4 с электродами из нержавеющей стали, промывка	20% HNO_3 , 1—2% HF при 45—55°, промывка и сушка	Непрерывное травление
Макроструктура и влияние пороков в стали (волосовины, рыхлость и другие дефекты)	50% HCl при 60—70°, 50% воды в течение 5—20 мин. с промывкой и сушкой		

¹ Сульфированный клей, сульфированная животная клетчатка или же препарат «Антра» института им. Карпова.

50 частей воды и 5 частей азотной кислоты с добавлением специального препарата (замедлителя) для уменьшения скорости воздействия кислоты на самый металл и устранения перетрава.

В табл. 159 приведены составы травильных растворов и условия травления хромоникелевых нержавеющей сталей.

Изделия и полуфабрикаты после травления должны быть тщательно промыты в теплой воде и просушены возможно быстрее после промывки.

Глава XXII

СВАРКА ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО ТИПА

Общие вопросы сварки

В настоящее время сварка для хромоникелевых сталей является основным и наиболее доступным способом изготовления различной аппаратуры. В химическом машиностроении применены электродуговая и автогенная сварки, а в авиационной и других отраслях, где конструкции изготавливаются из холоднокатаного материала, используются также точечная и роликовая сварки. Следует отметить, что еще сравнительно недавно вопрос о применении сварки в химическом машиностроении ставился под сомнение, так как местный разогрев металла при сварке вызывает сильное понижение коррозионной стойкости возле сварного шва. В настоящее время этот вопрос разрешен, и сварка с успехом применяется при изготовлении самой разнообразной химической аппаратуры.

К положительным сторонам сварки аустенитных нержавеющей сталей следует отнести: высокую вязкость как самого шва, так и смежных с ним зон. Возникающие при сварке внутренние напряжения при нагреве и охлаждении благодаря пластичности сварных швов в меньшей степени вызывают коробление и появление трещин.

Малая склонность аустенитных сталей к увеличению размеров зерен при нагреве (см. фиг. 162, стр. 208) и высокая температура рекристаллизации (см. фиг. 203, стр. 256) способствуют более здоровому строению металла в самом шве и в смежных с ним зонах.

Значительно меньшая теплопроводность у стали типа 18-8, уменьшая бесполезную отдачу тепла по металлу, способствует этим самым более быстрому расплавлению металла. Это обстоятельство является причиной, почему при сварке аустенитных сталей горелки берутся на номер ниже, чем при сварке обыкновен-

ной углеродистой стали. Насколько теплопроводность аустенитных сталей практически отражается на распространении тепла по металлу, служит следующий пример (Бибера) [212]: непосредственно после сварки двух 6-мм пластин из углеродистой и нержавеющей аустенитной сталей к первой нельзя прикоснуться рукой на расстоянии 300—400 мм от сварного шва, в то время как на пластинке аустенитной стали свободно можно держать руку на расстоянии 100—150 мм.

Это обстоятельство весьма существенно для понимания, почему аустенитные стали, имея больший коэффициент расширения при нагреве, все же большого коробления не показывают.

Для предотвращения коробления и нежелательных изменений в структуре, которые могут происходить около сварных швов, в некоторых случаях применяют металлические подкладки из теплопроводного металла (например, меди) или же охлаждающие корбки, по которым циркулирует вода.

К недостаткам сварного шва следует отнести в первую очередь склонность у ряда сталей этого типа к появлению интеркристаллитной коррозии после сварки в зонах, смежных со сварным швом.

Присадочный материал

При сварке сталей типа 18-8 с различным содержанием углерода и сталей типа 18-8 с титаном в качестве присадочного материала применяется только одна сталь — именно 18-8 с очень низким содержанием углерода (ниже 0,06%).

При сварке сталей типа 18-8 с 2,5% Мо применяют сталь 18-8 с молибденом, но также с очень низким содержанием углерода.

Применение в качестве присадочного материала стали 18-8 с повышенным содержанием углерода ведет к появлению интеркристаллитной коррозии в сварном шве.

Применение стали 18-8 с титаном в качестве присадочного материала не может быть рекомендовано потому, что титан очень сильно выгорает, что не гарантирует сварной шов от появления в нем склонности к интеркристаллитной коррозии.

Последнее особенно неблагоприятно сказывается в перекрещивающихся сварных швах.

В последнее время в США при сварке стали 18-8 начала широко применяться в качестве присадочного материала сталь 18-8 с присадкой ниобия (колумбия).

Как указывают некоторые исследователи, ниобий при сварке почти не выгорает или выгорает в незначительной степени, и поэтому применение стали 18-8 с ниобием сообщает стали нечувствительность к интеркристаллитной коррозии в самом шве.

При сварке других хромоникелевых сталей, как, например, жароупорных сталей типа 25-12, 25-20 с кремнием или же 20-25

с кремнием в качестве присадочного материала, обычно применяется сталь того же состава.

При автогенной сварке можно пользоваться листовым материалом в виде полосок, нарезанных из листа: при сварке электродуговой лучше применить проволоку.

Автогенная сварка

Кислородно-ацетиленовая сварка широко применяется для сварки тонких листов, для сварки поперечных швов у труб, для подварки дефектов и для других более сложных работ. Горелки при этой сварке берут на номер или два меньше, чем при сварке обыкновенной стали того же размера. В табл. 160 даны практические указания, какие номера горелок следует применять при сварке хромоникелевых сталей аустенитного типа в зависимости от толщины листа.

Таблица 160

Практические указания по автогенной сварке листового материала из железа и сталей 18-8, 25-20 с 2,5% Si (Крупп)

№ горелки	№ пачки	Толщина листа для железа, мм	Толщина листа для стали 18-8 (V2A), мм	Толщина листа для стали 25-20 с кремнием (NCT3), мм	Теоретический расход газа л/час	Давление кислорода ат	Диаметры сопел мм
1	0	0—0,5	0—1,5	0—1,5	33	0,25—0,50	0,50
1	1	0,5—1,0	1,5—2	1,5—2	75	0,75	1,00
1	2	1,0—2,0	2,0—4	2,0—4	150	1,00	1,25
1	3	2,0—4,0	5,0—7	5,0—7	300	1,25	1,50
1	4	4,0—6,0	8,0—10	8,0—10	480	1,50	1,75
1	5	6,0—9,0	10,0—15	10,0—15	720	1,75	2,10
1	6	9,0—14	>15	>15	1200	2,0	2,50

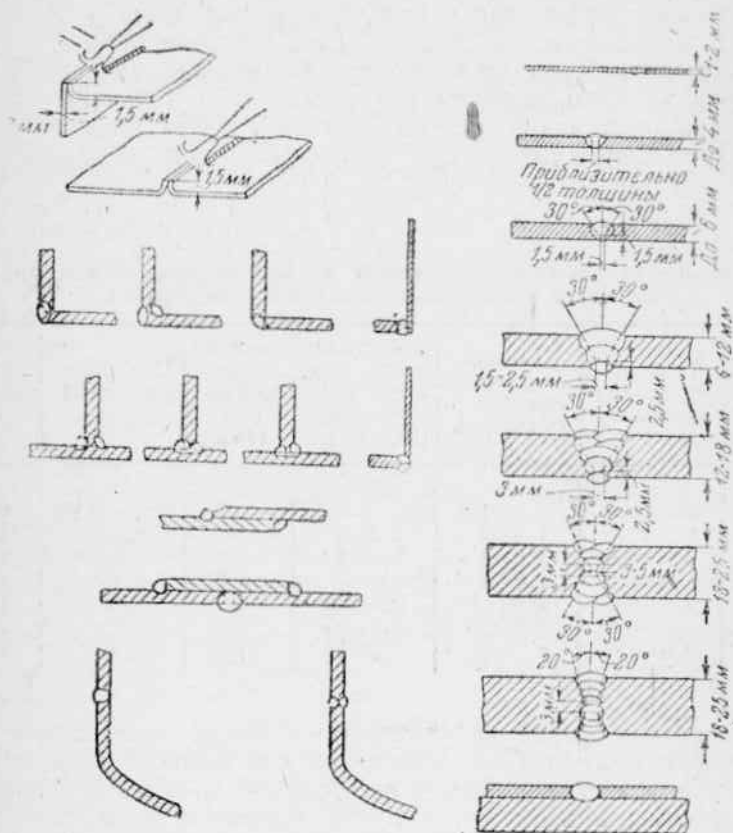
Пламя при сварке рекомендуется строго нейтральное или с небольшим избытком кислорода, так как большой избыток кислорода приводит к выгоранию легирующих элементов (хром, титан, кремний), а избыток газа или ацетилена ведет к науглероживанию материала в сварном шве и этим самым способствует появлению склонности к интеркристаллитной коррозии в самом шве.

Сварка с избытком газа дает лучший по внешнему виду шов, что очень любят сварщики, но с точки зрения качества сварного шва и особенно с точки зрения химической стойкости это является недопустимым.

Автогенная сварка проводится без применения флюсов и обмазок. Как правило, большинство деталей из стали типа 18-8 сваривается встык, с проваркой сварочного шва с обеих сторон.

При сварке листов их сперва правят вручную, далее размечают по чертежам и разрезают на заготовку. Тонкие листы режут на ножницах, а толстые — зубилом или же обработкой на специальных станках. После разрезки края листов обрабатываются на фрезерных и других станках так, чтобы листы получили соответствующие скосы у кромок.

На фиг. 293 приведены примеры соединения листов при сварке по данным производственной инструкции USS Corp. [636].



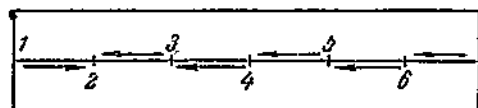
Фиг. 293. Схемы соединений сварных швов при сварке стали 18-8 (USS Corp).

Подготовленные таким образом листы кладутся на подкладки или бруски так, чтобы края листов имели некоторые расхождения (зазоры), неодинаковые по длине листа. У начала сварки этот зазор сверху берется около 1,5—3 мм, а на другом конце на расстоянии 1 м от начала сварки этот зазор устанавливается

около 10—20 мм. Для предотвращения расхождения кромок в вертикальном направлении иногда в нескольких местах ставятся специальные клинья или планки, но в большинстве случаев к этому не прибегают и сварку ведут без заклинивания.

При сварке толстых листов применяется обратно-ступенчатый метод сварки (фиг. 294). При таком методе избегают чрезмерного нагрева в каком-либо одном месте и коробления. Длина отрезка в этом случае берется из расчета расхода половины электрода.

Сварку листов производят от одного конца до другого последующей проваркой шва с другой стороны. Пламя при сварке всегда направлено вдоль сварного шва, под углом 45—50°. При сварке мантипулируют горелкой так,



Фиг. 294. Порядок сварки толстых листов (USS Corp)

чтобы колебательными движениями расплавленный металл разгонялся по кругу, оставляя при застывании небольшое утолщение. При сварке стали с ниобием для растворения тугоплавкой окиси рекомендуется применение пасты, которой покрывают поверхность свариваемых деталей и прутка. В этом случае рекомендуется добавка криолита к общепринятым обмазкам.

Электродуговая сварка

В настоящее время этот вид сварки получил широкое распространение и применяется для многих работ в цехах. Электродуговую сварку наиболее целесообразно применять для сварки толстых листов и других деталей сравнительно больших сечений, для сварки продольных швов у труб, для сварки цистерн, баков, цилиндров, котлов и другой аппаратуры.

Электродуговая сварка нержавеющей сталей применяется при любом положении электрода (горизонтальная, вертикальная и даже потолочная). Успех электродуговой сварки зависит в первую очередь от правильного подбора материала для электродов и от их обмазки.

При электродуговой сварке сталей типа 18-8 также весьма важно, чтобы в присадочном материале содержание углерода было возможно меньшее и не превышало 0,06%.

Обмазка электродов производится пастой специального состава, которая часто наращивается на электрод несколькими слоями.

Ввиду малой теплопроводности высоколегированных сталей присоединение электродов, как правило, производится к положительному полюсу генератора, а свариваемой детали — к отрицательному (обратная полярность). Но бывают случаи, когда тре-

буется хороший прогрев детали, и тогда полярность берется прямая, т. е. электрод присоединяется к отрицательному, а свариваемая деталь — к положительному полюсу.

Высокое удельное сопротивление аустенитных сталей ведет к сильному разогреву электрода, а последнее отражается на обмазке, которая при этом начинает отскакивать. Для предупреждения этого явления электроды при сварке сталей 18-8 берутся более короткие или длинные, но с пережатом для зажима в середине.

Диаметр электрода должен быть приблизительно равен или несколько меньше толщины соединяемого материала, но не рекомендуется пользоваться электродами толще 5—6 мм. При соединении толстых листов шов накладывают в несколько валиков, как это указано на фиг. 293. При этом предпочитают сварку вести малыми электродами и наплавлять ряд малых валиков, чем два или три толстых валика, имея в виду, что слишком большая ванна расплавленного металла дает чрезмерную усадку и по охлаждении наплавленный металл может оказаться пористым. Перед наплавлением следующего валика необходимо удалять полностью шлак и окалину, что обычно производится зубилом и затем стальными щетками.

Следует отметить, что наплавление сварного шва тонкими электродами, а следовательно, мелкими валиками дает более стойкий шов в отношении коррозии, чем при применении толстых электродов. Это особенно важно для химической аппаратуры, работающей в тяжелых условиях коррозии.

Как правило, режим сварки в отношении тока подбирается экспериментально и зависит от характеристики используемого электрооборудования.

В табл. 161 приводятся режимы сварки нержавеющей сталей, рекомендуемые инструкцией фирмы USS [636].

Таблица 161

Толщина листа, мм	Диаметр электрода, мм	Сила тока, а	Напряжение в разомкнутой цепи
1,2 и меньше	2	25—50	30—35
1,2—1,6	2,5	30—90	35—40
1,6—3,5	2,5 3,0	50—100	40—45
3,5—4,7	3,0—4,0	80—125	45—50
Выше 6	4,0—5,0	100—175	55—60

Напряжение, определяемое в дуге во время сварки, обычно равняется 20—25 в, причем 35 в является максимальной цифрой, на которую следует рассчитывать при сварке. Дугу во время сварки обычно держат очень короткой, так как при длинной дуге очень часто наблюдается образование мелких булавочных отверстий.

При наплавлении валика не рекомендуется производить боковых колебательных движений за исключением небольших движений вдоль свариваемого шва.

Химический состав наплавленного металла может слегка отличаться от состава исходного материала. Потери хрома обычно бывают порядка 1,0—1,5%, которыми можно пренебречь. Другие элементы (никель, молибден, вольфрам, кремний и марганец) передаются при сварке вольтовой дугой почти без изменений. Титан и ниобий угорают, причем потери титана достигают 60—80%, а ниобия 20—30%.

Паста для обмазки электродов

Покрывание электродов обмазкой при электродуговой сварке нержавеющей и жароупорных сталей является обязательным.

Ниже рекомендуется несколько рецептов обмазок для покрытия электродов из нержавеющей сталей при электродуговой сварке.

Для сварки стали марки ЭЯ1Т рекомендуется следующий рецепт, который обстоятельно проверен на одном из наших заводов:

мрамор	37%	ферротитан (20%)	5,5%
доломит	10%	ферросилиций (75%)	2,0%
плавиковый шпат	32%	крахмал	3,5%
ферромарганец (80% с 5% С)	5,5%	поташ	4,5%

На 100 весовых процентов указанных веществ прибавляется 20—30% жидкого стекла плотностью 50° Вé. Все вещества, кроме поташа, смешиваются в сухом виде, а поташ разводится жидким стеклом и водой. Вода берется по отношению к жидкому стеклу, как 1:1,5. В размешанной массе наращивается слой обмазки толщиной примерно в 1 мм. Сушка электродов производится при температуре 150—175°.

И. Я. Суровцев рекомендует следующие рецепты обмазок, проверенные им при сварке переменным током нержавеющей стали 18-8 и 18-8 с титаном:

мрамор	50 частей
плавиковый шпат	50 "
ферромарганец (80%)	15 "

Все эти вещества измельчаются в очень мелкий порошок и растворяются в 54 частях раствора следующего состава:

жидкое стекло	30 частей
вода	15 "

Обмазка наносится на электроды несколькими слоями с высушиванием их при температуре 100—150°.



Фиг. 295. Микроструктура сварочных швов стали 18-8 (электролитическое травление в 10%-ной щавелевой кислоте) (Элингс)
Сталь с 0,06% С, 18,9% Cr и 9,10% Ni:

а — сварной шов при увеличении 100,

б — сварной шов при увеличении 500.

Сталь с 0,04% С; 18,0% Cr; 9,22% Ni:

в и г — структура переходной зоны в сварном шве при увеличении 100.

Тщательное измельчение составляющих и основательная просушка электродов дают большую уверенность в хорошей сварке.

Иногда обмазки наносятся несколькими слоями разных комбинаций.

Термическая обработка после сварки

Термическая обработка после сварки применяется в тех случаях, когда сталь в процессе сварки приобретает склонность к интеркристаллитной коррозии в сварном шве или же в зонах, смежных с ним.

Термическую обработку также рекомендуется применять к сложным деталям, которые при сварке подвергались длительному нагреву или которые имеют несколько перекрещивающихся, наложенных друг на друга, швов. Термическая обработка имеет целью в этом случае снятие внутренних напряжений, появляющихся при сварке, и повышение химической стойкости материала путем перевода выделяющихся при сварке карбидов обратно в твердый раствор.

Тонкие детали, сваренные из стали 18-8 (менее 2 мм), обычно при термической обработке охлаждаются на воздухе, а более толстые — в воде.

Термическая обработка улучшает механические и коррозионные свойства стали 18-8; поэтому там, где только возможно, особенно для деталей, работающих в тяжелых условиях коррозии, ее следует широко применять.

Во избежание коробления необходимо применять более равномерный нагрев и охлаждение.

Указанные в табл. 158 режимы термической обработки могут быть применены и к сварным деталям.

Термически обработанные детали подвергаются травлению с последующей промывкой в воде и сушкой, как указано в гл. XXI — табл. 159.

Механические свойства сварных швов

При правильно подобранном режиме сварки сварные швы обладают высокой прочностью и высокой пластичностью.

Результаты испытаний доказывают, что прочность в сварном шве очень мало понижается по сравнению с основным материалом для сварных образцов с утолщением. Если утолщение снято, прочность шва составляет около 85% от прочности основного материала. Удлинение на нормальном образце для испытания на разрыв понижается не так сильно, примерно на 10—20%. Если принять во внимание, что образцы, включающие сварной шов, показывают общее удлинение порядка 20—40%, то эта величина вполне достаточна для работы изделий.

В табл. 162 приведены данные Биббера [212] по определению механических свойств сварных швов стали 18-8 при различных вариантах сварки. Часть образцов после сварки подвергалась термической обработке при 980° с выдержкой 30 мин. и охлаждением на воздухе. Сварка производилась на пластинах толщиной 9,4 мм с различными электродами, составы которых автор не указывает.

Таблица 162

Механические свойства сварных швов для стали 18-8 по данным Биббера

Электрод	Сопротивле- ние разрыву, кг/мм ²	Предел про- порциональ- ности, кг/мм ²	Предел текучес- ти, кг/мм ²	Удлине- ние по длине 2" %	Сжатие пло- щади попе- речного се- чения, %	Модуль уп- ругости кг/мм ²

Основной материал в виде листов

До сварки	59,7	12,8	39,2	58,8	70,1	21 400

Сварной шов после сварки разными электродами

А	53,8	17,5	46,1	18,3	25,2	17 200
Б	52,8	17,0	34,0	30,4	40,0	18 100

После сварки и термической обработки при 950°, нагрев 30 мин.,
охлаждение на воздухе

А	50,6	13,3	34,0	19,0	26,0	17 800
Б	44,8	10,3	39,6	18,0	23,6	18 000

Следует отметить, что термическая обработка, примененная Биббером, дает худшие результаты, чем термическая обработка при более высоких температурах порядка 1100—1150°.

Некоторые авторы изучали механические свойства сварных швов у двух сталей типа 18-8 (V2AN) и 18-8 с титаном (V2AE) на толстых листах с наплавлением присадочного материала в несколько валиков. Из сварных пластин толщиной в 25 мм брались очень короткие образцы для испытания на разрыв. Длина, на которой производится подсчет удлинения, была всего 30 мм. Наплавленный металл в этом образце занимал примерно 12—25 мм.

Во втором случае образцы брались вдоль сварного шва полностью из наплавленного металла. Результаты такого рода испытаний приведены в табл. 163.

Сталь сваривалась с помощью электродуговой сварки при толщине электрода около 5 мм при силе тока в 140—160 а.

Результаты испытаний показывают, что сварные швы сталей типа 18-8 с титаном и без него сочетают очень высокую прочность с очень высокой пластичностью. Металлографическое исследование сварных швов установило, что наплавленный металл имеет очень плотное соединение с основным. Авторы описывают опыты по разрыву резервуара, сваренного несколькими сварными швами с помощью давления.

В результате было установлено, что резервуар под действием высокого давления (300—400 ат), прежде чем разрушиться,

Таблица 163

Механические свойства сварного шва у стали 18-8 с титаном и без него

Материал	Предел текуче- сти кг/мм ²	Сопроти- вление разрыву кг/мм ²	Удлине- ние на длине 30 мм, %	Сужение %	Ударная вязкость кг/см ²
Сталь с 0,14 % C; 18,1 % Cr; 9,0 % Ni; 0,24 % Si; 0,48 % Mn					
Целый лист	33,0	61,7	80	63	43
Испытание на разрыв поперек сварного шва ($t=30$ мм) . .	31,5	61,8	44,2	34,2	27
Разрывные образцы из чистого наплавленного металла вдоль шва	25,6	59,3	45,0	45,3	—

Сталь с 0,07 % C; 18,0 % Cr; 9,0 % Ni; 0,57 % Si; 0,43 % Mn; 0,48 % Ti

Основной материал	31	62,8	70,0	62	32,5 (не раз- рушен)
Проба на разрыв поперек сварного шва	32,3	65,1	40	34,8	24,5
Разрывные образцы из чистого наплавленного сварного шва	34,5	60,7	44	41	—

сильно изменил свои размеры, что свидетельствует о значительной пластической деформации резервуара под влиянием напряжения, причем толщина стенок этого резервуара уменьшилась с 7 мм (до разрыва) до 5,5 мм (после разрыва). Подсчет напряжений, которые вызвали разрушение резервуара, показал, что в момент разрушения напряжение достигло 85,6 кг/мм². Эта вычисленная величина намного превышает нормальную прочность стали 18-8, которая обычно не превышает 70 кг/мм².

Более высокое напряжение, вызвавшее разрыв, обусловлено упрочнением стали в процессе деформации.

Опытный резервуар должен был бы работать при максимальном давлении 38 ат, а разрыв произошел при 420 ат, что составляло запас прочности 12 вместо 4,5 расчетных.

Точечная электросварка стали типа 18-8

Этот вид электросварки является основным методом соединения деталей в самолетостроении при использовании в качестве конструкционного материала холоднокатаной стали 18-8.

Если режим сварки на сварочной машине подобрали правиль-

но, что точечная электросварка обеспечивает высокую прочность соединения, примерно равную прочности материала по данному сечению.

При хорошо выполненной сварке сварная точка должна обладать сопротивлением срезу, примерно равным 55—60 кг/мм², т. е. сопротивлением срезу основного (литого) материала.

Сопротивление срезу в сварных точках у образцов, сваренных точечной электросваркой на машине АТМ-16, приведено в табл. 165. Прочность материала, применяемого для сварки, указана в табл. 164.

Таблица 164

Марка и сорт стали	Толщина, мм	Сопротивление разрыву, кг/мм ²
ЭЯ1 № 0	0,5	64
ЭЯ1 № 1	0,5	100
ЭЯ1 № 3	0,5	140

Сварка производилась на 4-й ступени этой машины при длительности прохождения тока 0,06 сек., диаметре электрода 3,5 мм и давлении 80 кг.

Результаты испытаний сварных образцов точечной электросварки проводились при различных комбинациях образцов стали, соединяемых в точке (табл. 165).

Таблица 165

Комбинация образцов при сварке	Сопротивление срезу, среднее из 40 образцов кг/мм ²	Комбинация образцов при сварке	Сопротивление срезу, среднее из 40 образцов кг/мм ²
№ 0 + № 0	44,9	№ 1 + № 1	45,7
№ 0 + № 1	35,4	№ 1 + № 3	47,2
№ 0 + № 3	36,9	№ 3 + № 3	47,2

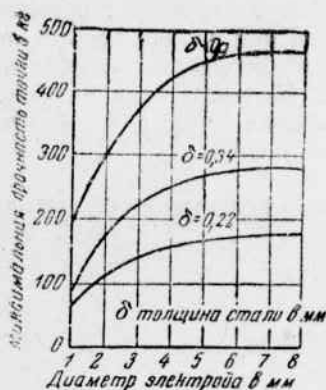
Несмотря на то что сопротивление срезу у сварной точки в два-три раза ниже, чем у холоднокатаного материала, однако в сварном шве можно получить 100%-ную прочность по отношению к основному материалу путем подбора различного расположения точек в узле. При двухрядном расположении точек (в шахматном порядке) в сварном шве легко достигается 100%-ная прочность.

Наиболее важными характеристиками сварной точки являются: 1) прочность и 2) достаточная пластичность сварной точки.

Последняя хорошо определяется следующим очень простым испытанием: две пластинки, сваренные между собой одной точ-

кой, поворачиваются вокруг оси, проходящей через сварную точку под прямым углом. Если сварной образец выдерживает это испытание, то сварка удовлетворительна и точка обладает высокой пластичностью в сварном шве.

Ниже приведена зависимость между диаметром электрода и силой, разрушающей сварную точку (фиг. 296 и 297).



Фиг. 296. Прочность сварной точки в зависимости от диаметра электрода и толщины холоднокатаного листа



Фиг. 297. Прочность сварной точки в зависимости от толщины свариваемой стали и диаметра электрода

Кроме указанных испытаний, характеристику качества сварки дает металлографическое исследование разрезов сварных точек по максимальному диаметру. При правильном режиме точечной электросварки зона расплавленного металла должна занимать от 50 до 70% общей толщины свариваемых листов.

На фиг. 298 приведены разрезы сварных точек по максимальному диаметру при нормальной сварке стали 18-8.



Фиг. 298. Микроструктура сечения сварной точки стали 18-8

В нормальной сварной точке расплавленное ядро не выступает на поверхность металла, имеет нормальную овальную форму, в

то время как у сварной точки, сваренной при ненормальной большой силе тока, сварная точка очень сильно вдавлена в металл и выступает на его поверхность.

Структура ядра сварной точки показана на фиг. 299. Как видно, сварное ядро имеет типичную дендритную структуру, характерную для расплавленного металла, причем в месте сплавления наблюдается достаточно плотная сварка. Переходная зона у сварной точки показана на фиг. 300, а структура расплавленного ядра сварной точки, образованной при сварке восьми листов стали 18-8, приведена на фиг. 301. В последнем случае общая толщина сваренных листов достигает 25 мм. Сталь на фиг. 300 имеет несколько повышенное содержание хрома и благодаря этому небольшое количество ферритной фазы.



Фиг. 299. Дендритная структура расплавленного ядра сварной точки (Химушин)

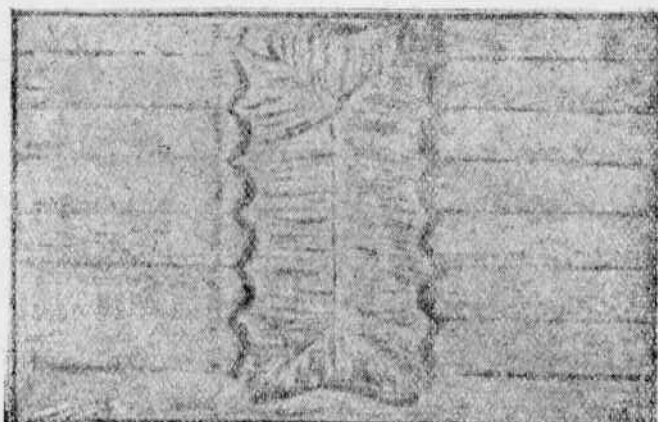


Фиг. 300. Микроструктура переходной зоны в сварной точке стали типа 20-8. Сталь имеет небольшое количество ферритной фазы (Химушин)

Одно время дискутировался вопрос относительно влияния длительности прохождения тока через свариваемую деталь на коррозионную стойкость сварных точек. На необходимость коротких выдержек порядка сотых и тысячных долей секунды указывалось в связи с возможностью появления вокруг сварных точек склонности к интеркристаллитной коррозии.

Однако испытания, проведенные нами в этом направлении, показали, что даже большие выдержки порядка нескольких секунд не вызывают появления склонности к интеркристаллитной коррозии в зонах, прилегающих к сварной точке. Это было доказано при помощи кипячения электросварных образцов в растворе

медного купороса (10%) с серной кислотой (10%) с последующим промером их электросопротивления. Испытание не обнаружило каких-либо изменений в структуре материала как в сварной точке, так и возле нее.



Фиг. 301. Структура сечения сварной точки стопы 8 листов в один прихват с общей толщиной в 2 мм (Бадд)

Кроме того, осмотр первого опытного самолета, построенного из нержавеющей стали, бывшего в эксплуатации около двух лет и находившегося после этого на открытом воздухе еще в течение пяти лет, показал, что сварные точки и материал конструкции находятся в хорошем состоянии и не имеют каких-либо признаков коррозии.

Таким образом с точки зрения коррозии длительность прохождения тока существенного значения не имеет.

Однако небольшие выдержки при точечной электросварке необходимы по другой причине, особенно при сварке очень тонких лент, когда слишком длительная выдержка приводит к перегосу материала и оставляет след на точках в виде углублений.

ОБРАБОТКА РЕЗАНИЕМ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО ТИПА

При обработке хромоникелевых сталей аустенитного типа имеются некоторые затруднения при сверлении, фрезеровке и других операциях холодной обработки, сопровождающихся резанием.

Особенно большие трудности возникают, когда приходится обрабатывать изделия и полуфабрикаты с большим съемом металла или когда необходимо иметь хорошую поверхность при максимальной скорости резания, что имеет большое значение при

производстве предметов массового потребления. Однако было бы неправильно думать, что нормальные хромоникелевые стали обрабатываются на станках с таким трудом, что это является препятствием к их применению. При пользовании инструментами из быстрорежущей стали или же из сверхтвердых сплавов типа победит обработка этих сталей всегда возможна, но требуется более частая заточка инструмента.

Исследования Герберта показали, что обрабатываемость стали зависит не только от первоначальной твердости стали в холодном состоянии, но и от того, как изменяется твердость в зоне действия резца, т. е. в частях металла, прилегающих к месту резания.

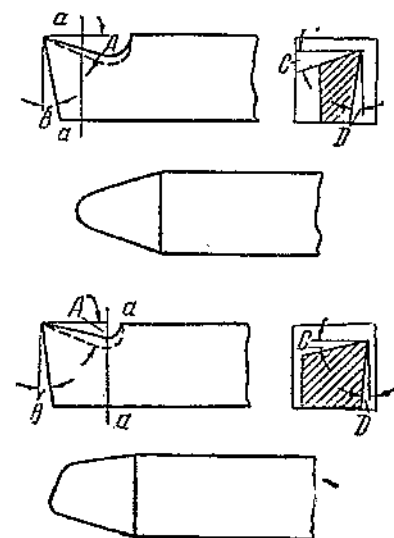
Плохая обрабатываемость хромоникелевых сталей аустенитного типа обусловлена, с одной стороны, высокой вязкостью металла, что способствует задиранию стружки во время резания, и с другой стороны, большой склонностью этих сталей к быстрому твердению вследствие наклепа в зоне действия резца.

Для хромоникелевых сталей аустенитного типа характерно то, что после очень сильного наклепа они сохраняют достаточную пластичность, что должно препятствовать отделению стружки и способствовать наряду с металлом на инструмент.

Обточка. При обработке резанием хромоникелевых сталей аустенитного типа необходимо учитывать следующие моменты.

Для облегчения снятия вязкой стружки необходимо увеличение угла резца верхнего угла резания и наличие острой кромки режущего острия. Тупой резец обычно вызывает трение и обуславливает нагартовку поверхности стали. Хорошие результаты дает применение резцов из высших сортов быстрорежущей стали, а также резцов с напайкой из сверхтвердых сплавов типа победит.

На фиг. 302 приведены типы резцов для чистовой и черновой обточек нержавеющей сталей аустенитного типа, рекомендуемые Баченен



Фиг. 302. Типы резцов, применяемых для черновой (верхний)

и чистовой обточки нержавеющей сталей (Баченен)

Сечение резца меняется в зависимости от станка и обрабатываемой детали, но рекомендуется брать наибольшие сечения, которые толь

ко могут входить в держатель. Применение охлаждающих жидкостей при резании необязательно, но полезно в том отношении, что

увеличивает стойкость резца. В этом случае рекомендуются жидкости типа растворимых масел как для черновой, так и чистовой обточек.

В табл. 166 приводятся углы и скорости резания для черновой и чистовой обточек нержавеющей сталей, рекомендуемые Баченоном.

Таблица 166

Режимы технической обработки (обточки) нержавеющей сталей аустенитного типа

Тип стали	Диаметр обрабатываемого изделия, мм	Скорость резания м/мин	Глубина резания мм	Подача за один оборот мм	Углы резания			
					A	B	C	D

Грубая обточка

18-8	25	18	1,6	0,53	12	10	5	5
	75	14	3,1	0,53	13	15	4	4
	150	12	4,8	0,53	15	15	3	3
	300	9	6,4	0,53	15	15	3	3

Чистовая обточка

18-8	25	25	0,05—0,10	0,05	10	5	5	5
	75	21	0,05—0,10	0,05	10	5	4	4
	150	18	0,05—0,10	0,10	10	15	3	3
	300	15	0,05—0,10	0,15	10	15	3	3

Нарезка резьбы. Для нарезки резьбы должны употребляться резцы с острой кромкой с применением в качестве охлаждающей жидкости мыльного раствора или же смеси хорошо растертых свиных белил и машинного масла (50% и 50% по весу).

В табл. 167 приведены режимы резания при нарезке резьбы

Таблица 167

Режимы механической обработки стали 18-8 при нарезке резьбы

Тип резьбы	Скорость резания м/мин	Глубина подачи мм	Углы резания ¹			
			A	B	C	D
Грубая V-нарезка	9—12	0,07—0,178	10	5	10	5
Чистовая V-нарезка	15	0,025	10	5	10	5
Грубая квадратная нарезка	6—9	0,07—0,178	10	5	5	5
Чистовая квадратная нарезка	12—15	0,025	10	5	5	5

¹ См. фиг. 302.

у деталей из нержавеющей стали. Обращается особое внимание на чистоту резьбы и на то, чтобы не было шероховатости в нарезке, так как это в случае очень вязкой стали при соединении ведет к заеданию и порче резьбы.

Сверление. При сверлении следует обратить особое внимание на то, чтобы длина сверла не была очень большой. В случае сверления очень глубоких отверстий рекомендуется начать работу короткими сверлами и затем переходить к длинным. Наиболее подходящими являются сверла из быстрорежущей стали. Режущие кромки сверла должны быть всегда острыми и хорошо отполированными при большем зазоре, чем в обычных случаях. При сверлении необходимо обильное смачивание охлаждающей жидкостью или скипидаром. Последнее особенно целесообразно при сверлении тонких отверстий. Сверло ни в коем случае не должно иметь холостого хода и скользить по металлу, так как это ведет к наклепу и даже к невозможности сверления в этом месте. Оно должно вводиться прямо и резать металл. Аналогичное действие оказывают тупые сверла. Перед сверлением следует проверять качество сверл и обращать внимание на то, чтобы отметка керном не была очень сильной. Последнее обстоятельство при сверлении очень часто является постоянным источником затруднений.

При сверлении аустенитных сталей угол зазора берется несколько больший, чем при сверлении углеродистой стали, — 14—18°, скорости режима — порядка 10 м/мин. В табл. 168 приводятся режимы сверления, рекомендуемые фирмой Crucible Steel Company of America [243].

Таблица 168

Диаметр сверла, мм	Число оборотов в минуту	Глубина подачи, мм	Диаметр сверла, мм	Число оборотов в минуту	Глубина подачи, мм
1,5	1500	0,025	12,7	225	0,178
3,2	800	0,051	20,1	180	0,254
6,3	400	0,127	25,4	150	0,280

ХРОМОМАНГАНЦОВИСТЫЕ НЕРЖАВЕЮЩИЕ СТАЛИ

Хромоникелевые стали аустенитного типа обладают целым рядом положительных свойств, как-то: высокой коррозионной стойкостью в химических средах, высокой жаропрочностью и жаростойкостью в нагретом состоянии. Однако высокая стоимость никеля и его дефицитность послужили основанием к поискам сталей-заменителей, обладающих равнозначными свойствами. Так как ряд свойств хромоникелевых сталей обусловлен аустенитной структурой, то при разрешении этой задачи было обращено особое внимание на марганец, который по первоначальным исследованиям оказывал влияние на свойства сплавов аналогично никелю. Более подробное исследование сталей с хромом и марганцем позволило установить, что с их помощью нельзя получить всей суммы свойств и универсальности, которыми обладают хромоникелевые стали аустенитного типа. Однако для отдельных случаев стали с марганцем могут быть с успехом использованы.

В табл. 169 приведены рекомендуемые составы ряда нержавеющей сталей с марганцем, часть которых уже практически используется.

В отношении применения нержавеющей сталей с марганцем при обычных температурах в ряде коррозионных сред и как нержавеющей сталей, стойких против атмосферной коррозии, затруднений не встречается, но в каждом отдельном случае необходимо учитывать ряд особенностей этих сталей и их коррозионную стойкость.

Термическая обработка сталей при высоких температурах с быстрым охлаждением обеспечивает высокую коррозионную стойкость и необходимые механические и технологические свойства. Что касается применения их в качестве жароупорного материала, необходимо быть осторожным, так как присадка марганца к хромистым сталям сообщает сталям способность приобретать хрупкость под влиянием длительного нагрева при умеренных температурах.

Необходимо отметить, что этот вопрос еще должен быть основательно доработан, так как мы совершенно не имеем опыта по применению этих сталей в качестве жароупорного материала.

Составы нержавеющих сталей с марганцем, Таблица 169
рекомендуемые к применению в качестве заменителей хромоникелевых сталей типа 18-8 и 14-14-W

Тип стали	Химический состав, %					Структура	Применение
	C	Si	Mn	Cr	Ni		
9-18	≤0,2	≤0,8	8-10	16-19	—	Аустенитно-ферритная (около 50% феррита)	Устойчива против атмосферной коррозии. Рекомендуется для изготовления предметов домашнего обихода, для отделки аквариумов, для деталей от которых требуется хорошая обрабатываемость резанием. Не пригодна в качестве жароупорного материала при температурах выше 500° и для деталей, изготовляемых штамповкой с глубокой высадкой.
9-18-3	≤0,12	≤0,8	8-10	16-18	3-4	Аустенитно-ферритная (10-25% феррита)	В аппаратуре производств азотной кислоты, для сварных деталей, но с обязательной термической обработкой после сварки, для предметов домашнего обихода. Устойчива в слабых органических кислотах и других агрессивных средах, в азотной холодной и горячей кислотами крепостью до 50%.
9-18-3 Ti	≤0,12	≤0,8	8-10	16-18	3-4	Феррито-аустенитная (30-60% феррита)	Для аппаратуры, изготовляемой с помощью сварки, без последующей термической обработки сварных швов. Нечувствительна к интеркристаллитной коррозии.
9-12-4	0,12 0,30	≤0,8	8-10	12-14	3,8-4,5	Аустенитная	В качестве заменителя сталей 9Ni и 9Ni2 в прочных и легких конструкциях, изготовляемых из холоднокатаной стали и соединяемых с помощью точечной электросварки (в авиации и транспорте). Устойчива против атмосферной коррозии, показывает высокую пластичность и пригодна для изготовления деталей в глубокой высадке. Марка ЭИ160. Чувствительна к интеркристаллитной коррозии.
12-14-2	≤0,12	≤0,8	12-14	12-15	2-3	Аустенитная	То же, для глубокой штамповки. Рекомендуется к применению в молочном и пищевом производстве. Чувствительна к интеркристаллитной коррозии.
18-10	≤0,12	≤0,8	16-19	9-11	—	Аустенитная	Устойчива против атмосферной коррозии только в неокисляющем состоянии. Рекомендуется для предметов домашнего обихода. Чувствительна к интеркристаллитной коррозии.
12-14-B	0,4 0,5	1,5 2,0	11-13	13-15	—	Аустенитно-карбидная	Рекомендуется для изготовления и Боранской для выпускаемых химаном аппаратов вместо стали ЭИ68. В качестве жароустойчивого материала для деталей, работающих при температурах не выше 800°.

¹ Содержание титана по нижнему пределу должно удовлетворять формуле: $Ti \geq 5(C + 0,03\%)$
² Стали, чувствительные к интеркристаллитной коррозии, при термической обработке должны быстро охлаждаться во избежание появления этого недостатка

Глава XXIII

ХРОМОМАРГАНЦОВИСТЫЕ СТАЛИ

Система железо-хром-марганец

Введение марганца в железо вызывает повышение точки превращения A_1 и понижение A_3 , способствуя сильному расширению γ -области.

Как следует из диаграммы состояний (фиг. 303), установленной Кривобоком и Уильсом по данным Румелина и Фика, а также Омана и Волтерса, увеличение содержания марганца в сплавах с железом вызывает сильное понижение критических скоростей охлаждения и увеличение гистерезиса между A_1 и A_3 . В этом отношении между действием марганца и никеля в их сплавах с железом наблюдается большая аналогия.

В тройной системе железо-хром-марганец действие марганца также подобно действию никеля, но марганец на расширение γ -области влияет менее эффективно по сравнению с никелем.

Эта разница в тройной системе особенно сильно сказывается в сплавах с повышенным содержанием хрома. Например, введение никеля в 18%-ные хромистые стали с 0,1% С в количестве около 8% приводит к образованию чисто аустенитной структуры, практически устойчивой при комнатной температуре. В хромомарганцовистых сплавах с 8% Мп и 18% Сг при таком же

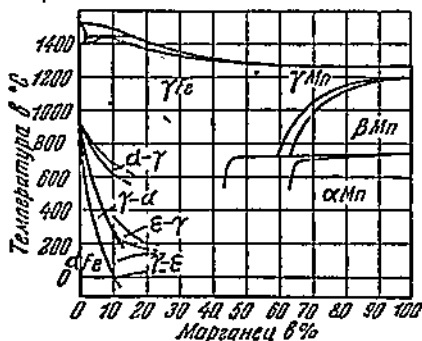
содержании углерода наблюдается двухфазная аустенито-ферритная структура, в которой только 40—50% приходится на долю аустенита.

В хромомарганцовистых сталях с меньшим содержанием хрома увеличение содержания марганца вызывает сильное понижение критических скоростей охлаждения и увеличение гистерезиса между A_1 и A_3 , причем точка A_1 при 15% Мп спускается до комнатных температур (фиг. 304).

Это обстоятельство указывает на возможность получения чисто аустенитных сталей при введении выше 15% Мп в стали с содержанием хрома ниже 15%.

На фиг. 305 приведен железный угол тройной диаграммы системы железо-хром-марганец.

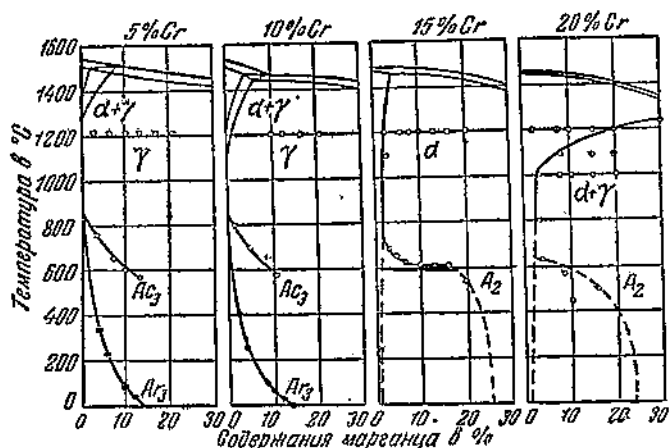
Из диаграммы Шмидта и Легата следует, что в малоуглеро-



Фиг. 303. Система железо-марганец (Кривобок и Уильс, Румелин и Фик, Оман и Вольтерс)

дистых хромомарганцовистых сплавах при содержании хрома выше 15% получить однофазную аустенитную сталь не представляется возможным, сколько бы мы в эти сплавы ни присаживали марганца, так как граница, отделяющая γ -область, идет выше 15% Mn параллельно оси марганца.

Следует иметь в виду, что на приведенной диаграмме области равновесных состояний показаны при комнатной температуре и при 1100°.



Фиг. 304. Ряд сечений тройной диаграммы, показывающих влияние постепенно возрастающего содержания марганца в сплавах с разным содержанием хрома (Кестер)

Диаграмма фиг. 305 при 1100° делится на три области, ограниченные линиями ABC и DE. Выше линии DE стали имеют структуру твердого раствора α (феррит), ниже ABC — структуру твердого раствора γ (аустенит). Между этими двумя областями имеется промежуточная двухфазная область $\alpha + \gamma$.

При комнатных температурах сплавы, лежащие ниже линии ABC, делятся на две группы: претерпевающую превращение $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ при охлаждении и не имеющую превращений, т. е. сохраняющую свою аустенитную структуру при охлаждении до комнатных температур.

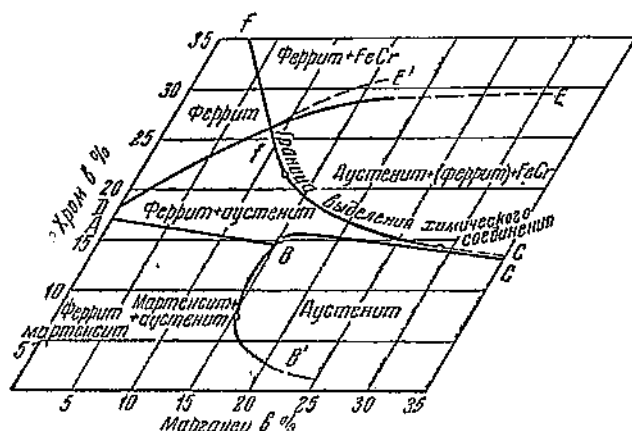
Сплавы, лежащие вблизи линии BB_1 , при охлаждении распадутся на мартенсит не полностью, и часть аустенита при этом не подвергается превращению; эти стали имеют аустенито-мартенситную структуру.

В верхней части диаграмма разделена еще одной линией FG, представляющей границу, выше которой феррит или ферритная составляющая в двухфазных сплавах при медленном охлаждении или же при отжиге в интервале температур 500—850° под-

вергается распаду с выделением химического соединения $FeCr$ и аустенита.

С увеличением длительности нагрева при температурах выделения химического соединения линия Fb приближается к BC , т. е. перемещается в сторону меньших содержаний хрома и марганца.

С выделением химического соединения сплавы приобретают высокую хрупкость и твердость и практически мало пригодны в этом состоянии.



Фиг. 305. Тройная диаграмма $Fe-Cr-Mn$ при 1100° и комнатных температурах (Шмидт и Легат)

На фиг. 306 приводятся три горизонтальных разреза тройной диаграммы для этой системы $Fe-Cr-Mn$ по последней работе Легата для температур 20 , 900 , 1100 и 1300° .

При высоких температурах тройная диаграмма подразделяется на три основных области: аустенитную, аустенито-ферритную и ферритную.

Ферритная область выше DE или же для соответствующих температур линия, разграничивающая ее от аустенито-ферритной, несколько изменяется и на диаграмме отмечается значками $D_{900} - E_{900}$ для 900° , $D_{1300} - E_{1300}$ для 1300° .

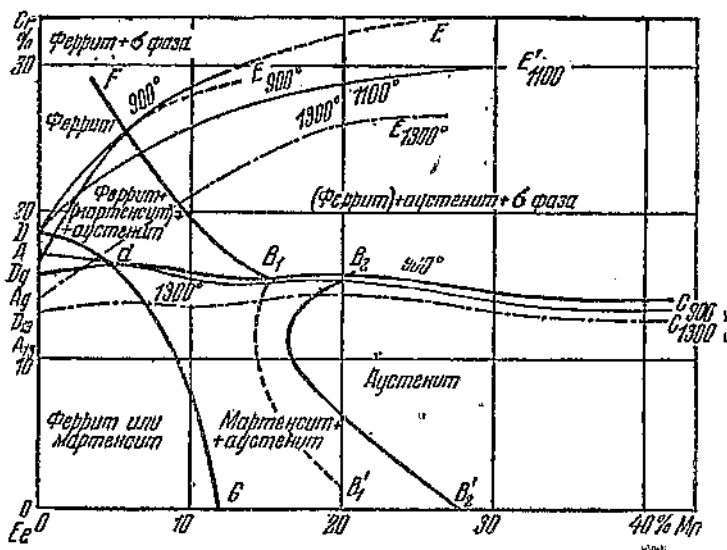
Как видно, с повышением температуры с 900 до 1300° ферритная область увеличивается.

Аустенитная область при высоких температурах лежит ниже линии ABC , причем граница, отделяющая эту область от аустенито-ферритной, несколько изменяется: так, например, при 900° она смещается в сторону больших содержаний хрома, а при 1300° — в сторону меньших содержаний хрома.

Из рассмотрений этих трех линий следует, что наибольшую область аустенитные сплавы занимают после закалки при 900° и наименьшую — после закалки при 1300° .

Аустенито-ферритная область занимает промежуточное положение между ферритом и аустенитом, изменяя свою величину с температурой.

При охлаждении сплавов до комнатных температур в них возникают новые составляющие, связанные с превращением $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ и с выделением в феррите хрупкой составляющей (σ -фазы).

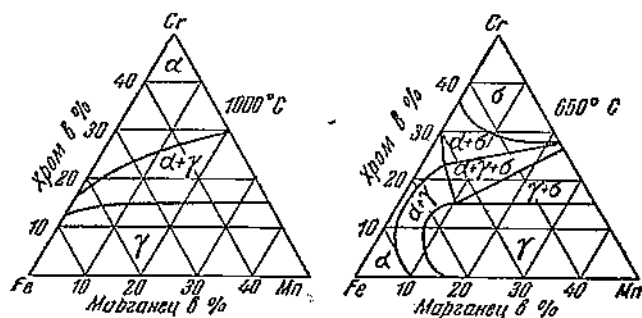


Фиг. 306. Проекция горизонтальных сечений тройной диаграммы для 20, 900, 1100 и 1300° (Легат)

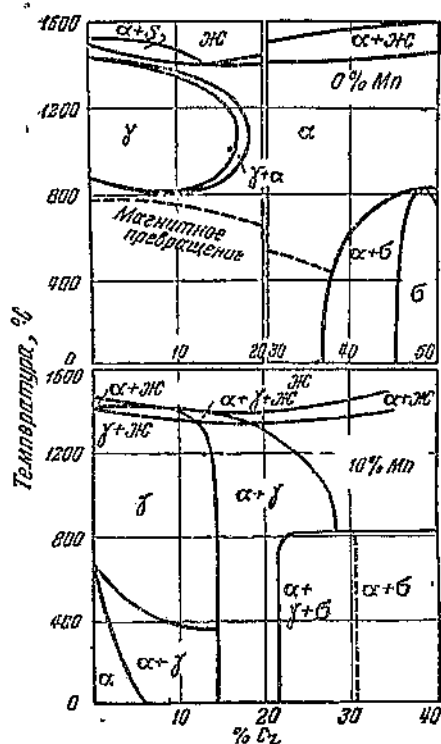
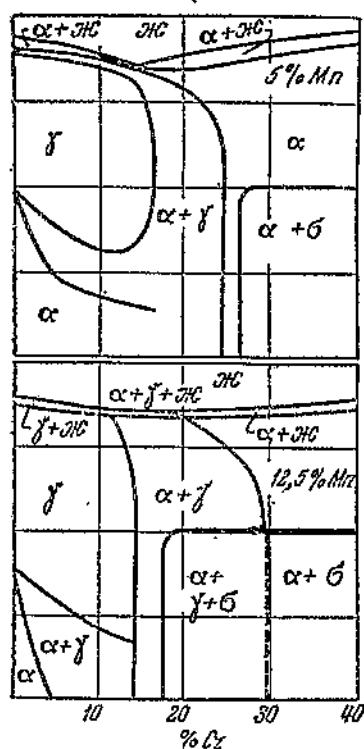
В самом левом углу диаграммы, левее линии Ddg , лежат стали ферритно-мартенситного типа, аустенит которых при охлаждении распадается полностью. Несколько правее лежат мартенсито-аустенитные и далее аустенито-мартенситные, которые отличаются лишь количественным соотношением фаз, и чем ближе лежат они к аустенитной области, тем больше они имеют нераспавшегося остаточного аустенита.

Следует отметить, что достаточно устойчивый аустенит, не распадающийся как при замедленном охлаждении, так и при деформации в холодном состоянии, лежит за линией B_2B_2' .

При замедленном охлаждении или же нагреве при умеренных температурах в сплавах ферритного или же аустенито-ферритного типа при высоком содержании хрома и марганца наблюдается выделение хрупкой составляющей, которую называют σ -фазой. Область выделения σ -фазы в феррите на диаграмме фиг. 306 отделяется линией FB_1 , и это выделение тем сильнее, чем выше концентрация хрома.



Фиг. 307. Тройные диаграммы для системы Fe-Cr-Mn при 1000 и 650° (Беккет)



Фиг. 308—309. Вертикальные сечения диаграммы Fe-Cr-Mn при определенных добавках марганца (0; 5; 10; 12,5 Mn)

Изучение псевдобинарных диаграмм системы железо-хром-марганец (см. фиг. 308 и 309) показывает, что присадка марганца в сталях с высоким содержанием хрома — выше 10% — сильно способствует расширению области выделения σ -фазы и появлению хрупкости в сталях в результате нагрева их при умеренных температурах. Так как высокая стойкость против окисления у сталей обусловлена присутствием хрома, который в ферритных или аустенито-ферритных сталях с марганцем способствует более сильному выделению σ -фазы, то стали этого типа ни в коем случае не могут применяться в качестве жароупорных, так как они даже после непродолжительного нагрева приобретают высокую хрупкость и твердость и практически мало пригодны в этом состоянии.

На фиг. 307 представлены псевдобинарные диаграммы системы Fe-Cr-Mn, которые показывают, как влияет постепенно увеличивающееся содержание марганца на положение фаз в сплавах железа с разным содержанием хрома.

Как уже отмечалось, превращение $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ в этих сплавах имеет большой гистерезис.

В сплавах с содержанием хрома до 15% этот гистерезис распространяется до 15% Mn. Сплавы с 15% Cr и выше при высоких температурах являются двухфазными и при охлаждении до комнатных температур остаются таковыми. При этом количество σ -фазы с увеличением содержания марганца в сплавах постепенно увеличивается. Эта область в системе Fe-Cr-Mn более расширена, чем в системе Fe-Cr-Ni.

Твердый раствор γ в сплавах, содержащих марганец до 14%, при охлаждении подвергается превращению с образованием мартенситной или аустенито-мартенситной структуры.

Несколько иную диаграмму для тройной системы Fe-Cr-Mn для температур 1000° и 650° приводит Беккет, на которой хрупкая составляющая обозначена σ (сигма-фаза).

При 1000° имеются только три области: α , γ и $\alpha + \gamma$ при 650°; кроме них, в аустенито-ферритной и ферритной областях присутствует еще σ -фаза, сообщающая сплавам хрупкость.

Сопоставление тройных диаграмм системы Fe-Cr-Ni и Fe-Cr-Mn как при высоких температурах, так и при комнатных показывает, что аустенитная фаза в системе Fe-Cr-Ni занимает значительно большую площадь, чем в системе с марганцем.

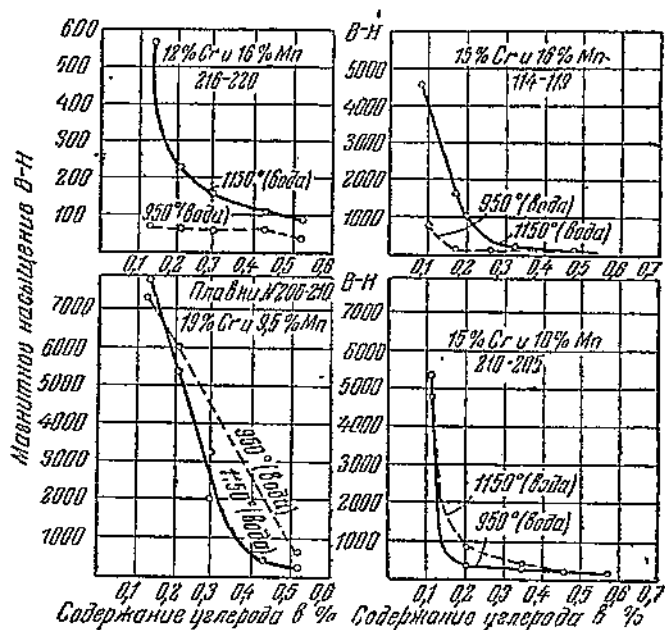
Увеличение содержания хрома в системе Fe-Cr-Ni сперва как бы способствует образованию сплавов с границей ориентированной решеткой, причем в сплавах с 20% Cr граница, разделяющая чисто аустенитную область, с увеличением хрома сдвигается в сторону меньших содержаний никеля и затем при дальнейшем повышении хрома перемещается обратно — в сторону больших содержаний хрома.

В системе Fe-Cr-Mn наблюдается иное положение. Граница

аустенитной области незначительно перемещается влево, главным образом при малых добавках хрома (до 8%), и затем идет параллельно стороне хрома, примерно около 15% Мп. Далее, при содержании хрома около 15% эта линия резко поворачивает вправо и несколько вниз.

Влияние углерода в системе железо-хром-марганец

Повышение содержания углерода в хромомарганцовистых сталях способствует расширению γ -области, что хорошо видно из сопоставления изменений величины магнитного насыщения ($B-H$) у сталей с различным содержанием углерода (фиг. 310).



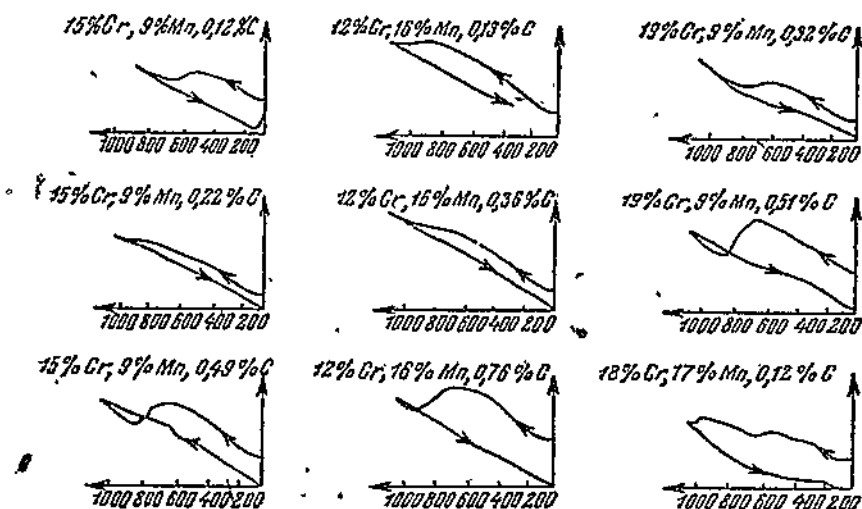
Фиг. 310. Влияние углерода на величину магнитного насыщения ($B-H$) в сплавах с разным содержанием хрома и марганца после термической обработки при 950 и 1150° с охлаждением в воде (Химушин)

В мартенситных или аустенито-мартенситных сталях повышение содержания углерода способствует уменьшению количества аустенита, превращенного в мартенсит, что хорошо видно на сталях типа 12-8 и 15-9 с различным содержанием углерода.

На сталях с аустенито-ферритной структурой повышение содержания углерода вызывает уменьшение ферритной составляющей. Если хромомарганцовистая сталь типа 18-9 с 0,12% С после закалки при 1150° имеет около 60% феррита и около 40% аусте-

нита, то в стали того же типа с 0,50% С ферритная фаза имеет не более 5%, а остальное приходится на долю аустенита.

На фиг. 311 приведены дилатометрические кривые для ряда хромомарганцовистых сталей с различным содержанием углерода.



Фиг. 311. Дилатометрические кривые для хромомарганцовистых сталей с различным содержанием углерода

Если сталь типа 15-9 с 0,12% С при охлаждении имеет превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ при температуре около 70°, то сталь того же типа при 0,22% С этого превращения уже не имеет.

В аустенитных сталях или аустенито-ферритных повышение содержания углерода увеличивает способность стали к выделению карбидов (старению), что можно также наблюдать на дилатометрических кривых и кривых старения. На дилатометрических кривых выделение карбидов из твердого раствора отмечается сжатием, которое в интервале температур 700—850° тем сильнее, чем выше содержание углерода (см. фиг. 311). При дальнейшем нагреве сталей наступает коагуляция и обратный переход карбидов в твердый раствор, что на кривых отмечается расширением.

В аустенито-ферритных сталях этот процесс также повышает твердость. Кроме того, необходимо иметь в виду, что в аустенито-ферритных сталях с повышением содержания хрома и марганца наряду со старением может иметь место выделение σ -фазы, которое сопровождается появлением хрупкости и еще большим изменением в твердости. Но максимум твердости в этом случае относится к несколько пониженным температурам порядка 550—700°.

Вместе с тем ряд сталей ферритного и аустенито-ферритного типа при отпуске ведет себя совершенно иначе, а именно — стали с повышенным содержанием углерода получают меньшее приращение твердости, чем стали с малым содержанием углерода (фиг. 312 и 331, стали типа 19-9 и 18-17).

Это объясняется тем, что стали с малым содержанием углерода при том же содержании хрома и марганца имеют большую склонность к выделению ϵ -фазы при отпуске, что указывает на положительное влияние углерода в отношении устранения хрупкости, связанной с выделением σ -фазы.

В аустенитных и аустенито-ферритных сталях выделение карбидов, так же как и в хромоникелевых сталях типа 18-8, сопровождается местным обеднением твердого раствора, и выделение их по границам зерен приводит к появлению склонности к интеркристаллитной коррозии.

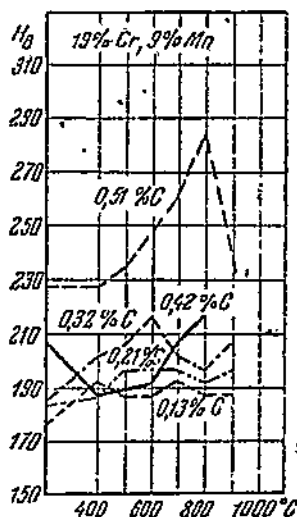
Хромомарганцовистые стали с 12—14% хрома и 5—12% марганца относятся к аустенито-мартенситному типу, аустенит которых при охлаждении подвергается частичному превращению $\alpha \rightarrow \gamma$. Степень распада аустенита различна и зависит от содержания углерода в стали и скорости охлаждения.

С увеличением содержания углерода при быстром охлаждении сталей с 1150—950° в воде уменьшается количество мартенсита, превращенного в аустенит. Например, сталь с 12,8% Cr, 8,3% Mn и 0,23% C при охлаждении частично распадается в мартенсит.

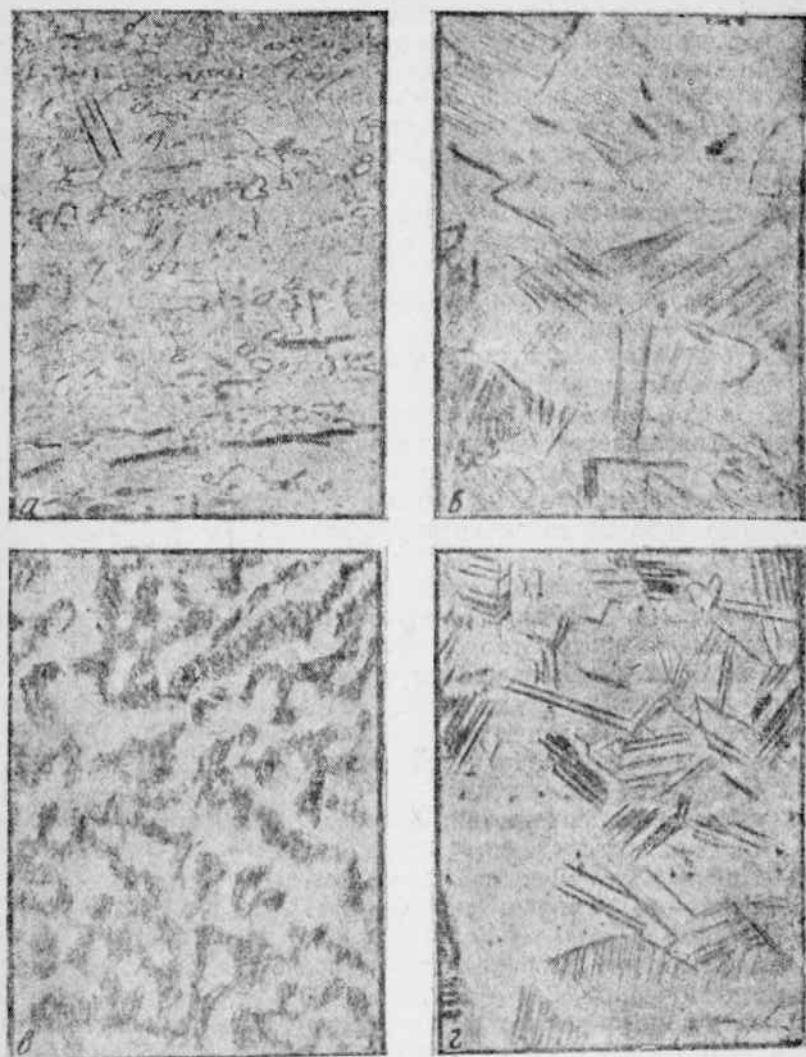
Сталь с 12% Cr, 8% Mn и 0,36% C после закалки с 1150° в воде почти немагнитна и имеет структуру, близкую к аустенитной. Сталь того же состава по хрому и марганцу с 0,50 и 0,62% C немагнитна и имеет типичную аустенито-карбидную структуру (фиг. 313, а и б).

Хромомарганцовистые стали этой серии с содержанием углерода выше 0,4% по своей структуре и магнитности можно было бы отнести к сталям аустенитного типа, однако по механическим свойствам их причислить к этой группе нельзя, так как они обладают очень низкой пластичностью (табл. 170).

Хромомарганцовистые стали с 12—14% хрома и 16% марганца. Повышение содержания марганца до 16% приводит к сильному понижению критических точек, в результате чего стали при



Фиг. 312. Изменение твердости хромомарганцовистых сталей в зависимости от температуры отпуска. Перед отпуском сталь закалена при 1150° (вода)



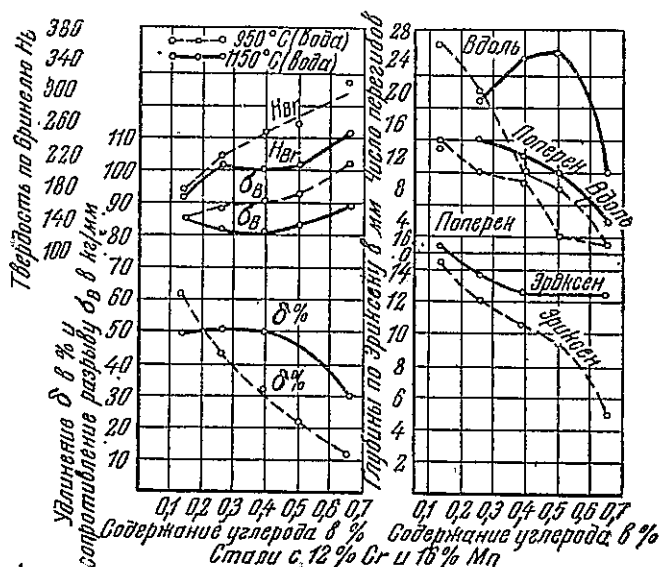
Фиг. 313:

- а — структура стали с 12,8% Cr; 8,3% Mn и 0,62% C после закалки при 1150° в воде (аустенит + карбиды), $\times 500$;
- б — структура стали с 13,1% Cr, 8,7% Mn и 0,30% C после закалки при 1150° в воде;
- в — структура сталей с 15% Cr и 10% Mn с 0,12% C и 0,49% C;
- г — после закалки при 1150° в воде, $\times 500$.

комнатных температурах являются аустенитными. После закалки при 950° стали этой группы независимо от содержания углерода немагнитны, что хорошо видно на кривых фиг. 310.

Повышение температуры закалки в малоуглеродистых сталях вызывает повышение магнитности, что связано с некоторой неустойчивостью аустенита, который при охлаждении с высоких температур частично распадается.

Характерной особенностью сталей этого типа является сочетание высокой прочности и очень высокой пластичности (фиг. 314).



Фиг. 314. Влияние углерода на изменение механических свойств сталей с 12% Cr и 16% Mn после термической обработки при 950 и 1150° с быстрым охлаждением (вода) (Химушин).

Хромомарганцовистые стали с 15% хрома и 10—16% марганца. Повышение содержания хрома до 15% в сталях с 9% Mn приводит к появлению аустенито-ферритной структуры, в которой аустенит при охлаждении подвергается частичному превращению. С повышением содержания углерода в сталях этой серии ферритная фаза исчезает и сталь имеет аустенито-мартенситную структуру, в которой количество мартенсита с увеличением содержания углерода сильно уменьшается (фиг. 313, в и г). Изменения в структуре подтверждаются данными магнитных измерений (фиг. 310). В табл. 171 приведены механические и физические свойства хромомарганцовистых сталей с 15% Cr при разном содержании углерода и марганца (фиг. 315).

Таблица 170

Механические и физические свойства хромомарганцовистых сталей

№ плавки	Химический состав, %			Закалка в воде при температуре °С	Механические свойства						Магнитное насыщение В-Н		
	С	Mn	Cr		другие присадки	сопротивляемость разрыву кг/мм²	предел текучести кг/мм²	удлинение на длине 11,3√F %	твёрдость по Бринеллю	глубина по Эриксену на толщине в 2 мм мм		Число гнилов	
												вдоль	поперек
Сталь с 12% Cr и 9% Mn													
101	0,08	8,50	12,4	0,24 Ni	950	135,7	93,5	7,3	382	5,5	1	1	10500
102	0,18	8,52	13,3	0,25 Ni	1150	130,0	67,0	7,3	352	6,7	1	1	10085
256	0,23	9,30	12,8	—	1150	75,0	35,3	4,9	290	7,5	1	1	2350
					950	83,5	—	5,0	291	3,5	—	—	2440
13	0,36	8,74	13,1	0,37 Ni	1150	62,2	—	7,2	244	5,2	—	—	—
15	0,62	8,87	12,8	0,25 Ni	1150	80,7	—	11	205	—	4,0	—	207
								7,5	275	6,5	5	—	208
Сталь с 12% Cr и 16% Mn													
216	0,13	17,7	12,0	0,73 Si	950	83,8	29,6	61,5	174	14,4	26	14	61
21	0,22	17,7	12,0	0,67 Si	1150	84,4	32,0	49,1	167	15,0	28	13	555
					950	88,3	38,7	43,8	216	12,0	20	10	62
218	0,36	17,7	11,6	0,74 Si	1150	82,1	34,4	50,2	205	13,5	19	14	220
					950	90,0	42,9	45,3	245	10,5	10	9	55
219	0,44	17,7	11,4	0,66 Si	1150	80,4	38,5	49,9	200	12,5	24	12	150
					950	92,5	50,8	21,5	255	8,7	8	2	65
					1150	84,4	41,5	—	205	13,5	25	10	183

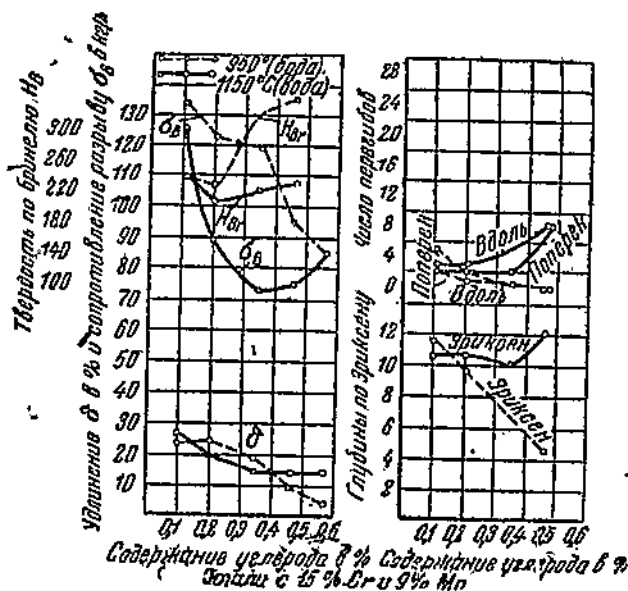
Таблица 171

Механические и физические свойства хромомарганцовистых сталей

№ плавки	Химический состав, %				Закалка в воде при температуре °С	Механические свойства						Магнитное насыщение В-Н	
	С	Mn	Cr	другие присадки		предел текучести кг/мм ²	сопротивление кг/мм ²	удлинение на длине l=11,3 √F %	твёрдость по Бринеллю НВ	глубина по Эриксону 2 мм	Число гибов		
											вдоль		поперек
Стали с 15% Cr и 9% Mn													
201*	0,12	10,4	15,0	0,70 Si	950	132,2	44,6	24,1	235	11,5	5	2	4735
					1150	124,7	41,3	25,4	235	10,5	3	2	5245
202	0,22	10,3	15,0	0,66 Si	950	121,6	40,4	23,1	222	9,8	2	1	863
					1150	88,7	33,0	19,4	202	10,6	3	2	290
204	0,49	10,3	14,8	0,60 Si	950	94,8	56,5	9,5	309	4,5	1/2	2	137
					1150	73,7	46,5	14,4	225	12,2	8	8	87
Стали с 15% Cr и 12% Mn													
122	0,10	12,6	14,3	~ 0,7 Si	950	82,8	43,5	17,0	230	11,3	2	1	712
					1150	83,6	38,6	40,9	195	13,0	7	5	8175
50	0,32	12,6	15,4	—	950	69,1	33,3	11,0	216	8,6	6	5	72
					1150	83,0	32,7	36,6	169	14,0	14	11	—
52	0,42	12,6	14,7	—	950	65,6	44,3	2,5	250	6,4	4	3	19
					1150	83,6	33,1	44,8	185	13,5	19	14	13
Стали с 15% Cr и 16% Mn													
114	0,08	16,1	14,9	~ 0,7 Si	950	69,0	32,1	—	210	15,0	13	8	702
					1150	64,0	36,0	46,2	216	13,5	15	9	4600
115	0,17	16,2	15,4	—	950	80,6	46,7	28,0	225	13,5	3	3	100
					1150	72,1	34,6	48,5	210	14,5	16	14	1620
116	0,26	16,2	14,9	=	950	85,9	47,5	32,5	228	11,5	11	8	100
					1150	74,7	31,6	56,3	195	14,5	16	12	100
118	0,46	16,0	14,7	—	950	99,5	61,1	12,0	—	7,1	21	—	Немагнитна
					1150	68,7	41,5	15,1	—	12,9	85	4	Нитина

Немагнитна

Хромомарганцовистые стали с 18% хрома и 8—16% марганца. Стали с 18% Cr и 9% Mn, по данным Брюлля, имеют двухфазную структуру до 0,5% C, а при большем содержании углерода имеют однофазную аустенитную структуру.



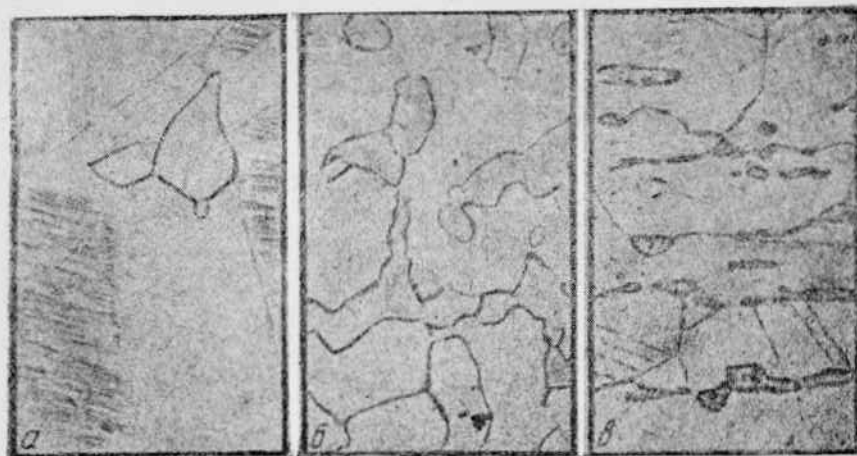
Фиг. 315. Влияние углерода на механические свойства стали с 15% Cr и 9% Mn после термической обработки при 950° и 1150° с охлаждением в воде (Химушин)

По нашим исследованиям, стали этого типа в интервале содержания углерода от 0,13 до 0,5% обладали также двухфазной аустенито-ферритной структурой, но при 0,5% C они еще имели небольшое количество феррита в виде островков (фиг. 316).

При малом содержании углерода (ниже 0,2%) преобладающей составляющей является ферритная фаза, а при большем содержании углерода — аустенитная.

Магнитные свойства у сталей этой серии в зависимости от содержания углерода после закалки при 950° изменяются приблизительно пропорционально количеству углерода и, очевидно, количеству ферритной фазы (см. фиг. 310).

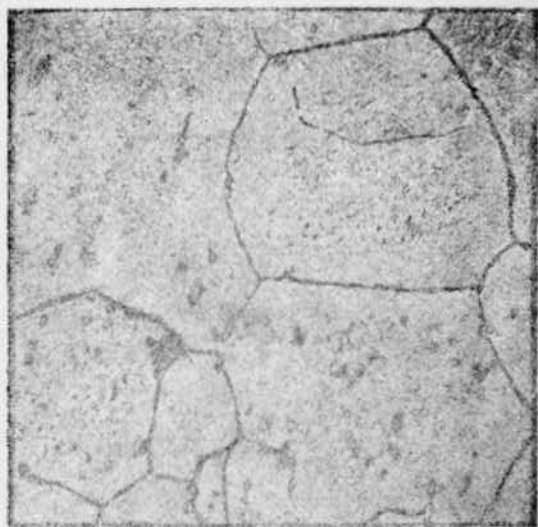
Стали с 18% Cr и 18% Mn имеют также двухфазную аустенито-ферритную структуру и по свойствам мало отличаются от сталей с 18% Cr и 9% Mn. Характерно, что повышение содержания марганца почти в два раза по сравнению с предыдущей серией в очень незначительной степени влияет на соотношение между фазами при одинаковом содержании углерода.



Фиг. 316. Микроструктура стали с 18% Cr, 9% Mn с разным содержанием углерода после закалки при 1150° в воде:
а — 0,030% C; б — 0,32% C; в — 0,42% C. $\times 500$

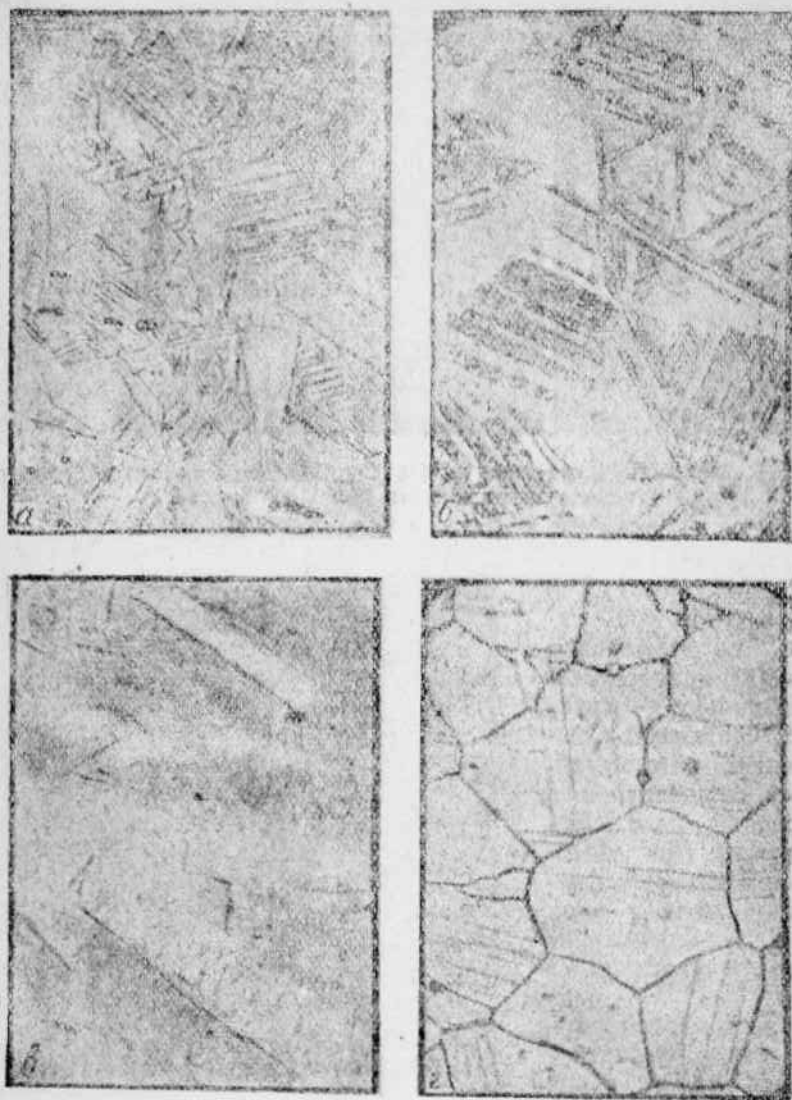
Стали с 15% Cr и 8 и 16% Mn при нагреве в интервале 500—800° приобретают очень сильную хрупкость, связанную с выделением интерметаллического соединения в ферритной фазе. Эта хрупкость тем больше, чем больше феррита в стали и чем выше содержание хрома и марганца в стали.

Хромомарганцовистые стали с содержанием хрома выше 20% и марганца выше 10%. Эти стали могут иметь или двухфазную аустенито-ферритную структуру с преобла-



Фиг. 317. Микроструктура стали с 26,2% Cr, 9,8% Mn и 0,08% C после нагрева при 1150° с охлаждением в воде. $\times 500$

данием феррита или же крупнозернистую ферритную структуру (фиг. 317). При нагреве в интервале температур 500—800° они приобретают исключительно высокую хрупкость, например, сталь с 23,0% Cr, 16,0% Mn и 0,08% C после получасового на-

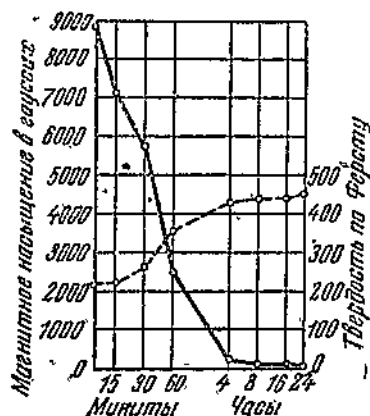


Фиг. 318:

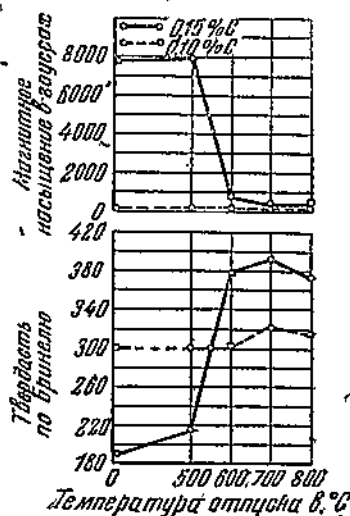
- а — микроструктура аустенитной стали с 18% Cr, 9% Mn, 4% Ni и 0,3% C после заковки при 1150° в воде;
 б — микроструктура стали с 12% Cr, 9% Mn, 4% Ni и 0,10% C после заковки при 1150° в воде;
 в — микроструктура стали с 12% Cr, 9% Mn, 4% Ni и 0,3% C после заковки при 1150° в воде;
 г — микроструктура стали с 12% Cr, 9% Mn, 4% Ni и 0,3% C после нагрева при 1150° с охлаждением в воде и дополнительного нагрева при 750° в течение 10 час. $\times 500$

грева при 750° становится настолько хрупкой, что легко ломается в руках при слабом нажиме; сталь в этом состоянии имеет очень высокую твердость.

Влияние температур отпуска на изменение твердости и магнитного насыщения для аналогичных сталей, по данным работы Брюля, приведено на фиг. 319 и 320.



Фиг. 319. Влияние длительности отпуска при 700° на изменение твердости и магнитного насыщения $B-H$ у стали с 20% Cr, 18% Mn и 0,15% C, закаленной при 1200° в воде (Брюль)



Фиг. 320. Влияние температуры отпуска на изменение магнитного насыщения и твердости у стали с 20% Cr и 15% Mn, с 0,15 и 1,1% C, закаленной перед отпуском при 1200° в воде. Длительность отпуска 8 час. (Брюль)

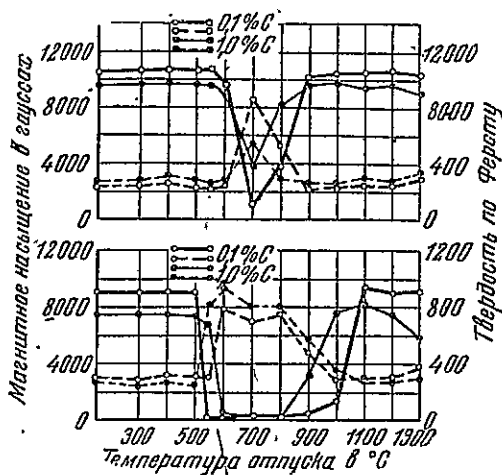
Уменьшение магнитности в интервале выделения интерметаллического соединения по Брюлю связано с распадом ферритного твердого раствора на $FeCr$ и аустенит, что было подтверждено и рентгенографическим анализом. Из диаграммы следует, что распад феррита сопровождается повышением твердости.

Изменение магнитных свойств сталей зависит от химического состава, причем повышение содержания хрома при одновременном повышении содержания марганца способствует ускорению распада и в связи с этим более резкому уменьшению магнитности после нагрева в интервале температур, благоприятных для образования интерметаллического соединения (фиг. 321). Механические и физические свойства сталей с 18% Cr и 18% Mn приведены в табл. 172 и на фиг. 322 и 323.

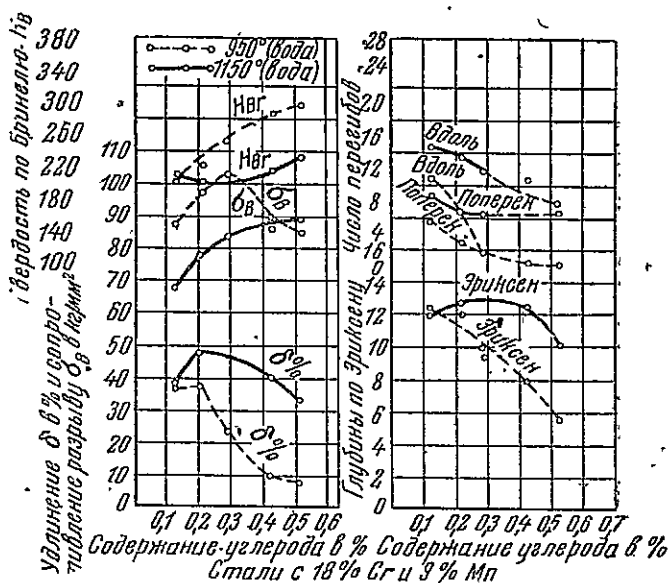
Таблица 172

Механические и физические свойства хромомарганцовистых нержавеющей сталей

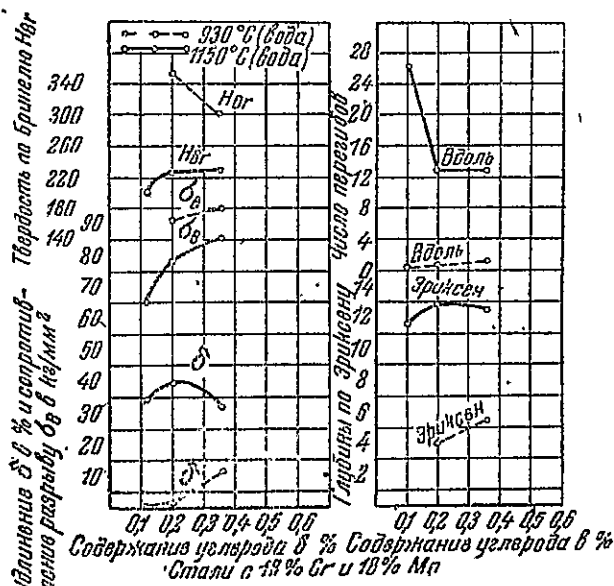
№ плавки	Химический состав, %			Закалка в воде при тем- пературе °C	Механические свойства						Магнит- ное насы- щение B--H		
	C	Mn	Cr		другие элементы	сопро- тивление разрыву кг/мм²	предел текуче- сти кг/мм²	удлине- ние на длине $(l, 3l)/F$ %	твер- дость по Бринеллю H _B	Эриксен на 2 мм мм		число гибов	
												попе- речно	вдоль
Сталь с 19% Cr и 9% Mn													
206	0,13	9,74	19,0	0,78 Si	950 87,4	42,7	36,0	203	12,3	11	6	7255	
208	0,12	9,69	19,0	0,69 Si	1150	67,6	40,0	37,3	210	12,2	15	9	7783
					950	108,9	51,6	24,4	255	10,0	2	2	3,25
210	0,51	9,69	18,9	0,67 Si	1150	84,3	49,3	23,8	—	9,5	12	7	1950
					950	85,5	45,3	8,8	200	5,8	1/2	1/2	560
					1150	89,7	48,6	33,5	235	10,3	8	7	170
Сталь с 18% Cr и 17% Mn													
221	0,12	18,0	18,2	0,93 Si	950	65,8	45,1	34,1	200	11,5	26	10	5265
					1150	91,6	86,3	1,8	352	4,0	1/2	1/2	—
222	0,20	17,6	18,2	0,97 Si	1150	77,8	46,3	39,7	222	12,7	13	8	3080
Сталь с 20--26% Cr и 10--16% Mn													
165	0,05	11,9	20,0	0,40 Si	950	85,0	58,0	27,3	—	11,2	14,0	—	8285
166	0,08	9,8	26,2	0,24 Si	1150	54,3	43,3	15,8	—	—	—	—	10450
					950	57,5	50,2	8,1	—	—	—	—	11720
167	0,08	16,1	24,3	0,30 Si	1150	50,0	45,0	3,8	—	4,0	6,0	1	9985
									—	8,5	—	—	



Фиг. 321. Влияние температуры отпуска на изменение твердости и магнитного насыщения у сталей с 30% Cr и с 10—15% Mn, предварительно закаленных при 1200° в воде, длительность отпуска 8 час. (Брюль)



Фиг. 322. Влияние углерода на изменение механических свойств сталей с 18% Cr и 9% Mn (Химушин)



Фиг. 323. Влияние углерода на изменение механических свойств сталей с 18% Cr и 18% Mn (Химушин)

Хромомарганцовоникелевые стали

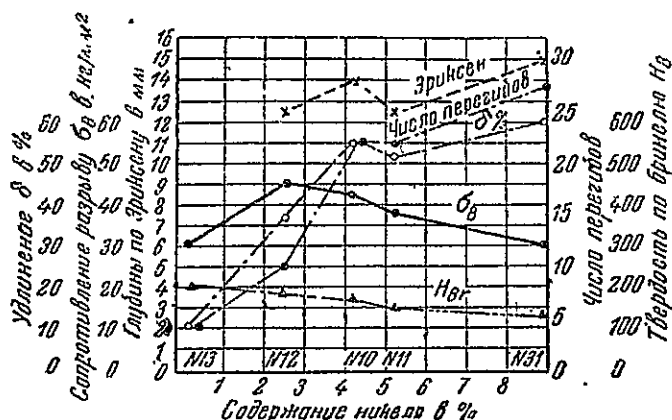
Введение никеля в хромомарганцовистые стали действует в направлении понижения критических скоростей охлаждения и расширения области твердых растворов γ . Таким образом становится возможным получение аустенитных сталей при меньшем содержании углерода и марганца. Эффект влияния никеля в отношении образования аустенита в сталях с неодинаковым содержанием хрома и марганца различен.

В сталях с содержанием хрома ниже 14% и марганца ниже 15%, относящихся к группе аустенито-мартенситных, введение никеля способствует уменьшению количества мартенситной составляющей. Например, в сталях с 12% Cr при среднем содержании углерода (0,30%) и 5% Mn переход из аустенито-мартенситной области в чисто аустенитную наблюдается при введении 7—8% Ni.

В сталях с 12% Cr и 8% Mn такой переход наблюдается при введении 4% Ni (фиг. 318) и в сталях с 12% Cr и 14% Mn — примерно около 1—2% Ni.

Дальнейшее повышение содержания никеля в аустенитных сталях увеличивает стабильность аустенита при холодной деформации, что хорошо видно по изменению магнитности сталей после обработки.

Влияние никеля в сталях с 12% Cr, 0,3—0,4% C и 8% Mn на изменение механических свойств можно видеть по данным диаграмм фиг. 324 и 325.

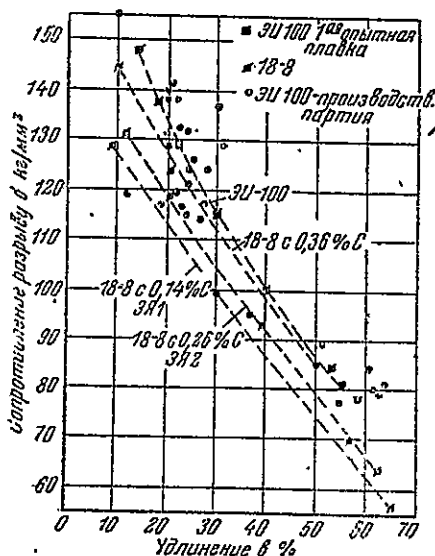


Фиг. 324. Влияние никеля на механические свойства стали с 12% Cr, 8% Mn и 0,3% C (Химушин)

Следует отметить, что стали с 12% Cr, 8% Mn и 4% Ni при содержании углерода около 0,2—0,3% обладают весьма ценными механическими свойствами, сочетая высокую прочность с очень высокой пластичностью как в термически обработанном, так и холоднокатаном состоянии (см. фиг. 325).

Эти стали нами опробованы в конструкциях в виде холоднокатаного материала и показали даже лучшие результаты, чем хромоникелевые стали типа 18-8.

Влияние углерода и никеля на свойства сталей типа 8-12 показано в табл. 173. Характерно, что переход от сталей с 3% Ni к сталям с 4% и выше при содержании около 8% Mn и 12% Cr в отношении механических свойств совершается более резко, чем это наблюдается в сталях аустинитно-ферритного типа.



Фиг. 325. Изменение удлинения и сопротивления разрыву у холоднокатаных и термически обработанных сталей марок ЭЯ1, ЭЯ2 и ЭИ100

Таблица 173

Механические и физические свойства хромомарганцовоникелевых пержающих сталей опытных плавок с 12—15% Cr

№ плавки	Химический состав %				Термическая обработка (вода) при °C	Механические свойства						Магнитное насыщение $B_{\text{нас}}$ -H
	C	Mn	Cr	Ni		сопротивление разрыву $\sigma_{\text{разр}} \text{ кг/мм}^2$	удлинение на длине 11,3 $\sqrt{F}$ %	твёрдость по Бринеллю H_B	глубина по Френсису на толщине в 2 мм мм	число гибов		
										вдоль	поперек	
25	0,31	4,54	12,2	0,25	1150	135,5	—	404	2,3	1/2		9980
24	0,30	4,70	12,3	2,58	1150	68,9	11,9	201	5,1	2		1130
17	0,30	5,00	12,9	4,95	1150	54,4	5,5	248	4,4	2		230
30	0,33	4,57	12,5	8,45	1150	73,6	58,7	159	4,9	23		18
105	0,06	10,7	12,8	2,21	1150	88,5	28,4	216	12,5	5		2415
106	0,17	8,9	11,8	3,12	1150	94,5	34,0	190	14,3	7		500
12	0,33	8,74	12,1	2,60	1150	91,2	37,4	189	12,5	10		52
14	0,50	8,74	12,7	3,08	1150	89,2	43,5	203	12,5	20		12
111	0,08	10,2	11,8	4,22	950	90,1	43,7	205	14,5	7	7	575
					1150	88,0	50,4	190	14,5	7	7	12 400
112	0,14	10,2	11,7	4,08	950	90,3	50,0	210	14,5	10	9	< 100
					1150	86,8	49,0	165	15,0		12	100
113	0,26	8,75	11,8	4,16	950	91,4	34,2	228	11,7	4	3	< 100
					1150	74,0	50,3	190	14,0	8	8	< 100
10	0,37	8,90	12,4	4,13	1150	85,0	56,0	172	14,0	22		42
11	0,31	8,60	12,3	5,24	1150	77,8	53,0	162	12,5	22		
31	0,20	8,92	12,6	10,5	1150	60,0	60,2	127	15,0	27		12

В сталях с содержанием хрома выше 15%, относящихся к категории мартенсито-ферритных, в которых аустенит существует лишь при высоких температурах и при охлаждении распадается с образованием мартенсита, увеличение содержания никеля наряду с понижением критических точек увеличивает количественно γ -фазу.

В сталях аустенито-ферритного типа увеличение содержания никеля приводит сперва к уменьшению ферритной фазы и затем к получению чисто аустенитных сталей.

Этот переход в зависимости от содержания никеля и углерода в сталях с 18% Cr и 8% Mn был установлен на образцах после термической обработки при 1150° путем металлографического анализа и данных магнитных измерений и представлен на фиг. 326.

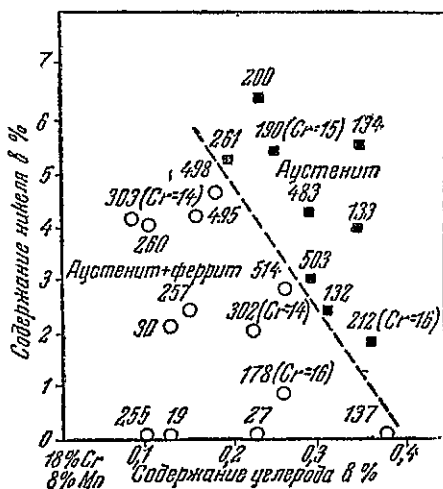
В хромомарганцовоникелевых сталях 8-18 линия разграничения аустенитной области от аустенито-ферритной зависит от содержания углерода и с повышением его смещается в сторону более низких содержаний никеля.

Стабильность аустенита в отношении превращения $\gamma \rightarrow \alpha$ при холодной деформации тем выше, чем дальше стали по своему

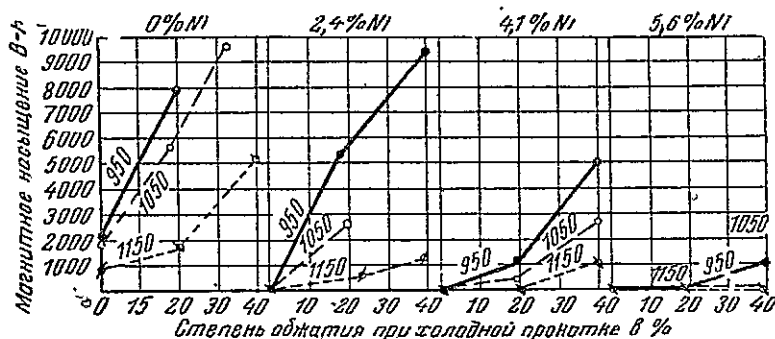
составу лежат от этой линии, что подтверждается изменением магнитности у ряда сталей, приведенных на фиг. 327.

Стали аустенитного типа и после холодной деформации могут обладать довольно высокой пластичностью, причем последняя с увеличением степени холодной деформации падает тем сильнее, чем ближе сталь по своему составу лежит к линии разграничения.

Пластичность в аустенито-ферритных сталях уменьшается с увеличением количества феррита. Ферритная фаза даже в небольшом количестве располагается в материале строчечно вдоль прокатки (фиг. 328). Термическая обработка почти не изменяет распределения ферритной фазы, что в конечном счете приводит к резкой анизотропии в отношении механических



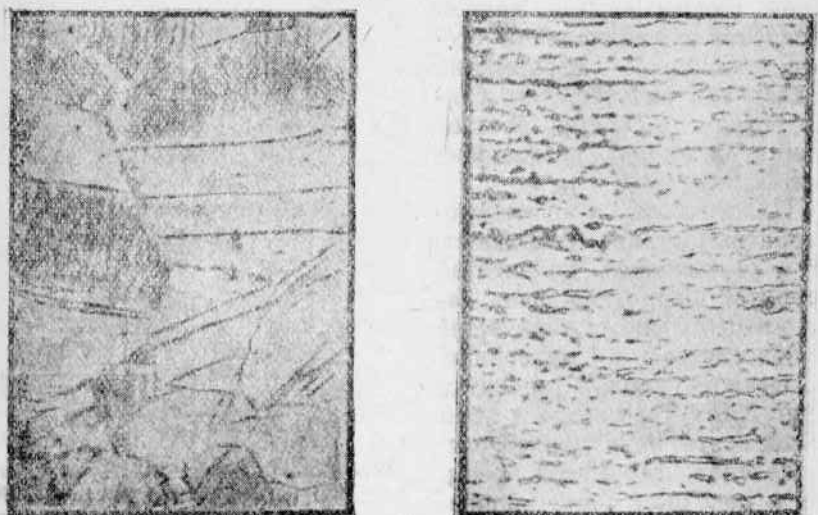
Фиг. 326. Влияние углерода и никеля на положение аустенитной и аустенито-ферритной областей после закалки сталей с 1150° в воде (Химушин)



Фиг. 327. Влияние никеля на величину магнитного насыщения (B—H) стали с 18% Cr, 8% Mn и 0,3% C после холодной деформации сталей с обжатием в 20 и 40%. Перед деформацией стали были закалены при 1150° в воде (Химушин)

свойств. Анизотропия особенно сильно сказывается при технологических операциях, когда такого рода сталь подвергается глубокой вытяжке в поперечном направлении. В связи с этим попытки применения стали с двухфазной структурой для изготовления профилей из холоднокатаной ленты не увенчались успехом вследствие появления трещин при профилировке.

Хромомарганцовоникелевые стали, так же как и хромоникелевые стали типа 18-8, при нагреве в интервале 500—900° в сильной степени приобретают склонность к интеркристаллитной коррозии в том случае, когда содержание углерода в них выше 0,07 %.



Фиг. 328. Сталь с 18% Cr, 8% Mn и 4% Ni аустенитного типа (плавка 483) и аустенито-ферритного типа (плавка 495). $\times 200$

Для холоднокатаных хромомарганцовоникелевых сталей, в том числе и для стали ЭИ100, идущей на изготовление прочных конструкций, рекомендуется применение лишь точечной и роликовой электросварок. Режим сварки мало отличается от режимов, разработанных для холоднокатаных сталей 18-8.

Хромомарганцовоникелевая сталь ЭИ100 рекомендуется в качестве заменителя из холоднокатаного материала с помощью точечной и роликовой электросварки (детали самолетов, сверхбыстроходных вагонов, троллейбусов и т. д.).

Механические свойства хромомарганцовистых сталей

Механические свойства хромомарганцовистых сталей зависят от их состава, структуры и режима термической обработки. В основном решающим является структура стали. Стали аустенитного типа независимо от содержания хрома и марганца обладают повышенной прочностью на разрыв по сравнению с аустенитными хромоникелевыми сталями при одинаковой примерно пластичности (см. табл. 170—174).

Повышение содержания углерода в хромомарганцовистых

сталях аустенитного типа способствует повышению твердости, прочности на разрыв и понижению пластических свойств. При более высокой температуре закалки, когда сталь имеет аустенитную структуру, пластические свойства сравнительно мало изменяются с увеличением содержания углерода, если это содержание углерода не переходит за предел растворимости карбидов. При дальнейшем повышении содержания углерода, когда часть углерода остается в виде свободных карбидов, не переходящих в твердый раствор, пластические свойства начинают сильно понижаться (см. фиг. 314). При пониженной температуре закалки, когда с увеличением содержания углерода увеличивается число карбидов, находящихся в аустенитной массе, пластические свойства и твердость изменяются еще более резко.

Стали аустенито-ферритного типа занимают промежуточное положение между аустенитными и ферритными, причем с увеличением ферритной фазы пластичность их сильно понижается. У сталей этого типа пластические свойства особенно сильно понижаются с повышением содержания углерода (см. фиг. 322).

Кроме этих двух типов стали, среди хромомарганцовистых сталей очень распространена группа аустенито-мартенситного типа. Уже небольшое количество мартенситной фазы очень силь-

Таблица 174

Механические и физические свойства нержавеющей сталей с марганцем

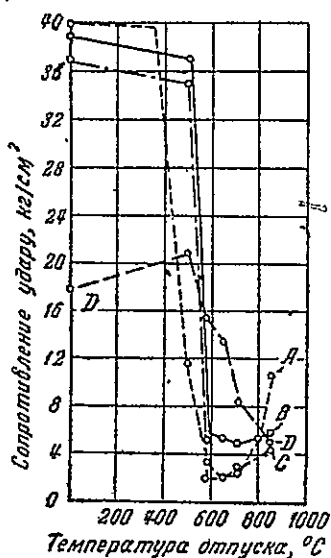
Свойства	17—19% Cr 10% Mn 0,12% C		17—19% Cr 8,5—10% Mn 0,75—1,10% C		17—19% Cr 8—6% Mn 4—5% Ni 0,7—1,10% C	
	закалка при 1150°	1050° (воздух)	1050° (вода)	1050° (воздух)	закалка при 1150°	1150° (воздух)
Сопротивление разрыву, кг/мм ²	76	84	72	71	64	66
Предел текучести, кг/мм ² : .	29	33	35	37	32	31
Удлинение на 2", %	27	24	46	43	55	54
Сужение, %	27	22	59	54	75	70
Удар по Изоду, футо-фунты .	120	120	120	120	120	120
Глубина продавливания по Эрксену, мм	10,1	9,7	11,2	11,5	12	11,5
Твердость по Бринеллю H_B . .	156	163	159	159	149	149
Удельный вес	—		7,77		7,91	
Теплопроводность, ...	—		0,085		0,095	
Кoeffициент линейного рас- ширения	—		0,000017		0,000020	
Температура плавления, °C . .	—		1420—1440		1395—1410	
Электросопротивление, ом · м/мм ²	—		0,61		0,68	

но понижает пластические свойства сталей. В последнем случае стали по магнитным свойствам и структуре можно было бы отнести к аустенитным сталям. Однако пластические их свойства (очень низкий гиб и малое остаточное удлинение) показывают, что это не чисто аустенитные стали.

В табл. 174 приведены механические и физические свойства для хромомарганцовистых и хромомарганцовоникелевых сталей по данным Беккета [205].

Влияние нагрева при умеренных температурах на механические свойства хромомарганцовистых сталей

Большинство хромомарганцовистых сталей аустенитного и аустенито-ферритного типа наилучшее сочетание в отношении прочности и пластичности получают после термической обработки, состоящей в закалке с высокой температурой. Однако при нагреве их в интервале умеренных температур (400—900°) целый ряд сталей этого типа очень сильно изменяет свои механические свойства. Сильное понижение сопротивления удару у этих сталей



Фиг. 329. Влияние температуры отпуска на сопротивление удару хромомарганцовистых сталей

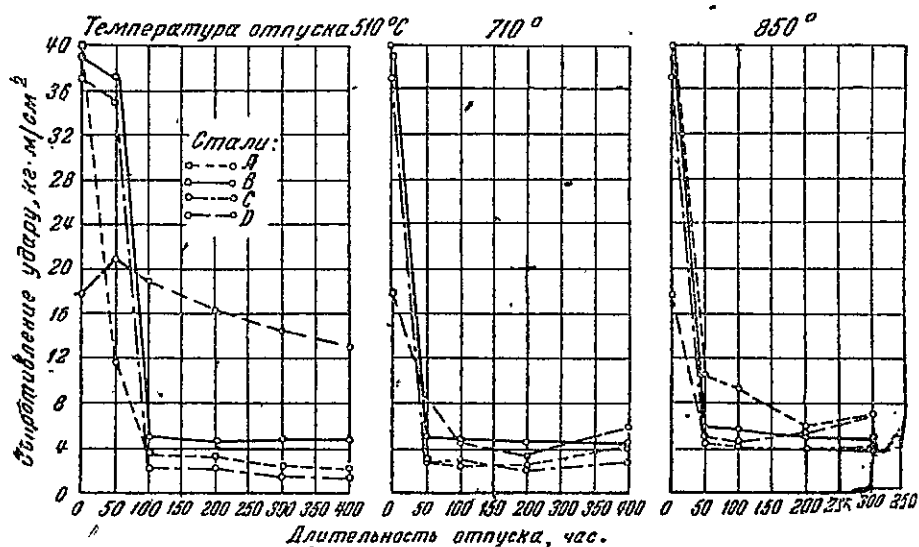
наблюдается при повышенном содержании хрома и марганца, что связано с процессами двойного рода; в сталях с повышенным содержанием углерода сравнительно небольшой нагрев в интервале указанных температур способствует выделению карбидов по границам зерен и этим самым приводит к понижению сопротивления удару и пластических свойств. В этом случае изменение механических свойств, наблюдаемое у хромомарганцовистых сталей аустенитного типа, аналогично изменению их у хромоникелевых сталей типа 18-8.

Стали аустенито-ферритного типа с повышенным содержанием хрома и марганца приобретают очень сильную хрупкость вследствие выделения интерметаллического соединения в ферритной фазе. Изменение механических свойств благодаря этому процессу наблюдается значительно более сильное, чем в случае выделения карбидов по границам аустенитных зерен.

На фиг. 329 приведены кривые изменения сопротивления удару хромомарганцовистых сталей различного состава в зависимости от температуры при длительности нагрева 50 час. Наиболее резкое понижение ударной вязкости наблюдается при температурах 600—

700°. Для стали А при температурах выше 700° наблюдается некоторое повышение ударной вязкости.

Влияние длительности нагрева при температурах 500—800° на изменение ударной вязкости приведено на фиг. 330 и по данным автора на фиг. 331.



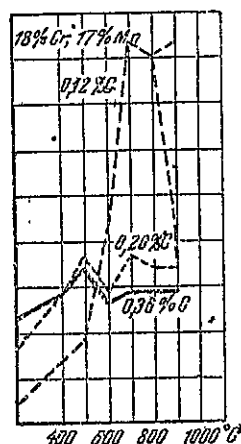
Фиг. 330. Влияние длительности нагрева при 510 и 850° на изменение сопротивления удару у сталей

Указанные стали перед длительным нагревом подвергались закалке при 1060—1100° в воду. Очень сильное понижение ударной вязкости у хромомарганцовистых сталей, наблюдаемое при длительном нагреве в интервале умеренных температур, указывает на отрицательные свойства этих сталей в отношении использования их в качестве жароупорного материала.

Автор наблюдал настолько сильное изменение пластичности у хромомарганцовистой стали после получасового нагрева при 750°, что она из достаточно пластичной становилась настолько хрупкой, что ломалась при небольшом нажиме в руках и имела твердость большую твердости стекла.

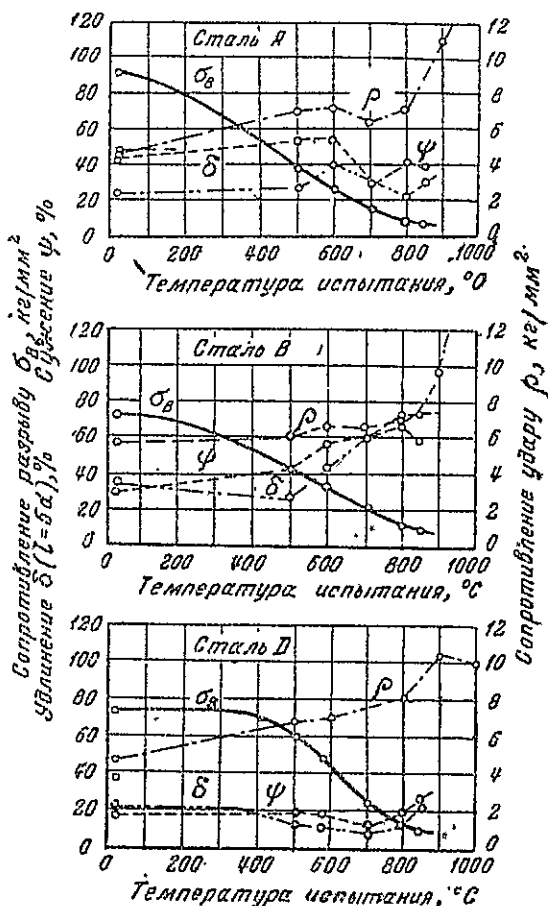
Механические свойства хромомарганцовистых сталей при высоких температурах

По сравнению с хромоникелевыми сталями аустенитного типа механические свойства хромомарганцовистых сталей при высоких температурах ниже, что можно видеть из данных Шмидта и Легата, приведенных на фиг. 331 и 332.



Фиг. 331. Влияние отпуска на изменение твердости хромомарганцевистой стали, предварительно закаленной при 1150° (вода) (Химушин)

По тем же данным, сопротивление криву у стали Е более высокое, чем у хромоникелевой стали D. У аустенито-ферритной стали с марганцем сопротивление криву значительно ниже, чем у сталей D и E. Химический состав исследованных сталей приведен в табл. 175.



Фиг. 332. Механические свойства хромомарганцовистых сталей при высоких температурах (кратковременные испытания)

Таблица 175

Тип стали	Химический состав; %					Сопротивление криву, кг/мм ²			
	C	Si	Mn	Cr	Ni	500°	600°	700°	800°
A	0,21	0,95	8,0	19,0	1,0	—	—	—	—
B	0,16	0,58	15,7	16,8	1,3	9,0	2,4	0,2	—
C	0,14	0,19	15,6	17,3	1,4	—	—	—	—
D	0,15	1,59	1,2	25,1	17,2	—	8,1	3,5	0,3
E	0,18	0,02	16,3	14,2	—	—	15,0	5,0	0,4

Следует отметить, что в данных хромомарганцовистых сталях присутствует в небольшом количестве никель, влияние которого необходимо учитывать.

Испытания по определению сопротивления крейпу у сталей с 30% Cr, 1,0% C и около 13% Mn показали, что присадка марганца оказывает отрицательное влияние, что хорошо видно из данных табл. 176.

Таблица 176

Химический состав, %			Сопротивление крейпу, кг/мм ²				
C	Cr	Mn	600°	700°	800°	900°	1000°
1,0	30	13,0	3,8	1,9	0,8	0,35	0,15
1,0	30	0,5	5,0	2,2	1,0	0,50	0,20

Величина сопротивления крейпу определялась между 25—35 час. испытания при скорости удлинения, равной $5 \cdot 10^{-4}$ в час.

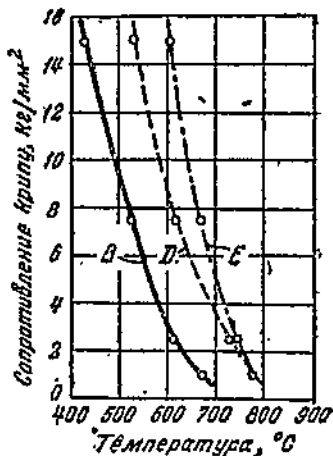
Коррозионная стойкость хромомарганцовистых сталей

Стали с содержанием около 18% Cr и около 9% Mn после закалки с 1000—1150° в воду обладают достаточной стойкостью против атмосферной коррозии.

Беккет [205] отмечает, что для обеспечения коррозионной стойкости необходимо иметь в сталях с марганцем повышенное содержание хрома, порядка 18%.

Автор проводил ряд испытаний на коррозию сталей с 18% Cr с присадками марганца и никеля в атмосфере воздуха, насыщенного водяными парами при повышенной температуре. При этом испытании создается атмосфера влажного воздуха субтропиков, очень сильно действующая на материал, если последний обладает недостаточной коррозионной стойкостью против ржавления.

Испытания, проведенные с 18%-ными хромистыми сталями с добавкой марганца и никеля, показали высокую коррозионную стойкость при указанных условиях. Испытания показали, что хромомарганцовистые, а также и хромомарганцовоникелевые стали обнаруживают высокую коррозионную стойкость только в термически обработанном состоянии после закалки их с высоких температур при достаточно быстром охлаждении.

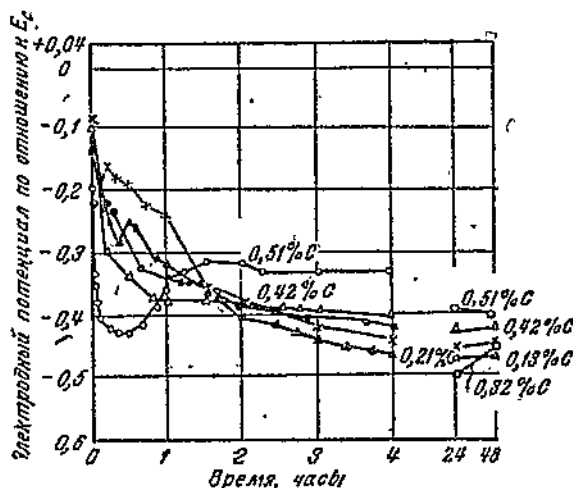


Фиг. 333. Сопротивление крейпу хромомарганцовистых сталей при различных температурах

Хроомарганцовистые стали с содержанием углерода выше 0,08% после отпуска при температурах выпадения карбидов сильно понижают коррозионную стойкость, обнаруживая большую склонность к ржавлению.

Коррозионная стойкость сталей с меньшим содержанием хрома изучалась только на хроомарганцовоникелевых сталях, содержащих 12% Cr, 8% Mn, 4% Ni и до 0,3% C. Эти стали при испытании в камере, насыщенной водяными парами, показали достаточную коррозионную стойкость. Испытания в атмосферных условиях также показали высокую коррозионную стойкость.

Испытания в морской воде, проведенные со сталями, содержащими 18 и 12% Cr, 8% Mn и 4% Ni, показывают более высокую коррозионную стойкость, чем низколегированные стали, но более низкую, чем у хромоникелевых сталей типа 18-8.



Фиг. 334. Изменение электродного потенциала во времени у хроомарганцовистых сталей с 17% Cr и 9% Mn с разным содержанием углерода в 0,5%-ном нормальном растворе хлористого натрия (Химушин)

Полной коррозионной стойкости эти стали, так же как и сталь 18-8, в морской воде не показывают. Морская вода, а также растворы хлористого натрия на нержавеющие стали действуют депассивирующим образом. В присутствии марганца в составе стали депассивирование происходит быстрее, чем в присутствии никеля. Разницу в поведении сталей с марганцем в 0,5%-ном нормальном растворе хлористого натрия можно видеть по изменению электродных потенциалов во времени, приведенных на фиг. 334 и 264.

Электродный потенциал сталей в начале испытания очень быстро понижается, причем это понижение тем сильнее, чем больше содержание углерода в стали. Затем при продолжительном пребывании стали в этом растворе у сталей с повышенным содержанием углерода наблюдается даже более высокое значение электродного потенциала.

Разрушение нержавеющей стали в морской воде часто происходит благодаря местной коррозии, особенно по местам неметаллических включений. Следует обратить внимание также на то, что в сталях, выплавляемых на ферромарганце, часто наблюдается более высокое содержание фосфора.

Коррозионные испытания хромомарганцовистых сталей в ряде химических сред, проведенные Шултиным, Брюлем и автором [142] с сотрудниками, показывают, что присадка марганца ухудшает коррозионную стойкость сталей.

В серной и азотной кислотах у сталей с марганцем наблюдается значительно большее разрушение, чем у хромоникелевых. Повышение содержания марганца и углерода влияет отрицательно на коррозионную стойкость стали, особенно сильно в тех случаях, когда сталь подвергается неправильной термической обработке (нагрев при 500—850°).

Шултин отмечает, что коррозионная стойкость у хромомарганцовистых сталей с 18% Cr в 3,6%-ной HCl немного уменьшается с увеличением содержания марганца (фиг. 335).

Влияние марганца на коррозионную стойкость сталей с 18% Cr в азотной кислоте приведено на диаграмме фиг. 336

Влияние присадки никеля и марганца на коррозионную стойкость сталей с 18% Cr можно проследить на фиг. 337 и 338 по данным Шултина.

Таблица 177

№ плав- вок	Химический состав, %					Кипящая 60-я азотная кислота	Кипящая 62-я фосфор- ная кислота	Смесь (NH ₄) ₂ SO ₄ + H ₂ SO ₄ при 60°	В уста- новке для сжигания аммиака
	C	Mn	Cr	Ni	Cu				
А	0,23	8,19	17,8	—	—	22,5	5,9	31,0	0,23
Б	0,09	8,00	18,0	—	1,92	13,6	0,6	23,5	0,26
В	0,12	8,75	17,2	2,18	2,02	1,7	0,2	1,2	0,03
Г	0,16	0,59	18,0	7,98	—	1,4	0,2	3,6	0,10

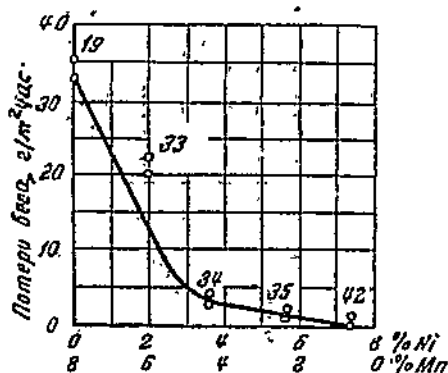
С увеличением содержания марганца, вводимого в сталь вместо никеля, сопротивление коррозии в соляной, серной и азотной кислотах значительно понижается.



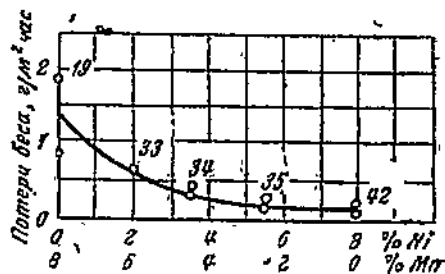
Фиг. 335. Влияние марганца в сталях с 18% Cr на их коррозионную стойкость в 3,6% HCl при комнатной температуре (Шултин)



Фиг. 336. Влияние марганца в 18%-ных хромистых сталях на их коррозионную стойкость в 37%-ной кипящей азотной кислоте (Шултин)



Фиг. 337. Влияние одновременного присутствия никеля и марганца в 18%-ных хромистых сталях на их коррозионную стойкость в 3,6% HCl при 20° (Шултин)



Фиг. 338. Влияние одновременного присутствия никеля и марганца в 18%-ных хромистых сталях на их коррозионную стойкость в кипящей 37%-ной азотной кислоте (Шултин)

При определении коррозионной стойкости хромомарганцовистых сталей в 62%-ной серной кислоте была обнаружена значительная разница поведения активированных и пассивированных образцов, причем пассивированные образцы при длительности испытания 100 час. совершенно не обнаруживали признаков коррозии, что можно видеть по сравнению потерь в весе с активированными образцами. Активированные образцы по своей коррозионной стойкости можно квалифицировать как нестойкие.

Коррозионная стойкость хромомарганцовоникелевых сталей проверялась Шульгиным в опытной установке получения синтетической азотной кислоты по методу сжигания аммиака. Эти испытания показали удовлетворительные результаты, что можно видеть из данных табл. 177.

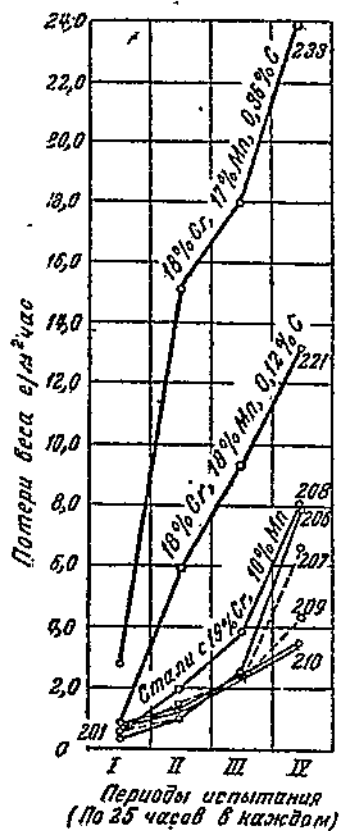
Опыты, проведенные в варочных котлах Сяевского целлюлозного завода в условиях приготовления бумажной массы, показали, что хромомарганцовистые стали с 18% Cr и 8—12% Mn показывают прекрасную коррозионную стойкость.

Кинцель отмечает, что хромомарганцовистые стали типа 18-9 вполне устойчивы в 20%-ной холодной азотной кислоте, 10%-ной кипящей азотной кислоте, 10%-ной щавелевой, 10%-ной фосфорной кислотах.

Коррозионная стойкость ряда кислотоупорных сталей, в том числе и сталей с марганцем в различных химических средах и в условиях получения синтетической мочевины, приведены в работах автора [142].

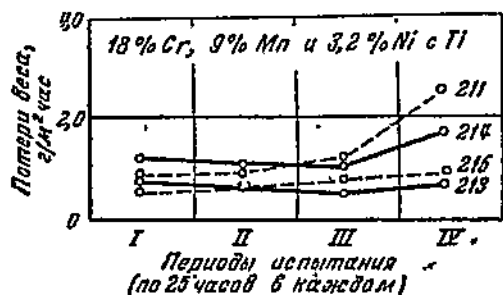
Изучение коррозионной стойкости сталей с марганцем в азотной кислоте представляет большой интерес с точки зрения возможности применения их в качестве заменителей хромоникелевых сталей в азотной промышленности, потребляющей большое количество нержавеющей сталей.

Приведенные на диаграмме фиг. 339 кривые изменения коррозионной стойкости в кипящей 50%-ной азотной кислоте в зави-



Фиг. 339. Коррозионная стойкость сталей с 18% Cr, 9 и 18% Mn при разном содержании углерода в кипящей 50%-ной азотной кислоте. Длительность испытания в каждом периоде 25 час. (Химушин и Ковалева)

симости от периода испытания показывают, что потери веса, отнесенные к единице времени и поверхности, со временем сильно возрастают, причем с увеличением содержания марганца скорость коррозии очень сильно увеличивается, что можно хорошо видеть из сопоставления кривых для сталей с 19% Cr и 9 и 17% Mn (табл. 178).



Фиг. 340. Коррозионная стойкость хромо-марганцовоникелевых сталей с титаном и без него в кипящей 50%-ной азотной кислоте. Длительность испытания в каждом периоде 25 час. (Хымушин и Ковалева)

В сталях с 19% Cr и 9% Mn повышение содержания углерода вначале несколько увеличивает величину коррозии и затем уменьшает ее по мере повышения содержания углерода.

Возрастающая скорость коррозии со временем в кипящей азотной кислоте у хромо-марганцовистых сталей указывает на отрицательное влияние марганца и заставляет воздерживаться от применения их в аппаратуре с горячей азотной кислотой.

Присадка никеля около 3% к сталям с 19% Cr и 9% Mn при малом содержании углерода оказывает исключительно благоприятное влияние на коррозионную стойкость в кипящей азотной кислоте, значительно уменьшая скорость коррозии (фиг. 340 и 341).

Коррозионная стойкость хромо-марганцовоникелевых сталей в азотной кислоте проверялась на сварных образцах при различных методах сварки, причем было установлено, что все стали за исключением плавки № 280 (см. табл. 178) обнаруживали в значительной степени усиленное разъедание в зоне выделения карбидов возле сварного шва.

Сталь типа 9-18-3 с очень низким содержанием углерода (0,07% C) показала значительно меньшее разъедание в этой зоне (фиг. 342).

Последующая термическая обработка образцов после сварки при 1150° с быстрым охлаждением на воздухе или в воде устраняет усиленное разъедание коррозией сварных образцов в зоне выделения карбидов.

Поэтому стали с 18% Cr, 9% Mn и 3% Ni могут быть рекомендованы в качестве заменителей для изготовления только такого рода химической аппаратуры, которая после сварки может быть подвергнута термической обработке.

Таблица 178

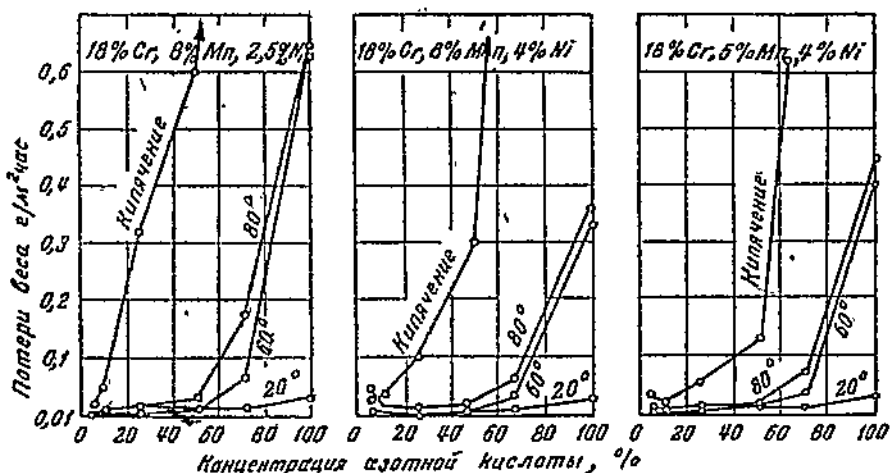
Коррозионная стойкость хромомарганцовистых и хромомарганцовоникелевых сталей в кипящей азотной кислоте

№ плавки	Химический состав, %						Термическая обработка, °С	Крепость азотной кислоты, %	Потери веса, г/м², час			
	C	Si	Mn	Cr	N	Ti			первые 25 час.	вторые 25 час.	третьи 25 час.	четвертые 25 час.
206	0,13	0,71	9,74	19,0	—	—	1150 (вода)	50	0,48	1,15	2,63	7,99
							950	50	0,48	0,50	0,53	0,56
							1150	60	2,20	6,39	10,3	10,6
207	0,21	0,75	9,69	18,8	—	—	1150	50	0,70	1,61	2,33	6,69
							950	50	0,71	0,98	0,99	1,09
							1150	60	3,02	12,9	4,99	12,2
208	0,32	0,69	9,69	19,0	—	—	1150	50	0,73	2,04	3,91	8,15
							950	50	1,03	1,24	1,53	1,49
							1150	60	4,89	15,9	9,51	16,8
209	0,42	0,68	9,64	19,0	—	—	1150	50	0,77	1,55	2,37	4,41
							950	50	1,90	2,96	2,55	2,39
							1150	60	3,27	10,4	9,82	12,3
210	0,51	0,67	9,69	18,9	—	—	1150	50	0,81	1,38	2,38	3,59
							950	50	2,28	3,75	3,75	3,40
							1150	60	3,57	10,18	17,0	16,7
221	0,12	0,93	18,0	18,2	—	—	1150	50	0,94	5,95	9,39	13,3
							950	50	—	—	—	—
							1150	60	4,60	16,5	14,3	10,3
222	0,20	0,97	17,6	18,2	—	—	1150	50	1,55	12,2	9,47	10,5
							950	50	2,56	2,98	4,05	3,16
							1150	60	12,2	23,4	13,8	19,9
223	0,36	0,96	17,2	18,2	—	—	1150	50	2,89	15,3	18,1	23,8
							950	50	2,81	5,89	4,52	3,54
							1150	60	36,5	44,0	34,8	38,5
211	0,12	0,82	9,01	18,1	3,18	0,11	1150	50	0,80	0,96	1,26	2,56
							1190	60	5,13	19,8	12,2	15,4
213	0,12	0,59	9,3	18,9	3,30	—	1150	50	0,77	0,61	0,50	0,80
							950	50	0,46	0,29	0,24	0,59
							1150	60	1,23	0,82	1,11	0,89
214	0,22	0,76	8,95	17,6	3,14	0,15	1150	50	1,24	1,01	1,01	1,73
							950	50	0,65	0,45	0,44	1,53
							1150	60	1,20	3,03	2,69	3,17
280	0,07	0,77	9,18	17,8	3,26	0,60	1150	50	0,57	0,65	0,65	1,01
							1150	60	0,84	0,65	1,21	2,23
215	0,25	1,01	8,52	17,1	3,68	0,28	950	50	0,76	0,58	0,55	1,32
							1150	50	0,69	0,61	0,83	0,92
							1150	60	1,59	0,32	1,88	2,20
281	0,08	0,80	8,74	17,5	3,30	1,35	1150	60	0,66	0,6	0,74	1,07
							1150	60	0,97	0,77	1,90	3,07
283	0,07	1,49	8,50	17,4	3,24	0,83 Ti 1,65 Mo	1150	50	0,80	1,20	1,53	2,25
							1150	60	1,33	1,78	3,04	3,98

Стали типа 9-18-3 с присадкой титана в количестве, в пять раз большем содержания углерода, совершенно не обнаружива ухудшения коррозионной стойкости в зоне выделения карбидов и склонности к интеркристаллитной коррозии.

Для аппаратуры, которая по своей конструкции не может быть подвергнута термической обработке после сварки, следует рекомендовать сталь этого типа с присадкой титана.

В какой степени оказывает влияние на коррозионную стойкость сталей концентрация азотной кислоты при различных температурах испытания, показывает диаграмма на фиг. 341.



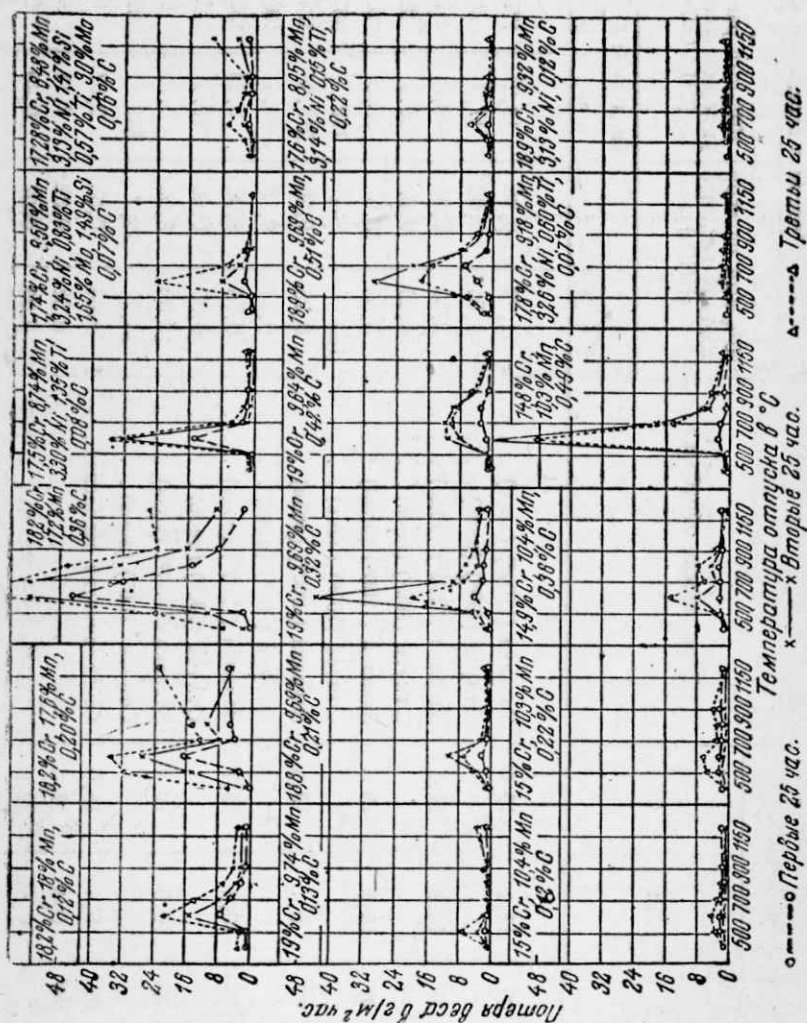
Фиг. 341. Коррозионная стойкость хромомарганцовоникелевых сталей в азотной кислоте различной крепости при различных температурах (Химушин и Жаров)

При комнатной температуре хромистые, хромоникелевые и хромомарганцовистые стали показывают высокую коррозионную стойкость при всех концентрациях азотной кислоты.

С повышением температуры действие азотной кислоты на стали увеличивается, причем особенно сильное действие наблюдается при температуре выше 60°.

Определение электродных потенциалов у хромистых, хромоникелевых и хромомарганцовистых сталей с 18% Cr в азотной кислоте различной крепости при комнатной температуре, проведенное автором, показывает, что с увеличением концентрации пассивирующее действие азотной кислоты усиливается и сглаживается разница между сталями различного состава (см. фиг. 250—261, стр. 322 и 323). Это еще раз подтверждает, что испытанные стали обладают при комнатных температурах высокой коррозионной стойкостью в азотной кислоте.

Отрицательное влияние неправильной термической обработки (отжиг при 700°) на коррозионную стойкость хромомарганцовистых сталей в 50 %-ной кипящей азотной кислоте можно проследить в табл. 179 по данным Брюля.



Фиг. 342. Влияние температуры отпуска на коррозионную стойкость хромомарганцовистых сталей в 50 %-ной кипящей азотной кислоте (Химушин)

Интеркристаллитная коррозия хромомарганцовистых сталей

Хромомарганцовистые стали аустенитного и аустенито-ферритного типа с содержанием углерода выше 0,08%, так же как и хромоникелевые нержавеющие стали типа 18-8, при нагреве в интервале температур 500—900° претерпевают значительные изме-

Таблица 179
Коррозионная стойкость хромомарганцовистых сталей в различных средах (Брюль)

Тип стали	Химический состав, %			Термическая обработка	Потери в весе, г/м ² час				
					50%-ный раствор азотной кислоты (HNO ₃)	10%-ный раствор уксусной кислоты (CH ₃ COOH)	2%-ный раствор серной кислоты (H ₂ SO ₄)	2 часа	
	C	Mn	Cr		Кипячение				
					2 часа	+8 час.	1 час		+ час
A	0,07	15,1	15,0	Закалка (1200°) (вода)	1,22	0,95	13,2	177	22,75
B5125	0,18	14,8	14,7	Отпуск (700°) (печь)	1,65	2,06	17,3	136	148,75
B4469	1,07	15,5	15,3	Закалка (1200°) (вода)	2,53	2,81	44,5	7,26	43,25
Г4470	0,07	5,4	19,6	Отпуск (700°) (печь)	4,89	9,87	69,2	92,8	140,5
Д4475	0,15	10,4	19,7	Закалка (1200°) (вода)	5,55	18,5	83,3	62,5	69,3
Е1479	1,09	10,9	19,4	Отпуск (700°) (печь)	135	—	178	887	286,5
A	0,09	0,45	15,0	Закалка (1200°) (вода)	0,25	0,20	219,9	174,5	11,35
B	0,09	0,45	17,6	Отпуск (700°) (печь)	0,27	0,15	92,6	105,6	13,30
C	0,30	0,58	32,6	Закалка (1200°) (вода)	0,55	0,95	8,23	57,8	71,75
				Отпуск (700°) (печь)	0,50	0,46	18,5	212	55,5
				Закалка (1200°) (вода)	2,09	8,90	4,71	9,10	62,5
				Отпуск (700°) (печь)	24,2	22,7	347	509	252,5
				Общепринятая заводская	1,64	0,88	2,07	0,80	5,13
					0,98	0,32	2,11	4,83	0,25
					0,25	0,07	0,40	0,40	12,8

нения в своей структуре, в результате которых они приобретают склонность к интеркристаллитной коррозии.

Особенно сильно наличие склонности к интеркристаллитной коррозии обнаруживается у сталей аустенитного типа, причем эта склонность тем сильнее, чем выше содержание углерода в стали.

Стали аустенито-ферритного типа также приобретают склонность к разрушению интеркристаллитной коррозией, но в несколько меньшей степени. При сварке, а также при замедленном охлаждении хромомарганцовистые стали аустенито-ферритного типа приобретают склонность к интеркристаллитной коррозии и при воздействии коррозионной среды очень быстро разрушаются.

В табл. 180 приведены результаты испытаний ряда нержавеющей сталей с марганцем, а также ряд хромомарганцовистых сталей с различными присадками на интеркристаллитную коррозию. Определение склонности этих сталей к интеркристаллитной коррозии производилось в общепринятом растворе медного купороса с серной кислотой, причем критерием для оценки служило время, необходимое для сквозного разрушения образца толщиной в 2 мм при кипячении в указанном растворе.

Перед испытанием на коррозию образцы подвергались термической обработке при 1150° с выдержкой при этой температуре в течение 30 мин. и быстрым охлаждением в воде. После этой термической обработки образцы подвергались вторичному нагреву при температурах $400-900^{\circ}$ и затем кипятились в указанном растворе.

Результаты этих испытаний показывают, что хромомарганцовистые стали, а также хромомарганцовоникелевые и хромомарганцовистые стали с присадками при нагреве в опасном интервале температур приобретают склонность к интеркристаллитной коррозии и при кипячении разрушаются. Некоторому уменьшению склонности к интеркристаллитной коррозии способствует присадка ванадия, около 2%, но полного предотвращения интеркристаллитной коррозии при этом не наступает. Введение в сталь титана в количестве, в пять раз большем содержания углерода, при данных условиях испытания сообщило сталям нечувствительность к интеркристаллитному разрушению после нагрева сталей в течение 30 мин. при всех температурах в интервале $400-900^{\circ}$. Эти образцы после кипячения имели типичный металлический звук и при загибе на угол 180° не обнаружили признаков интеркристаллитного разрушения.

Хромомарганцовистые стали с очень низким содержанием углерода сравнительно мало исследованы, и поэтому в настоящее время не представляется возможным установить границу, при которой интеркристаллитная коррозия уже не появляется.

Кинцель [50] и Кузнецов [67] указывают, что хромомарганцовистые стали, имеющие двухфазную структуру, обладают значительно меньшей склонностью к интеркристаллитной коррозии.

Отношение сталей к интеркристаллитной коррозии¹

№ плавки	Химический состав, %					Сопротивление интеркристаллитной коррозии хромомарганцовистых сталей с различным содержанием в кипящем р-р. створ $\text{CuSO}_4 + \text{H}_2\text{SO}_4$	Примечание						
	C	Cr	Mn	Ni	другие элементы								
вторичный нагрев при температурах						Длительность кипячения в часах	Нагрев перед испытанием в течение 30 мин.						
400°	500°	600°	700°	800°	900°			1150° ²					
55	0,14	19,3	0,36	9,60	—	+72	+72	— 3	— 3	— 3	— 9	+72	
76	0,06	15,0	0,35	14,5	—	+72	+72	— 21	— 9	— 9	— 69	+72	
77	0,08	16,6	0,25	14,5	1,35 Si	+72	+72	+72	+72	+72	+72	+72	
150	0,24	13,5	15,9	—	0,60 Ti	+72	+72	+72	+72	+72	+72	+72	
151	0,24	15,0	16,2	—	1,50 Ti	+72	+72	+72	+72	+72	+72	+72	
154	0,13	14,0	16,1	—	2,1 V	+72	+72	— 39	— 39	— 51	+72	+72	
177	0,30	15,1	15,6	—	2,1 V	+72	+72	— 15	— 30	— 9	— 9	+72	
160	0,18	12,8	15,6	—	0,89 Mo	+72	+72	+72	— 9	— 3	— 9	+72	
164	0,18	14,6	15,6	—	2,23 Mo	+72	+72	+72	— 3	— 3	— 3	+72	
162	0,18	15,1	15,6	—	1,23 W	+72	+72	— 15	— 15	— 3	— 9	+72	
172	0,30	14,6	15,2	—	1,7 W	+72	+72	+72	— 9	— 3	— 9	+72	
156	0,14	17,7	15,2	—	—	+72	+72	— 15	— 39	— 33	— 9	+72	
155	0,21	14,8	14,8	—	0,50 Al	+72	+72	— 15	—	—	—	+72	
43	0,07	15,8	14,6	2,10	1,86 Al	— 51	+72	— 65	+72	+72	+72	— 30	
56	0,32	15,1	12,9	2,01	2,25 Cu	—	+72	— 9	— 13	— 19	— 19	+72	
57	0,52	14,9	13,0	2,06	2,28 Cu	—	+72	— 13	— 13	— 13	—	— 19	
63	0,07	15,8	14,6	2,10	2,20 Cu	—	+72	+72	+72	+72	—	+72	
					2,25 Cu	—	+72	+72	+72	+72	—	+72	
56	0,32	15,1	12,9	2,01	2,28 Cu	—	+72	+72	— 9	— 14	—	+72	Нагрев перед испытанием в течение 5 мин.
57	0,52	14,9	13,0	2,06	2,20 Cu	—	+72	— 31	— 9	— 14	—	— 19	

¹ Знак плюс (+) указывает на то, что сталь за указанное цифрой время кипячения (в часах) в растворе медного купороса с серной кислотой разрушению не подвергалась. Знак минус (—) указывает, что сталь за указанное время разрушилась.

² Термическая обработка перед вторичным нагревом.

Однако испытания, проведенные нами в этом направлении, не обнаружили большой разницы.

Во всяком случае эта разница в отношении к интеркристаллической коррозии практического значения не имеет.

Жаростойкость хромомарганцовистых сталей

Относительно сопротивления хромомарганцовистых сталей газовой коррозии при высоких температурах имеются некоторые расхождения.

Беккет [205] отмечает, что стали, подверженные длительному влиянию газов при высоких температурах, должны содержать не менее 20% Cr. Он также отмечает, что стали с 18% Cr и 8% Mn при нагреве в среде, содержащей SO₂, при 900° показали лучшее сопротивление коррозии, чем хромоникелевые типа 18-8. При более низкой температуре (600°) эта разница сглаживается.

Брюль определил жаростойкость хромомарганцовистых сталей в электрической печи при 1000° в атмосфере воздуха при длительности нагрева 165 час. Перед нагревом образцы были закалены при 1200° в воду.

Сравнительные испытания этих сталей показывают, что стали с марганцем обладают меньшей жаростойкостью, чем хромистые и хромоникелевые с тем же содержанием хрома. Повышение содержания углерода действует отрицательно на жаростойкость. Особенно отрицательно сказывается влияние марганца на жаростойкость в сталях с 30% Cr и 15% Mn (табл. 181 и 182).

При изучении влияния марганца от 0,5 до 20% в сталях с 30% Cr и 0,36 и 1,0% C на их свойства, установлено, что присадка марганца резко ухудшает жаростойкость сталей. Стали с 0,36% C

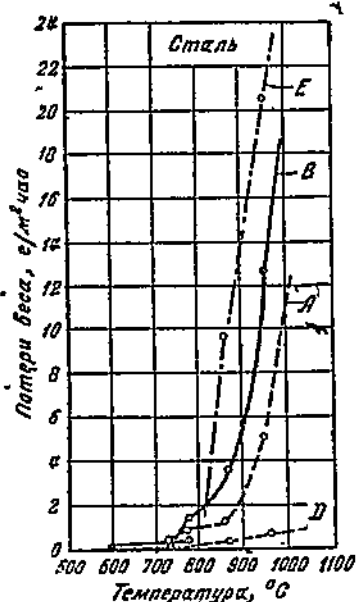
Таблица 181

Тип стали	Химический состав, %				Продолжительность нагрева при 1000° час.	Потери в весе г/м ² час.
	C	Mn	Cr	Ni		
A	0,10	15,6	30,1	—	165	36,8
B	0,94	15,8	31,1	—	165	13,2
B	0,30	0,58	32,3	—	165	1,13
Г	0,15	14,6	19,9	—	165	4,6
Д	1,1	15,8	20,2	—	165	3,85
Е	0,3	0,7	19,6	14,0	165	2,4
4475	0,15	10,4	19,7	—	165	8,25
4465	0,07	15,1	15,0	—	75	52,3
26	0,28	14,9	14,7	—	75	103
4469	1,07	15,5	15,3	—	75	41,8
A	0,09	0,45	15,0	—	44	100
B	0,09	0,45	17,6	9,86	165	10,3

Таблица 182

Жаростойкость хромомарганцовистых сталей при 1100 и 1200°

№ пробы	Химический состав, %					Потери веса в г/м ² час при температуре	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	1100°	1200°
1652	0,12	0,18	11,6	29,7	—	2,80	5,55
1653	0,59	0,36	12,1	30,2	—	3,61	6,85
1654	1,14	0,58	12,3	30,7	—	2,85	6,26
Е	0,15	1,50	0,5	25,0	20,5	—	1,50



Фиг. 343. Влияние температуры на жаростойкость хромомарганцовистых сталей (состав приведен в табл. 176)

показывают большие потери в весе, чем стали с 1,0% С за 100-часовой нагрев при температурах 800—1200°.

Для обеспечения надлежащих механических свойств при высоких температурах необходимо, чтобы в хромомарганцовистых сталях содержание хрома не превышало 16%. При этом содержании хрома стали могут применяться до температур не выше 820—850°.

На фиг. 343 приведены кривые изменения жаростойкости у трех марок сталей с марганцем в зависимости от температуры нагрева при длительности испытания 72 часа. Согласно этим данным, сталь А обладает достаточной жаростойкостью до температур порядка 900°.

Положительное влияние присадки кремния на жаростойкость хромомарганцовистых сталей отмечает В. Кузнецов [67]. Жаростойкость у сталей 18-8 (без кремния) при температуре 1000—1100° значительно ниже, чем у сталей с 18% Cr, 8% Mn и 2% Si, а

также с 18% Cr, 8% Mn, 4% Ni и 4% Si.

Определение сопротивления коррозии при температурах 700—1000° в среде топочных газов с добавкой 2% SO₂ и без него, проведенное автором [142] с сотрудниками, показало, что среди хромомарганцовистых сталей с 15—20% Cr и 8—16% Mn нет сталей, которые по совокупности своих свойств жаростойкости и жаропрочности удовлетворяли бы требованиям, предъявляемым к ним

как к жароупорному материалу. Эти данные противоречат указаниям Беккета [205] о более высокой коррозионной стойкости сталей с марганцем при высоких температурах в атмосфере сернистым газом.

В заключение следует отметить, что кроме жаростойкости при выборе сталей для работы при высоких температурах в качестве жароупорного материала необходимо учитывать влияние длительного нагрева на изменение механических свойств и особенно появление хрупкости, что в отношении хромомарганцовистых сталей имеет особенное значение.

Хромомарганцовистые стали с присадками

О влиянии присадок на свойства хромомарганцовистых нержавеющей сталей имеются весьма отрывочные сведения. В табл. 183 приведены механические и физические свойства хромомарганцовистых сталей с различными присадками, исследованных автором, а в табл. 180 были показаны результаты испытаний этих сталей на интеркристаллитную коррозию.

Влияние кремния на свойства малоуглеродистых сталей с 9% Mn и 18% Cr изучал В. В. Кузнецов. По его данным, присадка кремния ведет к тому, что в двухфазной аустенито-ферритной стали сильно увеличивается ферритная область, а при введении кремния выше 3% в ферритной фазе выделяется интерметаллическое соединение. Малоуглеродистая сталь типа 9-18 с 2% Si после закалки с 1100° в воду имеет около 35—60% феррита, а остальное приходится на долю аустенита. При введении кремния около 4% после закалки с 1300° сталь приобретает чисто ферритную структуру, а после закалки с 1100° в ней появляется небольшое количество аустенита порядка 20—10%. Нагрев при 700—900° вызывает выделение интерметаллического соединения, которое переходит обратно в твердый раствор при нагреве выше 1050°. Характерно, что присадка никеля (около 4%) к хромомарганцовокремнистой стали типа 9-18-4, несколько увеличивая аустенитную фазу, не влияет на образование в этой стали интерметаллического соединения, выделяющегося при длительном нагреве при температурах 700—900°. Это соединение под микроскопом видно в виде сильно травимых зерен. Увеличение содержания кремния до 7% приводит к полному исчезновению аустенита и более быстрому выделению интерметаллического соединения. Хотя Кузнецов указывает, что выделяющаяся новая фаза, вероятно, представляет собой какое-то соединение кремния, однако последние данные Брюля о выделении аналогичного соединения в хромомарганцовистых сталях указывают на то, что вероятнее всего эта новая фаза является соединением железа с хромом типа FeCr, обнаруженным Бейном и другими авторами в железохромистых сплавах. Стали типа 9-18 с кремнием и с присадкой никеля обладают более высокой жаростойкостью и жаропрочностью, а

Таблица 183

Механические и физические свойства хромомарганцовистых сталей
с различными присадками

№ плавов	Химический состав, %					Механические свойства								Магнитное насыще- ние $B-H$
	C	Mn	Cr	Ni	другие элементы	Температура закалки в воде, °C	сопротивление разрыву, кг/мм²	предел текучести кг/мм²	удлинение на 11,3√F, %	твердость по Бринеллю	глубина по Эриксону на 2 мм, мм	Число гибов		
												вдоль	поперек	
114	0,08	16,1	14,9	—	—	950	69,0	32,1	—	210	15,0	13	8	702
						1150	64,0	36,0	46,2	216	13,5	15	9	4600
115	0,17	16,2	15,4	—	—	950	80,6	46,5	28,0	—	—	—	—	—
						1150	72,1	34,6	48,5	—	—	—	—	—
116	0,26	16,2	14,9	—	—	950	85,9	47,5	32,5	32,8	11,5	11	8	100
						1150	74,7	31,6	56,3	195	14,5	16	12	100
152	0,20	15,9	14,2	—	0,79 Ti	950	71,1	37,1	35,3	—	11,8	16	—	520
						1150	62,3	37,3	29,0	190	11,2	9	8	6365
151	0,24	16,2	15,0	—	1,5 Ti	950	62,0	43,9	17,9	—	7,7	6	—	—
						1150	55,0	47,1	9,7	179	9,6	6	—	—
154	0,13	16,1	14,0	—	2,1 V	950	62,4	41,3	23,5	—	10,6	21	12	1035
						1150	59,6	40,0	22,6	195	10,8	25	12	6470
164	0,18	15,6	15,1	—	2,2 Mo	950	82,6	57,4	7,5	—	5,0	2	2	131
						1150	74,0	43,2	47,9	192	12,7	13	7	2480
162	0,18	15,6	15,1	—	1,23 W	950	80,1	51,2	19,9	—	6,8	9	3	325
						1150	70,5	40,2	41,3	190	6,1	19	13	—
155	0,21	15,4	14,0	—	1,86 Al	950	65,6	45,2	18,9	—	11,8	11	8	1000
						1100	67,5	46,2	25,8	179	1,11	5	6	3885
63	0,07	14,6	15,8	2,10	2,25 Cu	950	58,1	26,4	50,1	119	12,5	13	10	123
						1150	56,0	24,0	56,5	127	14,5	33	25	580
56	0,32	12,9	15,1	2,01	2,28 Cu	950	81,6	43,0	17,6	249	9,0	4	4	13
						1150	62,3	24,7	58,5	147	14,8	21	11	—
213	0,12	9,32	18,9	3,3	—	950	82,8	41,5	51,1	190	13,5	16	12	2600
						1150	75,0	39,4	47,0	210	14,0	19	9	3730
214	0,22	8,95	17,6	3,14	0,54 Ti	950	86,2	41,6	47,1	222	13,5	12	7	2475
						1150	74,5	41,5	44,2	—	12,5	11	7	3820
280	0,07	9,18	17,8	3,26	0,60 Ti	1150	53,0	28,9	38,4	179	13,5	15	8	—
281	0,08	8,74	17,5	3,30	1,35 Ti	1150	58,4	20,0	48,2	185	11,3	14	8	—
283	0,07	8,50	17,4	3,24	0,83 Ti	1150	68,6	—	48,6	228	11,3	15	8	—

также лучшими коррозионными свойствами в некоторых реагентах, чем хромоникелевые стали типа 18-8.

Кроме того, отмечается, что хромомарганцовокремнистые стали с малым содержанием углерода (около 0,10%) не приобретают склонности к интеркристаллитной коррозии при нагреве их в интервале температур выделения карбидов.

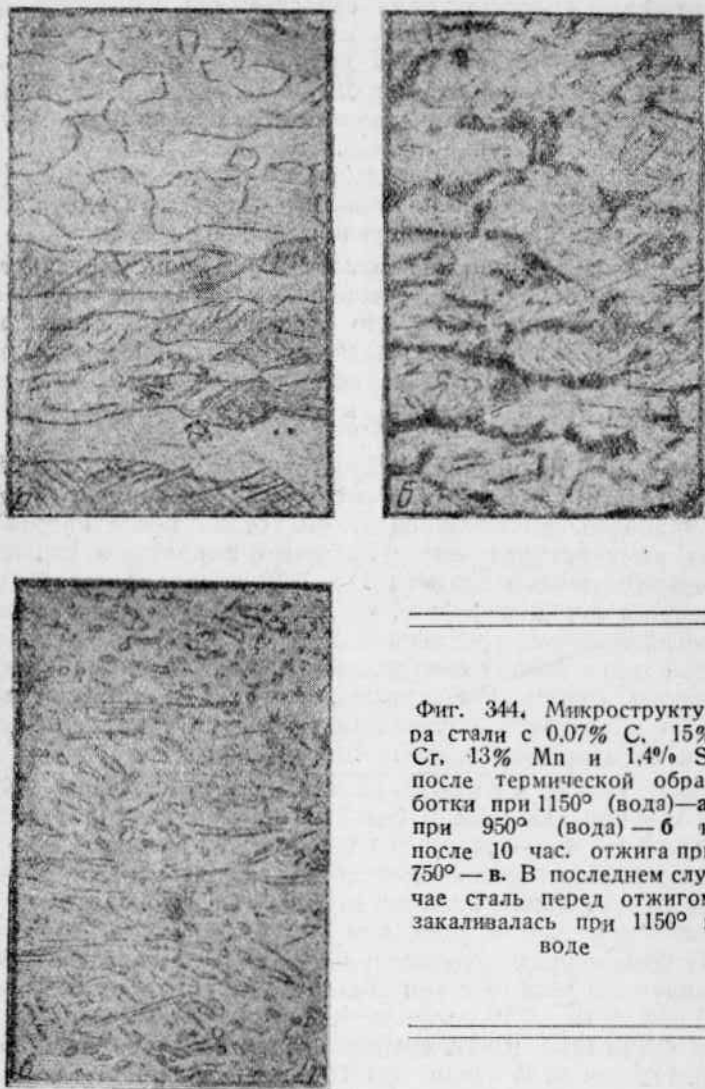
Либерман и Стрелец, Борздыка, а также инж. Лиференко изучали влияние кремния на свойства сталей при одновременном введении в стали других легирующих добавок.

Несмотря на ряд положительных свойств хромомарганцовокремнистых сталей, отмечаемых различными авторами, следует обратить особое внимание на то, что склонность этих сталей к выделению интерметаллического соединения при длительном нагреве при температурах ниже 900° является существенным препятствием к применению их в практике в качестве жароупорного материала.

На фиг. 344 приведена микроструктура стали с 0,07% C, 15% Cr, 13% Mn и 1,4% Si после различных вариантов термической обработки, показывающая, что сталь после нагрева при высоких температурах имеет аустенито-ферритную структуру, а после десятичасового нагрева при 750° получает очень сильное потемнение в ферритной фазе, что, вероятно, связано с выделением интерметаллического соединения FeCr.

С этой точки зрения заслуживают большего внимания стали с пониженным содержанием хрома, ниже 15%, так как в этом случае не образуется двухфазная структура и нет склонности у сталей к образованию этого соединения.

Влияние титана изучалось на сталях плавки 151 и 152 и показало, что присадка его в сильной степени изменяет соотношение между γ - и α -фазами и способствует расширению ферритной области. Соотношение между фазами зависит от температуры, при этом меньшее количество феррита наблюдается у стали, закаленной при 950° в воде, чем у стали после закалки при 1150°. С повышением содержания титана количество феррита увеличивается и вместе с тем понижаются пластические свойства. Сталь 15-16 с 1,5% Ti после термической обработки при 1150° имеет в ферритной массе специфические островки новой составляющей. Нагрев этой стали при 700° в течение 25 час. вызывает сильный распад ферритной составляющей, сопровождающийся появлением хрупкости. Это также отражается на изменении твердости. Отмечается положительное влияние титана в отношении устранения склонности к интеркристаллитной коррозии, появляющейся у сталей без титана после нагрева в интервале 500--900°, что подробно разобрано в специальном разделе. В хромомарганцовоникелевой системе титан оказывает аналогичное влияние. Сталь плавки 280 с содержанием титана 0,60% имеет двухфазную аустенито-ферритную структуру, а плавки 281 с 1,35% Ti — ферритную структуру.



Фиг. 344. Микроструктура стали с 0,07% С, 15% Сг, 13% Мп и 1,4% Si после термической обработки при 1150° (вода)—а; при 950° (вода)—б и после 10 час. отжига при 750°—в. В последнем случае сталь перед отжигом закаливалась при 1150° в воде

Влияние ванадия. Сталь типа 15-16 с 2,1% V после закалки при 1150° имеет двухфазную аустенито-ферритную структуру. Наблюдается разница в величине магнитного насыщения после термической обработки при 950 и 1150°.

Более высокая температура способствует увеличению ферритной составляющей. Сталь 15-15 с 2,1% V и 0,13% С после нагрева при температуре 700° приобретает высокую твердость и хрупкость.

Хромомарганцовистые стали с вольфрамом. Инж. А. М. Борздыка [18] и Л. Н. Газезьян [32] на основании исследований хромомарганцовистых сталей с присадкой вольфрама рекомендуют их в качестве заменителей хромоникелевых сталей с вольфрамом (ЭИ69) в клапанах мощных авиамоторов.

Согласно их исследованиям, хромомарганцововольфрамовые стали типа 14-14-2 обладают почти равноценными механическими свойствами при высоких температурах по сравнению с хромоникельвольфрамовыми сталями того же типа.

В отношении сопротивления окислению при высоких температурах хромоникельвольфрамовые стали несколько уступают стали типа ЭИ69.

Согласно исследованиям А. М. Борздыка, стали с 0,40% С, 1,0—1,8% Si, 10,0—12,2% Mn, 15—14,7% Cr и 2,2—2,45% W после термической обработки при высоких температурах (нагрева при 1000—1100° и охлаждения в воде) имеют аустенито-карбидную структуру.

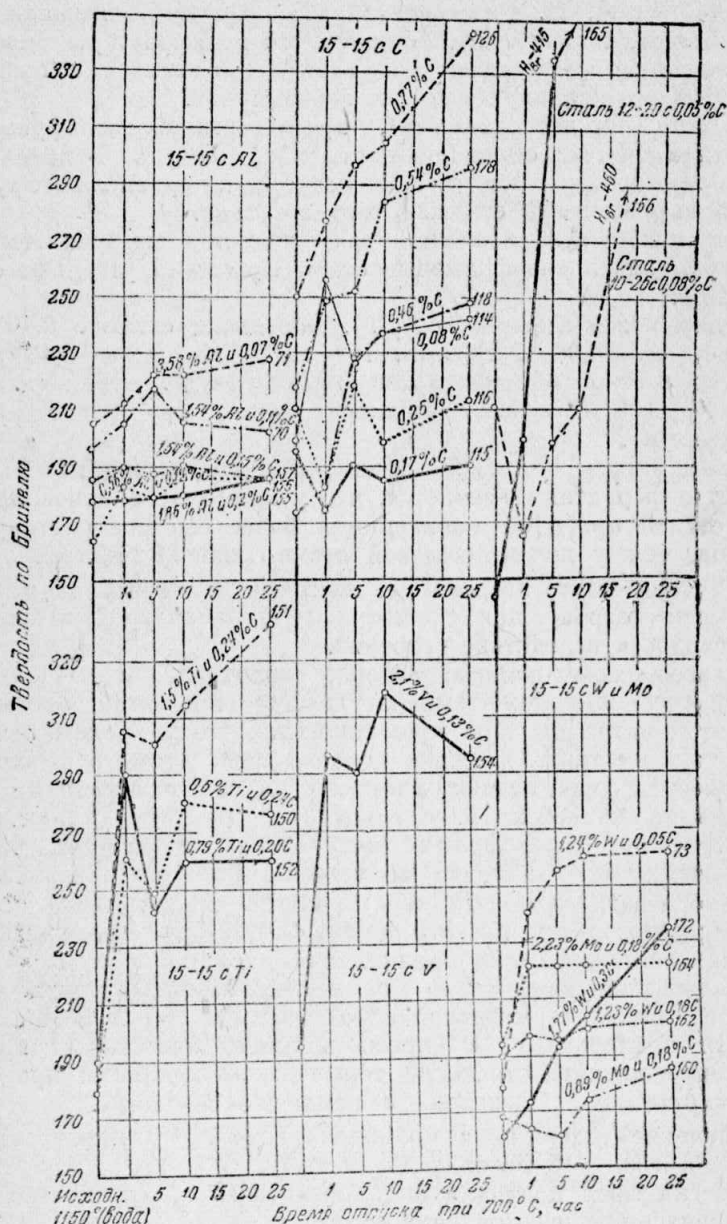
Только нагрев при 1200° приводит к появлению небольшого количества феррита. Отмечается, что у хромомарганцововольфрамовых сталей при 1100° наблюдается более быстрое растворение карбидов, чем у хромоникелевой стали типа 14-14-2.

Все стали после нагрева при высоких температурах при последующем нагреве при пониженных температурах повышают свою твердость вследствие старения.

Согласно исследованиям автора, сопротивление длительному разрыву при высоких температурах у хромомарганцовистых сталей с вольфрамом примерно такое же, что у хромоникелевых сталей того же типа. Особенно хорошие результаты в отношении жаропрочности показывают хромомарганцововольфрамовые стали с присадкой 3—5% Ni. Следует отметить, что хромомарганцовистые стали с вольфрамом необходимо основательно проверить в отношении изменения механических свойств под влиянием длительного нагрева при температурах 400—700°, так как наблюдались случаи очень резкого уменьшения ударной вязкости после такого нагрева при указанных температурах.

Хромомарганцовая сталь с молибденом (плавка 164, табл. 140) после термической обработки при 950 и 1150° имеет двухфазную структуру с преобладанием аустенита, причем уменьшение магнитности после термической обработки при 950°, вероятно, связано с выделением немагнитной σ -фазы.

Увеличение содержания молибдена до 4,5% в малоуглеродистой стали типа 15-15 привело к тому, что эта сталь после прокатки на лист получила настолько сильную хрупкость, что разваливалась при изготовлении образцов. Сталь 15-15 с 0,89% Mo после термической обработки при 1150° имеет аустенитную структуру, с небольшим количеством островков феррита. Данные магнитных измерений и механические свойства свидетельствуют о преобладании аустенита в этой стали.



Фиг. 345. Изменение твердости во времени у хромомарганцовистых сталей с различными присадками после нагрева при 700°

Следует отметить более высокое сопротивление разрыву у стали типа 15-15 с 2,20% Мо. Нагрев при 700° вызывает изменение твердости, что можно проследить на кривых фиг. 345.

По данным исследований Либермана и Стрелец [74], введение молибдена до 4% в стали с 18% Cr и 8% Mn не оказывает существенного влияния на соотношение между фазами, несколько увеличивая количество феррита.

Эти авторы отмечают более высокую жаропрочность хромомарганцовистых сталей с молибденом и меньшую их жаростойкость.

Так же как и в хромоникелевых сталях, отмечается повышение сопротивления коррозии в ряде химических сред (например, в сульфитных щелоках, в условиях образования синтетической мочевины и в растворах органических кислот).

ЛИТЕРАТУРА

1. Акимов Г. В., Исследование холоднокатаной стали V2A, Труды ЦАГИ, вып. 59, 1930.
2. Акимов Г. В., Газовая коррозия углеродистых сталей при высоких температурах, Труды ЦАГИ, вып. 90, 1931.
3. Акимов Г. В. и Борздыка А. М., Исследование клапанных сталей ЦАГИ, «Техника воздушного флота» № 11—12, 1932.
4. Акимов Г. В., Химушин Ф. Ф. и Вруцевич, Исследования в области холоднокатаных нержавеющей сталей аустенитного типа, «Вестник металлопромышленности» № 10, 1932, и № 9, 1933.
5. Акимов Г. В. и сотрудники, Исследования в области аустенитных сталей, Труды ВИАМ, вып. 39, ОНТИ НКТП, 1936.
6. Аксельрод Л., Получение холоднокатаных тонкостенных труб из жароупорной стали Ж-27 (фуродит), «Сталь» № 9, стр. 50, 1940.
7. Алексеев И., Опытная сталь ЭИ59 для пирометрии, «Новости техники», октябрь, 1936.
8. Алексеенко М. Ф., Исследование сталей для выхлопных клапанов, «Техника воздушного флота» № 2 и 3, 1936.
9. Алексеенко М. Ф., Стали для клапанов впуска, «Техника воздушного флота» № 5, 1936.
10. Аферова Н. С. и Глутникова Р. Б., Влияние нитробия, тантала, азота и титана на рост зерен при нагреве стали типа фуродит. Из сообщения 2-й Всесоюзной конференции курсов по стахановским методам термобработки черных металлов ВСНИТО, Ленинград, 1941.
11. Бабаков А. А. и Рутес В. С., Журнал «Качественная сталь» № 3, стр. 15, 1936.
12. Бабаков А. А., Журнал «Качественная сталь» № 6, стр. 50, 1935.
13. Балакина Л. Н., Влияние нитробия на хромистые, нержавеющей и жароупорные стали, 2-я Всесоюзная конференция курсов по стахановским методам термобработки ВСНИТО, Ленинград, 1941.
14. Борздыка А. М., Замена никеля в стали ЦАГИ-К, «Техника воздушного флота» № 8, 1933, и № 11, 1934.
15. Борздыка А. М., О выборе клапанных сталей, «Качественная сталь» № 2, 1934.
16. Борздыка А. М., Замена никеля в теплоустойчивых аустенитных сталях, «Качественная сталь» № 4, 1934.
17. Борздыка А. М. Хромомолибденомарганцевая и хромовольфрамомарганцевая теплоустойчивые стали, «Качественная сталь», № 8, 1937.
18. Борздыка А. М., Жароупорные и теплоустойчивые стали, ОНТИ, М.-Л., 1937.
19. Борздыка А. М., Хромомарганцевые теплоустойчивые стали (диссертационная работа), Московский институт стали им. Сталина, 1938.
20. Борздыка А. М. и Ланская К. А., Влияние на теплоустойчивые свойства стали 14-14 (ЭИ69) содержания углерода, «Металлург» № 10, стр. 25—31, 1940.
21. Борздыка А. М. Дисперсионное твердение высоколегированной хромтитаномарганцевой стали, «Металлург» № 10, стр. 31—35, 1940.

22. Браун М. и Карелина А., Безникелевые жароупорные стали, «Новая техника» № 16, 1940.
23. Браун, «Вестник инженеров и техников», 1941.
24. Бродский И. С., Сплав «Смена», «Металлург», 1935.
25. Варшавский Г. Е., Техника наварки твердых сплавов, Азнефть-издат, Баку, 1933.
26. Вер О. и Романов М., Сплавы, устойчивые против фосфорной кислоты, Известия Академии наук СССР, т. 1, стр. 114—117, 1933.
27. Вишняков, Жароупорные стали для паровой арматуры котлов и паропроводов высокого давления, «Вестник инженеров и техников» № 15, 1936.
28. Врацкий М. и Францевич И., Механические свойства легированных сталей при высоких температурах, «Сталь» № 4—5, 1933.
29. Газезьян Л. Н., Неопубликованные исследования ВИАМ по клапанам, 1934—1937 гг.
30. Газезьян Л. Н., Изготовление пустотелых клапанов мощных авиамоторов, ВИАМ, 1936.
31. Газезьян Л. Н., Поломки клапанов авиамоторов, не связанные с дефектами материала клапана, «Информационный сборник ВИАМ» № 15, 1933.
32. Газезьян Л. Н. и В. Е. Шейнин, «Качественная сталь» № 3, 1933.
33. Грецин Н. П., Методика изготовления сталлитов в высокочастотных печах, «Информационный сборник ВИАМ» № 11, 1938.
34. Грум-Гржимайло Н. В., О жароупорности некоторых сталей, «Металлург» № 10, стр. 21—25, 1940.
35. Гудремон и Эмке, Жароупорные стали, «Русско-германский вестник науки и техники», № 6, 1934 («Летопись» № 13, 1934).
36. Гудремон Е. и Эмке, О проблеме жароупорных сталей. Труды конференции по жароупорным сталям, ОНТИ, М.-Л., 1935.
37. Гудремон Е., Учение о специальных сталях, ОНТИ, М.-Л., 1938.
38. Гудцов Н. Т. и Д. Ширяев, Сталь для клапанов двигателей внутреннего сгорания, Госмашметиздат, М.-Л., 1933.
39. Гудцов Н. Т. и Комяков Н. Г., Влияние вольфрама, никеля и кобальта на свойства стали для клапанов двигателей внутреннего сгорания, «Металлург» № 3, 1935.
40. Гуляев А. П., Превращение остаточного аустенита в высоколегированных сталях при температурах ниже 0°, «Металлург» № 3, стр. 64—71, 1939.
41. Гуревич Д. и Белорусов С., Опыт прокатки на лист больших слитков нержавеющей стали, «Сталь» № 10—11, стр. 49, 1939.
42. Данильченко Н. М., Пластические свойства высокохромистой Cr-Mn-Si-стой стали при холодной деформации, «Теория и практика металлургии» № 10, 1937.
43. Жиронкин А. Н. и Нессельштраус Г. З., Технология производства нержавеющей стали, ГОНТИ, стр. 1—232, 1938 (книга «Коллективный труд центральной лаборатории Кировского завода»).
44. Жуковин Е., Применение автоматной нержавеющей стали в точном приборостроении, «Сталь» № 6, стр. 58, 1938.
45. Жуковин Е., Цементация нержавеющей стали, «Сталь» № 9, стр. 61, 1939.
46. Заморюев В., Производство нержавеющей и кислотоупорной стали по методу завода им. Кирова, «Сталь» № 10, стр. 31, 1938.
47. Заимовский А. С., Дроздов Н. и Нащекин К., Журнал «Качественная сталь» № 1, стр. 36, 1937.
48. Зиновьев В. С. и Левин М. А., Исследование коррозии

современных клапанных сталей при повышенных температурах и в газовой среде, «Вестник металлопромышленности», № 17 и 18, 1936.

49. Исследование возможности применения жароупорных сталей для конверсии метана, «Журнал химической промышленности», т. 15, июнь, 1938.

50. К и н ц е л ь А. Б., Влияние совместного присутствия хрома и марганца в конструкционных и нержавеющей сталях, «Качественная сталь» № 6, 1936.

51. К и ш к и н С. Т., Форсирование мощности авиационных моторов и материаловедение, «Американская техника и промышленность», июль, 1937.

52. Конференция по жароупорным и крипоустойчивым сталям, «Заводская лаборатория» № 1, 1934.

53. Корнеев Н. И., Штамповка клапанов для авиационных моторов, «Авиапромышленность» № 1, 1934.

54. Корнилов И. и Михеев В., Технология производства новых Fe-Cr-Al-ных сплавов с применением двух лигатур, «Сталь» № 7, стр. 14, 1940.

55. Корнилов И. И., Новые жароупорные и высокоомные хромо-алюминиевые стали, «Доклады Академии наук СССР», т. 24, № 9, 1939.

56. Корнилов И., Новые жароупорные высокоомные Fe-Cr-Al-сплавы, «Сталь», № 5—6, 1940.

57. Корнилов Н. И. и Михеев В., Жароупорные сплавы, № 1 и 2, Металлургиздат, 1943.

58. Коробков А. В. и Озерцовский Б. Н., Сравнительное исследование клапанных сталей, «Авиапромышленность» № 6, 1934.

59. Колосов М. и Кейс Н., Выплавка в основной мартеновской печи жароупорной стали для литья, «Сталь» № 7, стр. 19, 1939.

60. Косолапов Г. Ф., Азотирование аустенитных сталей, «Металлургия» № 6, 1939.

61. Колповский К. М., О производстве бесшовных труб из нержавеющей кислоты- и жароупорных сталей, «Сталь», август—сентябрь, № 8—9, 1935.

62. Крениг В. О., Коррозия металлов, ОНТИ, М., 1938.

63. Крещановский Н. С., Исследование электросварки жароупорных сталей, «Вестник металлопромышленности» № 8, 1933.

64. Крещановский Н. С., Производство фасонного литья из жаро- и кислотоупорных сталей, «Литейное дело» № 5, 1935.

65. Крещановский Н. С., Исследование сварки жароупорных сталей, «Вестник металлопромышленности» № 8, 1935.

66. Кронер А., Металлургические предпосылки жароупорности сталей, «Вестник науки и техники» № 3, 1934.

67. Кузнецов В. В., Хромомарганцовокремнистые и хромоникель-кремнистые нержавеющей стали, «Качественная сталь» № 7, 1935.

68. Кузнецов В. В., «Качественная сталь» № 5, стр. 66, 1936.

69. Кузнецов А. А., Магнитные свойства аустенитных сталей до и после азотизации, «Журнал технической физики», т. VII, вып. 18, 1937.

70. Кютнер К., Сборник «Коррозия металлов», ОНТИ, стр. 6, 1934.

71. Левинзон Е., Влияние углерода на жароупорность хромистых сталей, «Новости техники», № 25, сентябрь 1937.

72. Лейкин В., Технология производства нержавеющей стали ЭЯ1Т, «Сталь» № 10, стр. 37, 1938.

73. Либерман Л. Я., Жаростойкость, жаропрочность и интеркристаллитная коррозия стали 18-8 с Si и Al, «Качественная сталь» № 8, 1935.

74. Либерман Л. Л. и Стрелец П. Л., Жароупорные и теплоустойчивые стали без никеля, «Качественная сталь» № 4, 1937.

75. Лившиц Б. Г., О жароупорных Cr-Al-сталях, «Вестник инженеров и техников» № 9, 1933 (журнал «Летопись» № 201, 1933).

76. Лурьев В. и Подвойский Л., Двухслойная нержавеющая сталь, «Сталь», № 12 стр. 71, 1939.
77. Минкевич Н. А. и Борздыка А. М., Изыскание высоко-теплоустойчивых сталей, «Металлург» № 1, 1939.
78. Миркин и Фомин, Труды Института стали, 1935.
79. Миркин И. Л. и Блантер М. Е., Равновесное состояние сплавов Fe-Cr-C, «Металлург» № 8, стр. 3—7, 1940.
80. Монипеев И., Нержавеющее железо и сталь, ОНТИ, 1932.
81. Нехендзи Ю., Новая нержавеющая сталь, стойкая в H_2SO_4 , «Сталь» № 8—9, стр. 60, 1938.
82. Николаев К. Г., Сварка жароупорных аустенитных сталей, «Автогенное дело» № 4, 1937.
83. Новиков М. П., Электрооборудование авиационных моторов, Оборонгиз, М., 1939.
84. Одинг И. А., Механизм ползучести металлов, Труды конференции по жароупорным сталям, ОНТИ НКТП, 1935.
85. Орелиович И. Г., Изменение карбидной фазы в нержавеющей стали с высоким содержанием С, Cr и Mo при термической обработке, «Металлург» № 12, стр. 61—67, 1933.
86. Первая Всесоюзная конференция по нержавеющим трубам. Стенографический отчет, Ленинград, 1939.
87. Пик Н. М., Механические свойства жароупорных сталей ЭА1 и ЭХ17 при высоких температурах, «Теория и практика металлургии» № 6, 1936.
88. Пик Н. М., Механические свойства жароупорных сталей (фуродит) и ЭХН25 (хромоникелевых) при высоких температурах, «Теория и практика металлургии» № 2, 1938.
89. Погодин С. А., Проводниковые и реостатные сплавы, ОНТИ, М.-Л., 1936.
90. Приданцев М. В., Свойства теплоустойчивых сталей при высоких температурах, «Качественная сталь» № 2, 1938.
91. Приданцев М. В., Механические характеристики клапанных сталей, «Качественная сталь» № 6, 1934.
92. Приданцев М. В., Технология и свойства силхромовых сталей, Труды конференции по жароупорным сталям, 1935.
93. Приданцев М. В., Новая сталь для горячих штампов, «Металлург» № 6, 1935. Проблема нержавеющих и жароупорных сталей, «Качественная сталь» № 3, 1937.
94. Приданцев М. и Семенова Н., Производство и свойства Fe-Cr-Al жаростойких сплавов с высоким омическим сопротивлением, «Сталь» № 2, стр. 32, 1939.
95. Просвирин В. И., Влияние напряжений на структурные превращения в сталях, «Металлург» № 3, стр. 21—32, 1940.
96. Рапатц, Жароупорные хромистые и хромокремнистые стали, их изготовление и применение, «Качественная сталь» № 2, 1934.
97. Рапатц, Труды конференции по жароупорным сталям, ОНТИ, стр. 61, 1935.
98. Рафалович Ц. Н., О структуре и свойствах жароупорных сталей для труб, «Теория и практика металлургии» № 12, стр. 59—63, 1939.
99. Рафалович Ц. Н., Деформация и рекристаллизация жароупорной стали ЭИ87, «Теория и практика металлургии» № 2, 1940.
100. Родина Е. Я., Научно-исследовательские работы ВИАМ за 1939 г.
101. Родченко В. и Соловьев Н., Точечная коррозия на поверхности труб из нержавеющей стали и способы устранения ее, «Сталь» № 10—11, стр. 62, 1939.
102. Романов М. и Вер О., Огнестойкая сталь с 18% Si и 8% Al, «Металлург» № 4, 1934.

103. Романов М. М. и Вер О. И., Огнестойкие сплавы, ОНТИ. М.-Л., 1935.
104. Самарян А. М. и Королев М. Л., Опыты насыщения азотом феррохрома, «Металлург» № 2, стр. 77—84, 1938.
105. Свечников В. Н., О превращениях в твердом состоянии в сплавах Fe-Cr, «Металлург» № 4, стр. 45—49, 1938.
106. Скорчелетти и Шульц, Химическое разрушение металлов, ОНТИ, стр. 171, 1935.
107. Скорчелетти и Шульц, Химическая стойкость сплавов на железной основе, ГОНТИ, 1938.
108. Смирнов А. В., Стали, устойчивые в условиях синтеза аммиака, Журнал «Химическое машиностроение» № 4, стр. 34, 1938.
109. Смирнов В. И. и Неровецкая Г. И., Исследование свойств жароупорных алюминиевых чугунов, «Металлург» № 3, стр. 13—21, 1940.
110. Смирнов В. И., Термическая обработка крупных отливок нержавеющей стали, «Металлург» № 11—12, стр. 63—65, 1940.
111. Снитко П. А., Свойства хромомарганцевомедистых сталей, «Качественная сталь» № 5, стр. 56—59, 1935.
112. Сперанский В. Г., Производство кислотоупорной стали марки Я1, содержащей титан, «Сталь» № 4—5, стр. 28, 1939.
113. Сперанский В. и Кошик А., Причины появления волосовин в стали Ж1 и Ж2 для турбинных лопаток, «Сталь» № 2, стр. 32, 1940.
114. Сперанский В. Г., Изготовление нержавеющей кислотоупорных сталей в электродуговых печах Запорожстали, «Домез» № 6, 1935.
115. Тайц Н. Ю. и Орро П., Опыты получения бесшовных труб из стали сильхром-8, «Сталь» № 12, 1935.
116. Тайц Н. Ю., Исследование режима нагрева жароупорных сталей марок ЭЯ1 и ЭЖ17, «Теория и практика металлургии» № 2, 1937.
117. Тепсел Г. Д., Ползучесть металлов, ГНТИ, М.-Л., 1934.
118. Тиходеев Г. М. и Соловьева Л. Н., Исследование свариваемости сильхромолибденовой жароупорной стали, «Металлург» № 2, стр. 23—31, 1940.
119. Тиходеев Г. М. и Федотов Л. Е., Измельчение зерна жароупорной стали с 30% Cr при дуговой сварке, «Металлург» № 2, стр. 31—37, 1940.
120. Труды первой конференции по твердым сплавам (10—17 апреля 1932 г.); Металлургиздат, М.-Л., 1933.
121. Ферованов Е. Е. и Мах В. Г., Теплостойкие и жароупорные чугуны без добавок импортных присадок, «Металлург» № 3, стр. 51—56, 1940.
122. Федосеев Н. М., О практике легированных сталей при больших обжатиях, «Металлург» № 8, стр. 38—47, 1940.
123. Фомичев И. А., Колпковский Н. М. и Данильченко Н. М., Опыты получения труб из высоколегированной стали марки ЭИ87 (хромаль), «Теория и практика металлургии» № 10—11, стр. 74—76, 1938.
124. Фельдман С. С., Стали для клапанов, «Техника воздушного флота» № 4, 1929.
125. Фридман Я. Б., Необратимые превращения в твердых растворах, «Журнал технической физики», т. VI, вып. I, 1936.
126. Фридман Я. Б. и Подольский И., Поводки клапанов и превращения клапанных сталей, «Техника воздушного флота» № 7, 1937.
127. Фридман Я. Б., Старение жаростойких аустенитных сталей, «Качественная сталь» № 5—6, 1937.
128. Химушин Ф. Ф., Холодная деформация стали 18-8, журнал «Качественная сталь» № 4, 1934.
129. Химушин Ф. Ф. и Денисов М. Ф., Нержавеющие и кисло-

тоупорные стали для химического машиностроения, журнал «Химическое машиностроение», № 4, стр. 24, 1935.

160. Химушин Ф. Ф., Хромомарганцовоникелевые нержавеющие стали аустенитного и аустенито-ферритового типа, «Качественная сталь» № 1, Труды ВИАМ, ОНТИ НКТП, № 32, 1935.

161. Химушин Ф. Ф. и Курова О. И., Хромомарганцовые и хромомарганцовоникелевые нержавеющие стали, «Качественная сталь» № 6, 1936.

162. Химушин Ф. Ф., Производство нержавеющих кислото- и жароупорных сталей в Америке, «Качественная сталь» № 2, 1936.

163. Химушин Ф. Ф., Свойства и применение нержавеющих сталей, Главспецсталь, Москва, 1938.

164. Химушин Ф. Ф., Жаров Г. И. и Арляевский П. Д., Коррозия жароупорных сталей в среде топочных газов с повышенным содержанием серы, «Качественная сталь» № 3, 1938.

165. Химушин Ф. Ф. и Конторович И. Е., Изучение свойств жаропрочных хромомарганцовоникелевых сталей с присадками Si, W, Mo, Научно-исследовательские работы ВИАМ за 1939 г., стр. 114—117.

166. Химушин Ф. Ф. и Родина Е. Я., Подбор жароупорных сталей для разливы и модифицирования алюминиевых сплавов, Научно-исследовательские работы ВИАМ за 1939 г., стр. 133—140.

167. Химушин Ф. Ф., Ратнер С. И., Рудбах З. Я., Высокопрочная проволока для тросов из нержавеющей стали 18-8, «Сталь» № 8, стр. 40, 1939.

168. Химушин Ф. Ф., Материалы к совещанию по теплоустойчивой и жароупорной стали, Институт металлургии Академии Наук СССР, издание Академии Наук, 1940.

169. Химушин Ф. Ф., Нержавеющие кислотоупорные и жароупорные стали, ОНТИ, М., 1940.

170. Химушин Ф. Ф., Нержавеющая сталь с марганцем для авиаконструкций, «Авиапромышленность» № 1, 1940.

171. Химушин Ф. Ф. и Ковалева А. А., Журнал «Химическое машиностроение» № 12, 1939.

172. Химушин Ф. Ф. и Жаров Г. И., Журнал «Химическое машиностроение» № 1, 1937.

173. Хитрик С. И. и Цыбакин Я. Ф., Повышение выхода хрома из хромистой руды при выплавке малоуглеродистого феррохрома, «Теория и практика металлургии» № 4—5, стр. 31—37, 1939.

174. Хохлов С., Хрупкость кремнехромовой стали для клапанов внутреннего сгорания, «Новости техники» № 83, 1934.

175. Цыпурдеев С. Д., Применение жароустойчивых и железоникелевых хромовых сплавов в печном оборудовании, «Вестник инженеров и техников», № 3, 1934.

176. Черняк В. С., Голубева З. И., Штейнберг И. А., Исследование механических свойств сварки хромоникелевой стали ЭАТ при низких температурах, «Автогенное дело» № 1, стр. 10, 1941.

177. Чичканов П. П., Нагорнов Н. П., Свойства некоторых высоколегированных жароупорных сплавов в литом состоянии, «Качественная сталь» № 7, 1936.

178. Чукан Е. В. и Коган И. З., Нормали в химическом аппарато-строении, «Автогенное дело» № 1, январь 1939.

179. Чукан Е. В. и Коган И. З., Сварка химической аппаратуры из хромистой стали, «Автогенное дело» № 5, май 1939.

180. Шапер Г., Применение высококачественной стали в моторостроении, «Вестник науки и техники» № 5, 1935.

181. Шапиро Б., Условия получения чистой поверхности листов нержавеющей стали типа 18-8, «Сталь» № 5—6, стр. 43, 1940.

152. Шилов С. И., Исследование жароустойчивых и высокоомных хромомарганцевых сталей, «Вестник инженеров и техников», № 10, 1933.
153. Шульте Ю., Новое в производстве нержавеющей стали, «Сталь» № 4—5, стр. 40, 1937.
154. Шултин А. И., Хромомарганцевые нержавеющие стали, «Металлург» № 4—5, 1933.
155. Эрахтин В., Журнал «Сталь» № 7, стр. 178, 1938.
156. Эрахтин В., Термическая обработка фехраля, «Сталь» № 8—9, стр. 71, 1938.
157. Aborn R. H. and Bain E. C., Nature of the Nickel-Chromium Rustless Steels, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 18, 1930, pp. 837—893.
158. Aborn R. H. and Bain E. C., 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.
159. Abram H. H., Metallurgical Data on Stainless Steels, Chem. Met. Eng., v. 30, 1924, pp. 430—431.
160. Abram H. H., The Value of Young's Modulus for Steel, J. Iron Steel Inst., v. 129, 1934, pp. 325—330.
161. Adcock F., The Effect of Nitrogen on Chromium and Some Iron-chromium Alloys, J. Iron Steel Inst., v. 114, 1926, pp. 117—126.
162. Adcock F., The Chromium-iron Constitutional Diagram (Part X of Alloys of Iron Research), J. Iron Steel Inst., v. 124, 1931, pp. 99—149.
163. Aitchison L., Experiments on the Influence of Composition upon the Corrosion of Steel, Trans. Faraday Soc., v. 11, 1915, pp. 212—234.
164. Aitchison L., Valve Failures and Valve Steels in Internal Combustion Engines, Proc. of the Institution of Automobile Engineers, v. 14, 1919—20, p. 31.
165. Aitchison L., Stainless Steel, Eng. Ind. Management, v. 3, 1920, pp. 114—117.
166. Aitchison L., Chromium Steels and Irons, Proc. Inst. Automobile Eng., v. 16, part I, 1921—1922, p. 183—217.
167. Aitchison L., The Development of Aero-Engine Materials, International Air Congress, London, 1923, p. 485.
168. Allegheny Ludlum Steel Corporation, Engineering Data, Allegheny Metal, Bull. A-1, Allegheny Metal 12, 17, 55, 25—12, The Corporation, Brackenridge, Pa., 1938.
169. Alexander S. C., Welding Characteristics of the «Stainless Steels», Western Machinery and Steel World, v. 24, 1933, pp. 201—204, 213.
170. American Society of 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 Mo.
171. American Society for testing Materials, Magnetic Permeability Tests of 18 Per Cent Chromium, 8 Per cent Nickel, Stainless Steels, Proc. Am. Soc. Test Mat., v. 32, part I, 1932, pp. 167—169.
172. American Society For Metals, Composition and Heat Treatment of High-carbon, High-chromium Steels, in «Metals Handbook», The Society, Cleveland, 1939, pp. 994—996.
173. American Foundrymen's Association, «Cast Metals Handbook», The Association, Chicago, 1935, 424 pp.
174. American Foundrymen's Association, «Alloy Cast Irons», The Association, Chicago, 1939, 257 pp.
175. Andersen A. G. H. and Jette E. R., X-ray Investigation of the Iron-chromium-silicon Phase Diagram, Trans. Am. Soc. Metals, v. 24, 1936, pp. 375—419.
176. Armour J. D., Cold-finished Bars, Metal Progress, v. 27, 1935, № 5, pp. 43—48.

177. Arness W. B. and Ostrofsky J. N., Corrosion Resistance of Iron-chromium Alloys in Various Media, I-The Salt Spray, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 20, 1932, pp. 429-463.
178. Austin C. R., Some Mechanical Properties of a Series of Chromium Steels, J. Iron Steel Inst., v. 107, 1923, pp. 419-438.
179. Austin J. B. and Pierce R. H. H., Jr., Thermal Expansion of Heat-resisting Iron Alloys, Ind. Eng. Chem., v. 25, 1933, pp. 776-779.
180. Austin C. R., High Temperature Properties of Nickel-Cobalt-Iron Base Age-Hardening Alloys, The Pennsylvania State College Technical Paper, № 29, 1936.
181. Babcock and Wilcox Tube Company: Digest of Properties. Carbon and Alloy Steels for Cracking-still Tubes, Techn. Bull. 6A, The Company, Beaver Falls, Pa., 1935, 35 pp.
182. Babcock and Wilcox Tube Company: «Nirosta K-A-2 Seamless Tubes and Pipe», The Company, Beaver Falls, Pa., 1931, 56 pp.
183. Bacon F., Fatigue and Corrosion Fatigue with Special Reference to Service Breakages, Proc. Inst. Mech. Eng., v. 124, 1933, pp. 685-736.
184. Baeyeritz M., A Note on Chromium Oxide Inclusions in Stainless Steel and Ferrochromium, Trans. Am. Soc. Metals, v. 22, 1934, pp. 625-634.
185. Baeyeritz M., Observations on the Oxidation of Steel, Trans. Am. Soc. Metals, v. 24, 1936, pp. 420-450.
186. Baeyeritz M., The Use of Chromic Acid in Electrolytic Etching of Iron and Steel, Trans. Amer. Soc. Met., 1907, v. 25, pp. 1185-1195.
187. Bain E. C., Secondary Hardness in Austenized High Cr. Steels, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 5, 1924, pp. 89-105.
188. Bain E. C. and Griffiths W. E., An Introduction to the Iron-chromium-nickel Alloys, Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng., v. 75, 1927, pp. 166-213.
189. Bain E. C., The Structures of the High-chromium Stainless Steels and Irons, Year Book Am. Iron Steel Inst., 1930, pp. 271-308.
190. Bain E. C., Aborn R. H. and Rutherford J. J. B., The Nature and Prevention of Intergranular Corrosion in Austenitic Stainless Steels, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 21, 1933, pp. 481-509.
191. Bain E. C., Aborn R. H. and Rutherford J. J. B., Stabilizing 18-8 Stainless Steel by Addition of Titanium, Steel, v. 92, 1933, April 17, pp. 21-23, 25.
192. Bain E. C., Aborn B. H. and Rutherford J. J. B., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 388-404.
193. Bain E. C. and Aborn R. H., The Iron-nickel-chromium System, in «Metals Handbook», American Society for Metals, Cleveland, 1939, pp. 418-422.
194. Bain, Functions of the Alloying Elements in Steel, Copyright 1939, American Society for Metals, Cleveland, Ohio.
195. Bailey R. W., Dickenson J. H. S., Inglis N. P. and Pearson J. L., 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.
196. Ballay M., Des applications du nickel dans les industries electriques. Houille Blanche, v. 1931, pp. 144-152, 166-176.
197. Ballert A., Les Soupapes Creuses refroidies au Sodium, Revue Technique Hispani-Suiza, № 2, Oct., 1938.
198. Banks F. R., Haynes Stellite Wearing Surfaces-Oxyacetylene Process, Append, IX, J. Aer. Soc., V. XXXVIII, № 280, 1934, p. 250.
199. Banks F. R., «Some Problems of Modern High Duty Aero-engines and Their Fuels. Part II, J. of the Institution of Petroleum Technologists, v. 23, 1937, pp. 74-84, 114-120, 156-158.

200. Banks F. R., Valves and Valve Seat for Gas Engines. *Metal Progress*, v. 35, № 1, 1939, p. 54.
201. Banks F. R., Aviation Fuels and Engines. *SAE-Journal*, Sept. 1939, p. 389.
202. Barnaby R., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 347—350.
203. Barr W. and Bardgett W. E., 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.
204. Becket F. M., Chromium Alloys, II, *Mining and Metallurgy*, v. 10, 1929, pp. 10—15.
205. Becket F. M., Chromium-manganese Steels, *Year Book Am. Iron Steel Inst.*, 1930, pp. 173—194.
206. Becket and Franks R., Effects of Columbium in Chromium-nickel Steels, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 113, 1934, pp. 143—162.
207. Becket F. M. and Franks R., Titanium and Columbium in Plain High-chromium Steels, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 113, 1934, pp. 126—142.
208. Becket E. M., On the Allotropy of Stainless Steels, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 131, 1938, pp. 15—36.
209. Benedicks C. and Sundberg R., Electrochemical Potentials of Carbon and Chromium Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 114, 1926, pp. 177—215.
210. Benedicks C., Ericsson N. and Ericsson G., Bestämning av specifika volymer för järn, nickel och järnlegeringen i smält tillstånd, (84), 1929, pp. 423—490. Also: *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 3, 1929—1930, pp. 473—486.
211. Bennek H. und Schafmeister P., Ausscheidungshärtung der Stähle mit 18% Cr und 8% Ni durch Zusatz von Beryllium, Bor oder Titan und ihr Einfluss auf die Korrosionsbeständigkeit, *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, v. 5, 1931—1932, pp. 615—620.
212. Bibber L. C., in «The Book of Stainless Steels» American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 177—194.
213. Boegehold A. L. and Johnson J. B., 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.
214. *The Book of Stainless Steels*, II Ed. 1935, Publ. Am. Soc. for Metals, U. S. A., Cleveland, Ohio.
215. Boudouard O., Resistivité électrique des aciers spéciaux, *C. R. Acad. Sci. Pars*, v. 153, 1911, pp. 1475—1478; *Rev. de Mét. Mém.*, v. 9, 1912, pp. 294—303.
216. Boutté A., La soudure autogène des aciers inoxydables, *Rev. du Nickel*, v. 5, 1932, № 3, pp. 98—101. Abst.: *Génie Civil*, v. 102, 1933, p. 45.
217. Briggs R. L., Annealing and Forging Performed on Standard Resistance Welders. *Iron Age*, 1936, 23-VII, № 4, p. 138.
218. Buchanan, *The Machining of Stainless Steels*, *Metal Treatment*, № 6, 1936, p. 67.
219. Bull H. and Johnson L., *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.
220. Burgess C. O. and Forgeng W. D., Constitution of Iron-chromium-manganese Alloys, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 131, 1938, pp. 277—302.

221. Cazaud R., Recherches sur la fatigue des aciers, Publ. Sci. Tech. Ministère de l'Air (France), № 39, 1934, 157 pp. (n. 139).
222. Cazaud R. et Persoz L., La fatigue des métaux, Dunod, Paris, 1937, 190 pp. (pp. 92—93).
223. Chevenard P., Recherches expérimentales sur les alliages de fer, de nickel et de chrome, Trav. Mém. Bur. International des Poids et Mesures, v. 17, 1927, 144 pp.
224. Clark O. L. and White A. E., The Stability of Metals at Elevated Temperatures, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 15, 1929, pp. 670—714.
225. Clark C. L. and White A. E., Comparative Physical Properties of Chromium-nickel, of Chromium-manganese, and Manganese Steels, Trans. Am. Soc. Mech. Eng., v. 53, 1931, FSP-53-14, pp. 177—182.
226. Clark C. L. and Bredig M. A., Influence of Silicon and Aluminum additions on the constitutional diagram of 4—6 Cr—Mo Steels, Transact. Am. Soc. for Metal, 1941, v. XXIX, March.
227. Clark C. and White A., The Properties of Metals at Elevated Temperatures, Trans. Amer. Soc. for Metals, № 4, 1936, p. 831.
228. Coffin F. R. and Swisher T. H., Flow of Steels at Elevated Temperatures, Trans. Am. Soc. Mech. Eng., v. 54, 1932, pp. 59—68.
229. Colbeck E. W., Mac Gillivray W. E. and Manning W. R. D., Mechanical Properties of Some Austenitic Stainless Steels at Low Temperatures, Trans. Inst. Chem. Eng., v. 11, 1933, pp. 89—106.
230. Colbeck E. W. and Garner R. P., 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.
231. Colwell A. T., The Trend in Poppet Valves, SAE-Journal, 1939, v. 45, № 1, pp. 295—304.
232. Colwell A. T., Modern Aircraft Valves, SAE-Journal, v. 46, № 4, 1940, pp. 147—165.
233. Comstock G. F. and Clark C. L., Effect of Titanium on Some Properties of 17,5% Chromium Steel, Metals & Alloys, v. 8, 1937, pp. 42—46.
234. Comstock and Clark, Nitrogen Added from Titanium Cyanonitride to the Chromium Irons, Metal Progress, 1938, v. 33, № 3, pp. 269—274.
235. Cone E. F., Free-machining Corrosion-resisting Steels for Many Uses, Iron Age, v. 133, 1934, June 28, pp. 18—20.
236. Consins R. Y., The Functions of the Exhaust Valve, Aircraft Engineering, v. VII, № 75, May, 1935, p. 107.
237. Cournot J., Resultats d'essais actives de corrosion sur aciers inoxydables, C. R. Acad. Sci., Paris, v. 193, 1931, pp. 1091—1093.
238. Cournot J., Influence de l'état de surface sur la corrosion des aciers inoxydables, C. R. Acad. Sci., Paris, v. 193, 1931, pp. 1335—1337.
239. Cournot J., Les essais de corrosion actives et les aciers inoxydables. Influence de l'état de la surface, Rev. du Nickel, v. 3, 1932, pp. 95—98.
240. Cournot J. and Baudrand M., Sur la corrosion assemblages, C. R. Acad. Sci., Paris, v. 203, 1936, pp. 1361—1363.
241. Cox J. L., What Steel to Use at High Pressures and Temperatures, Chem. Met. Eng., v. 40, 1933, pp. 405—409.
242. Creep Data, Compilation of Available High-Temperature Creep Characteristics of Metals and Alloys, Publ. ASME, ASTM, 1938.
243. Crucible Steel Company of America, New York City, Corrosion and Heat Resisting Steels, 1934.
244. Crucible Steel Company of America: «Corrosion and Heat-resisting Steels», The Company, New York, 1937, 79 pp.
245. Cross H. C., High-temperature Tensile, Creep, and Fatigue of Cast and Wrought High- and Low-carbon 18 Cr, 8 Ni Steel from Split Heats, Trans. Am. Soc. Mech. Eng., v. 56, 1934, RP-56—6, pp. 533—553.
246. Cross H. C. and Lowther J. G., 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.

247. Curtiss L. M., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 87—92.

248. Davis E. F., Valves and Valve Steels and Their Heat-Treatment. Fuels and Furnaces, v. 9, 1931, p. 1135 and p. 1259.

249. Dayton R. W., An Investigation of Methods of Decarburizing Iron-nickel-chromium Alloys, Rensselaer Polytech. Inst. Eng. Sci. Ser. № 41, April, 1933, 28 pp.

250. Denecke W., Über das Dreistoffsystem Eisen-Silizium-Chrom (The Ternary Iron-silicon-chromium System), Z. anorg. allgem. Chemie, v. 154, 1926, pp. 178—185.

251. 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.

252. Dickenson J. H. S. and Hatfield W. H., The Influence of Beryllium on Steel, J. Iron Steel Inst., v. 128, 1933, pp. 165—192.

253. Duma J. A., Effect of Titanium on Some Cast Ferrous and Non-ferrous Metals, Trans. Am. Soc. Metals, v. 25, 1937, pp. 788—825.

254. Dupuy E. L. et Portevin A. M., La thermo-electricité des aciers spéciaux, Rev. de Mét., Mém., v. 12, 1915, pp. 657—679.

255. Edert H., Warmversuche mit Sonderstählen (High-temperature Tests with Alloy Steels), Stahl u. Eisen, v. 42, 1922, pp. 961—968.

256. Edwards C. A. and Norbury A. L., Chromium Steels, Part II, Effect of Heat Treatment on Electrical Resistivity, J. Iron Steel Inst., v. 101, 1920, pp. 447—482.

257. Elliot T. G., Sarjant R. J. and Cullen W., Special Alloy Steels as Applied to Chemical Engineering, J. Soc. Chem. Ind., v. 51; Chem. Ind., v. 10, 1932, pp. 502—514, 527—531.

258. Endo H., The Corrosion of Steel by Acid Solutions, Sci. Rept., Sendai, ser. I, v. 17, 1928, pp. 1245—1263.

259. Epstein S., The Alloys of Iron and Carbon, Vol. I-Constitution, Mc Graw-Hill Book Company, Inc., New York, 1936, 476 pp.

260. 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.

261. Evans U. R. and Stockdale J., The Passivity of Metals, Part III. The Quantity and Distribution of the Superficial Oxide, J. Chem. Soc., London, 1929, part 2, pp. 2651—2660.

262. Everhart J. L., Effect of Quenching Temperature on the Physical Properties of KA2S Rod; Wire and Wire Prod., v. 7, 1932, pp. 5—7.

263. Everhart J. L., Metals That Resist Alkali Corrosion, Chem. Met. Eng., v. 39, 1932, p. 88.

264. Farnsworth W. M. and Johnson E. R., American Electric-furnace Practice, J. Iron Steel Inst., v. 138, pp. 289—303; discussion, v. 139, 1939, pp. 495—508.

265. Field A. L., Manufacture of Stainless Iron from Ferro-chromium, from Scrap of from Ores, Metal Progress, v. 23, 1933, № 2, pp. 13—17.

266. Field P. D., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 679—686.

267. Findley J. K., Stainless Steel Wire, Steel, v. 97, 1935, August 26, pp. 28—30.

268. Fischer F. K., An Investigation of the Magnetic and Electrical Properties of Some Iron-chromium Alloys, Rensselaer Polytechnic Inst., Eng. Sci. Ser., № 28, 1930, 32 pp.

269. Fiske R. A., Forging Rustless Steel, Iron Age, v. 133, 1934, Feb. 22, pp. 14—15.

270. Fleury R. M., Le rôle de la conductibilité dans les aciers à soupapes, Rev. de Mét., v. 22, 1925, p. 750.

271. Forrest H. O., Roetheli B. E. and Brown R. H., The Initial Corrosion Rate of Steels, *Ind. Eng. Chem.*, v. 22, 1930, pp. 1197—1199.
272. 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.
273. Francis E. L., Studies of the Wire-drawing Process, *Iron. Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem.*, v. 23, 1934, pp. 47—63.
274. Franks R., Chromium Steels Improved by Nitrogen, *Iron Age*, v. 132, 1933, Sept. 7, pp. 10—13.
275. Franks R., Chromium Steels of High Nitrogen Content, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 23, 1935, pp. 968—994.
276. Franks R., Effects of Special Alloy Additions to Stainless Steels, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 27, 1939, pp. 505—529.
277. Franks R., Binder W. O., Bishop C. R., The Effect of Molybdenum and Columbium on the Structure, Physical Properties and Corrosion Resistance of Austenitic Stainless Steels, *Trans. Am. Soc. for Metals*, Reprint, № 17, 1940, p. 37.
278. French H. J. and Yamauchi Y., The Heat Treatment of a High-chromium Steel, *Chem. Met. Eng.*, v. 23, 1920, pp. 13—16.
279. French H. J., Artificial Seasoning of Steels, *Chem. Met. Eng.*, v. 25, 1921, pp. 155—158.
280. French H. J., Stainless Steel at High Temperatures, *Iron Age*, v. 110, 1922, pp. 404—405.
281. 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.
282. French H. J., Metals to Resist Corrosion or High Temperatures, *Trans. Am. Electrochem. Soc.*, v. 50, 1926, pp. 47—89.
283. French H. J. and Herschman H. K., Recent Experiments Relating to Wear of Plug Gages, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 12, 1927, pp. 921—953.
284. French H. J., Cross H. C. and Peterson A. A., Creep in Five Steels at Different Temperatures, *Bur. Stand. Tech. Papers*, v. 22, 1927—1928, pp. 235—267.
285. French H. J., Steel Requirements of the Aircraft Industry, *Year Book, Am. Iron Steel Inst.*, 1928, pp. 350—398.
286. French H. J., Kahilbaum W. and Peterson A. A., Flow Characteristics of Special Fe-Ni-Cr Alloys and Some Steels at Elevated Temperatures, *Bur. Stand. J. Research*, v. 5, 1930, pp. 125—183.
287. 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.
288. 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.
289. Fry A., Zur Metallurgie der Schweissung von Stahl, mit besonderer Berücksichtigung des Dampkesselbaus, *Kruppsche Monatshefte*, v. 12, 1931, S. 201—214.
290. Fry A., Erhöhung des Korrosionswiderstandes durch Legieren, *Tech. Mitt. Krupp*, v. 1, 1933, S. 1—11.
291. Fuller T. S., The Thermo-electromotive Force of Certain Iron Alloys, *Trans. Am. Electrochem. Soc.*, v. 27, 1915, pp. 241—252.
292. 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, № 1, pp. 79—81.
293. Fuller T., Endurance, *The Book of Stainless Steels*, 1935, p. 569. 11 Ed., ASM.

294. Furman W. F., High-chromium Iron 'Alloys for Castings, *Metals & Alloys*, v. 4, 1933, pp. 147—150, 167—169.
295. Gabriel G., Steel for Valves of Combustion Motors. *Iron Age*, v. 106, 1920, p. 1249, p. 1465.
296. Gaillard M. R., L. ATV Métal d'Ailette. *Revue du Nickel* 1935.
297. Galibourg J., Thermo-electricité des métaux et alliages, *Rev. de Mét.*, *Mém.*, v. 22, 1925, pp. 400—434, 527—538, 610—630.
298. De Ganahl C., Spot Welding of Stainless Steel as Applied to Aircraft, *J. Am. Welding Soc.*, v. 11, 1932, № 4, pp. 60—62. Also: *Welding Eng.*, v. 17, 1932, № 6, pp. 39—40.
299. Gatti M., La produzione e la lavorazione degli acciai inossidabili, *Metallurgia Italiana*, v. 26, 1934, pp. 420—428.
300. Geiger G. F., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 461—475.
301. Geschel'n I., Shot Welding Opens New Uses for Stainless Steel. *Automotive Ind.*, v. 67, 1932, pp. 4—6.
302. Giles D. J., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 267—276.
303. Gillette R. T., Accurate Time Control for Resistance Welding, *Welding J.*, v. 15, 1936, № 6, pp. 6—8.
304. Gillette 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.
305. Gill J. P., High-carbon, High-chromium Steels, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 15, 1929, pp. 378—428.
306. Giroux F. J., Welding Stainless Steels, *Industry and Welding*, v. 5, 1933, № 4, pp. 14—15.
307. Gough H. J. and Sopwith D. G., Atmospheric Action as a Factor in Fatigue of Metals, *J. Inst. Metals*, v. 49, 1932, pp. 93—122.
308. Gough H. J., Engineering Research at the National Physical Laboratory, *Trans. Inst. Eng. Shipbuilders Scotland*, v. 76, 1932—1933, pp. 205—258.
309. Gough H. J. and Sopwith D. G., Some Comparative Corrosion Fatigue Tests Employing Two Types of Stressing Action, *J. Iron Steel Inst.*, v. 127, 1933, pp. 301—335.
310. Gough H. J. and Sopwith D. G., 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.
311. Grard C., Influence de la zone thermique de travail sur la sélection des métaux pour moteur d'aviation. Application aux soupapes d'échappement. *Rev. de Mét.*, vol. 23, 1926, p. 317.
312. Greenwood J. N. and Roennfeldt A. J., The Corrosion of Rables in Zinc Concentrate Roasting Furnaces, *Proc. Australasian Inst. Min. Met.*, new ser. № 75, Sept. 30, 1929, pp. 99—120. *Abst. Eng. Min. J.*, v. 128, 1929, pp. 851—852.
313. Greiner E. S., Marsh J. S. and Stoughton B., «The Alloys of Iron and Silicon», Mc Graw-Hill Book Company, Inc., New York, 1933, pp. 337, et seq.
314. Greulich E. und Bedeschi, Technologische und metallographische Eigenschaften eines hochlegierten Chrom-Nickel Stahles. *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, Bd. 3, 1929, S. 359.
315. Greulich E., Die Verfestigung einiger Werkstoffe beim Kaltwälzen (Hardening of Some Materials by Cold Rolling), *Stahl u. Eisen*, Bd. 50, 1930, S. 1397—1401.
316. Greulich E., Die Vergütung eines hochlegierten austenitischen Chrom-Nickel-Stahls durch Ausscheidungshärtung, *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, Bd. 5, 1931—1932, S. 323—330.
317. Grimshaw L. C., Manganese and Copper Additions to «18 and 8» Armstrong Metal, *Metals & Alloys*, v. 6, 1935, pp. 264—286.
318. Grossman M. A., Nature of the Chromium-iron-carbon Diagram, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 75, 1927, pp. 214—233.

319. Gruber H., «Das Verhalten hitzebeständiger Legierungen gegen Schwefel und eine neue schwefelbeständige Legierung», Festschrift z. 70 Geburtstag v. W. Heraeus, Bruno Claus, Hanau, 1930, pp. 45—51; Z. f. Metallkunde, Bd. 23, 1931, S. 151—157.
320. Grunert A., Hessenbruch W. und Ruf K., Widerstandslegierungen für Temperaturen bis 1300° «Heraeus Vacuumschmelze», Verlag G. M. Albertis, Hanau, 1933, pp. 169—180.
321. Guertler W. and Ackermann W., Einige Versuche über Säurebeständigkeit reiner Chrom-Nickel-Eisenlegierungen, Z. f. Metallkunde, Bd. 20, 1928, S. 269—279.
322. Guillet L., Comparaison des propriétés et classification des aciers ternaires, Rev. de Mét., Mém., v. 2, 1905, pp. 350—367.
323. Guillet L., Quaternary Steels, J. Iron Steel Inst., v. 70, 1906, pp. 1—141.
324. Guillet L., Les aciers au chrome et leurs récentes applications, Rev. de Mét., Mém., v. 19, 1922, pp. 499—504.
325. De Haas W. J. and Hadfield R., 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.
326. Habart H. and Caughey R. H., Effect of Grain Size on Fatigue Strength, 18—8 Metal Progress, v. 35, 1939, pp. 469—470.
327. Habart H., Tubes for Oil Heaters Titanium or Columbium in 5% Cr-Mo-Si Steel, Metal Progress, № 37, 1940, April, 401—405.
328. Hadfield R. A., Alloys of Iron and Chromium, including a report by F. Osmond, J. Iron Steel Inst., 1892, 11, pp. 49—175.
329. Hadfield R. A., Introductory Address on the Corrosion of Steel Alloys, Trans. Faraday Soc., v. 11, 1915, pp. 183—197.
330. Hadfield R. A., The Corrosion of Iron and Steel, Proc. Royal Soc., London, ser. A, v. 101, 1922, pp. 472—486.
331. Hadfield R. A. and Sarjant R. J., Heat-resisting Steels, Fuel Economy Rev., v. 7, 1928, pp. 72—80.
332. Hall R. G., Stainless Steels and the Making of Cutlery, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 2, 1921—1922, pp. 561—568.
333. 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.
334. 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.
335. Handforth J. R., Metallurgical Problems Arising from Internal Combustion Engine Valves, J. Iron Steel Inst., v. 126, 1932, pp. 93—157.
336. Harder O. E. and Grove H. A., Hot Hardness of High-speed Steels and Related Alloys, Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng., v. 105, 1933, pp. 88—132.
337. Harioka M., Japan Nickel Rev., 1933, № 1, p. 293, (ссылка по Hessebruch'y).
338. Harris W. H., The Role of Heat-resisting Alloys in Shortcycle Malleablizing Furnaces, Trans. Am. Foundrymen's Assoc., v. 46, 1938, pp. 832—850.
339. 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.
340. Hatfield W. H., The Influence of Nickel and Chromium upon the Solubility of Steel, J. Iron Steel Inst., v. 108, 1923, pp. 103—123.
341. Hatfield W. H., Corrosion-resisting Steels, Iron Coal Tr. Rev., v. 111, 1925, pp. 830—831.

342. Hatfield W. H., Modern Developments in Steels resistant to Corrosion, Engineering, v. 120, 1925, pp. 657—660.

343. Hatfield W. H., Heat-resisting Steels, J. Iron Steel Inst., v. 115, 1927, pp. 483—522.

344. Hatfield W. H., Heat-resisting Steels. Part 2: Mechanical Properties, J. Iron Steel Inst., v. 117, 1928, pp. 573—610.

345. Hatfield W. H., Steels for Automobiles and Aeroplanes, Joint Meeting of the Institution of Automobile Engineers and the Iron and Steel Institute, November 5, 1929.

346. 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.

347. 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.

348. Hatfield W. H., Heat-resisting Steels. J. of the Institute of Fuel, № 58, 1938, p. 245; № 59, 1938, p. 440.

349. 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.

350. Haynes, Stellite Comp. 1932 (каталог фирмы).

351. Haynes E., Stellite and Stainless Steels, Proc. Eng. Soc. of Western Pennsylvania, v. 35, 1920, pp. 467—474.

352. Heindlhofer K. and Larsen B. M., Rates of Scale Formation on Iron and a Few of its Alloys, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 21 1933, pp. 865—895.

353. Heindlhofer K. and Larsen B. M., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 547—556.

354. Hengstenberg O. und Bornefeld F., Die an hitzebeständige metallische Werkstoffe zu stellenden Anforderungen und ihre Prüfung (Requirements and Testing of Heat-resistant Metallic Materials), Kruppsche Monatshefte, Bd. 12, 1931, S. 153—158.

355. Hennecke H., Warmstauchversuche mit perlitischen, martensitischen und austenitischen Stählen, Ber. d. Fachaussch. d. V. D. E., Werkstoffausschuss, Rept. 95, 1926, S. 1—15.

356. Hensel F. R., Resistance Welding the Alloy Materials, Industry and Welding, v. 10, 1937, № 10, pp. 66—67; № 11, pp. 43—46; № 12, pp. 41—43. Abst.: Iron Coal Tr. Rev., v. 135, 1937, pp. 706—707.

357. Henshaw P. B., Valve Steels, J. Royal Aeronautical Soc., v. 31, 1927, pp. 187—217.

358. Heron S. D., Calingaert G. and Dykstra F. J., The Electrolytic Cleaning of Exhaust Valves, SAE-Journal, v. 37, 1935, pp. 19—21.

359. Heron S. D., Harder O. E. and Nestor M. R., Valves and Valve Sections Material, Metal Progress, 1940, October, p. 470.

360. Hess W. F. and Ringer R. L., Jr., Studies of the Spot Welding of Low-carbon and Stainless Steels, Welding J., v. 17, 1938, № 10, Supplement, pp. 39—48.

361. Hidnert P. and Swelney W. T., Thermal Expansion of Alloys of the «Stainless Iron» Types, Bur. Stand. Sci. Papers, v. 22, 1927—1928, pp. 639—647.

362. 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.

363. Hildorf W., Clark C. and White A., Characteristics of 5.0 and 7.0 Per Cent Chromium Steels with Varying Molybdenum and Vanadium Content.

364. Hoar T. P. and Evans U. R., Time-potential Curves on Iron and Steel and Their Significance, J. Iron Steel Inst., v. 126, 1932, pp. 379—395.

365. Hodge J. C., Arc Welding Chromium Steel and Iron, Metal Progress, v. 27, 1935, № 4, pp. 33—38.
366. Hodge J. C., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 194—197L.
367. Hodgson C. C., Internal Combustion Engine Exhaust Valve Failures. Journal of the Iron and Steel Institute, v. 127, L. 1933, p. 189.
368. Hodgson C. C., The Development of Materials for Poppet Valves. Metallurgia, v. 9, 1934, pp. 115—116, 141, 3.
369. Houdremont E. und Ehmcke V., Warmfeste Stähle (Steels Retaining Their Strength at Elevated Temperatures), Archiv f. d. Eisenhüttenwesen, Bd. 3, 1929—1930, S. 49—60; Kruppsche Monatshefte, Bd. 10, 1929, S. 79—94.
370. Houdremont E., Die rostfreien Stähle, ihre Erzeugung und ihre Eigenschaften, Stahl u. Eisen, Bd. 50, 1930, S. 1517—1528; Kruppsche Monatshefte, Bd. 11, 1930, S. 270—286.
371. Houdremont E. und Wasmuth R., Über nichtrostende und hitzebeständige Chrom-Gusseisenlegierungen, Kruppsche Monatshefte, Bd. 12 1931, S. 331—337; Metals & Alloys, v. 4, 1933, pp. 13—17.
372. Houdremont E. und Schafmeister P., Verhütung der Korngrenzenkorrosion bei Stählen mit 18% Cr und 8% Ni. Archiv f. d. Eisenhüttenwesen, Bd. 7, 1933—1934, S. 187—191.
373. Hougardy H., Immunity of Two-phase Stainless Steels to Intergranular Attack, Metal Progress, v. 35, 1939, pp. 589—590.
374. Hougardy H., The «Brittle Constituend» in Chromium-Nickel-Iron Alloys. Metal Progress, v. 37, 1940, January, 64—65—98.
375. Hoyt S. L., A New Resistor Alloy Chromium-aluminum-Iron, Metal Trans. Am. Soc. Metals, v. 23, 1935, pp. 1022—1046.
376. Hoyt S. L., A New Resistor Alloy Chromium-aluminum-iron, Metal Progress, v. 28, 1935, № 1, pp. 38—40.
377. Hoyt S. L. and Scheil M. A., Stress Corrosion Cracking in Austenitic Stainless Steels, Trans. Am. Soc. Metals, v. 27, 1939, pp. 191—226.
378. Huey W. R., Corrosion Test for Research and Inspection of Alloys, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 18, 1930, pp. 1126—1143.
379. 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.
380. Hunter M. A. and Jones A., Some Electrical Properties of Alloys at High Temperatures, Trans. Am. Electrochem. Soc., v. 42, 1922, pp. 159—180.
381. Hutchins W. C., Spot and Line Welding of Stainless Steel, Elec. World, v. 101, 1933, pp. 424—425.
382. 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).
383. Inglis N. P. and Lake G. F., Corrosion Fatigue Tests of Mild Steel and Chromium-nickel Austenitic Steel in River Tees Water, Trans. Faraday Soc., v. 27, 1931, pp. 803—808.
384. Inglis N. P. and Andrews W., The Effect on Various Steels of Hydrogen at High Pressures and Temperatures, J. Iron Steel Inst., v. 128, 1933, pp. 383—408.
385. Hjalmar von Schwarze, Mitt. Forsch. Inst., Stahlwerk Aktiengesellschaft, Dortmund, 1932, 2, 12.
386. Jenkins C. H. M. and Tapsell H. J., 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. 181, 1931, pp. 713—716.
387. Jenkins C. H. M., Bucknall E. H., Austin C. R. and Mellor G. A., 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.
388. Jette E. R., Nordstrom V. H., Queneau B. and Foote F., X-ray Studies on the Nickel-chromium System, *Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng.*, v. 111, 1934, pp. 361—373.
389. Jette E. R. and Foote F., The Fe—Cr Alloy System, The Brittle Non-magnetic Phase, *Metals & Alloys*, v. 7, 1936, pp. 207—210.
390. Jominy W. E., Selection of Steels for Automobiles, *Trans. ASST*, v. 2, 1921, p. 206.
391. Jominy W. E. and Archer R. S., Stainless Steel Linings for Vessels Used in Chemical Processes, *Paper Tr. J.*, v. 96, 1933, № 16, pp. 28—35.
392. Jones A. C., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935.
393. Jones B., Investigations 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.
394. 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.
395. Jones B., Nitriding of Austenitic Steels, *Metal Progress*, v. 29, 1926, № 2, p. 39 and 72.
396. Jones B., Further Experiments on the Nitrogen-hardening of High-chromium and Austenitic Steels, *Iron and Steel Inst.*, v. 136, 1937, p. 169—186 and *Nickel Bulletin*, v. 10, 1937, № 8—9, p. 198.
397. Jones J. A. and Heselwood W. C., 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.
398. Johnson E. R. and Sergeson R., A Specialized Mill Practice for the Stainless Steels, *Metal Progress*, v. 22, 1932, № 4, pp. 21—27.
399. Johnson E. R. and Sergeson R., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935.
400. Johnson J. B. and Christiansen S. A., Characteristics of Material for Vales Operating at High Temperatures, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.* v. 24, part 2, 1924, pp. 383—400.
401. 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.
402. 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.
403. 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.
404. Johnson C. M., Corrosion and Heat-resisting Steels as Applied to Automobile and Bus Use. ASTM Symposium on Developments in Automotive Materials, Detroit, 19, March, 1930, p. 28.
405. Kanter J. J. and Spring L. M., 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 I, 1930, pp. 110—132.
406. Kayser J. F., Heat- and Acid-resisting Alloys (Ni—Cr—Fe) *Trans. Faraday Soc.*, v. 19, 1923—1924, pp. 184—195.
407. Kelley F., Properties of Braze 12% Chrome Steel, *Iron Age*, v. 144, 1939, № 1833—35, № 19—34—35.
408. 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.
409. Kinzel A. B., Chromium and Manganese in Structural and Stainless Metal Progress, v. 29, 1936, № 3, pp. 46—51, 74.
410. Kinzel A. B. and Crafts W., «The Alloys of Iron and Chromium», Vol. I, «Low-chromium Alloys», Mc Graw-Hill Book Company, Inc., New York, 1937, 535 pp.
411. Kinzel A. B., Minute Nonferritic Particles in Steel, J. Applied Physics, v. 8, 1937, pp. 341—344.
412. Kinzel A. B. and Russel, Franks, The Alloys of Iron and Chromium, Vol. II, Mc Graw-Hill Book Co., N. Y., 1940, 560 pp.
413. Krivobok V. N. and Grossman M. A., Influence of Nickel on the Chromium-iron-carbon Constitutional Diagram, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 18, 1930, pp. 808—836.
414. Krivobok V. N., Beardmore E. L., Hand H. J., Holm T. O. A., Reggiori A. and Rose R. S., Further Studies on Chromium-nickel-iron and Related Alloys, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 21, 1933, pp. 22—72.
415. Krivobok V. N., Constitution of Chromium and Chromium-Nickel Steels. The Book of Stainless Steels, v. II, 1935, ASM, Cleveland, Ohio, p. 19—53.
416. Krivobok V. N., Alloys of Iron and Chromium, Trans. Am. Soc. Metals, v. 23, 1935, pp. 1—60.
417. Krivobok V. N. and others, Austenitic Stainless Alloys, Trans. Am. Soc. Metals, v. 25, 1937, pp. 637—689.
418. Krivobok V. N. and Lincoln R. A., Austenitic Stainless Alloys, Their Properties and Characteristic. Trans. Amer. Soc. f. Metals, № 3, 1937, p. 637.
419. Krivobok V. N., A Digest of Stainless Steel, Year Book Am. Iron Steel Inst., 1937, pp. 129—167.
420. Krivobok V. N., Plain Chromium Irons, Their Toughness and Weldability, Metal Progress, v. 34, 1938, pp. 47—52.
421. Krivobok V. N., Stable Stainless Steels for Cold Working and Welding, Metal Progress, v. 34, 1938, pp. 135—139, 160.
422. Krivobok V. N., Permanency of the Stainless Steels, Metal Progress, v. 34, 1938, pp. 223—229.
423. Krivobok V. N. and Lincoln R. A., Austenite Stainless Alloys, Transact. Am. Soc. f. metals, № 3, 1937.
424. Lemoine J., Les pieces moulées en aciers inoxydables (Stainless Castings), Metaux, v. 10, 1935, pp. 305—310.
425. Lichtenwalter T. R., The Welding of the High Chromium and Chromium-nickel Stainless Type Alloys, Welding J., v. 17, 1938, № 4, pp. 20—22.
426. Lippert T. W., Arc-refined Stainless Steel Castings, Iron Age, v. 139, 1937, Jan. 28, pp. 18—23.
427. Lippert T. W., 10 Cu + 18 Cr + 72 Fe. ect. = Digby's Cypritic Alloy, an Entirely New Species of the Genus Stainless Steel, Iron Age, v. 140, 1937, October 14, pp. 54—63.
428. 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.
429. Loiseau Ch., Utilisation de l'acier inoxydable 18-8 et son assemblage par soudure par resistance dans la construction du material roulant. Bull. Soc. Ing. Soudeurs, v. 8, 1937, pp. 11—15.
430. Losana L., Corrosione degli acciai ad elevata temperatura, Industria Chimica, v. 5, 1930, pp. 288—291, 565—571; v. 6, 1931, pp. 11—15.
431. Lounsberry F. B. and Breeler W. R., An Investigation of the Physical Properties of Certain Chromium-aluminum Steels, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 15, 1929, pp. 733—766.

432. Ludewig J. W., Torsional Moduli Variations of Spring Materials with Temperature, Trans. Am. Soc. Metals, v. 22, 1934, pp. 833—860.
433. Luerssen G. V. and Greene O. V., The Cold Treatment of Certain Alloy Steels, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 19, 1931—1932.
434. Mac Quigg C. E., 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.
435. Mac Quigg C. E., Some Engineering Applications of High-chromium-iron Alloys, Proc. Am. Soc. Test. Mat., v. 24, part 2, 1924, pp. 373—382.
436. Mac Quigg C. E., Chromium Alloys in Chemical Plant Apparatus, Trans. Am. Inst. Chem. Eng., v. 18, 1926, pp. 37—46.
437. Mac Quigg 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.
438. The Machining of Stainless Steels, Machinery, London, v. 47, 1935—1936, pp. 194—196.
439. Mac Quigg C. E., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 351—368.
440. Mandrag G., Le procédé de soudure électrique par points. Son application aux aciers inoxydables et aux alliages légers. (Its Application to Rustless Steels and Light Alloys), Aciers Speciaux, v. 9, 1934, pp. 636—680.
441. Marsh J. S., «The Alloys of Iron and Nickel, Vol. I.—Special-purpose Alloys», Mc Graw-Hill Book Company, Inc., New York, 1938, 593 pp.
442. Marsh J. S., Sigma Phase in the Fe-Ni-Cr System, Metal Progress, v. 35, 1939, pp. 269, 271—272.
443. Marble W. H., Stainless Steel, Its Treatment, Properties and Applications, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 1, 1920—1921, pp. 170—179.
444. Marti L., Los aceros inatacables al cromo-níquel (Noncorrosive Chromium-nickel Steels), Quimica e Industria, v. 8, 1931, pp. 143—146.
445. Matthews J. A., Austenite and Austenitic Steels, Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng., v. 71, 1925, pp. 568—596.
446. Matthews J. A., Recent Developments in Corrosion-resistant and Heat-resistant Steels, Ind. Eng. Chem., v. 21, 1929, pp. 1158—1164.
447. Matthews J. A., Cause and Cure of Intergranular Corrosion in Austenitic Steels, J. Am. Weld. Soc., v. 11, 1932, № 4, pp. 23—27.
448. Matthews J. A., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 431—444.
449. Matsunaga Y., An Investigation of the Nickel-chromium Alloys, Japan Nickel Rev., v. 1, 1933, pp. 347—363.
450. 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.
451. Maxwell H. L., Physical Properties of Metals as Affected by Conditions of Ammonia Synthesis, Trans. Am. Soc. Metals, v. 24, 1936, pp. 213—224.
452. Mc Adam D. J., Jr., The Endurance Properties of Corrosion-resistant Steels, Proc. Am. Soc. Test. Mat., v. 24, part 2, 1924, pp. 273—303.
453. Mc Adam D. J., Jr., Fatigue and Corrosion Fatigue of Metals, International Congress Test. Mat., Amsterdam, September, 1927, v. 1, 1928, pp. 305—358.
454. Mc Adam 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.
455. Mc Adam 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.
456. Mc Adam D. J., Jr., Corrosion of Metals under Cyclic Stress, Proc. Am. Soc. Test. Mat., v. 29, part 2, 1929, pp. 250—313.

457. Mc Adam D. J., Jr., Influence of Cyclic Stress on Corrosion, *Am. Inst. Min. Met. Eng., Tech. Pub.* 329, 1930, 42 pp.
458. Mc Cloud J. L., Ford's Experience with Rustless Steel, *Iron Age*, v. 132, 1933, July 13, pp. 10—11, 60.
459. Mc Kay R. J. and Worthington R., «Corrosion Resistance of Metals and Alloys», Reinhold Publishing Corporation, New York, 1936, 492 pp.
460. Mc Niff G. P., Physical Properties Obtainable in Hot-rolled Seamless Tubes, *Iron Age*, v. 127, 1931, pp. 2045, 2046, 2095.
461. Mc Vetty P. G. and Mochel N. L., The Tensile Properties of Stainless Iron and Other Alloys at Elevated Temperatures, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 11, 1927, pp. 73—100.
462. Miller J. L., An Investigation of Certain Corrosion-resistant Steels, *Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem.*, v. 21, 1932, pp. 111—151.
463. Miller W. B., Gas Welding of High-chromium Corrosion-resistant Alloys, *Proc. Am. Soc. Test. Mat.*, v. 28, part Iw, 1928, pp. 258—268.
464. Miller W. B., Welding of Stainless and Corrosion-resistant Alloys, *Metal Progress*, v. 20, 1931, № 6, pp. 68—72.
465. Miller W. B., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 167—176.
466. Mitchell W., Bibber L., and Miller W., Welding, *The Book of Stainless Steels*, 1935, p. 166, 177, 305.
467. Mochel N. L., Stainless Iron, *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, v. 10, 1926, pp. 353—394.
468. Mochel N. L., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 251—266.
469. Monnartz P., Beitrag zum Studium der Eisen-Chromlegierungen unter besonderer Berücksichtigung der Säurebeständigkeit, *Metallurgie*, v. 8, 1911, S. 161—176, 193—201.
470. Monoux M., Note sur les soupapes, *Rev. de Mét.*, v. 22, 1925, p. 39.
471. Monypenny J. H. G., The Resistance to Corrosion of Stainless Steel and Iron, *Trans. Faraday Soc.*, v. 19, 1923—1924, pp. 169—183.
472. Monypenny J. H. G., The Structure of Some Chromium Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 101, 1920, pp. 493—525.
473. Monypenny J. H. G., Some Recent Development in Corrosion-resisting Steels, *International Congress Min. Met., Liege, 1930*, v. 3, pp. 201—215.
474. Monypenny J. H. G., Corrosion-resisting Steels and Their Application, *Iron Steel Ind.*, v. 3, 1930, pp. 111—115, 149—154, 209—214.
475. Monypenny J. H. G., «Stainless Iron and Steel», John Wiley & Sons, Inc., New York, 2 ed., 1931, 575 pp.
476. 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.
477. Morris M. J. R., Stainless Steel for Automotive Parts, *SAE-Journal*, v. 28, 1931, pp. 204—209.
478. Morton H. T. and Rummel I. A., High-carbon, High-chromium Stainless Heat-treated for Toughness and Strength, *Metal Progress*, v. 21, 1932, № 2, pp. 49—52.
479. Murakami and Iokoyama, *Techn. Rep. Tohoku Imp. Univ.*, 1931, 2.
480. Musatti I. and Reggiori A., Ricerche sugli acciai per valvole di motori a scoppio e sulle loro caratteristiche alle temperature elevate, *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 №, April, 1934, pp. 557—571.
481. Müller R., Hahn G. und Krainer H., Korrosionsbestimmungen an Eisen, Chrom und Nickel, sowie an korrosions- und hitzebeständigen Legierungen dieser und anderer Metalle, *Berg- u. Hüttenmännisches Jahrbuch*, Bd. 30, 1932, S. 74—78.

482. 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.
483. 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.
484. Newell H. D., Trans. Amer. Soc. of Metals, № 1, 1935, p. 225.
485. Newell H. D., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 92-98.
486. Newell H. D., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 405-418.
487. Newell H., Creep of Some Chromium Steels, Metals and Alloys 1939, v. 10, November, 342-345.
488. Newell H. and Olzak Z., Effect of Phosphorus in 5 Per Cent Cr., 0.50 Mo Steel, Metals and Alloys, v. 11, 1940, April, 106-111.
489. The Nickel Bulletin, № 8-9, v. 11, 1938, p. 180.
490. The Nickel Bulletin, The Properties of Inconel, № 5, v. 10, 1937, p. 105.
491. Nishigari S. and Hamasumi M., The Equilibrium Diagram of Nickel and Chromium, Sci. Rept., Sendai, ser. 1, v. 18, 1929, pp. 491-502.
492. Nordstroem G., Alloys Good at Temperature above 2100°F, Metal Progress, v. 28, 1935, № 4, pp. 68-69.
493. Norton F. H., «Creep of Steels at High Temperatures», Mc Graw-Hill Book Company, Inc., New York, 1929, 90 pp.
494. Norwood S. M., Effect of Nitrogen Content on High-chromium Steels, Can. Chem. Met., v. 18, 1934, p. 36.
495. Oberg T. T. and Johnson J. B., 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.
496. Oberhoffer P., Daeyes K. und Rapatz F., Nachprüfung der Löslichkeitslinie für Kohlenstoff in Chrom- und Wolframstählen, Stahl u. Eisen, Bd. 44, 1924, S. 432-435.
497. Oberhoffer P. u. Esser, Zur Kenntnis des Zustandsdiagramms Eisen-Chrom, Stahl u. Eisen, 47 Jg. 1927, S. 2021.
498. Qertel W. und Würth K., Über den Einfluss des Molybdäns und Siliziums auf die Eigenschaften eines nichtrostenden Chromstahls, Stahl u. Eisen, Bd. 47, 1927, S. 742-753.
499. Oertel W. und Schepers A., Hitzebeständiger Stahl durch Legierung mit Chrom, Nickel, Aluminium und Silizium, Stahl u. Eisen. Bd. 52, 1932, S. 511-513.
500. Ohman E., High-temperature Resistor Uses Iron-base Alloy, Metal Progress, v. 20, 1931, № 6, p. 78.
501. Ostroga F. M., Sur les aciers au chrome et au cobalt, Rev. de Mét., Mém., v. 24, 1927, pp. 135-145.
502. Ostrofsky J., Some Observations on the Passivity of Stainless Steels, Trans. ASM, v. 27, 1939, Sept., 339-70.
503. Page A. R. and Partridge J. H., 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.
504. Pakulla E. und Oberhoffer P., Beiträge zur Konstitution der Eisen-Chromlegierungen, Ber. d. Fachaussch. d. V. VDI. E., Werkstoffausschuss, Rept. 68, 1925, S. 1-6.
505. Palmer F. R., A New Development in Corrosion-resisting Steel, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 14, 1928, pp. 877-892, 950.
506. Parker J. H., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 335-338.
507. Parmiter O. K., Stainless Steel and Stainless Iron, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 6, 1924, pp. 315-340.
508. Parmiter O. K., High-chromium Steels, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 15, 1929, pp. 796-816.

509. Parmiter O. K. in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 278—292.
510. Parsons J. A. Jr. and Ryder E., Special Austenitic Steels for Severe Corrosion Resistance, Metals & Alloys, v. 3, 1932, pp. 56—60.
511. Payson P., Prevention of Intergranular Corrosion in Corrosion-resistant Chromium-nickel Steels, Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng., v. 100, 1932, pp. 306—333.
512. Peterka A. E. R., Coal Forming the Stainless Steels, Metal Progress, v. 24, 1933, № 4, pp. 35—38.
513. Peterka A. E. R., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 146—150.
514. Peters F. P., Ni-Cr Alloys for Electric Resistors, Metal Progress, v. 28, 1935, № 4, pp. 63—67.
515. Pfeil L. B., The Oxidation of Iron and Steel at High Temperatures, J. Iron Steel Inst., v. 119, 1929, pp. 501—560.
516. Pfeil L. B., The Constitution of Scale, J. Iron Steel Inst., 1931, 73, p. 237.
517. Pfeil L. B. and Jones D. G., A Contribution to the Study of the Properties of Austenitic Steels, J. Iron Steel Inst., v. 127, 1933, pp. 337—389.
518. Phillips S. H., Welding of Stainless Steels, Western Machinery and Steel World, v. 24, 1933, pp. 44—47.
519. Phillips G. P., High-chromium Cast Irons, Trans. Am. Foundrymen's Assoc., v. 42, 1934, pp. 279—286.
520. Pierce E. W. and Grossmann M. A., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 160—166.
521. Pilling N. B. and Bedworth R. E., The Oxidation of Metals at High Temperatures, J. Inst. Metals, 1923, 529.
522. Pilling N. B. and Ackerman D. E., Resistance of Iron-nickel-chromium Alloys to Corrosion by Acids, Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng., v. 83, 1929, pp. 248—279.
523. 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.
524. Pilling N. B. and Worthington R., 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.
525. Poboril F., Diagrams for Iron-chromium-carbon-silicon Alloys, Metal Progress, v. 30, 1936, № 6, p. 57.
526. Pomey J. and Voulet P., Contribution à l'étude des aciers inattaquables pour l'industrie chimique, Rev. de Mét., Mém., v. 27, 1930, pp. 334—335; Chimie et Industrie, № Spécial, Mars, 1930, pp. 212—216.
527. Portevin A., Contribution à l'étude des aciers spéciaux ternaires, Rev. de Mét., Mém., v. 6, 1909, pp. 1264—1362; Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem., v. 1, 1909, pp. 230—304.
528. Pitting of 18-8 in Navy Use, Metal Progress, v. 27, 1935, № 2, pp. 37—39.
529. Pratt D. R., Improved Fabrication of 18-8 Chromium Steels, J. Am. Weld. Soc., v. 14, 1935, № 12, pp. 16—19.
530. Preece A., Richardson G. T., Simister E. and Coob J. W., The Scaling of Steels in Sulphur-free and sulphur-containing Furnace Atmospheres, Iron Steel Inst., Special Rept. 24, 1939, pp. 9—63.
531. 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).
532. Priestley W. J., Welding and Cutting High-chromium Steels, Proc. International Acetylene Assoc., 1935, pp. 71—77. Abst.: Metal Progress, v. 28, 1935, № 6, pp. 56—58.

533. Properties of the 9% Chromium Steel, *Metal Progress*, v. 29, № 2, 1936, p. 51.

534. Quinn, J. M., Making Cast Stainless Steel, *Iron Tr. Rev.*, v. 77, 1925, pp. 185—188, 225.

535. Ragsdale E. J. W., To Weld 18—8 Minimize Time at Heat, *Metal Progress*, v. 24, 1933, № 1, pp. 25—28.

536. Ragsdale E. J. W., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 198—203.

537. Ragsdale E. J. W., Stainless Steel in Aircraft Construction, *Trans. Am. Soc. Mech. Eng.*, v. 55, 1935, AER-55—12, pp. 89—95.

538. Raich E., Verfahren zur Messung der Wärmeleistungsfähigkeit von Metallen. *Forsch. Ing. Wes.*, Bd. 8, 1932, № 4.

539. Ranque G. and Henry P., La méthode d'autosolubilisation thermique et son utilisation à l'étude de quelques aciers résistants à chaud. *Rev. de Mét.*, v. 31, 1934, pp. 248—265.

540. Ranque G., Henry P. et Chaussain M., Un appareillage industriel pour la détermination de la conductibilité thermique des métaux jusqu'à 900°, *Rev. de Mét.*, v. 33, 1936, pp. 602—608.

541. Rapatz F., Der Einfluss der ledeburitischen Gefügebestandteile bei der Erzeugung und Behandlung von Dreh- und Schnittstählen, *Stahl u. Eisen*, Bd. 44, 1924, S. 1133—1137; *Ber. d. Fachaussch. d. V. D. I. Werkstoffausschuss*, Rept. 41, 1924, 7 S.

542. Rawdon H. S. and Krynsky A. I., Resistance to Corrosion of Various Types of Chromium Steels, *Chem. Met. Eng.*, v. 27, 1922, pp. 171—173.

543. 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.

544. Rickett R. L. and Wood W. P., The Action of Oxygen and Hydrogen Sulphide upon Iron chromium Alloys at High Temperatures, *Trans. Am. Soc. Metals*, v. 22, 1934, pp. 347—384.

545. Rist J., Hochmann J. et Michel A., Contribution à l'étude l'écaillage des aciers 18—8 et de son action sur la résistance à la corrosion dans quelques réactifs, *Chimie et Industrie*, Special №, April, 1934, pp. 614—624.

546. Rhodes F. H., Riedel P. A. and Hendricks V. K., Corrosion of Metals by Phenols, *Ind. Eng. Chem.*, v. 26, 1934, pp. 533—534.

547. Robinson S. R., Stainless Steel Pressure Castings, *Foundry*, v. 60, 1932, December, pp. 25, 65.

548. Rohn W., Säurefeste Legierungen mit Nickel als Basis, *Z. f. Metallkunde*, Bd. 18, 1926, S. 387—399; *Chem. Met. Eng.*, v. 34, 1927, pp. 417—420.

549. Rohn W. and Ginger J. E. W., Heating Elements, Heat Treating and Forging, v. 22, 1936, pp. 299—301, 307.

550. Rollason E. C., Intergranular Corrosion of 18—8 Austenitic Stainless Steels, *J. Iron Steel Inst.*, v. 127, 1933, pp. 391—423.

551. Rollason E. C., Some Metallurgical Aspects of Stainless Steel Welding, *Metallurgia*, v. 8, 1933, pp. 37—40, 60.

552. 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.

553. Rosenhain W. and Jenkins C. H. M., 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.

554. Ross E. F., New Plant Can Polish 30 Tons of Chrome-nickel Sheets Daily, *Steel*, v. 87, 1930, July 24, pp. 43—45, 58.

555. Ross E. F., Fabricating Refrigerator Evaporators from 18-8, Steel, v. 96, 1935, Jan. 21, pp. 22-26.
556. Roush R. W. and Dames A. C., A Study of Commercial Carburizing Containers, Trans. Am. Soc. Metals, v. 26, 1938, pp. 646-686.
557. Ruf K., Einige physikalische Konstanten von reiner kohlefreier Chrom-Eisen- und Vanadie-Eisenlegierungen, Z. f. Elektrochemie, Bd. 34, 1928, S. 813-818.
558. Russell H. W. and Welcker W. A., 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.
559. Russell 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.
560. Russell H. W. and Welcker W. A. Jr., Damage and Overstress in the Fatigue of Ferrous Materials, Proc. Am. Soc. Test. Mat., v. 36, part 2, 1936, pp. 118-138.
561. Russell J. H., Kanthal, A New Electrical Resistance Alloy, Metallurgia, v. 6, 1932, pp. 195-197.
562. Rustless Iron and Steel Corporation, «Handbook of Rustless Stainless Steels», The Corporation, Baltimore, 1938, 60 pp.
563. Rutherford J. B. and Aborn R. H., A Quantitative Method for the Estimation of Intercrystalline Corrosion in Austenitic Stainless Steels, Trans. Am. Inst. Min. Met. Eng., v. 100, 1932, pp. 293-305.
564. Sanford A. L. and Harder O. E., The Effect of Substantial Additions of Aluminium, Cobalt, Titanium and Columbium on the Properties of 80 Nickel-20 Chromium Alloys, Trans. Amer. Soc. f. Metals, v. 27, № 2, 1939, pp. 538-569.
565. Saklatwalla B. D., Ferrous Alloys Resistant to Corrosion, Iron Age, v. 113, 1924, pp. 1209-1213.
566. Saklatwalla B. D. and Demmler A. W., Chromium-copper Steels as Possible Corrosion-resisting Ferrous Alloys, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 15, 1929, pp. 36-48.
567. Sanfourche A. et Portevin A., Un mode particulier de corrosion des aciers austénitiques au chrome-nickel, C. R. Acad. Sci., Paris, v. 194, 1932, pp. 1741-1743.
568. Sauvageot M. et Lauprêtre L., Attaque de divers types d'aciers inoxydables par les principaux acides usuels, Rev. de Mét., Mém., v. 27, 1930, pp. 362-367.
569. Sauveur A., Steel at Elevated Temperatures, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 17, 1930, pp. 410-448.
570. Saxton R., The Production of 18-8 Stainless Wire, Wire Industry, v. 2, 1935, pp. 369-371.
571. Schafmeister P. und Gotta A., Korrosionsversuche an kaltgewalzt säurebeständigem Chrom-Nickel-Stahl, Archiv f. d. Eisenhüttenwesen, Bd. 5, 1931-1932, S. 427-430. Extr.: Tech. Mitt. Krupp. Bd. 1, 1933, S. 23-24.
572. Scharschu C. A., Chromium-iron Alloys Have Remarkable Properties, Metal Progress, v. 20, 1931, № 1, pp. 59-63.
573. Scharschu C. A., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 369-387.
574. Schmidt M. u. Jungwirth O., Ein Beitrag zur Kenntnis hochhitzebeständiger Chromstähle, Arch. f. d. Eisenhüttenwesen, Jg. 12, 1933, S. 559.
575. Schmitz F., Über die Widerstandsfähigkeit einiger Stähle gegenüber chemischen Einflüssen in Abhängigkeit vom Kohlenstoff-, Nickel- und Chromgehalt, Z. f. Metallkunde, Bd. 21, 1929, S. 64-65.
576. Schoenmaker P., Das Gefüge von hochlegiertem Chromstahl, Stahl u. Eisen, Bd. 48, 1928, S. 591-593.

577. Schottky H. und Houdremont E., Rostfreie austenitische Schaufelwerkstoffe für Dampfturbinen, Kruppsche Monatshefte, Bd. 12, 1931, S. 188—194.
578. Selenium as an Alloy in Rustless Steels, Iron Age, v. 130, 1932, pp. 404—405.
579. Selenium in 18—8 Steel Improves Free-machining Properties, Steel, v. 91, 1932, September 26, pp. 23—25.
580. Seidell L. R. and Horvitz G. J., Physical Qualities of High-Chrome Steel, Iron Age, v. 103, 1919, pp. 291—294.
581. Selvig W. A. and Enos G. M., Corrosion Test on Metals and Alloys in Acid Water from Coal Mines, Coop. Min. Met. Inv., Carnegie Inst. Tech. Bull. 4, 1922, 71 pp.
582. Sergeson R., Effect of Temperature on Stainless Iron, Heat Treating and Forging, v. 15, 1929, pp. 55—59.
583. 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.
584. Shelton S. M. and Swanger W. H., 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.
585. 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.
586. Simonds H. R., Alloy Castings to Withstand Severe Service, Foundry, v. 57, 1929, pp. 180—183.
587. 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.
588. Sisco F. T., «The Alloys of Iron and Carbon», Vol. II, Properties, Mc Graw-Hill Book Company, Inc., New York, 1937, 777 pp.
589. Sissener J., Foundry Work on High Chromium-iron Castings, Metal Progress, v. 31, 1937, pp. 521—527.
590. Smith E. C., Stainless Steel Production—Equipment and Method of Manufacture, Year Book, Am. Iron Steel Inst., 1932, pp. 185—238.
591. Smith E., Chromium Steel Castings Metal Progress, 1940, v. 37, 49—54.
592. Smith W. E., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 204—208.
593. Smith J. N., Pitting of Stainless Steel by Leather, Machinist, v. 80, 1936, pp. 168—169E.
594. Smith H. A., Pit Corrosion of Stainless Steels, Metal Progress, v. 33, 1938, pp. 596—600.
595. Smithalls Williams, Laboratory Experiments on High-Temperature Resistance Alloys, J. Inst. Met., 1928, v. 40, p. 269.
596. Snyder C. C., Fabricating Stainless Steel, SAE-Journal, v. 29, 1931, p. 250.
597. Snyder C. C., Eliminating Cold-working Strains in Drawing Rustless Steels, Iron Age, v. 130, 1932, pp. 180—181.
598. Snyder C. C., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 150—160.
599. Sommer M. H., Deep Drawing of Rustless Steels, Iron Age, v. 130, 1932, pp. 726—727, adv. p. 14.
600. Sorinogeohr W., Method of Making Hollow Forged Valves, Patent USA, № 2029507, 4/II, 1930.
601. Special Steel Required for Poppet Valves, Nickel Steel Topics, v. 2, 1933 № 4 p. 10.

602. Souder W. H. and Hidnert P., Thermal Expansion of Nickel, Monel, Metal, Stellite, Stainless Steel and Aluminum, Bur. Stand. Sci. Papers, v. 17, 1922, № 426, pp. 497—519.
603. Speller F. N., McCorkle I. B. and Munma P. F., 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.
604. Spraragen W., Welding of Corrosion-resisting Steels, Welding, v. 1, 1929—1930, pp. 897—900, 979—980, 985.
605. Spraragen W. and Claussen G. E., Corrosion Resistance of Welded Joints. A Review of the Literature to January 1, 1937, Welding J., v. 16, 1937, № 8, Supplement, pp. 1—44.
606. Spraragen W. and Claussen G. E., Welding Chromium and Chromium-nickel Corrosion- and Heat-resisting Steels. A Review of the Literature to July 1, 1937, Welding J., v. 18, 1939, № 3, Supplement, pp. 65—112.
607. Spring L. W., High-temperature Metals for the Power Plant, Iron Age, v. 127, 1931, pp. 1004—1008, 1090—1093.
608. Stanbery L. J., Heat-resisting Chromium-nickel Iron Alloys for Furnace Construction, Metals & Alloys, v. 4, 1933, pp. 127—135.
609. Stäblein F., Physikalische Eigenschaften von reinen Chrom- und Wolframstählen, Archiv, f. d. Eisenhüttenwesen, Bd. 3, 1929—1930, S. 301—305.
610. The Stelling of Exhaust Valves and Valve Seats, Metallurgia, v. 19, № 114, p. 211.
611. Strauss B. und Maurer E., Die hochlegierten Chrom-nickelstähle als nichtrostende Stähle, Kruppsche Monatshefte, Bd. 1, 1920, S. 126—146.
612. Strauss B., Non-rusting Chromium-nickel Steels, Proc. Am. Soc. Test. Mat., v. 24, part 2, 1924, pp. 208—216.
613. Strauss B., Das elektrochemische Verhalten der nichtrostenden Stähle, Stahl u. Eisen, Bd. 45, 1925, S. 1198—1202.
614. Strauss B., Über die nichtrostenden Stähle (Stainless Steels), Z. f. Elektrochemie, Bd. 33, 1927, S. 317—321.
615. Strauss J. and Talley J. W., Stainless Steels, Their Heat Treatment and Resistance to Sea-water Corrosion, Proc. Am. Soc. Test. Mat., v. 24, part 2, 1924, pp. 217—258.
616. Strauss J., Castings of Corrosion-resistant Steels, Proc. Am. Soc. Test. Mat., v. 32, part 2, 1932, pp. 213—237.
617. Sutton W. L., Comments on «Aluminum Alloys vs. Stainless Steels for Aircraft», Metal Progress, v. 31, 1937, pp. 46—52 (49—52).
618. Tanagerman E. J., Welding Corrosion-resistant Steels, American Machinist, v. 73, 1930, pp. 485—487.
619. Taniguchi K., Study of Alloy Chilled Iron Rolls, Japan Nickel Rev., v. 1, 1933, № 1, pp. 28—94.
620. Tapsell, Creep of Metals. London, 1931.
621. Tasaki M., Über die ternären Systeme Fe-Cu-Ni and Fe-Cr-Ni (The Iron-copper-nickel and Iron-chromium-nickel Systems), Proc. World Eng. Congress, v. 36, 1929, pp. 231—245.
622. Taylor A. E., Welded Stainless Factors to be Observed, Product Engineering, v. 8, 1937, pp. 399—401.
623. Thielman R. H. and Parker E. R., Fracture of Steels at Elevated Temperatures after Prolonged Loading, Metals Technology, AIME, v. 3, 1939, pp. 1—18.
624. Thomson J. G., Resistance of Metals to Nitric Acid, Chem. Met. Eng., v. 33, 1926, pp. 614—616.
625. Thompson R. W., Hints on Forging the Stainless Steels, Metal Progress, v. 23, 1933, № 4, pp. 25—28.
626. Thomas R. D., Arc Welding of Stainless and Corrosion-resistant Steels, J. Am. Weld. Soc., v. 9, 1930, № 7, pp. 909—998.

627. Thum E. E., The Book of Stainless Steels, Publ. Am. Soc. f. Metals, USA, 1935.
628. Thum E. E., Damage to Muffles by Controlled Atmospheres, Metal Progress, v. 33, 1938, pp. 277—280.
629. Thyssen H., Contribution à l'étude des fontes au chrome, International Foundry Congress, Poland, 1938, № 24, 15 pp.
630. Tour S. and Lippert T. W., Open-hearth Stainless Steel, Iron Age, v. 138, 1936, September 17, pp. 56—61, 119.
631. Tour S., Springs of Stainless Steel, Iron Age, v. 138, 1936, October 15, pp. 101—112.
632. Tucker W. A. and Sinclair S. E., Creep and Structural Stability of Nickel-chromium-iron Alloys at 1600° F., Bur. Stand. J. Research, v. 10, 1933, pp. 851—862.
633. Tull R., High-chromium Cast Iron for Smoke Resistance, Iron Age, v. 131, 1933, p. 952.
634. Uhlig H. H., Progress Rept. № 4 of the Corrosion Research Comm., Mass. Inst. Tech., Cambridge, 1938, 19 pp.
635. Uhlig H. H. and Wulff J., 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.
636. United States Steel, Part I. The Fabrication of U. S. S. Stainless Steels, 1938.
637. United States Steel Corporation, «Data on U. S. S. Stainless and Heat Resisting Steels», The Corporation, New York, April, 1933, 2 pp.
638. Valenta E., Heat- and Acid-resisting Cast Irons with High Chromium and Carbon Contents, Iron Steel Inst., Carnegie Scholarship Mem., v. 19, 1930, 79—165.
639. Valenta E. et Poboril F., Influence du silicium sur les points critiques et la constitution des alliages au chrome.
640. Van Den Bosch A. et Vialle M., Etude de l'influence de l'écroutissage sur la corrosion intergranulaire des aciers inoxydables 18—8.
641. Vialla M. et Van Den Bosch, Comment déceler la précipitation des carbures dans les aciers inoxydables 18—8. Rev. de Mét., Mém., v. 31, 1934, pp. 116—121.
642. De Vries R., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 339—348.
643. United States Steel, Part I, The Fabrication of U. S. S. Stainless Steels, 1938.
644. Wasmuth R., Über Härtungserscheinungen der Eisen-Borlegierungen unter besonderer Berücksichtigung der Ausscheidungshärtung, Kruppsche Monatshefte, Bd. 12, 1931, S. 273—281.
645. Watkins S., Practical Metallography of the Stainless Steels, Metals and Alloys, v. 13, № 1, 2, 3 und 4, 1941, pp. 30, 162, 288.
646. Westgren A., Phragmen and Negresco T., On the Structure of the Iron Chromium-Carbon Systems, J. Iron Steel Inst., 1928, 117, p. 383.
647. Wever F. und Jellinghaus W., Das Dreistoffsystem Eisen-Chrom-Nickel, Mitt. Kais.-Wilh. Inst. f. Eisenforschung, Bd. 13, 1931, S. 93—108.
648. Wever F. und Jellinghaus J., Über den Einfluss des Chroms auf die Umwandlungen der Kohlenstoffstähle, Mitt. Kais.-Wilh. Inst. f. Eisenforschung, Düsseldorf, 13 Jg., 1931, S. 143.
649. Wever und Müller, Mitt. Kais.-Wilh. Inst. f. Eisenforschung, Düsseldorf, 11 Jg., 1929, S. 221.
650. White A. E. and Clark C. L., Creep at High Temperatures. The Book of Stainless Steels, II ed. Published Amer. Soc. f. Metals, 1935.
651. White, A., Clark C. and Hildorf, Stress-rupture test for heated metal. Metal Progress, 1938, v. 33, № 3, p. 288.

652. White A., Clark E., Mc Collam C., Trans. Amer. Soc. f. Metals, v. 27, March 1939, 125—148.
653. Whitmer V. W., Spot Welding Stainless Steel Sheets, Heating, Piping and Air Conditioning, v. 4, 1932, p. 669, and Welding v. 16, 1937, № 9, pp. 8—19.
654. Whitmer V. W., Spot Welding Stainless Steel Sheets to Preserve Finish, Steel, v. 92, 1933, February 20, p. 23.
655. Wilten, Transactions Amer. Soc. for Metals, v. 23, № 4, 1935.
656. Wilcox R. J., Notes on 29—9 Alloy Castings to Resist Heat and Corrosion, Metal Progress, v. 27, 1935, № 5, pp. 49—51.
657. Wilcox R. J., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 453—460.
658. Wilkinson W. D., Columbium in Steels, plain Chromium, Chromium-Nickel, Metal Progress, 1937, v. 32, November, pp. 661—665.
659. Wills W. H. and Findley J. K., Manufacture, Properties, and Uses of 18—8 Chromium-nickel Steel Wire, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 20, 1932, pp. 97—114.
660. Wills W. H. and Findley J. K., Some Factors Affecting the Physical Properties and Corrosion Resistance of 18—8 Chromium-nickel Steel Wire, Trans. Am. Soc. Metals, v. 22, 1934, pp. 1—18.
661. Wills W. H. and Findley J. K., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 117—122.
662. Wills W. H., Practical Observations of Some High-carbon High-chromium Tool Steels, Trans. Am. Soc. Metals, v. 23, 1935, pp. 469—494.
663. Wills W. H., Further Study of a High Carbon-High Chromium Tool Steels, Trans. Amer. Soc. Met., 1937, v. 25, December, p. 1913—1029.
664. Wright E. C., in «The Book of Stainless Steels», American Society for Metals, Cleveland, 1935, pp. 234—244.
665. Wulff J., Progress Rept. № 3 of the Corrosion Research Comm., Mass. Inst. Tech., Cambridge, 1937, 19 pp.
666. Ziegler N., Resistance of Iron-aluminium Alloys to Oxidation at High Temperatures, Trans. Amer. Inst. Mining Metallurg. Eng. Iron Steel Div., v. 100, 1932, p. 267.
667. Zimmerli, F. P., Wood W. P. and Wilson G. D., Load Losses in Small Helical Springs at Elevated Temperatures, Trans. Am. Soc. Steel Treat., v. 21, 1933, pp. 796—806.
-

Редактор Тимошенко Н. Н.

Подписано к печати 23/І 1945 г.

Л49145

Печ. л. 30.

Уч.-изд. л. 41

Зн. в 1 печ. л. 54940.

Тираж 5000 экз.

Заказ 462.

Цена 50 руб.

Типография Металлургиздата,
Москва, Цветной бульвар, д. 30.

ЗАМЕЧЕННЫЕ ОПЕЧАТКИ

Стр.	Строка	Напечатано	Должно быть	По чьей вине
184	21 сверху	$t = at^{by} - a$	$t = a \cdot e^{by} - a$	Автора
,	22 ,	$\frac{dy}{dt} = \frac{1}{ab} \cdot t^{-by}$	$\frac{dy}{dt} = \frac{1}{ab} \cdot e^{-by}$	,
,	9 снизу	$b_t = b_t \cdot t^{-c} (t-t_0)$	$bt = b_{t_0} \cdot e^{-c(t-t_0)}$	,
187	17 сверху	$W = a \sqrt{Tl}^{-\frac{b}{T}}$	$W = a \sqrt{T} \cdot e^{-\frac{b}{T}}$	,

Х и м у т и н, Нержавеющие, кислотоупорные и жароупорные стали