

Н. Ф. БОЛХОВИТИНОВ

ВЕЛИЧИНА ЗЕРНА И СВОЙСТВА СТАЛИ

МЕТАЛЛУРГИЗДАТ

1 9 4 3

Проф., д-р. Н. Ф. БОЛХОВИТИНОВ

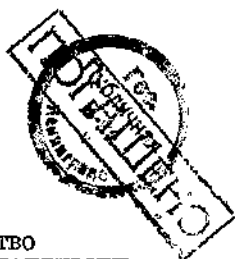
Депозитарий

ВЕЛИЧИНА ЗЕРНА И СВОЙСТВА СТАЛИ

Оп. 378/48

1/305612

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА



ГОСУДАРСТВЕННОЕ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
ЛИТЕРАТУРЫ ПО ЧЕРНОЙ И ЦВЕТНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Москва 1943

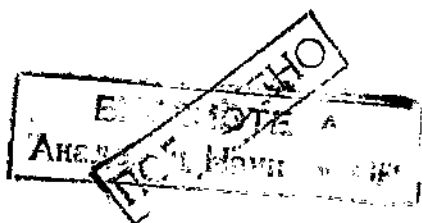
АННОТАЦИЯ

Автор — профессор Московской ордена Ленина сель.-хоз. Академии им. К. А. Тимирязева Н. Ф. Болховитинов в своем труде рассматривает важнейшую проблему современного металловедения — вопрос о величине зерна в стали.

Читатель найдет в книге систематизированные ответы на неотложные для производства вопросы о природе мелкозернистости, методике определения величины зерна и влиянии структуры и состава стали на ее термообработку, обрабатываемость режущим инструментом и холодную штамповку.

В книге обобщен новый опытный материал автора по вопросу затухания колебаний (циклической вязкости), имеющий особое значение для авиа- и автостроения.

Книга предназначена для инженерно-технических работников металлургической, машиностроительной и оборонной промышленности, а также для научных работников и студентов этих специальностей.



ВВЕДЕНИЕ

Вопрос о величине зерна стали — это крупнейшая проблема современного металловедения, возникшая впервые в автомобилестроении. В 1921 г. американский металлург Мак Квед [9] получил от одного из автозаводов поршневые пальцы и распределительные валики, изготовленные из близких по химическому составу сталей двух разных плавов. Сталь одной плавки после цементации закаливалась хорошо, а сталь другой — давала в производстве большой брак. При исследовании этих пальцев и распределительных валиков Мак Квед обратил внимание на разницу в микроструктурах их цементированных поверхностей до закали. Это послужило толчком к дальнейшим исследованиям, выяснению роли величины зерна, раскисления и добавок алюминия в стали. С введением контроля величины зерна стали снизился брак и появилась возможность давать сталь более однородного качества, что так необходимо для поточно-массового производства автомобилей.

В США в последнее время производство стали с регулируемой величиной зерна достигло 75% общего производства всей спокойной стали. Как известно, в кипящей стали зерно всегда крупное и пока регулировке не поддается. В СССР не только заводы качественных сталей, например «Красный Октябрь», «Электросталь» и др., но и заводы массовой металлургии, например Кузнецкий, выплавливают сталь с регулируемой величиной зерна в громадных количествах.

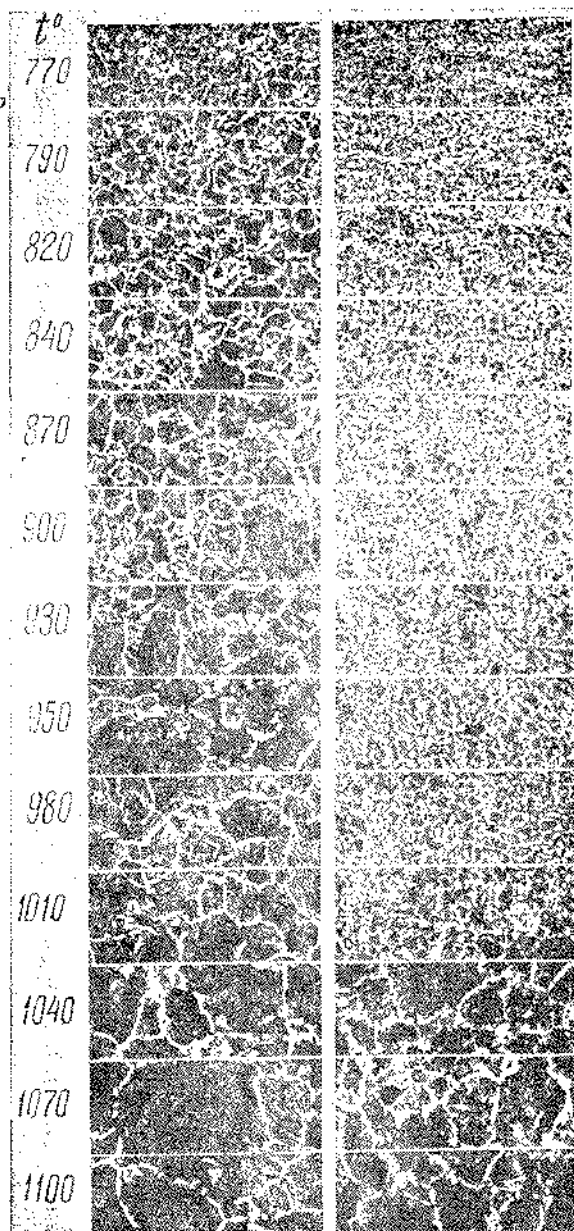
Основные определения. В стали различают два размера зерна: наследственный и действительный.

Наследственный (природный) размер зерна аустенита определяется при температуре цементации (930°) или другой температуре термообработки и характеризует способность зерна к росту.

На фиг. 1 изображена кинетика роста зерна в наследственно крупно- и мелкозернистой стали марки 45 (1045), применяемой для коленчатых валов автомобилей.

Рост зерна крупнозернистой стали начинает развиваться постепенно с температуры 820° . Наоборот, зерно мелкозернистых сталей до температуры 970° упорно сопротивляется росту. Зато выше этой температуры скачком сразу достигает громадных размеров и может обогнать по своей величине зерно крупнозернистой стали.

Наследственный природный размер зерна является характер-



Фиг. 1. Способность к росту зерна при нагревании в течение 1 часа крупно- и мелкозернистой стали марки 1045 (Шейн). $\times 100$

Очень часто с величиной зерна связывают так называемую аномальность структуры стали.

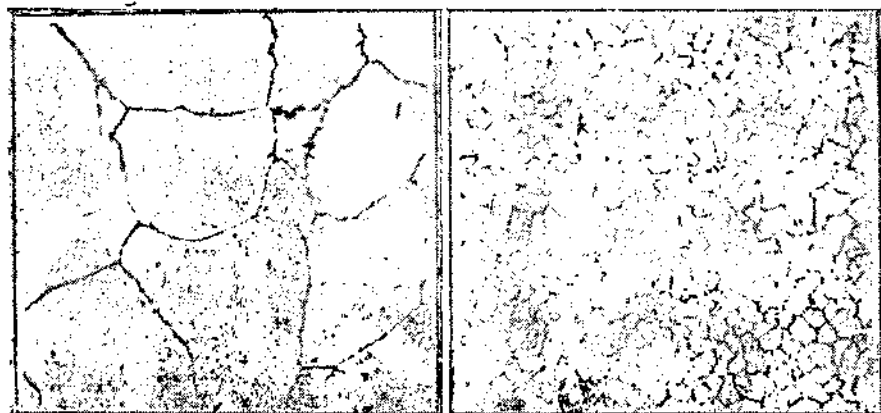
ной особенностью данной плавки и оказывает влияние на весь технологический процесс горячей механической и термической обработки ее.

Часто наследственный и действительный размеры зерна резко отличаются друг от друга, например кипящая листовая авто-сталь, применяемая для глубокой штамповки, имеет очень крупный наследственный размер зерна и мелкий действительный (фиг. 2).

Хромистые стали типа 5100 на Горьковском автозаводе иногда обрабатываются на автоматах. Для этого сталь, из которой изготавливаются холоднотянутые прутки, должна обладать крупным действительным размером зерна. В то же время для окончательной термической обработки сталь, из которой изготавливаются автодетали, должна быть наследственно-мелкозернистой.

Некоторые строительные стали выплавляются наследственно-крупнозернистыми, но вследствие окончания прокатки при низких температурах получают мелкое действительное зерно.

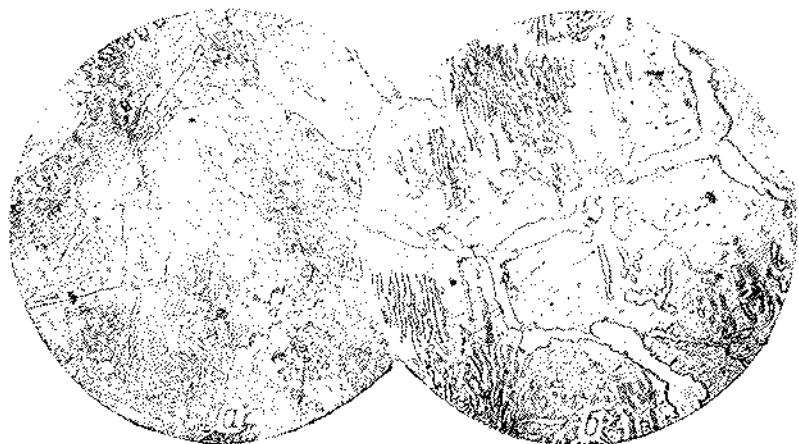
На фиг. 3, б изображена микроструктура аномальной стали после цементации и медленного охлаждения, состоящая из



Фиг. 2. Наследственное и действительное зерно листовой стали марки 1008. $\times 100$

коагулированной, местами разорванной сетки цементита, окруженной ферритом и перлитом грубого строения.

Нормальная структура цементированной стали (фиг. 3, а) состоит из тонкой сетки цементита и перлита мелкого строения.



Фиг. 3. Структура стали после цементации. $\times 100$:
а — нормальная и б — аномальная

Наши исследования совместно с инж. И. С. Козловским [3] показали, что аномальность нельзя связывать с мелкозернистостью, как это делают некоторые авторы. Например, автомат-

ная сталь марки 1112 после цементации имела типично аномальную структуру и очень крупное зерно. То же наблюдается и в армко-железе завода «Серп и молот». В то же время некоторые наследственно-мелкозернистые стали завода «Электросталь» имели типично нормальную структуру.

Таким образом аномальными могут быть как крупно-, так и мелкозернистые стали и, наоборот, те и другие могут быть нормальными.

МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА

1. ШКАЛА ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА

Измерение величины зерна производится сравнением микро-структуры его при увеличении в 100 раз со стандартными изображениями зерен (фиг. 4), принятыми Американским обществом испытания материалов (ASTM). Эта шкала в настоящее время получила международное признание.

Интересно проследить историю постепенного создания и усовершенствования этой шкалы.

В 1924 г. лаборатория американского завода United Alloy Steel Co выпустила первую шкалу размеров зерна стали.

В 1930 г. завод Тимкен выпустил более совершенную шкалу зернистости, а в 1933 г. Американское общество испытания материалов сделало свою первую попытку выпустить стандартную шкалу зернистости.

Последняя стандартная шкала размеров зерна, утвержденная ASTM в 1939 г. (фиг. 4), основана на следующих формулах:

$$f = 500 \cdot 2^{8-N},$$

где f — натуральная площадь зерна в квадратных микронах (μ^2);

N — стандартный номер зерна по ASTM.

Если исходить из числа зерен n на площади $6,25 \text{ см}^2$ (1 дм^2), то номер зерна может быть вычислен по формуле:

$$n = 2^{N-1}.$$

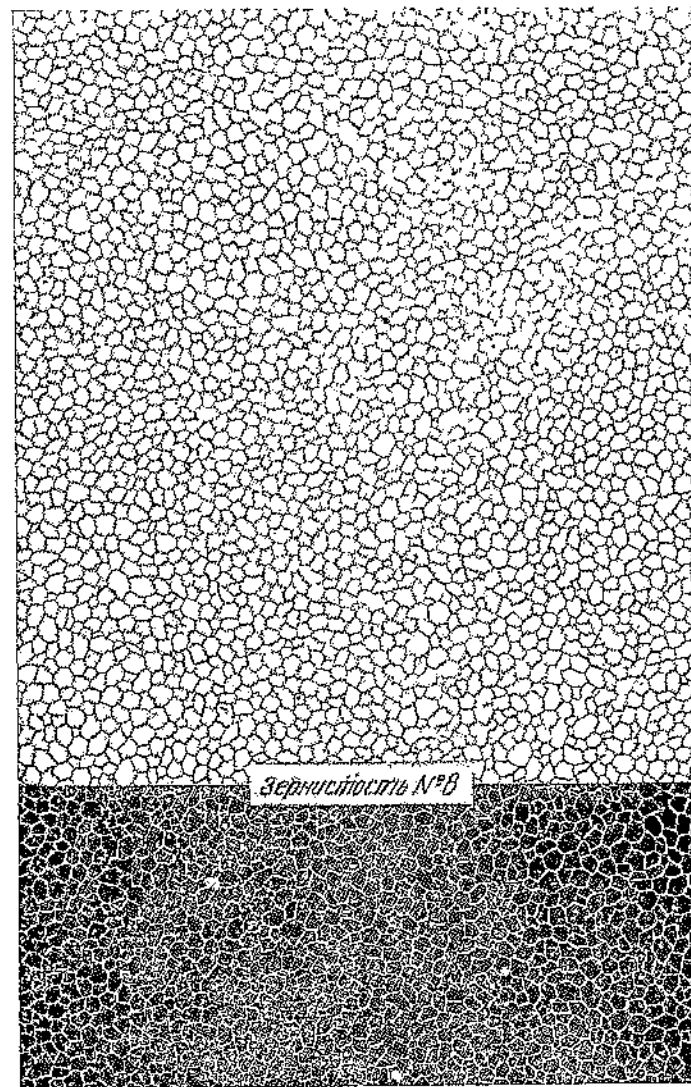
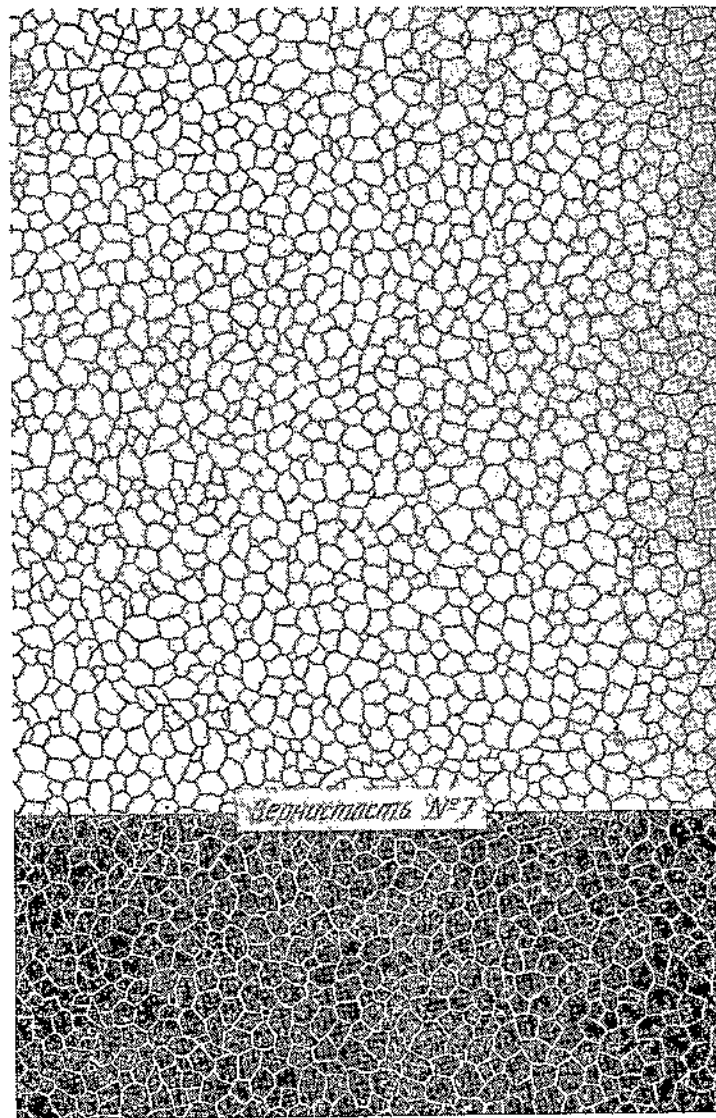
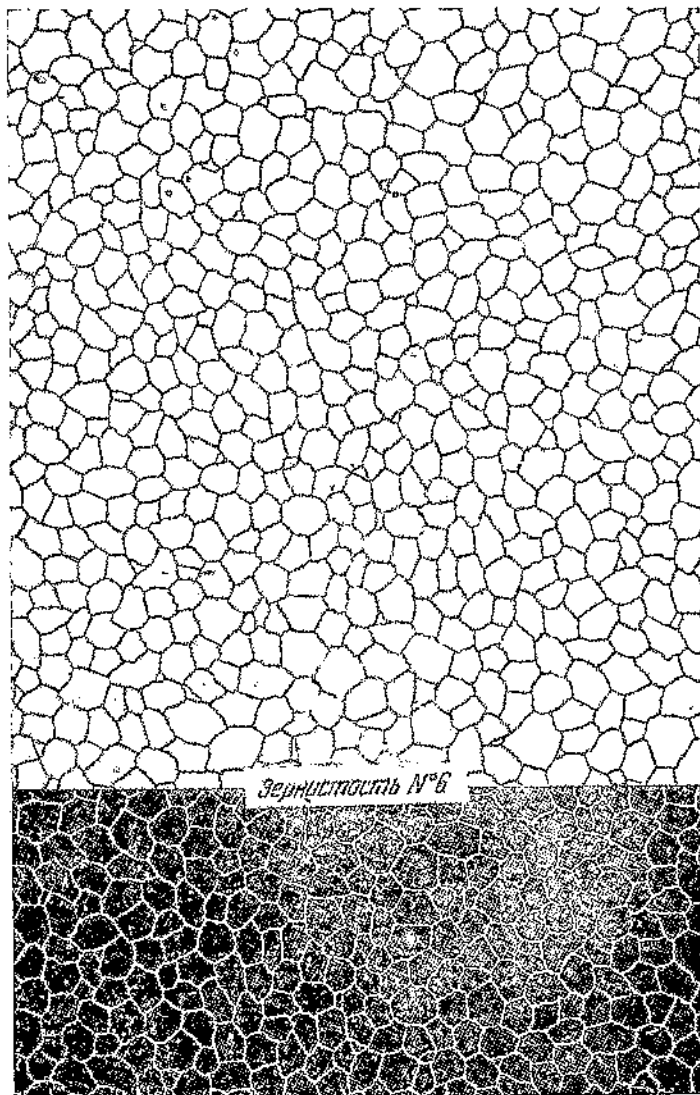
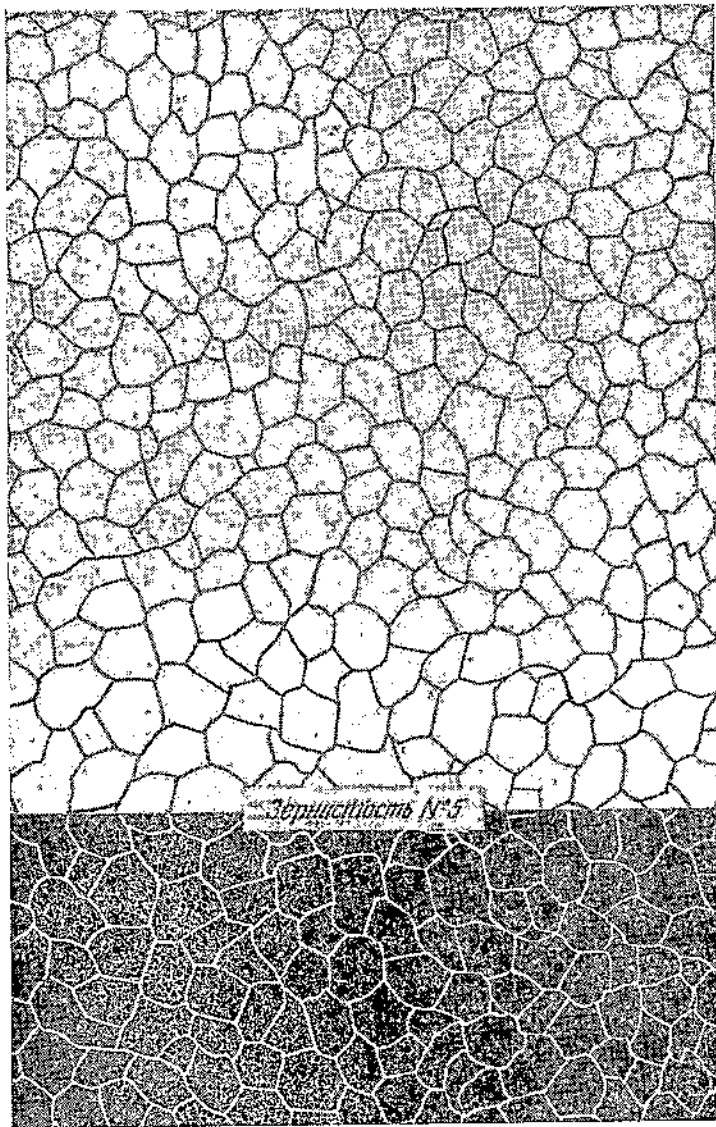
В соответствии с этими формулами составлена табл. 1.

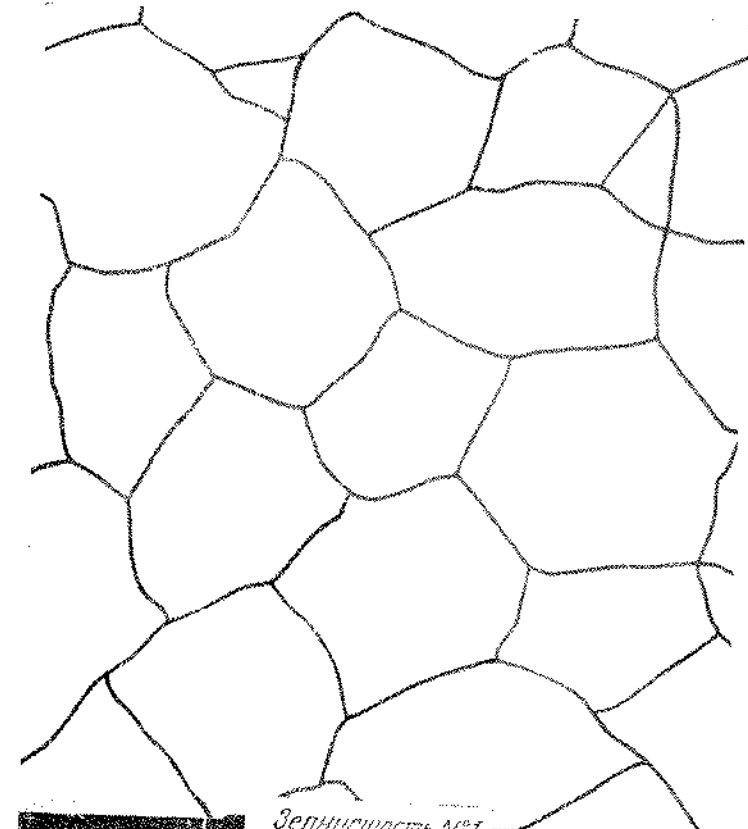
В настоящее время зерна до № 4 считаются крупными, а свыше № 6 — мелкими. Случайные мелкие зерна, представляющие собой сечение через углы больших в действительности зерен, не принимаются во внимание.

В случае явного преобладания в структуре двух основных размеров зерен, они обозначаются двумя номерами, например № 2—7. При этом Гроссман, Штейнберг и другие исследователи внесли в этот метод следующее уточнение, учитывающее смешанные (пестрые) зерна и заключающееся в определении соотношения между площадями, занимаемыми крупными и мелкими зернами, в процентах, при этом средний размер мелкого зерна

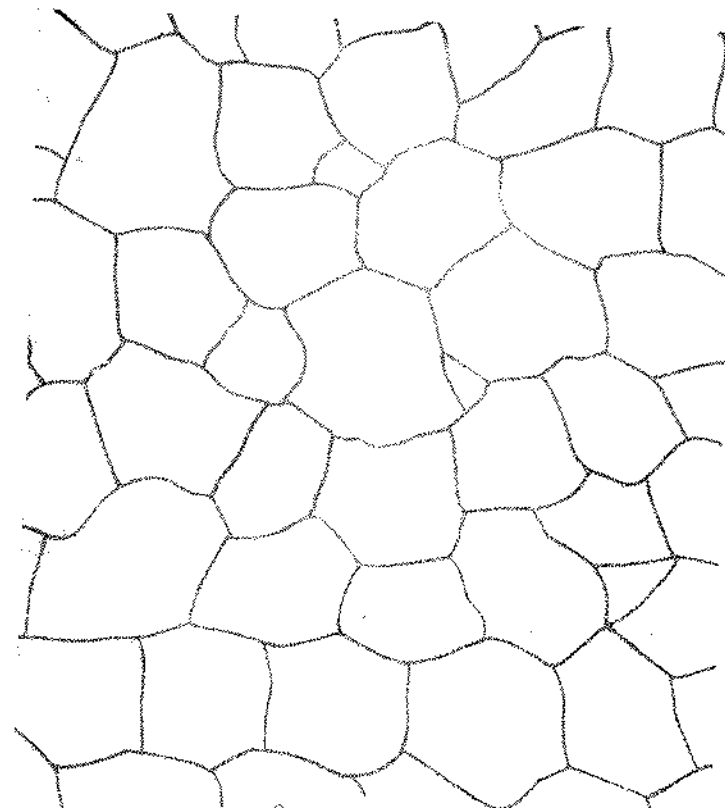
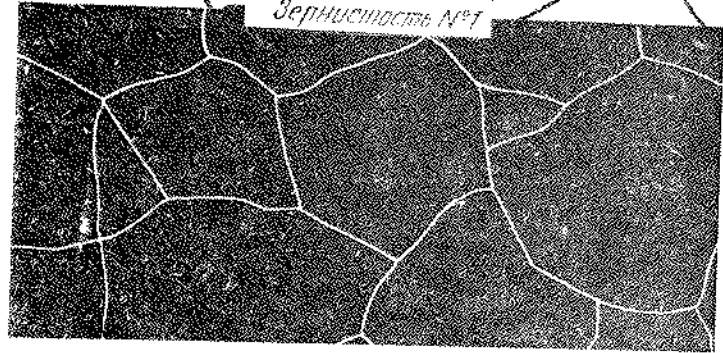
Величина зерна по ASTM

Номер зерна по ASTM	Натуральная площадь зерна, μ^2			Примерное число зерен в объеме 1 мм ³	Число зерен на площади в 6,25 см ²			Число зерен на площади в 1 мм ²	Поверхность граней зерен в объеме 1 мм ³ мм ²
	наименьшая	средняя	наибольшая		наименьшее	среднее	наибольшее		
— 3	640 000	1 024 000	1 280 000	0,7	0,05	0,06	0,09	1	2,4
— 2	320 000	512 000	640 000	2	0,09	0,12	0,19	2	3,3
— 1	160 000	256 000	320 000	5,6	0,19	0,25	0,37	4	4,7
0	80 000	128 000	160 000	16	0,37	0,5	0,75	8	6,7
1	40 000	64 000	80 000	45	0,75	1	1,5	16	9,5
2	20 000	32 000	40 000	128	1,5	2	3	32	13,4
3	10 000	16 000	20 000	360	3	4	6	64	19
4	5 000	8 000	10 000	1 020	6	8	12	128	27
5	2 500	4 000	5 000	2 900	12	16	24	256	38
6	1 200	2 000	2 000	8 200	24	32	48	512	54
7	600	1 000	1 200	23 000	48	64	96	1 024	76
8	300	500	600	65 000	96	128	192	2 048	107
9	150	250	300	186 000	192	256	384	4 096	150
10	75	125	150	520 000	384	512	768	8 208	215
11	37	63	75	1 500 000	768	1 024	1 536	16 400	300
12	19	31	37	4 200 000	1 536	2 048	3 072	32 800	430

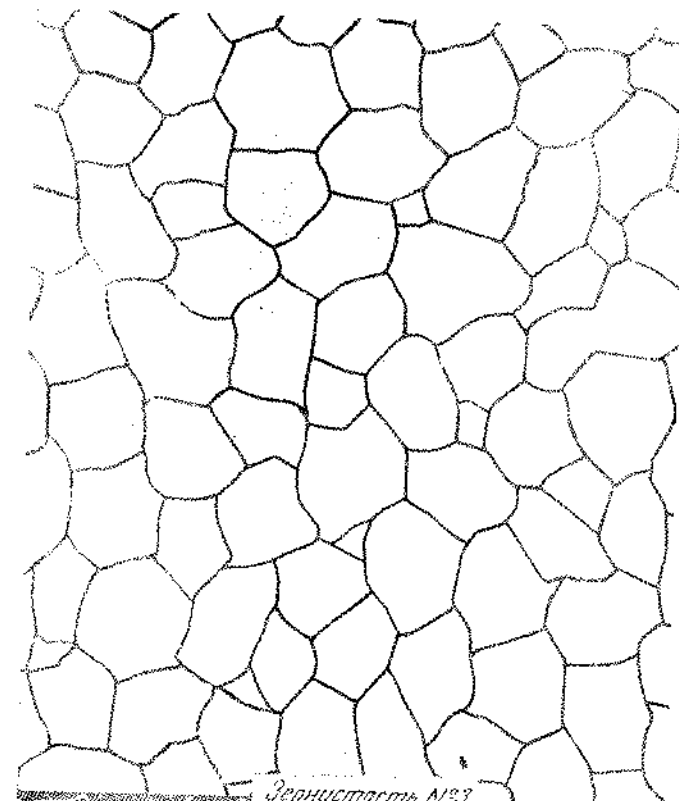
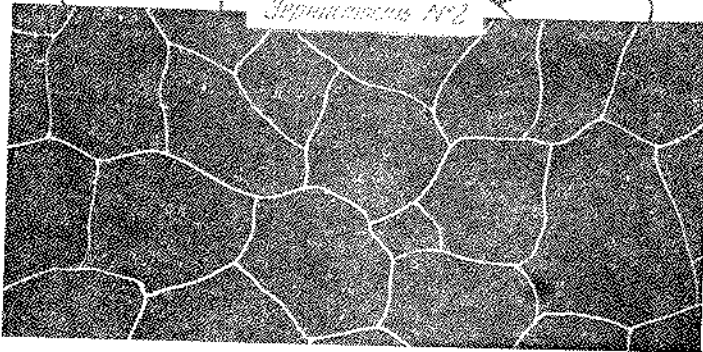




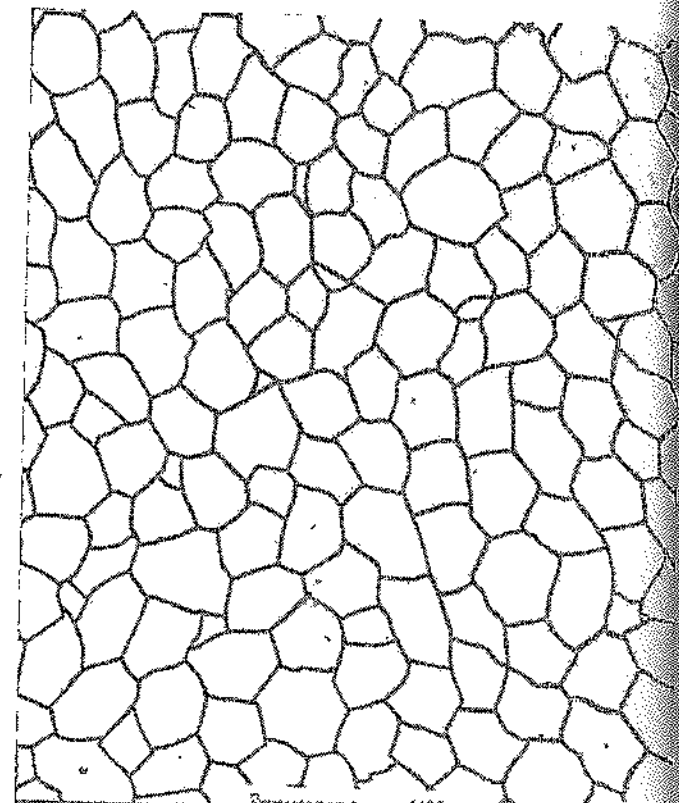
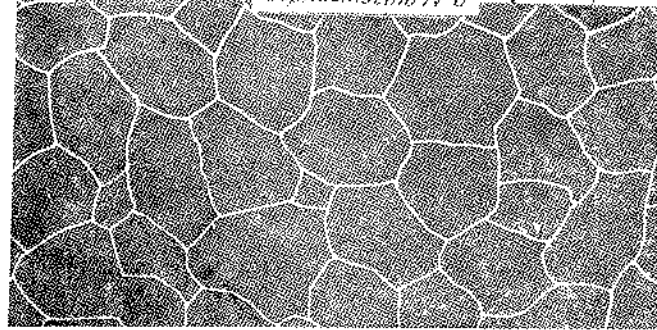
Зернистость №1



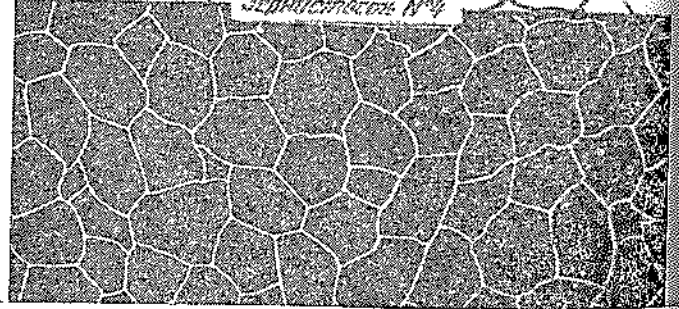
Зернистость №2



Зернистость №3



Зернистость №4



и средний размер крупного устанавливаются отдельно при помощи шкалы размеров зерна ASTM.

Зерна крупнее № 0 и —1 определяются при увеличении в 50 раз и соответствуют размерам зерен № 1 и 2 по стандарту на фиг. 4. Зерна мельче № 8, 9 и 10 определяются при увеличении в 200 раз и соответствуют размерам зерна № 7 и 8.

2. УСЛОВИЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА

31

Определение величины наследственного (природного) зерна аустенита должно производиться в соответствии с видом термообработки стали и ее режимом следующими методами:

1) пробной цементацией (по Мак Кведу и Энну) в течение 8 час. при 930°, которая рекомендуется только для цементируемых сталей;

2) для остальных сталей — нагревом до 30° выше нормальной температуры их термообработки; продолжительность нагрева должна составлять 150% времени нормальной выдержки при печовой термообработке.

Чрезвычайно полезным является исследование кинетики роста аустенитного зерна данной стали (фиг. 1). Величина зерна аустенита зависит от температуры нагрева и времени выдержки при ней. Следует помнить, что атмосфера печи влияет на способность к росту зерна у поверхности образца.

В настоящее время выяснено, что величина наследственного (природного) аустенитного зерна в некоторых случаях может зависеть от предшествовавшей обработки, например закалки, нормализации, горячей или холодной обработки. Поэтому при установлении величины зерна аустенита необходимо принимать во внимание предшествующую обработку.

Следовательно, в отчетах и сертификатах, наряду с размером зерна, всегда должны быть указаны условия испытаний, включая состояние стали, температуру и время выдержки, применявшиеся при определении величины зерна, а также метод выявления аустенитного зерна.

3. СПОСОБЫ ВЫЯВЛЕНИЯ ЗЕРНА

Выявление величины аустенитного (наследственного) зерна стали может производиться следующими способами:

1) карбидной сеткой после пробной цементации или после нормализации с простой и с изотермической выдержкой;

2) сеткой феррита после нормализации с простой и с изотермической выдержкой или после неполной закалки;

3) зерном мартенсита после закалки; травлением отпущенного мартенсита реактивом Виллелла, или сеткой троостита, или по виду закаленного излома;

4) регулируемым окислением границ зерен аустенита;

5) нагревом в вакууме или в атмосфере инертного газа или газовым травлением;

6) по глубине проникновения закалки и виду закаленного изделия;

7) магнитным и рентгенографическим методами.

Ниже приводится критическое рассмотрение всех этих методов и в заключение даются основы для их выбора.

Карбидная сетка. Пробная цементация является наиболее ранним и очень распространенным в заводских лабораториях методом выявления величины зерна.

Важнейшим преимуществом этого метода является его универсальность. Он может быть применен для любой стали: для легированной и простой с разнообразным содержанием углерода.

К сожалению, этот метод совсем не универсален в отношении температур и времени выдержки, так как для образования карбидной сетки требуются температура выше 900° и длительная выдержка. Это хорошо для цементируемых сталей, но для других сталей, которые при термообработке нагреваются менее продолжительный срок и до более низких температур, пробная цементация не годится.

Помимо этого, метод пробной цементации имеет еще ряд существенных недостатков. Зерно определяется в материале с измененным против первоначального химическим составом (за счет цементации). Например сталь марки 50ХН одной и той же плавки при пробной цементации при 930° в течение 8 час. может иметь зерно № 7, а после 2-часовой нормализации при 850° — № 2.

Подобная же разница наблюдается иногда в величине зерна после твердой и газовой цементации. Это подтверждается и опытами Гудремона и Брофи. Очевидно при твердой цементации образование окислов (воздействие CO_2), а отчасти и карбидов делает поверхностные слои стали искусственно мелкозернистыми. При газовой цементации преобладает воздействие CH_4 , не содержащего кислорода. Поэтому образования таких окислов не наблюдается.

Кроме того, сетка карбидов выделяется не всегда, и нередко наблюдаются отдельные скопления карбидов.

Все это указывает на ненадежность наиболее распространенного в промышленности метода пробной цементации и делает его применение в научно-исследовательских работах недопустимым.

Затем существенным недостатком метода пробной цементации является его длительность.

В заэвтектоидных сталях зерно аустенита выявляется карбидной сеткой без цементации — нормализацией. А. П. Гуляев предложил пользоваться при нормализации изотермической выдержкой при 730° в течение 15 мин. и более для полного выделения карбидной сетки.

Травление карбидной сетки можно производить двумя способами: 1) 4%-ным раствором HNO_3 в этиловом спирте; 2) пикратом натрия.

Пикрат натрия лучше выявляет карбидную сетку, особенно у сталей с мелким природным зерном аустенита (фиг. 5).

В Америке травление в горячем растворе пикрата натрия заменяют более быстрым холодным электрическим травлением в этом растворе. При этом продолжительность травления вместо 20—30 мин. сводится к 1 мин., но большое значение имеет выбор надлежащей плотности тока, которая должна быть 1,2 а/дюйм².

Наконец, нельзя не отметить, что пробную цементацию можно проводить не только при 930°, но и при 980 и 1050°, что позволяет судить о кинетике роста зерна аустенита.

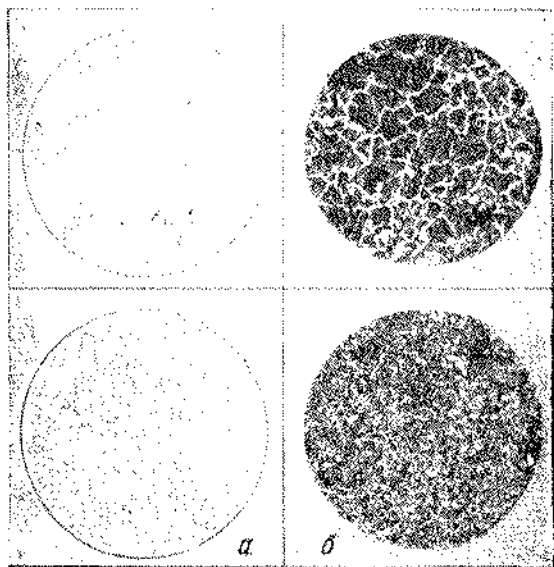
На фиг. 6 изображена кинетика роста зерна сталей завода Тимкен (взятых из деталей американских автобусов и грузовых автомобилей), показывающая исключительно сильное сопротивление зерна росту не только при 930°, но и при 1000°. Даже цементация в течение 8 час. при 1100° не дала окончательного укрупнения их зерна.

Судить о росте зерна сталей при низких температурах (750°, 800° и 850°) по карбидной сетке нельзя, так как в течение 6—8-часовой цементации она в них не образуется.

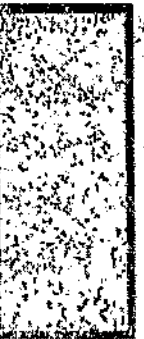
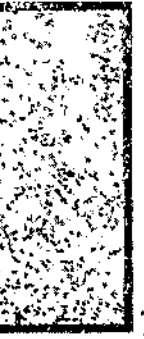
В заключение надо указать, что режим охлаждения имеет большое значение для успешного выявления зерна после пробной цементации. Поэтому, чтобы выделилась карбидная сетка по границам аустенитных зерен, необходимо поддерживать достаточно медленного охлаждения в межкритическом интервале или изотермической выдержки в критическом интервале, что рекомендуется для легированных сталей марок 5320 и 3312.

Ферритная сетка. Метод выявления зерна аустенита ферритной сеткой после нормализации является надежным, быстрым, удобным и универсальным в отношении температур.

Однако этот метод применим только к сталям с содержанием 0,3—0,5% С. Путем изотермической выдержки при 730° или неполной закалки приведенная область сталей может быть немного расширена. При изотермической выдержке выделяется фер-



Фиг. 5. Травление карбидной сетки:
а — пикратом натрия и б — азотной кислотой

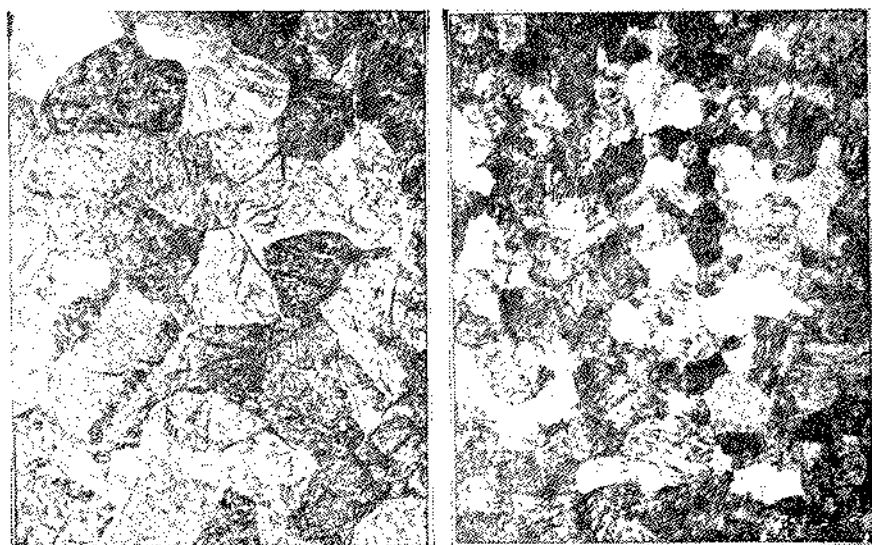
Наименование зерноотделов и марки стали	Зерно № 8	930°C	Зерно № 8	1000°C	Зерно № 4-7	1100°C
Фланец полуоси ст А340	8		8		4-7	
Крестовина привода ст А620	7-8		7-8		4-6	
Шестерня полуоси ст А620	7-8		7		4-7	
Болт ст А620	7-8		7		4-7	
Червяк редуктора ст А620	7-8		7-8		4-8	

Фиг. 6. Кинетика роста зерна американских сталей Тинкен

рит по границам зерен, а при охлаждении сталей от температур между точками A_1 и A_3 можно получить сетку феррита на черном фоне троостита даже в сталях с 0,2% С.

Простота и экспрессность метода пробной нормализации позволили использовать этот метод для выявления полной картины кинетики роста зерна аустенита экспериментальных сталей (табл. 9).

Зерно мартенсита. Выявление зерна мартенсита, одинакового с зерном исходного аустенита, рекомендуется применять при эвтектоидных и близких к ним сталях, где метод нормализации не применим и невозможно получить ни ферритной, ни карбидной сетки.



Фиг. 7. Зерна аустенита с двойниками, выявленные травкой мартенситных зерен. $\times 100$

Этот метод был предложен в 1936 г. Вилелла и Бейном [37]. Они рекомендовали зерно мартенсита выявлять после соответствующей закалки и отпуска при 300° в течение 30 мин. Реактив Вилелла состоит из 1 г пикриновой кислоты, 5 см³ соляной кислоты и 95 см³ этилового спирта.

Для наилучшего выявления мартенситного зерна здесь рекомендуется применять сильное перетравливание, переполіровку и повторное травление. Продолжительность каждого травления в случае эвтектоидной углеродистой стали примерно 15 сек.¹ На фиг. 7 приведена микрофотография, показывающая на двойни-

¹ После травления величина зерна мартенсита определяется сравнением с эталонными снимками мартенситных структур, подобранных на основе шкалы ASTM. Такие снимки опубликованы в Metals Handbook, 1939.

кование в зернах мартенсита, что доказывает соответствие их размеров величине зерна исходного аустенита.

Кроме того, величину зерна можно быстро определить при помощи стандартных наборов изломов закаленной стали, согласованных со стандартной классификацией зерна по ASTM. Это делает методы определения величины зерна по излому и по микроструктуре протравленных зерен мартенсита взаимно заменяемыми. Однако метод излома менее точен и не пригоден для определения двойных (смешанных) размеров зерна, которые должны определяться микроскопически.

Выявление мартенситного зерна сеткой троостита производится 4%-ным раствором азотной кислоты в амиловом спирте. Этиловый спирт может применяться, но дает менее черную сетку и светлый фон.

Образец размером $6 \times 12 \times 36$ мм предварительно нагревается и выдерживается при температуре образования аустенитного зерна, затем закаливается путем погружения на 6 мм длинного конца его в соленую воду. На микрошлифе в переходной зоне от закаленной к незакаленной и будет наблюдаться трооститная сетка. К сожалению, изготовление длинных микрошлифов вызывает излишнюю загрузку и без того обычно перегруженных лабораторных мастерских и поэтому для массового применения такой метод рекомендован быть не может.

Регулируемое окисление границ зерна аустенита. Готовый отполированный микрошлиф подвергается легкому окислению. При температуре ниже 930° нагрев в обычной лабораторной электропечи является для этого достаточным. При температуре 930° и выше требуется более умеренное окисление [40]. Шлиф упаковывается тогда в порошок угля, железной руды или чугунную стружку, которые понижают действие окисляющей атмосферы. Того же можно достигнуть, нагревая шлиф в закрытой коробке или в соляной ванне. В конце соответствующей выдержки шлиф подвергается действию окисляющей атмосферы в течение нескольких минут.

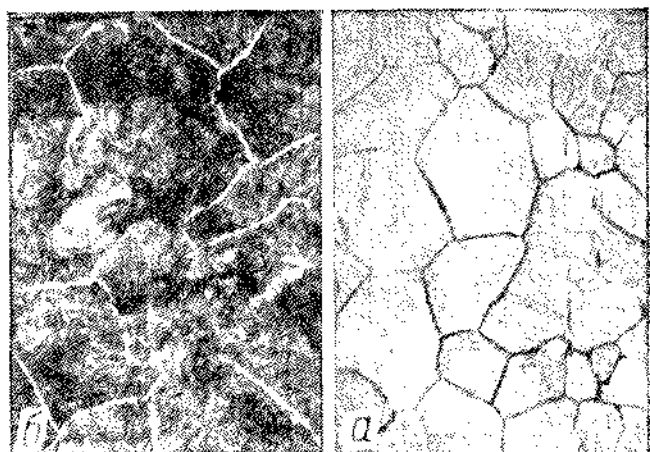
После окисления поверхности шлиф можно медленно охладить или лучше закалить. По окончании резкой закалки шлифа в 10%-ном растворе поваренной соли в воде, поверхность его слегка шлифуется на наждачных бумагах мелкой зернистости, чтобы не снять всего слоя, в который проник кислород, и полируется. Тогда черная сетка окислов должна выявить исходное зерно аустенита (фиг. 8).

Для лучшего выявления зерна рекомендуется шлиф подвергнуть травлению 15%-ным раствором соляной кислоты в этиловом спирте. С этой целью шлиф погружается в чашку с приведенным реактивом поверхностью вверх и травится в течение от 1 до 10 мин., пока поверхность не станет тусклой или серой.

В случае эвтектоидной стали, медленно охлажденной после окисления, поверхность ее подвергается легкой шлифовке и полировке. Зерно может быть выявлено травлением 4%-ным рас-

твором азотной кислоты в этиловом спирте по сетке феррита вокруг зерен перлита, образовавшейся после окисления (фиг. 8).

Окисление на границах зерен позволяет определять зерно, образовавшееся в изделиях и полуфабрикатах, в процессах закалки, нормализации, отжига, нагрева под ковку и т. д. Так как атмосфера в заводских печах окислительная, то черная сетка окислов или светлая сетка позволяют судить о величине зерна, существовавшего при наивысшем нагреве. Для этого слегка отполированную поверхность незакаленных деталей травят 4%-ным спиртовым раствором азотной кислоты, а закаленных — 15%-ным спиртовым раствором соляной кислоты, сохраняя при этом окис-



Фиг. 8. Выявление зерна аустенита окислением (Тобин и Кенион). $\times 100$

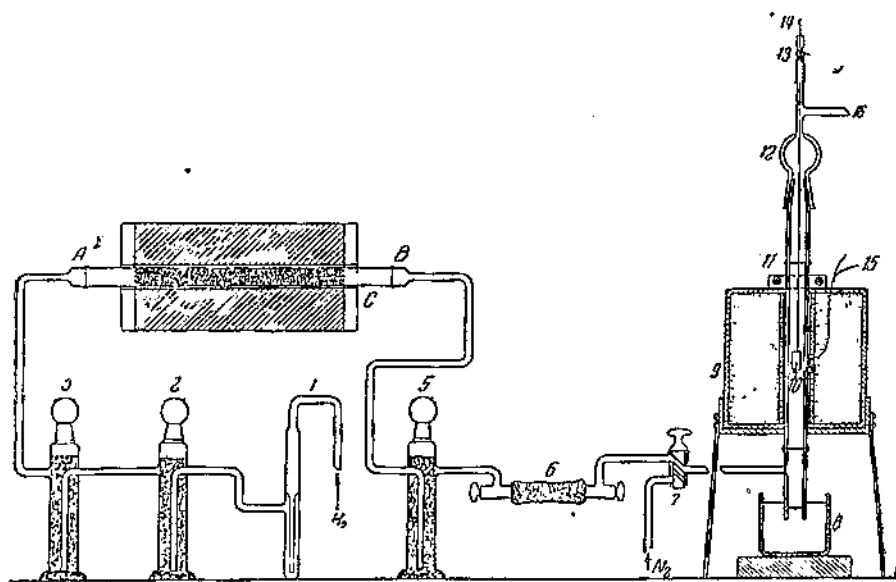
ленную зону. Метод окисления подобно пробной цементации должен постоянно проверяться другими методами, так как обогащение поверхности стали кислородом может создать искусственно мелкое зерно.

Кроме того, проф. С. С. Штейнбергом предложен метод горячего травления в расплавленных солях, который и нашел свое практическое применение в ряде уральских научно-исследовательских работ. Травление в расплавленных хлористых солях производится следующим образом [35 и 36].

Готовый полированный микрошлиф нагревается в течение 1 часа в углекислом натрии при 930° , затем быстро переносится в расплавленную травящую соль, состоящую из $\frac{1}{3}\text{BaCl}_2 + \frac{1}{3}\text{CaCl}_2 + \frac{1}{3}\text{NaCl}$, в которой шлифы выдерживаются 2—5 мин. и охлаждаются в керосине. Чтобы сохранить светлую поверхность микрошлифа, в этом же керосине производится и полная отмывка ее от соли. До этого шлифы нельзя вынимать на воздух и промывать водой во избежание окисления.

В результате черная сетка окислов выявляет исходные зерна аустенита.

Нагрев в вакууме или атмосфере инертного газа, или газовое травление. В силу неодинакового теплового расширения кристаллов в разных направлениях (анизотропии) при нагреве шлифа в вакууме создается разница в рельефе разных зерен. Некоторые зерна, расширяясь, выступают над плоскостью



Фиг. 9. Установка для нагрева микрошлифа в атмосфере очищенного и просушенного водорода для выявления зерна аустенита (Дей и Остин)

шлифа и образуют границу зерен, так же как при травлении, когда зерна благодаря разнице в ориентации неодинаково поддаются растворению в кислоте.

Академик А. А. Байков выявлял зерна стали при высоких температурах, нагревая шлифы в вакууме и подвергая их травлению хлором. Английский исследователь О'Нейл также применял для этой цели хлор.

Опытами автора и Т. Д. Кубышкиной, пользовавшихся этим методом в 1935 г., установлено, что достижение высокого вакуума слишком сложно для таких, по существу, простых испытаний, как определение величины зерна. Гораздо проще, чем в вакууме, можно производить нагрев готового отполированного микрошлифа в атмосфере инертного газа. Дей и Остин [42] предложили простую установку (фиг. 9), где нагрев производился в атмосфере очищенного и осушенного водорода с последующей закалкой шлифа в ртути.

Водород легче, чем азот, поддается весьма совершенной очистке. Из баллона водород проходит через серную кислоту 1, затем вторичную сушилку 2 и дальше очистку натронной известью от углекислоты 3.

После этого следы свободного кислорода превращаются в пары воды, проходя через нагретый до 550° катализатор — платинированный асбест в фарфоровой трубке печи 4. Концы трубки соединяются стеклом пирекс.

За катализатором находится колонка 5 с активированной окисью алюминия и, наконец, трубка 6 с фосфорным ангидридом. В результате такой осушки содержание паров воды становится меньше $0,00002 \text{ мг/л}$ газа при 20° .

Через кран 7, очищенный и просушенный, водород поступает в печь 9, где шлиф 10 нагревается и падает в ртуть 8; температура измеряется пирометром 15. В верхней части печи напаяны детали из стекла пирекс и имеется приспособление, при помощи которого шлиф, подвешенный на железной проволоке, может погружаться в ртуть. Ртуть быстро охлаждает шлиф и не дает паров, окисляющих или обезуглероживающих поверхность его.

На фиг. 10 изображены результаты такого «теплого травления», осуществленного путем нагрева в чистом сухом водороде и заковки в ртути.

Глубина проникновения заковки и вид закаленного излома. Для определения размеров зерна инструментальных углеродистых и некоторых низколегированных сталей на заводах широко пользуются косвенным методом — путем их пробной заковки при разных температурах. Для заковки в воде стали марок У7-У13 квадратные образцы 20×20 нагреваются до 760 , 800 , 850 и 900° . Затем образцы ломаются и определяется глубина прокаливаемости и вид закаленного излома согласно эталонной шкале, например завода «Электросталь». Мелкозернистые стали характеризуются неглубокой прокаливаемостью и широким интервалом закалочных температур, не вызывающих перегрева, крупнозернистости и закалочных трещин.

Существенным недостатком метода закаленного излома является необходимость иметь для стали каждой марки с узкими пределами химического состава свои эталоны изломов. При этом благодаря очень сильному влиянию некоторых элементов на прокаливаемость границы между сталями отдельных марок могут быть слишком условными. Особенно неудобно это при конструкционных сталях. Для низкоуглеродистых сталей этот метод совсем не применим.

Магнитный метод. Этот метод служит для определения действительного размера зерна. При определении им наследственно (природного) зерна аустенита, стальные образцы подвергают нормализации при той температуре, при которой требуется знать размер зерна.

Размер зерна определяется на дифференциальной магнитной установке в комбинации с катодным осциллографом проф. Н. С. Акулова (фиг. 11).

В одну из намагничивающих катушек помещается мелкозернистый эталон, а в другую — испытуемый образец. При намагничивании получающаяся разница магнитных потоков при помощи

ПОДАШЕ

РЕСПУБЛИКАНСКАЯ
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ
БИБЛИОТЕКА

вторичных измерительных катушек передается на осциллограф и вызывает на экране трубки появление фигур типа Лиссажу.



Фиг. 10. Величина зерна аустенита в стали с 0,07% С после 30-минутного нагрева (Дей и Остин) $\times 150$:

А — при 930°; В — при 1036°; С — при 1150°; Д — при 1250°; Е — при 1370°.

При испытании мелкозернистой стали разница в намагничивании и площадь фигуры невелики, при испытании крупнозер-

нистой стали разница между ними и мелкозернистым эталоном большая и площадь фигуры также большая. Анормальные структуры дают резко различные и по площади и по форме фигуры.

Кроме размера зерна, на магнитные характеристики влияют химический состав, термообработка, наклеп, обезуглероживание и прочие факторы. Поэтому применяется многопараметровый магнитный метод, наряду с длительной экспериментальной проверкой.

Разница в намагничивании мелкозернистых сталей марки 20 с зерном № 6 и марки 45 с зерном № 7 и мелкозернистым эталоном была невелика. Поэтому и площадь фигур Лиссажу оказалась здесь малой (фиг. 11, б). Наоборот, при испытании крупнозернистых сталей марки 20 с зерном № 3—5 и марки 45 с зерном № 3 такая разница в намагничивании и, следовательно, площадь фигур Лиссажу оказалась большой.

Анормальная структура автоматной стали марки 1112 дала очень резко отличную и по площади и по форме фигуру Лиссажу (фиг. 11, б).

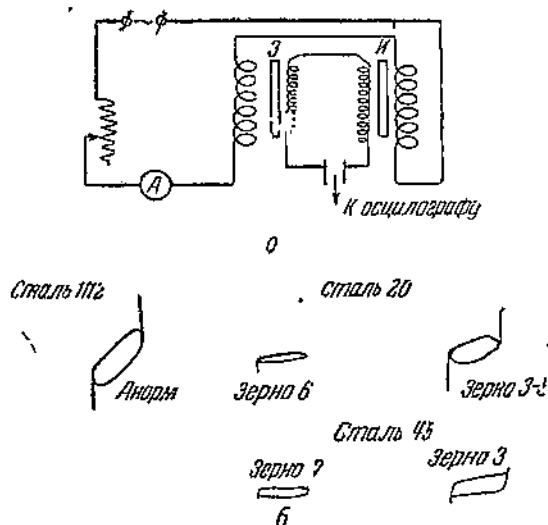
4. ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НА РЕЗУЛЬТАТЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ВЕЛИЧИНЫ НАСЛЕДСТВЕННОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА СТАЛИ

Предварительная однократная и многократная закалка, отжиг или нормализация, а также ковка и штамповка в большинстве случаев не влияют на размеры наследственного зерна стали, особенно углеродистой.

Однако Гроссман получил после термообработки иковки увеличение размера зерна никелемолибденовой стали марки 4615 и хромоникелевой стали марки 3135.

Опыты Гудремона со сталью, содержащей 0,22% С, 4,20% Ni, 1,66% Cr и 0,98% W, обнаружили влияние степени обжатия и температуры конца ковки на величину наследственного зерна. Повышение температуры конца ковки и степени обжатия вело к укрупнению наследственного зерна.

Проф. С. С. Штейнберг и акад. В. Н. Свечников также в ре-



Фиг. 11. Магнитный метод определения величины зерна

зультате своих опытов пришли к выводу, что ковка и термообработка могут изменить природный размер зерна.

Дорн и Хардер [19] путем термообработки стали марки 1040 растворяли частички вещества, препятствующего росту зерна, и заставляли его выделяться вокруг мелких зерен аустенита, добиваясь таким образом измельчения природной величины зерна.

Шемпп и Шапиро [39] приводят примеры из американской практики, когда при горячей механической обработке, наоборот, укрупнялось зерно инструментальных сталей.

Такое же укрупнение зерна инструментальных сталей при горячей механической обработке наблюдалось автором при проверке паспортов сталей, размер зерна которых был определен по ковшевой пробе. В прокате иногда это зерно оказывалось значительно крупнее и увеличивалось, например, с № 7 до № 2 и 3. Поэтому размер наследственного зерна рекомендуется проверять в одинаковых стадиях производства, например в прокате.

5. ВЫВОДЫ

1. Для определения величины зерна необходимо пользоваться рисованными эталонами зерен стандарта ASTM E19—38T, утвержденным в 1938 г., а равно формулой $f = 500 \cdot 2^{8-N}$, где f — натуральная площадь зерна в μ^2 , а N — номер зерна.

2. При рядовых испытаниях величину зерна аустенита рекомендуется определять при температурах на 50° выше рабочих температур отжига, нормализации или закалки данной стали в производстве. Температура 930° является критической точкой только для цементируемых сталей.

3. При исследовательской работе, освоении стали новых марок и технологических процессах рекомендуется выявлять всю кинетику роста зерна, начиная от 750 до 1100° через 50° .

4. Наиболее простым методом выявления зерна аустенита является метод нормализации.

5. Там, где он не применим, например в эвтектидных или легированных сталях, следует применять метод травления мартенситного зерна или метод регулируемого окисления.

6. Метод пробной цементации в силу распространенности его на заводах может применяться для рядовых контрольных испытаний цементируемых сталей, но при точных исследовательских работах от него следует воздержаться вследствие его ненадежности.

7. Тепловое травление и магнитный метод пока могут применяться только для исследовательских работ, так как они слишком сложны и в промышленном масштабе не испытаны.

8. Для инструментальных углеродистых и низколегированных сталей с узкими пределами химического состава, например для сталей марок У7—У13, наиболее удобным и надежным методом является определение глубины прокаливаемости и вида закаленного излома.

9. В технических условиях должна быть предусмотрена проверка размера зерна в одинаковой стадии производства, например в прокате.

ГЛАВА II

ПРИРОДА МЕЛКОЗЕРНИСТОСТИ

1. ПРИЧИНЫ РОСТА ЗЕРНА

Рост зерна металлов [1] объясняется их стремлением принять форму наибольшей физической устойчивости, т. е. понизить запас своей поверхностной энергии.

Как известно, мелкие зерна обладают относительно большей суммарной поверхностью, чем крупные в том же объеме. Поэтому при соответствующей температуре и достаточном времени происходит рост зерна металлов. Размер зерна металлов D является функцией этих величин, т. е.

$$D = f(T, t),$$

где T — температура,
 t — время.

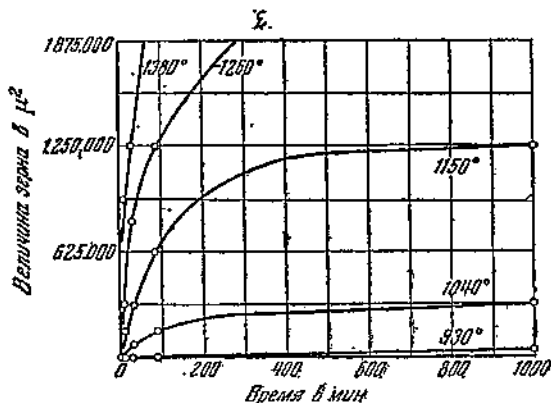
На фиг. 12 приведена попытка Дея и Остина дать графическое изображение роста зерна в стали с 0,07% С.

Конечно, диаграмма на фиг. 12 имеет только примерное ориентировочное значение.

Сила роста определяется направляющим действием более крупных зерен, которые удерживают атомы в своей решетке и подчиняют своей ориентации атомы соседних мелких зерен.

Разница в размерах зерен и наличие, наряду с крупными, мелких зерен благоприятствует их росту, который принимает обычно гигантские размеры, причем крупные зерна поглощают мелкие (фиг. 13).

Наряду с этим в сталях, так же как и в других металлах, всегда возникают прослойки, препятствующие росту зерна в большей или меньшей мере. Эти прослойки располагаются по

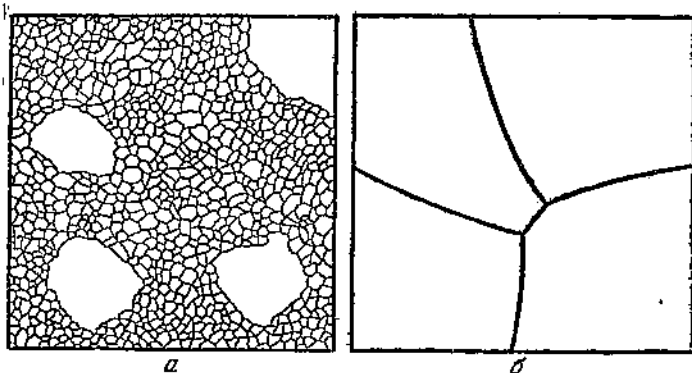


Фиг. 12. Влияние времени нагрева при разных температурах на рост зерна аустенита стали с 0,07% С (Дея и Остин)

границам зерен, отделяя их друг от друга и мешая их слиянию и росту.

Такие препятствующие прослойки настолько тонки, что неразличимы в микроскоп даже при самых больших увеличениях¹. Метод растворения основного металла и выделения этих прослоек также непоказателен. Поэтому о наличии препятствующих прослоек и их природе пока судят только по косвенным опытам.

Это, с одной стороны, делает явление роста зерна металлов сложным и плохо поддающимся как аналитическому, так и графическому изображению, а с другой, — вызывает большие разногласия среди металлургов о природе мелкозернистости стали.



Фиг. 13.

а — Металл с зернами разной величины, б — то же после нагрева, когда крупные зерна поглотили мелкие

Мелкозернистость стали создают многие элементы. Наиболее эффективным и распространенным из них являются алюминий, кремний, ванадий, титан и др. Особенно распространена незначительная добавка алюминия в хорошо раскисленную сталь.

2. РАЗЛИЧНЫЕ ТЕОРИИ МЕЛКОЗЕРНИСТОСТИ СТАЛИ С ДОБАВКАМИ АЛЮМИНИЯ

Херти, Норбури, Хультгрен, Эйлендер и др. [47] считают основной причиной мелкозернистости мельчайшие частички из нитридов и окислов как алюминия, так и других элементов.

Мак Квед, Перен и Джоливет, Фрагмен и Беляев [47] считают, что препятствует росту зерна металлический алюминий, находящийся в стали в твердом растворе, т. е. в атомном рассеянии.

Есть еще и другие теории, например проф. Шевенар [47] считает, что для создания мелкозернистости наибольшее значение имеет сам процесс раскисления стали.

¹ Возможно, что применение новых электронных сверхмикроскопов, позволяющих получить увеличения в 100 000 раз (см. стр. 85), сможет выяснить вопрос о природе и механизме препятствий к росту зерна.

Роль окислов, нитридов и карбидов. Теория Гудремона, Херти и др., достаточно обоснованная хотя и косвенными, но многочисленными и проверенными опытами, является наиболее правильной. Гудремон выплавлял сталь с 1% С и присадкой 0,005, 0,01 и 0,02% Al в вакууме, на воздухе и в атмосфере азота.

В табл. 2 приведены результаты определения содержания в этих сталях алюминия, окиси алюминия, нитридов алюминия, азота, температуры перегрева и величины зерна аустенита.

Таблица 2

Результаты выплавки стали марки У10 с присадкой алюминия в разных атмосферах (по Э. Гудремону)

Атмосфера в плавиль- ной печи	Присадка алюминия %	Химический состав, %			Темпера- тура начала перегрева °С	Величина зерна по Мак Квуду Эну №
		Al метал- лический	Al ₂ O ₃ и Al _x N _y	N ₂		
Вакуум	0	0,045	0,003	0,002	840	4
	0,005	0,049	0,012	0,002	840	3, местами 5
	0,01	0,047	0,026	0,004	860	2—4, с края
	0,02	0,061	0,014	0,005	840	7 4
Воздух	0	0,007	0,003	0,027	860	1
	0,005	0,042	0,008	0,025	960	1, частью 7
	0,01	0,029	0,012	0,025	940	1, частью 7
	0,02	0,028	0,010	0,018	980	8
Азот	0	0,003	0,007	0,021	800	4—5
	0,005	0,004	0,014	0,022	840	2, местами 7
	0,01	0,004	0,013	0,023	840	1, местами 7
	0,02	0,016	0,013	0,017	940	1, частью 7

Из табл. 2 видно, что присадка 0,02% Al при плавке в атмосфере воздуха или азота делает сталь нечувствительной к перегреву и измельчает зерно.

При плавке в вакууме присадка 0,02% Al не оказывает на сталь никакого влияния.

Испытания на глубину прокаливаемости также показали, что присадка алюминия в вакууме не оказывает влияния, в то время как алюминий в атмосфере воздуха или азота резко снижает глубину прокаливаемости. Херти [47] плавил сталь в высоко-частотной печи с присадкой 0,07—0,08% Al. При плавке в атмосфере водорода, т. е. без окисления, он получил крупное зерно № 2, в окислительной же атмосфере, т. е. на воздухе, — мелкое, № 7—8. Это также показывает, что образование окислов и нитридов необходимо для создания мелкозернистости.

Проф. С. С. Штейнберг выплавлял в своей лаборатории мелкозернистую сталь, продувая через нее газы и добавляя алюминий и другие раскислители.

Мел, Дердждж и Коммел [18] изготовили ряд исключительно чистых сплавов железа с алюминием или кремнием, а также с окисью алюминия, или окисью кремния.

Очищенное водородом карбонильное железо в дисках диаметром 20 мм и толщиной 2—3 мм покрывалось электролитически алюминием или унаковывалось в порошок кремния, а затем нагревалось.

Образцы, покрытые алюминием, подвергались гомогенизации в атмосфере чистого сухого водорода в течение 13 суток с постепенным увеличением температуры от 350 до 520°. Образцы, покрытые кремнием, гомогенизировались в течение 59 дней при 600° в кварцевой трубке, через которую проходил поток такого же сухого водорода.

Равномерность распределения алюминия в центре и на краях сечения каждого диска проверялась спектроскопически.

Затем каждый диск разрезался на две половины. Первая половина нагревалась в течение четырех суток в атмосфере чистого влажного водорода при 1100°. Парциальное давление кислорода здесь было недостаточным для окисления железа, вследствие чего окислялись только алюминий или кремний. Образцы с алюминием дополнительно нагревались в течение двух дней в сухом водороде для удаления из железа кислорода.

Размер зерна определялся после 48-часовой цементации при 1100° чистым сухим водородом, пропущенным через дипентин. Содержание углерода на поверхности было 0,4% и сетка феррита выявляла зерно аустенита.

Затем путем последующей нормализации цементированных образцов при 800, 900, 1000 и 1100° размер зерна аустенита при этих температурах определяли по сетке феррита.

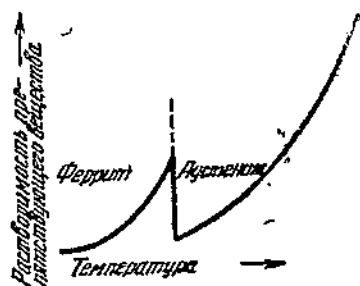
В результате оказалось, что препятствуют росту зерна мельчайшие частички окиси алюминия и окиси кремния, и чем они мельче, тем сильнее их действие. В то же время алюминий и кремний, находящиеся в твердом растворе в чистом железе, не препятствуют росту зерна.

Таким образом в настоящее время имеется достаточное количество хотя и косвенных, но совершенно объективных опытных данных, показывающих, что главной причиной мелкозернистости являются мельчайшие частички нитридов и окислов.

В дополнение к этому необходимо отметить разъяснение Митше [14], который указывает, что алюминий является стабилизатором мельчайших частиц SiO_2 . Он утверждает, что для получения мелкого зерна в стали с 0,22% Si потребовалась добавка лишь 0,06% Al, тогда как в стали с 0,02% Si пришлось добавить 0,12% Al, т. е. в два раза больше.

Норбури [47] объясняет стабилизирующее влияние алюминия тем, что температура плавления взятых отдельно частиц $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{FeO}$ равна 1180° , а температура плавления $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ равна 1545° .

Окружение этих мельчайших частиц активным железом, находящимся при высоких температурах, значительно снижает температуру их растворения. Например известно, что синтетический карбид быстрорежущей стали (Fe , W , Cr , V) $_6\text{C}$, взятый отдельно, имеет температуру плавления 1760° . Между тем, внутри структуры он плавится и дает эвтектику уже при 1310° , а мельчайшие его частицы растворяются даже при более низких температурах термообработки быстрорежущей стали.

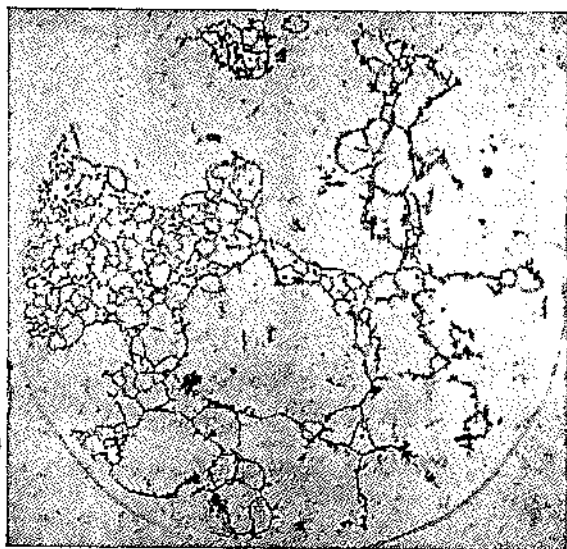


Фиг. 14. Растворимость препятствующего вещества в феррите и аустените (Дорн и Хардер)

Растворимость вещества, препятствующего росту зерна. Дорн и Хардер [19] в своей работе, посвященной этому вопросу, показали (фиг. 14), что в успокоенных алюминием сталях раствори-

мость вещества, препятствующего росту зерна, в феррите при 680° выше, чем в аустените при температурах, близких к критической. Однако при температурах, значительно превышающих критическую, растворимость вещества, препятствующего росту зерна в аустените, будет значительно выше, чем в феррите при 680° .

Избыток вещества, препятствующего росту зерна, после перехода через критическую температуру выделяется на границах образующихся зерен аустенита и препятствует их росту.



Фиг. 15. Смешанное (пестрое) зерно, $\times 100$

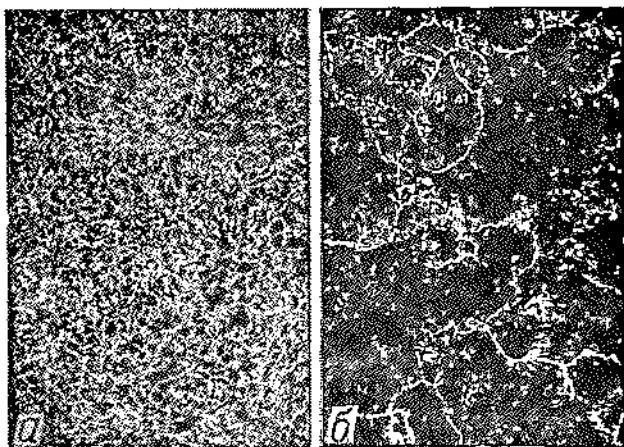
При температуре начала роста зерна часть оболочек из препятствующего вещества в наиболее тонких местах растворяется и образуется смешанное (пестрое) зерно (фиг. 15). По окончании

же роста все оболочки растворяются и получаются однородные очень крупные зерна.

Необходимо отметить, что процесс растворения вещества, препятствующего росту зерна, в феррите происходит чрезвычайно медленно. Поэтому приходится прибегать к 24-часовой выдержке при 680°. Более низкие температуры, например 650—550° и особенно 400°, даже при самых длительных выдержках не дают заметного эффекта растворения из-за затруднительности процесса диффузии.

Гораздо больший эффект дает нагрев стали марки 1040 при 1100° в течение 1 часа, закалка в воду и последующий 3-часовой нагрев при 820° с последующей новой закалкой в воду. Тогда вещество, препятствующее росту зерна, растворяется и выделяется по границам мелких зерен аустенита, образуя оболочку. Закалкой фиксируются эти оболочки и при новом нагреве до 900° рост зерен аустенита не может преодолеть мелкую сетку и мелкозернистость сохраняется (фиг. 16, а).

В случае же медленного 1½-часового охлаждения после 1-часового нагрева при 1100° в этой же стали, несмотря на ту же окончательную закалку при 820°, после нагрева до 900° получается крупное зерно (фиг. 16, б).

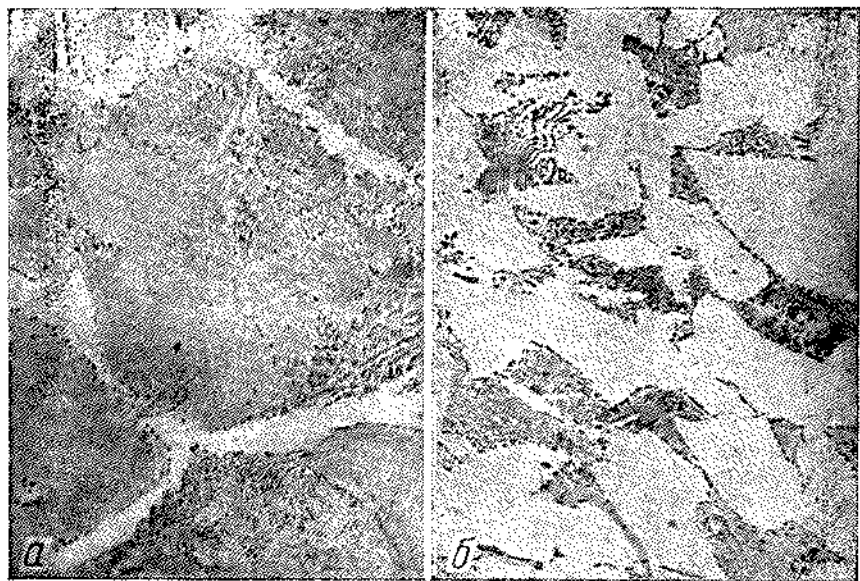


Фиг. 16. Влияние термообработки на размер наследственного зерна (Дорн и Хардер). $\times 50$

Практическим примером термообработки, стимулирующей наследственную (природную) мелкозернистость, является широко распространенная на автозаводах высокая нормализация цементируемых сталей. Главным ее назначением является создание крупного действительного зерна и хорошей обрабатываемости режущим инструментом.

Роль металлического алюминия. В противоположность разделяемой нами теории Гудремона, Херти и др., основоположник

вопроса о зерне в стали Мак Квед [47] считает, что основной причиной мелкозернистости промышленных сталей является металлический алюминий, находящийся в твердом растворе. Атомы алюминия могут здесь действовать двояким образом. Во-первых, располагаясь по границам зерна, причем слой атомов алюминия служит барьером, препятствующим росту зерна. Во-вторых, алюминий, находящийся в стали в твердом растворе, препятствует растворению и диффузии карбидов.



Фиг. 17. Сталь марки 1040 после 24-часовой выдержки при 665° и закалки в воду (Мак Квед). $\times 200$:

а — с 0,05% Al; б — с 0,01% Al

На фиг. 17 приведены микрофотографии Мак Кведа, показывающие влияние металлического алюминия на укрупнение и коагуляцию карбидов и увеличение площадей феррита в микроструктуре среднеуглеродистой стали.

Нерастворимость карбидов Мак Квед считает основной причиной мелкозернистости при добавках в сталь алюминия. Он ссылается на многочисленные химические анализы в заводских лабораториях в США и Англии, свидетельствующие о наличии в мелкозернистой стали металлического алюминия. Например, Свинден и Больсовер [47] обнаружили содержание в мелкозернистых сталях 0,02—0,07% металлического алюминия по сравнению с 0,001—0,007% его в крупнозернистых. Такие же данные были получены в советских лабораториях металлургических заводов.

Однако Хультгрэн указывает, что при химическом анализе мельчайшие частички Al_2O_3 могут растворяться в соляной кислоте и давать неверное представление о повышенном содержании алюминия; поэтому этот довод Мак Кведа не является для нас убедительным.

Мало того, даже и наличие избыточного металлического алюминия согласно Херти свидетельствует, что реакция между Fe_xN_y и FeO и алюминием дает мельчайшие частички Al_xN_y и Al_2O_3 после затвердевания. При этом субмикроскопические частички окислов и нитридов получаются только в условиях низких концентраций Fe_xN_y , FeO и алюминия.

Заводы «Электросталь» и Златоустовский присаживают алюминий в электропечь перед выпуском стали, давая его на кочерге под шлак в ванну хорошо раскисленного металла. Если разливка стали производится немедленно после дачи алюминия, наследственное зерно получается мелким, небольшая задержка, на 10—15 мин., уже вызывает окисление алюминия и крупнозернистость.

Как известно, при выплавке основной мартеновской мелкозернистой стали на советских заводах алюминий при заливке ковша дается мелкими кусками под струю. В случае задержки при разливке большого количества стали, например 400 т, в последних слитках может получиться крупное зерно, в то время как первые застыли наследственно мелкозернистыми. Мак Квед считает, что если основной причиной мелкозернистости являются одни мельчайшие частички Al_xN_y и Al_2O_3 , то непонятно, почему эти огнеупорные частицы так чувствительны ко времени пребывания стали в ковше. Затем он приводит данные о том, что в очень хорошо раскисненную высококачественную шведскую электросталь достаточно добавить 0,01% Al , чтобы создать устойчивую наследственную мелкозернистость, тогда как в хорошую мартеновскую сталь дают его 0,04% и в худших случаях — до 0,1—0,12%.

Учитывая эти данные, а также и наблюдения за регулировкой величины зерна на металлургических заводах и результаты лабораторного анализа брака, можно сделать следующие заключения.

Помимо обычных испытаний плавочного контроля, качество и однородность технологического процесса выплавки стали можно проверять эффектом действия присадки алюминия на создание мелкозернистости и химическим анализом готового продукта на металлический алюминий. Чем меньше алюминия требуется при производстве мелкозернистой стали и чем больше в готовом продукте металлического алюминия, тем совершеннее процесс выплавки и раскисления.

Добавки алюминия в плохо раскисненную сталь загрязняют ее неметаллическими включениями, но мелкозернистости не создают.

3. ДЕЙСТВИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ВЕЛИЧИНУ ЗЕРНА В СТАЛИ

На заводах хорошо известно, что простые углеродистые и некоторые низколегированные стали при выплавке трудно получить мелкозернистыми. Без специальных методов плавки и регулировки зерна присадкой алюминия сталь получается или крупнозернистой или смешанной с пестрым зерном.

В то же время высоколегированные стали могут получаться мелкозернистыми и без присадки алюминия и вообще получить мелкое устойчивое зерно в таких сталях гораздо легче.

Кроме того, за последнее время регулировку величины зерна в стали производят не только одним алюминием, но и более сложными присадками, которых в настоящее время разработано и запатентовано очень много. Например в США применяется присадка ферросплава грейнал [77], содержащего 25% V, 15% Ti и 10% Al; остальное железо. Грейнал добавляется в сталь после окончательного раскисления всего в количестве 0,08—0,20%.

На табл. 3 показано действие легирующих элементов на величину зерна, прокаливаемость и другие свойства стали по Бейну [23].

Как видно из табл. 3, алюминий, кремний, титан и ванадий дают стойкие окислы и нитриды Al_xN_y , Al_2O_3 , V_xN_y , V_2O_5 , Ti_xN_y , TiO_2 , SiO_2 и т. д., которые, присутствуя в стали в виде мельчайших частиц и располагаясь по границам, препятствуют росту зерна.

Таблица 3
Влияние легирующих элементов (Э. К. Бейн)

Название элемента	Растворимость в феррите (упрочнение)	Карбидообразование	Создание частичек, препятствующих росту зерна	
			окислы	нитриды
Никель . . .	Ni	Графитизатор	—	—
Кремний .	Si	То же	$SiO_{2x}O_y$	—
Алюминий . .	Al	'	Al_2O_3	Al_xN_y
Марганец . .	Mn Очень большая	Малое	$\begin{cases} MnSMnFeO \\ MnS SiO_2 \end{cases}$	—
Хром	Cr Большая	Среднее	Cr_xO_y	—
Вольфрам . . .	W Средняя	Большое	—	—
Молибден . . .	Mo Средняя	Большое	—	—
Ванадий	V Малая	Очень большое	V_2O_5	V_xN_y
Титан	Ti Очень малая	Чрезвычайно большое	TiO_2	$\begin{cases} Ti_xN_yO_z \\ Ti_xN_y \end{cases}$
Фосфор	P	—	—	—
Сера	S	—	—	—
Медь	Cu	—	—	—
Свинец	—	—	—	—

Примечание. Си и Рb могут находиться в стали в элементарном состоянии.

Титан, ванадий, вольфрам, молибден и хром дают устойчивые карбиды, мельчайшее рассеяние которых также эффективно способствует мелкозернистости стали.

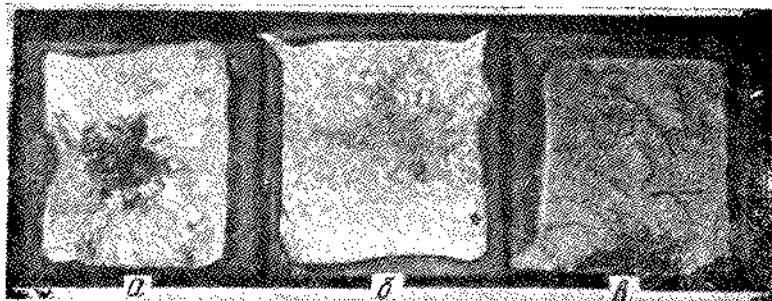
И. С. Гаев связывает создание мелкозернистости стали тем или иным элементом с положением его в таблице Менделеева и устойчивостью его окислов, нитридов и карбидов, которая зависит от теплоты, выделяющейся при их образовании. Это предположение И. С. Гаева весьма ценно.

Бейн считает, что молибден, вольфрам, марганец, хром, никель и кремний способствуют глубокой прокаливаемости стали даже в случае ее мелкозернистости и обилия в ней кристаллических центров.

Наконец, никель, кремний и марганец, растворяясь в феррите, сильно его упрочняют.

Примеры регулировки числа центров кристаллизации

1. В хорошо выплавленную, раскисленную и подготовленную сталь добавляют незначительное количество — сотые и десятые доли процента — алюминия, ванадия, кремния и титана. Вследствие этого образуются мельчайшие частички устойчивых окислов, нитридов и карбидов, которые и служат центрами кристал-



Фиг. 18. Низкоуглеродистый чугун
(Опыты С. А. Салтыкова, сообщенные автору лично):
а — без добавки силикокальция; б — с добавкой 0,1% силикокальция; в — с добавкой 0,2% силикокальция

лизации. Располагаясь преимущественно по границам зерен стали, эти мельчайшие частички эффективно препятствуют их росту.

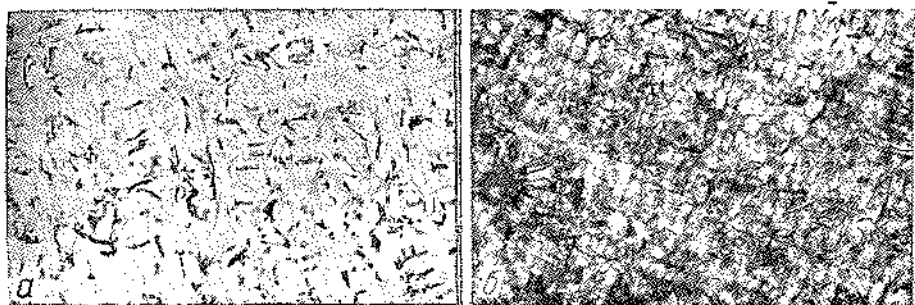
2. При производстве современного высокосортного чугуна пользуются следующими двумя методами.

А. В низкоуглеродистый литейный чугун, склонный к отбеливанию, добавляют силикокальций с окалиной и этим добиваются равномерного распределения центров графитизации (фиг. 18 и 19).

В результате чугун из отбеленного превращается в серый (фиг. 18, в) с перлитной основной массой, небольшим количеством некрупных графитных выделений (фиг. 19, а и б) и высоки-

ми механическими свойствами и сопротивлением износу, так называемый «миханит».

В случае недостаточной добавки силикокальция центров графитизации нехватает и чугун получается половинчатым (фиг. 19, б).



Фиг. 19. Чугун миханит. $\times 100$:

а — до травления; б — после травления

Очевидно и здесь регулировка окисления также существенна, для чего и служит добавка окалины.

Б. В высокоуглеродистый литейный чугун с очень крупными графитными выделениями (фиг. 20, а) Норбури и Морган [21] в Англии и Н. П. Шумилов в СССР на автозаводе им. Сталина

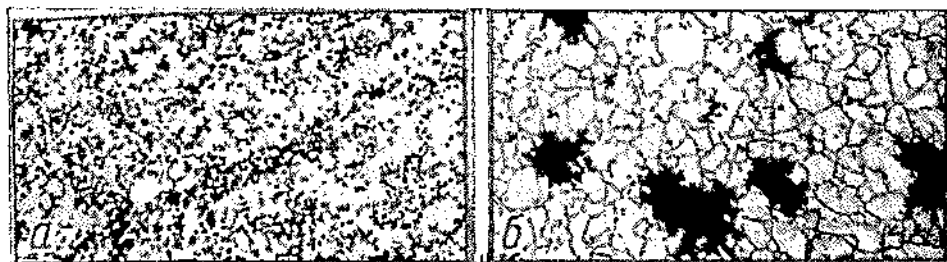


Фиг. 20. Высокоуглеродистый литейный чугун (Норбури и Морган). $\times 200$:

а — до модификации; б — после модификации

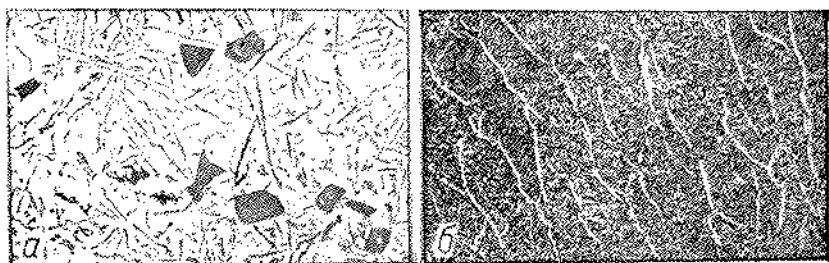
прибавляли феррокарботитан, являющийся в СССР отходом алюминиевого производства, и регулировали (усиливали) его окисление. При этом Норбури и Морган усиливали его окисление продувкой CO_2 через жидкий чугун в ковше. В результате мелкие частички SiO_2 и Al_2O_3 , так называемая «силикатная муть», сплавляясь с TiO_2 , давали эвтектику. Жидкая эвтектика, окружив твердые центры графитизации, уничтожила их действие. В результате этого графитизация происходила в условиях переохлаждения, графит получался очень мелким (фиг. 20, б) и механиче-

ские свойства, особенно ударная вязкость такого чугуна, сильно возрастали, причем чугун в основной своей массе получался ферритным и крайне плохо сопротивляющимся износу. Поэтому из чугуна с подобной структурой можно изготавливать лишь те детали, которые подвергаются в работе высоким напряжениям и ударам, но не сильному износу.



Фиг. 21. Ковкий чугун отожженный (С. А. Салтыков). $\times 100$:
а — сверхускоренным методом; б — обычным методом

3. Новые методы сверхускоренного отжига ковкого чугуна, применяемые инж. С. А. Салтыковым в Ростсельмаше, также сводятся к регулировке числа центров кристаллизации графита. При резком охлаждении тонкостенных отливок закалкой в масле вследствие внутренних напряжений образуется большое количество таких центров графитизации (фиг. 21, а). В структуре того же ковкого чугуна до регулировки центров (фиг. 21, б) наблю-



Фиг. 22. Силумин (лаборатория Американской алюминиевой компании):
а — до модификации; б — после модификации

далось гораздо меньшее количество графитных выделений, которые были значительно крупнее.

Очевидно внутренние напряжения, образовавшиеся в тонкостенных закаленных отливках, вытесняют здесь атомы углерода из решетки и способствуют образованию многочисленных центров графитизации.

Обилие центров чрезвычайно облегчает процесс графитизации при отжиге ковкого чугуна, сокращая пути диффузии углерода в

аустените, оно снижает продолжительность данной операции с десятков часов до десятков минут и значительно повышает его вязкость и сопротивление ударам.

Вероятно подобное же ускорение отжига можно получить образованием центров графитизации путем незначительных добавок так называемых модификаторов.

4. Вследствие изменения числа центров кристаллизации в силумине, кремний образуется в очень мелких выделениях (фиг. 22), при этом механические свойства модифицированного сплава резко возрастают.

Подобной же измельчение структуры наблюдается в литейных сплавах алюминия, отливаемых в изложницы, и особенно в деталях из силумина, отлитых под давлением.

5. Устойчиво мелкозернистые латуни в США по данным Гонзера [17] получают благодаря добавке около 0,1% Cr (фиг. 23).



Фиг. 23. α -латунь после холодной обработки с обжатием в 50% и рекристаллизации при 750° (Гонзер). $\times 100$:

а — с добавкой 0,1% Cr; б — без добавки Cr

6. Соответствующим методом плавки и добавками в цинк малых количеств таллия можно получать сплавы, не уступающие по механическим свойствам медным и широко применяемые в настоящее время в Германии в качестве заменителей медных сплавов.

7. Добавка в свинцовистую подшипниковую бронзу (фиг. 24 и 25) лития в качестве модификатора препятствует ликвации в ней свинца и создает равномерную структуру с высокими антифрикционными свойствами.

8. Добавка в вольфрам незначительных количеств окиси тория для нитей электроламп предотвращает в них рост зерна при высоких температурах.

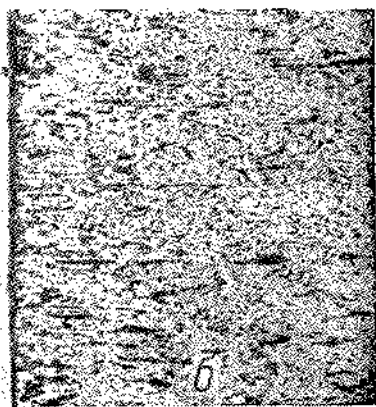
Экономические выгоды небольших добавок модификаторов — весьма эффективных регуляторов числа центров кристаллизации



металлических сплавов — исключительно велики. Путем сравнительно дешевых присадок можно изменить в желательном направлении важнейшие свойства сплавов. Это вызвало за границей появление громадного количества патентов на их составы и способы применения.



Фиг. 24. Свинцовистая бронза
с 30% Pb и 70% Cu
без присадки Li



Фиг. 25. Свинцовистая бронза
с 30% Pb и 70% Cu
с присадкой 0,1% Li

Обеспечение советской промышленности достаточным количеством модификаторов является чрезвычайно важной задачей, которая должна не только поднять качество сплавов и удешевить их, но и во многих областях по-новому решить важнейшую проблему заменителей.

4. ВЫВОДЫ

1. Причиной роста зерна является термодинамическая неустойчивость мелких зерен, обладающих большим запасом поверхностной энергии, и наличие контраста в их размерах в сравнении с устойчивыми крупными зернами. При этом рост зерна заключается в поглощении мелких зерен крупными.

2. Окончательная величина зерна зависит как от температуры нагрева, так и от времени выдержки.

3. Препятствиями к росту зерна могут служить:

1) центры кристаллизации из мельчайших равномерно распределенных устойчивых частичек, обеспечивающих образование однородных мелких зерен аустенита и отсутствие контраста в их размерах,

2) барьеры из мельчайших частичек, устойчивых при высоких температурах, препятствующих объединению соседних зерен.

4. Образование смешанных (пестрых) зерен объясняется незавершившимся процессом роста зерна, неоднородным распре-

делением препятствующего вещества и частичным растворением при нагреве препятствующих барьеров.

5. Частички, препятствующие росту зерна аустенита, тормозят процесс рекристаллизации после холодной обработки низкоуглеродистой мягкой стали.

6. Главной причиной мелкозернистости сталей с добавкой небольших количеств алюминия являются мельчайшие частички нитридов и окислов алюминия, а не алюминий в атомном рассеянии.

7. Алюминий является также стабилизатором мельчайших частиц $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2 \cdot \text{FeO}$, отнимая у них FeO .

8. Помимо алюминия, многие легирующие элементы могут образовать устойчивые частички нитридов, окислов и карбидов, которые препятствуют росту зерна и обеспечивают наследственную мелкозернистость стали. Действие этих элементов может быть связано с положением их в таблице Менделеева и с устойчивостью их соединений, которая зависит от теплоты, выделяющейся при их образовании.

9. Мельчайшее рассеяние частичек нитридов, окислов и устойчивых карбидов может образоваться и сохраняться только в хорошо раскисленном и затвердевшем металле, в жидком же металле такие частички быстро коагулируют и теряют препятствующее действие.

10. Путем растворения и перераспределения препятствующего вещества при горячей механической обработке и термообработке можно добиться изменения величины наследственного зерна.

11. Регулировка величины зерна в стали является лишь частным случаем более общей проблемы регулировки числа и распределения центров кристаллизации (модификации) металлических сплавов.

При этом незначительная добавка модификатора в хорошо подготовленный жидкий сплав может резко изменить все его свойства в желательном для нас направлении.

12. Примерами регулировки центров кристаллизации являются: производство мелкозернистой стали, регулировка центров графитизации в сером и ковком чугуна, производство мелкозернистого феррохрома, модификация силумина и других алюминиевых и магниевых сплавов, добавки теллура в цинк, хрома в α -латунь, лития в свинцовистую бронзу, окиси тория в вольфрам и т. д.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА НА ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ

На прочность стали оказывает влияние главным образом действительное зерно, получаемое в результате горячей механической обработки или термообработки.

По исследованию влияния величины зерна на механические свойства стали существует целый ряд работ как советских, так и иностранных авторов. Недостатком многих из них является смешение понятий наследственного и действительного зерен. Вместе с тем состояние структуры стали, особенно однородность исходного аустенита, дисперсность и характер продуктов его превращения, взаимное расположение и форма структурных элементов оказывают громадное влияние на ее прочность.

Следовательно, влияние величины действительного зерна на механические свойства стали рекомендуется испытывать на чистых или в крайнем случае однофазных структурах с одинаковой наследственной зернистостью.

Разброс точек и разнообразие результатов (табл. 4), получаемых на диаграммах зависимости механических свойств от величины действительного зерна, многими исследователями объясняется влиянием вышеуказанных факторов. Действительная величина зерна, хотя и важный, но лишь один из нескольких основных параметров, определяющих прочность стали. Наследственная же величина зерна здесь оказывает гораздо меньшее и лишь косвенное влияние.

1. СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ И ТВЕРДОСТЬ

Опытами многочисленных исследователей, в том числе и автора совместно с инж. И. С. Козловским, установлено, что размер как действительного, так и наследственного зерен стали почти не влияет на временное сопротивление и твердость.

По данным Свиндена и Больсовера [47], разница во временном сопротивлении стали одной и той же марки, но с крупным и мелким наследственным зерном, на основе построенных ими кривых частоты в большинстве случаев была только до 2 кг/мм^2 в пользу крупнозернистой стали. Между тем действительная структура испытанных образцов могла меняться и влиять сильнее. Поэтому следует считать, что временное сопротивление здесь практически не зависело от наследственной величины зерна.

В табл. 5 представлены сравнительные механические свойства крупнозернистой и мелкозернистой сталей марки 1040 после нор-

мализации в течение 1 часа при стандартных образцах, вырезанных из центра 25-мм круглых прутков.

В. Н. Махов [44] в результате своих обширных исследований и математической обработки данных, полученных путем проведения массовых испытаний в заводских лабораториях, пришел к выводу, что «Статическая прочность (временное сопротивление) лишь в незначительной мере зависит от номера зерна в стали».

Таблица 4

Изменение механических свойств мелкозернистых сталей по сравнению с крупнозернистыми того же состава и такой же термообработки (по данным разных авторов)

Исследователи	Содержание углерода %	Термообработка	Временное сопротивление разрыву	Предел текучести	Удлинение	Сужение	Ударная вязкость
Эпштейн, Нид, Уэш-бури	0,37	Нормализация при 885° Нормализация при 955°	— 5 — 5	+ 5 + 7	+ 5 + 13	+ 6 + 9	+16 +19
Шейн	0,40	Нормализация при 815—870° Нормализация при 925—980° Нормализация при 1040—1095°	— 9 —13 — 8	0 0 0	+25 +31 +23	+24 +30 +24	+164 +368 +307
Шейн	0,40	Закалка при 790—815°, отпуск при 600° Закалка при 845—870°, отпуск при 600°	— 7 — 8	— 3 — 6	+21 +21	+24 +15	+413 +737
Рольф	0,40	Закалка при 790—815°, отпуск при 600° Закалка при 845—870°, отпуск при 600°	— 8 —10	— 6 — 8	+12 +12	— 4 + 6	+300 +690
Махов	0,33	При одинаковом действии зерне	+ 5	+ 5	+15	+20	+40

Удлинение и сжатие поперечного сечения из сталей с мелким действительным и наследственным размером зерна, по данным лаборатории Уралмаша, на 10—15%, а по данным, собранным Сиско [48], на 10—25% выше, чем у крупнозернистых. По дан-

Таблица 5

Сравнительные механические свойства крупно- и мелкозернистой стали марки 1040 после нормализации

Температура нормализации, °С	Размер зерна	Предел текучести кг/мм^2	Временное сопротивление кг/мм^2	Удлинение на 50 мм %	Сжатие %	Сопротивление удару по Шарпи кгм/см^2
760	Крупное	35,8	67,2	26,0	52,2	5,6
	Мелкое	39,8	62,1	30,0	59,3	13,8
815	Крупное	41,1	67,9	23,5	48,0	5,4
	Мелкое	39,9	62,5	29,6	58,0	11,2
870	Крупное	38,5	69,6	22,0	45,0	3,0
	Мелкое	40,6	62,3	28,0	57,0	11,0
925	Крупное	35,4	71,8	21,5	42,6	2,6
	Мелкое	41,1	62,8	27,5	56,2	11,0
980	Крупное	35,4	72,7	20,0	40,6	1,8
	Мелкое	38,1	62,8	27,0	52,7	9,6
1040	Крупное	35,4	71,6	20,0	39,4	1,8
	Мелкое	35,4	66,8	24,0	48,5	6,2
1095	Крупное	35,9	71,4	20,0	39,7	1,2
	Мелкое	33,0	65,8	25,0	49,4	6,0

ным В. Н. Махова удлинение и сужение наследственно-мелкозернистой стали немного выше, чем крупнозернистой.

2. СОПРОТИВЛЕНИЕ УДАРУ

Ударная вязкость сталей с мелким действительным зерном гораздо выше, чем с крупным. Это было показано Девенпортом и Бейном и затем проверено и подтверждено многими исследователями.

Массовые испытания осевой стали, проведенные В. Н. Маховым, обнаружили, что в среднем ударная вязкость ее была: у мелкого действительного зерна 11 кг/см^2 , а у крупного $5,5 \text{ кг/см}^2$.

Наследственная мелкозернистость стали, влияя на действительный ее размер зерна, изменяя строение ее перлита и уменьшая насыщенность феррита азотом и кислородом, косвенным путем повышает ее ударную вязкость. Это также нашло свое подтверждение в массовых испытаниях, проведенных В. Н. Маховым.

Особенно интересным является то, что в наследственно-мелкозернистых сталях резко снижается температура начала перехода их в хрупкое состояние. Так, при низких температурах (-20 и -40°), при которых детали, например у заднего и переднего моста автомобилей, зимой часто подвергаются сильным ударам, стали с мелким и наследственным и действительным зерном сопротивляются удару в несколько раз лучше.

При испытании на ударную вязкость помимо величины зерна необходимо принимать во внимание степень однородности струк-

туры стали вообще. В сталях с неоднородной структурой деформация при ударе воспринимается только менее прочной частью структуры, остальной же объем металла оказывается бесполезным. Вязкость полезного объема стали быстро исчерпывается и изделие легко разрушается.

Автор совместно с инж. И. С. Козловским [3] еще в 1935—1936 гг. производил испытания на удар сталей на маятниковом копре Амслера мощностью 30 кгм. Температуры, при которых проводились испытания, были следующие: $+20$, -20 и -40° . На каждую точку было взято по два образца. Для получения низких температур образцы погружались на 5 мин. в бензин, налитый в ванну с двойными утепленными стенками и охлаждаемый сухим льдом.

Образцы до испытания подвергались термообработкам, типичным для автостроения, т. е. нормализации или закалке с отпуском, причем для низкоуглеродистых цементируемых сталей отпуск производился при 200° , а для среднеуглеродистых улучшаемых — при 500° .

Результаты испытаний на удар по Шарпи обнаружили лучшую сопротивляемость удару наследственно-мелкозернистых сталей, действительное зерно которых при указанных термообработках также было мелким по сравнению с наследственно-крупнозернистыми, у которых зерно имело некоторый рост, особенно при 850° .

В исследуемых легированных сталях разница между наследственным крупным и мелким зерном была меньше и при тщательно проведенной термообработке в лаборатории в действительном зерне она была совсем незначительной. Поэтому и сопротивление удару было почти одинаковым. В производстве, где возможен перегрев и сильный рост зерна, разница в ударном сопротивлении как простых углеродистых, так и легированных сталей может быть больше.

Более поздние испытания на удар сталей с мелким и крупным зерном показали еще большую разницу в ударной вязкости их.

3. СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ

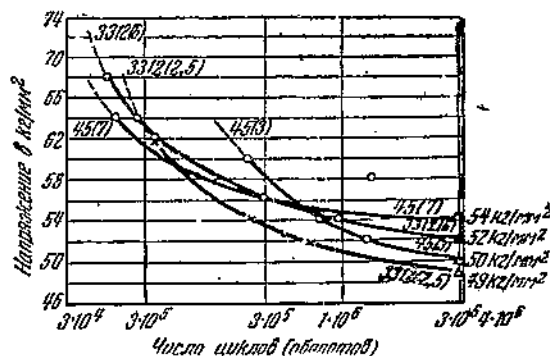
В 1935—1936 гг. автор производил совместно с инж. И. С. Козловским испытания на усталость стали марок 1045 и 3312 с крупным и мелким наследственным размером зерна.

Восемь образцов стали марки 1045 после закалки с зерном № 3 и 7 при 800° и отпуска при 500° и по десять образцов стали марки 3312 с зерном № 6 и 2—5 после закалки при 900° и отпуска при 200° подвергались окончательной механической обработке и шлифовке до размеров стандартного образца для испытания на усталость при изгибе, вращении на машине Шенка.

Предел выносливости на машине Шенка определялся двумя способами: 1) длительным методом по кривым Веллера и 2) ускоренным методом по кривым Лера-Шенка.

В начале испытаний по Веллеру первому образцу давалось

напряжение на 15—25% ниже предполагаемого предела текучести данной стали. Образец при заданном напряжении испытывался до разрушения — излома. Затем испытывался второй образец уже с меньшим напряжением, чем первый, и т. д. до тех пор, пока образец при заданном ему напряжении не смог выдержать 4 млн. циклов (оборотов) не разрушаясь. Это напряжение и принималось за предел выносливости (фиг. 26).



Фиг. 26. Влияние величины зерна стали на кривые напряжение-число циклов

При определении предела выносливости обычно число циклов доводят до 10 млн. Однако большое количество испытаний показало, что напряжение в образце, выдерживающем 4 млн. циклов, очень незначительно отличается от напряжения, позволяющего образцу выдержать 10 млн. циклов. Разница здесь всего в 0,5—1,5%, а иногда ее и совсем не наблюдается.

Испытания по ускоренному методу Лера-Шенка производились на одном образце каждой партии, который по Веллеру затем испытывался с наибольшим напряжением.

Таблица 6
Результаты испытаний на усталость сталей с разной величиной зерна на машине Шенка

Марка стали и величина наследственного зерна	Предел усталости, кг/мм ²					
	По Веллеру	По Леру-Шенку				Среднее значение
		по прогибу	по затрачи- ваемой мощно- сти	по крутяще- му моменту	по темпера- туре	
3312 (№ 6)	52,0	52,0	53,0	52,8	53,0	52,6
3312 (№ 2—5)	49,0	48,9	49,5	49,5	49,2	49,2
1045 (№ 7)	54,0	54,4	54,0	54,6	54,9	54,3
1045 (№ 3)	50,5	50,5	51,0	50,9	50,9	50,8

Как видно из табл. 6, разница между пределом выносливости, определенным длительным и ускоренным методом, получалась незначительной — в пределах точности эксперимента.

Сравнение величины предела сталей одной и той же марки, но с разным наследственным зерном обнаруживает несколько более высокий предел усталости в мелкозернистых сталях. Однако эта разница очень невелика.

4. СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Влияние наследственной величины зерна на сопротивление ползучести исследовалось Уайтом и Кларком на молибденовой и марганцеомолибденовой сталях с 0,16% С, причем одна сталь с содержанием 0,50% Мо, а другая — с 0,25% Мо и 1,25% Мп. Мелкозернистые стали имели зерно аустенита № 8, а крупнозернистые № 4—5.

При температурах ниже 450°, т. е. ниже «равнопрочных», мелкозернистая сталь обнаруживала лучшее сопротивление ползучести. Выше же «равнопрочных» температур ползучести сопротивлялась лучше наследственно-крупнозернистая сталь. «Равнопрочная» температура это та, при которой наклеп, вызванный напряжением, устраняется благодаря рекристаллизации.

Исследование ползучести цветных металлов также обнаруживает, что для некоторых латуней, олова и свинца было найдено, что при высоких температурах крупное зерно сопротивляется ползучести лучше, а при низких — наоборот. Однако на ползучесть большее влияние оказывает чистота металла.

5. ВЛИЯНИЕ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОЙ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА СТАЛИ НА ИЗНОС В АБРАЗИВНОЙ СРЕДЕ

Испытанию подвергались наследственно-крупнозернистая сталь марки 1040 плавки СМ и наследственно-мелкозернистая сталь марки 1040 плавки 12—17, как в нормализованном при 850 и 1100°, так и в улучшенном при тех же температурах состоянии. Следовательно, износ определялся и при крупном и при мелком действительном зерне.

При испытаниях на износ был использован метод, разработанный в ВИСХОМ инженерами И. П. Рабиновичем и В. Ф. Лоренцом.

На фиг. 27 изображено специальное приспособление для испытания на износ в абразивной среде — люберецком песке, просушенном и просеянном через сито с отверстием в 1 мм и увлажненным водой на 6%.

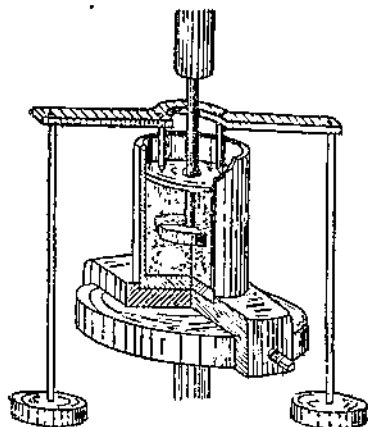
Испытуемый образец в виде диска диаметром 25 мм, толщиной 10 мм с отверстием диаметром 8 мм насажен на шпиндель, вставляемый в патрон обыкновенного сверлильного станка.

Гильза укрепляется при помощи подставки на столе этого сверлильного станка. В гильзу насыпается увлажненный любе-

рецкий песок, в котором вращается испытуемый образец. Сверху на песок устанавливается шайба, на которую давит коромысло с грузами.

Нагрузка на шайбу 7 устанавливается в 2 кг. Число оборотов шпинделя и образца 150 в 1 мин.

Для устранения притупления абразива — увлажненного песка — каждое испытание продолжалось только 5 мин., что все же давало вполне ощутимый износ, определяемый взвешиванием с точностью до 0,001 г.



Фиг. 27. Приспособление ВИСХОМ для испытания на износ в абразивной среде

После каждого взвешивания облицовочный песок в гильзе заменялся новым.

Каждый образец испытывался не менее 15 раз. Подготовка поверхности образца перед началом испытаний производилась на пасте ГОИ № 30, что обеспечило одинаковую стандартную поверхность отделки всех образцов.

Размеры и форма образца были удобными для измерения его твердости и изготовления микрошлифов.

Простота аппаратуры, возможность использования сверлильного станка и, как будет дальше показано, устойчивость получаемых результатов являются крупными преимуществами данного метода. К сожалению метод не применим к

испытанию целых деталей и требует изготовления специальных образцов.

Подсчет относительного износа образца за 1 час (60 мин.) производился по следующей формуле:

$$Q_0 = \frac{Q}{At} 60,$$

где Q — абсолютный износ образца в мг за 5 мин. истирания;
 t — время истирания, т. е. 5 мин.;

A — площадь истирающейся поверхности в см², которая состоит из двух торцевых поверхностей и цилиндрической поверхности.

$$A = 2 \cdot \frac{\pi}{4} (d^2 - d_0^2) + \pi dh,$$

где $d = 2,5$ см;

$d_0 = 1$ см;

$h = 1$ см.

$$A = \frac{\pi}{2} (2,5^2 - 1^2) + \pi \cdot 2,5 \cdot 1 = 8,242 + 7,85 = 16,09, \text{ округленно } - 16 \text{ см}^2,$$

$$Q_0 = Q \frac{60}{16 \cdot 5} = \frac{3}{4} Q = 0,75 Q.$$

В табл. 7 приведены окончательные результаты испытаний на износ.

Таблица 7

Относительный износ Q_0 стали марки 1040 в зависимости от величины ее зерна

Температура термообработки °C	Величина действительного зерна	Наследственно-крупнозернистые стали				Наследственно-мелкозернистые стали			
		Нормализация		Улучшение		Нормализация		Улучшение	
		R_B	Q_0	R_B	Q_0	R_B	Q_0	R_B	Q_0
850	Мелкая . .	92	1,4	100	1,1	85	2,9	103	1,1
1100	Крупная . .	84	1,75	104	1,05	89	2,1	103	1,05

Примечание. Температуры термообработки относятся и к нормализации и к улучшению, при улучшении температура отпуска 600°.

В результате испытаний на износ можно сделать следующие выводы.

1. Абразивный износ твердых однородных сорбитных улучшенных структур меньше, чем у менее твердых перлитно-ферритных нормализованных.

Подобные же результаты были получены автором при испытаниях сталей на износ от врезывания тонкого диска на машине Шпинделя еще в 1929 г.

2. Установить зависимость между размером зерна и абразивным износом при прочих равных условиях пока невозможно, так как твердость, зависящая от измельченности структуры, влияет сильнее.

6. ВЫВОДЫ

1. Недостатки многих исследований, в том числе и ранних работ автора, заключались в попытке найти зависимость между наследственной величиной зерна и прочностью стали, тогда как эту зависимость надо было исследовать в связи с их действительным зерном и принимать во внимание степень однородности и дисперсности структуры и склонность к старению ее феррита. В исследованиях последних двух лет это было учтено автором.

2. Действительная величина зерна оказывает наибольшее влияние на ударную вязкость, которая у мелкозернистых сталей гораздо выше, особенно при низких температурах (—20 и —40°). Следовательно, применение мелкозернистых сталей для многих

деталей автомобилей, подвергаемых ударам, зимой, т. е. при низких температурах, очень важно.

3. Влияние действительной величины зерна стали на твердость, временное сопротивление, пределы текучести и пропорциональности замечено не было, а удлинение, сужение поперечного сечения и предел усталости мелкозернистых сталей были немного выше, чем сталей с действительным крупным зерном.

4. Сопротивление ползучести стали при температурах ниже «равнопрочных» лучше при мелком зерне, а при высоких температурах лучше при крупном зерне.

5. На абразивный износ, как показали предварительные опыты, ни наследственное, ни действительное зерно заметного влияния не оказывают.

ГЛАВА IV

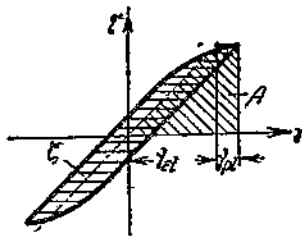
ЗАТУХАНИЕ КОЛЕБАНИЙ

1. ОСНОВНЫЕ ОПРЕДЕЛЕНИЯ И ЗНАЧЕНИЕ ОТНОСИТЕЛЬНОГО ЗАТУХАНИЯ КОЛЕБАНИЙ

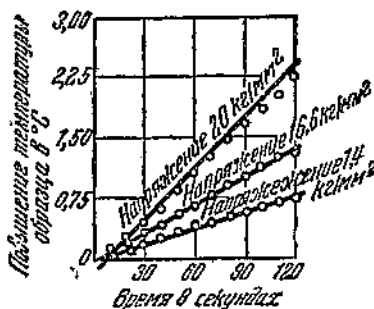
Затухание колебаний, или рассеяние (напряжений); на русском языке имеет еще целый ряд дополнительных названий, например внутренняя, или циклическая, вязкость, механический гистерезис, внутреннее трение твердого тела и др.

Под понятием затухания колебаний, рассеяния (напряжений), обычно разумеется количество энергии, превращаемой в тепло единицей объема материала при действии единицы напряжения за время симметричного цикла. Это рассеяние напряжений измеряется в $\text{кг} \cdot \text{см} / \text{см}^2$ за цикл и выражается площадью петли гистерезиса $\oint$, представленной на фиг. 28.

Сложный механизм рассеяния энергии при затухании колебаний, состоящий из нескольких компонентов, детально и полностью еще не изучен.



Фиг. 28. Схема петли гистерезиса для полного цикла изменения напряжений



Фиг. 29. Изменение температуры с начала испытания в зависимости от времени

Однако в первом приближении потери энергии при затухании колебаний можно разделить на следующие две основные части.

Первый компонент рассеяния энергии — это тепловой поток между участками с разными температурами вследствие разных напряжений при переменной нагрузке.

Сущность тепловых потерь объясняется трением на плоскостях скольжения при пластической деформации, вызывающей

местные повышения температур. Наличие петли гистерезиса (фиг. 28) указывает, что даже в пределах действия закона Гука, наряду с упругой, происходит и небольшая пластическая деформация.

Между нагретыми и холодными участками металла образуется тепловой поток, ведущий к потере упругой энергии, т. е. к затуханию колебаний, и сопровождаемый тепловым рассеянием.

Эта потеря зависит от свойств материала, частоты колебаний и размеров образца.

Вторым компонентом рассеяния энергии являются электромагнитные потери (см. стр. 74).

При действии переменных напряжений в металле происходит непрерывное изменение намагничивания и возникают местные вихревые электротоки, которые ведут к рассеянию тепловой энергии.

Для практики гораздо целесообразнее пользоваться не абсолютным, а относительным затуханием колебаний ψ , выражающимся отвлеченным числом, которое согласно фиг. 28 будет:

$$\psi = \frac{\Phi}{A},$$

где A — потенциальная энергия при наибольшем напряжении, выражающаяся заштрихованной площадью на диаграмме фиг. 28.

$$A = \frac{\tau^2}{2G} \text{ или } \frac{\gamma^2 G}{2},$$

где τ — максимальное скручивающее напряжение;

G — модуль упругости второго рода;

γ — угол скручивания в радианах.

Относительное затухание колебаний, или рассеяние напряжений ψ , является одним из важнейших свойств материала.

Как показал О. Фепплъ [54], один предел — предел выносливости — без относительного затухания колебаний не может полностью характеризовать поведение материала при действии переменных напряжений, подобно тому как один предел прочности без относительного удлинения или сужения не дает характеристики материала при однократном статическом напряжении.

Относительное затухание колебаний характеризует способность уменьшать амплитуду колебаний, а также чувствительность материала деталей к поверхностным дефектам, надразам и резким переходам сечения. Относительное затухание колебаний в стали вызывается пластическими деформациями.

При сосредоточении больших напряжений дополнительная текучесть позволяет распределять их более равномерно. Таким образом большая пластическая деформация позволяет часть напряжений с угрожаемого участка передать на примыкающие участки материала. Чем больше относительное затухание, тем лучше происходит выравнивание пиков напряжений вокруг дефектов материала. Конечно, если надраз находится поблизости

с другим более серьезным изъяном, то и высокое относительное затухание колебаний не может предохранить от поломки.

Коленчатые валы могут подвергаться в работе сильным крутильным колебаниям и ломаться от действия резонанса. Поэтому при конструировании их стремятся придать им такие размеры и форму и так распределить массу их, чтобы свести это явление к минимуму. Однако при перегрузках, что всегда возможно, вал может оказаться неуравновешенным. В Германии коленчатые валы некоторых авиационных двигателей изготовляют из материала несколько меньшей прочности, но зато со значительно большим относительным затуханием колебаний. Кроме устранения крутильных колебаний, высокое затухание снижает опасное действие поверхностных дефектов и резких переходов сечений. Применение заводами Форда коленчатых валов из графитизированного сплава с пониженной по сравнению с прежними стальными валами прочностью обеспечивает благодаря присутствию в структуре их мельчайших частиц графита более высокое относительное затухание колебаний. Значение для прочности коленчатых валов большого относительного затухания подтверждается также применением чугунных коленчатых валов.

Стали, из которых изготовляются шариковые и роликовые подшипники, как известно, отличаются очень низким относительным затуханием колебаний вследствие их высокого предела упругости и твердости. Поэтому они очень чувствительны к поверхностным дефектам и присутствию неметаллических включений, и всякое повышение в них относительного затухания колебаний весьма ценно. Применение графитизированной стали в этом случае может быть весьма выгодным.

Лопатки паровых турбин подвергаются сильным вибрациям, сосредоточивающимся главным образом у их зажатого конца; поэтому их конструируют с постепенным утолщением, увеличивающимся к зажатой части, и применяют для изготовления их материал с высоким относительным затуханием колебаний.

Не меньшее значение имеет высокое относительное затухание колебаний для подвесных проводов. Алюминиевые провода обладают более низким относительным затуханием колебаний, чем медные провода, вследствие чего при ветре амплитуда колебания их увеличивается гораздо сильнее. Поэтому, несмотря на свою высокую прочность, провода из сплавов алюминия будут рваться чаще медных. То же относится к крыльям самолетов из дюралюмина, которые также могут испытывать резонирующие колебания, амплитуда которых в основном зависит от относительного затухания колебаний их материала.

Особенное же значение это имеет для лопастей пропеллера, которые при некоторых критических числах оборотов будут вибрировать чрезвычайно сильно. Амплитуда этих колебаний зависит от относительного затухания колебаний их материала. Поэтому поломка пропеллера в той же степени зависит от относительного затухания колебаний, как и от предела выносливости

его материала. То же может иметь место и для других деталей самолетов и моторов.

Ввиду этого относительное затухание колебаний является равноценной с пределом выносливости характеристикой стали и подобно другим основным механическим ее свойствам имеет большое практическое значение, особенно при действии переменных напряжений и при колебаниях.

По данным Феппля [54] и других исследователей, чем выше относительное затухание, тем менее чувствителен металл к местным дефектам и резким переходам в сечении, вызывающим сосредоточение напряжений, и тем меньше при случайных перегрузках увеличивается в нем амплитуда колебаний. Однако по данным Брофи [55] вязкость и способность выдерживать пере-напряжения у металла здесь могут снизиться.

Относительное затухание колебаний является существеннейшим и чрезвычайно чувствительным свойством материала, характеризующим его физическую природу. Как показали опыты, относительное затухание колебаний тесно связано со структурой стали, ее термообработкой, химическим составом, наклепом и внутренними напряжениями. По мнению виднейших современных металловедов (Шевенара, Джиллетта и др.), относительное затухание, характеризующее пластичность — внутреннюю вязкость металлов — и находящееся в прямой зависимости от их температуры, может быть связано с ползучестью.

Многочисленные исследования показали, что чистые металлы обладают более высоким относительным затуханием, чем сплавы, причем наибольший понижающий эффект оказывают первые небольшие добавки примеси.

По данным Паркера [60] относительное затухание колебаний в нормализованной и отпущенной стали марки 1040 резко снижается под действием сильных магнитных полей. Это объясняется их противодействием местным сосредоточенным намагничиванием и вихревым токам, вызывающим тепловой поток и рассеяние энергии.

Наклеп, повышая неоднородность напряженного состояния, увеличивает затухание колебаний, а возврат и механическое старение его понижают.

2. МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНОГО ЗАТУХАНИЯ КОЛЕБАНИЙ

Метод статической тарировки. На основании самых точных измерений деформаций при разных напряжениях, осторожно нагружая и разгружая образец, строят петлю гистерезиса (фиг. 28), затем делят площадь петли гистерезиса $\oint$ на работу деформации в крайнем положении A и получают относительное рассеяние ψ .

Статический метод требует исключительной точности измерений и нагрузки испытательной машины мертвым грузом, поэтому он не может быть рекомендован для обычной работы.

Метод определения нагревания образца при испытании на усталость. Здесь могут быть два способа определения затухания:

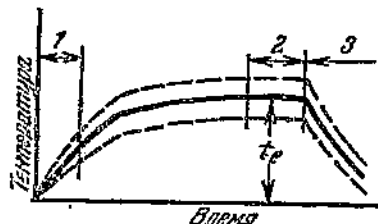
- 1) по изменению температуры образца от начала испытания до установления постоянной его температуры;
- 2) по установившейся его постоянной температуре.

В первом случае строят диаграммы постепенного изменения температуры с начала опыта в зависимости от времени при разных напряжениях (фиг. 29) и определяют наклон полученных прямых, который и характеризует рассеяние тепла образцом. При этом требуется очень точное измерение температур, например $\pm 0,05^\circ$, что возможно при длинном образце и машинах для испытания на усталость, на кручение или переменный изгиб, но обязательно на машинах, где образец не вращается.

Во втором случае температура образца измеряется при установившейся ее отдаче во внешнюю среду (фиг. 30). Установившаяся постоянная температура образца будет пропорциональна рассеянию. Остановив машину и измерив падение температуры при потере тепла во внешнюю среду, относительное рассеяние (затухание колебаний) вычисляют сложными методами, применяемыми при определении потери тепла в электрических генераторах и моторах. Этот метод точен, но очень сложен.

Метод определения поглощения энергии образцом при испытании на усталость. Очень трудно отделить энергию, поглощенную образцом, от энергии, поглощаемой трением машины, и т. д.; поэтому этот метод неточен, даже если машина имеет шариковые подшипники.

Таким образом все эти методы или слишком сложны или недостаточно точны, поэтому автор пользовался не ими, а методом затухания крутильных колебаний, определяемых на приборе Феппл-Пертца, подробное описание которого приведено ниже.



Фиг. 30. Изменение температуры за всё время испытания на усталость

Метод определения затухания крутильных колебаний на приборе Феппл-Пертца

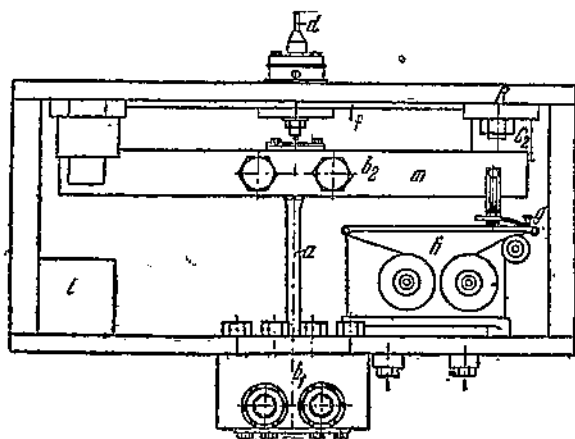
Общий вид прибора Феппл-Пертца изображен на фиг. 31.

Образец *a* с помощью двух болтов *b* прочно зажимается нижним концом в захватах, укрепленных в нижней части массивной прямоугольной стальной рамы *R*. На верхнем конце образца *a* двумя болтами *b*₂ закреплена тяжелая колеблющаяся поперечина *m*. С помощью этой поперечины *m* образец может быть закручен на любой заранее установленный угол по отношению к своему первоначальному положению. При внезапном освобождении поперечины *m* система, *ma* (поперечина и образец) получает

свободные крутильные колебания, амплитуда которых постепенно уменьшается или затухает.

На поперечине m сверху имеется стерженек диаметром 2 мм, вращающийся с очень малым торможением в отверстии, просверленном в стальном шарике по его диаметру. Стальной шарик вставлен в гнездо верхней части массивной рамы R . Получается переставной подшипник, предотвращающий возникновение посторонних колебаний от изгиба образца.

Электромагниты C_1 и C_2 удерживают поперечину m в ее крайнем положении. Выключение тока, освобождая поперечину m , вызывает ее крутильные колебания совместно с образцом a .



Фиг. 31. Прибор Феппл-Пертца

новлено при помощи перемещения кронштейнов, на которых они укреплены. Таким образом можно придать любую величину начальной амплитуде колебаний. Груз i служит противовесом самопишущего аппарата.

Для устранения поглощения колебаний рама R прибора Феппл-Пертца подвешивается к потолочной балке на проволоке d диаметром 2,5 мм и длиной около 3 м. Рассеяние энергии через такую проволоку ничтожно и на результаты испытаний влияния не оказывает.

Для испытаний на приборе Феппл-Пертца применяются образцы с квадратными концами, чтобы потом их использовать для определения предела усталости на кручение.

В своих опытах автор с целью облегчения изготовления образцов применял образцы с круглыми концами.

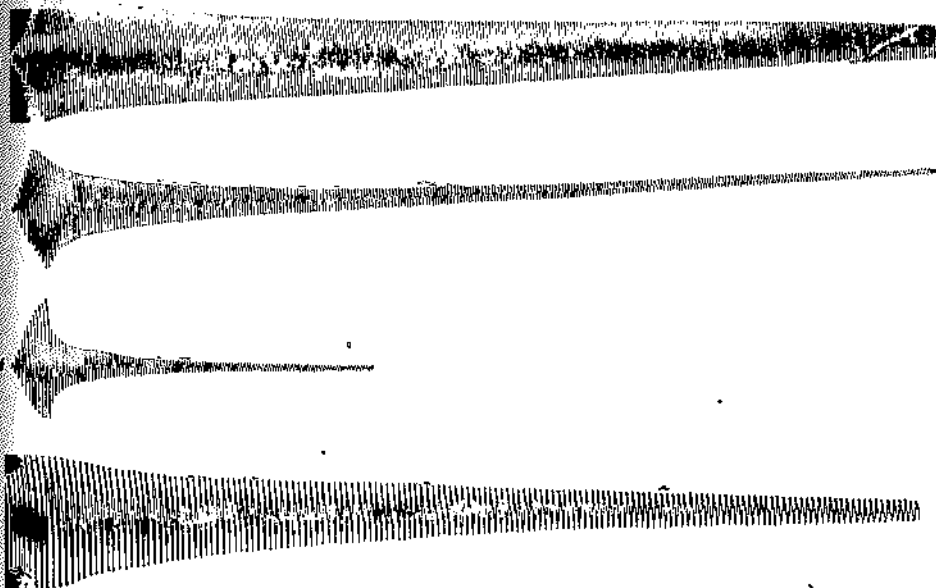
При этом для испытания при обыкновенных температурах образцы имели расчетную длину 200 мм (фиг. 33, а), а при повышенных и пониженных температурах — расчетную длину 50 мм (фиг. 33, б), чтобы установить печь или охлаждающую ванну.

Затухающая амплитуда колебаний записывается пером g из автоматической ручки с чернилами на ленте из меловой бумаги, подвижной часовым механизмом h .

В результате получаются виброграммы (фиг. 32).

Расстояние между полюсами магнитов C_1 или C_2 и концами колеблющейся поперечины m в ее среднем положении может быть уста-

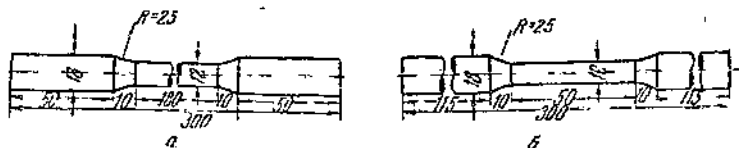
В начале испытания в магниты включают ток. Затем осторожно закручивают поперечину до тех пор, пока ее концы не притянутся электромагнитами, включают механизм самопишущего прибора и внезапно выключают в электромагнитах ток. Тогда перо начинает чертить кривую затухающих колебаний (фиг. 32).



Фиг. 32. Виброграммы структур:

а — троосто-мартенситовой; б — аустенитовой; в — ферритовой; г — магниевого сплава

Затухание рекомендуется исследовать как при обычных, так и при пониженных и повышенных температурах, погружая образец в охлаждающую ванну или в нагревательную электропечь.



Фиг. 33. Образцы для испытаний на затухание колебаний:

а — длинный; б — короткий

Надев на образец соленоид и пропуская через последний переменный или постоянный ток, можно исследовать затухание колебаний в различных магнитных полях.

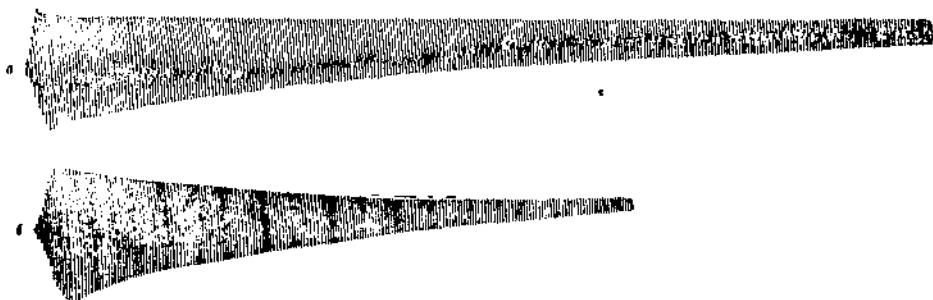
Точность показаний прибора типа Фелпль-Пертца зависит от целого ряда факторов.

3. УСЛОВИЯ, НЕОБХОДИМЫЕ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТОЧНЫХ ПОКАЗАНИЙ ПРИБОРА ФЕПЛЬ-ПЕРТЦА

Минимальное трение пера о бумагу. Наилучший способ устранения трения пера о бумагу — это оптическая запись виброграммы, как это сделали Контрактор и Томсон [59]. Однако такой метод слишком сложен и неосуществим для простых практических испытаний относительного затухания, которые должны стать массовыми как в научных институтах, так и в заводских лабораториях.

Поэтому нами было обращено внимание на создание наименьшего трения при записи.

Наилучшие результаты показала запись пером автоматической ручки при минимальном нажатии. При этом чернила разводились на 50% водой и перо соприкасалось с глянцевой (меловой) бу-



Фиг. 34. Запись виброграмм для стали с низким затуханием:

а — автоматическим пером; б — латунным карандашом

магой только через жидкую прослойку. Вследствие этого потери на трение здесь были очень малы, а виброграммы были четкими, особенно на концах, что очень важно для расчетов (фиг. 34, а).

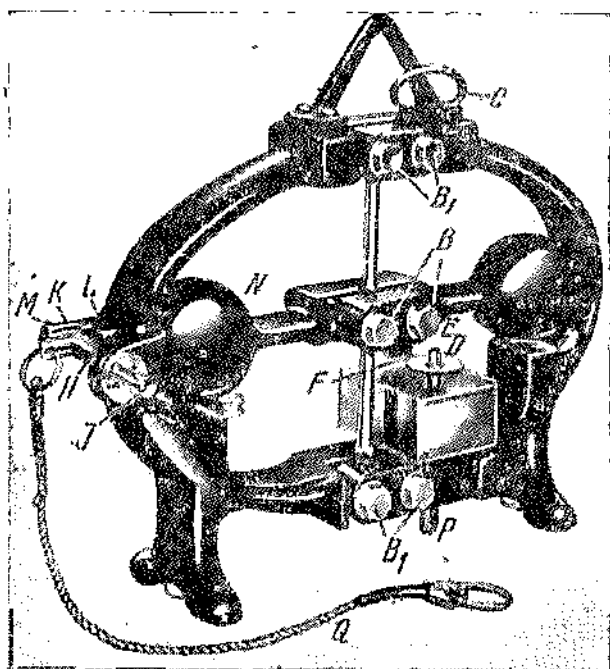
Опыт показал, что при записи латунным и серебряным карандашами трение было очень высоким, а виброграммы были искажены в несколько раз (фиг. 34, б).

Минимальное трение в верхнем переставном подшипнике. Для уменьшения трения в верхнем переставном подшипнике необходимо иметь тщательно обработанные и установленные без перекоса образцы. Кроме того, желательно применить более совершенную конструкцию опорного подшипника, что было сделано английскими исследователями Контрактором и Томсоном [59] в их видоизмененной установке типа Фепль-Пертца.

Вопрос об устранении трения в верхней опоре весьма остроумно решен в новом приборе Кэмбридж (фиг. 35), где массивная поперечина *N* с шарообразными концами надета на середину образца *A*, оба конца которого жестко укреплены в раме.

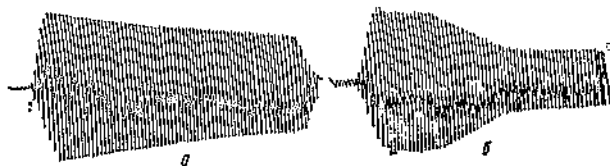
Стандартные размеры образца для этого прибора: общая длина 192 мм, концы и середина его квадратные, $9,5 \times 9,5$ мм, а остальные его части обточены до диаметра 8 мм.

Прибор Кэмбридж (фиг. 35) состоит из массивной эллиптической рамы с двумя ножками, на которые он ставится при уста-



Фиг. 35. Прибор Кэмбридж для испытаний на затухание колебаний

новке или при снятии образца. При испытаниях прибор подвешивается на проволоке, чтобы предотвратить поглощение колебаний соприкасающимися предметами.



Фиг. 36. Части виброграмм, снятых на приборе Фелпль-Пертца:

а — при подвесе на тонком тросе; б — при массании рам рукой

Квадратные (призматические) концы образца укрепляются винтами B_1 к раме прибора, а на призматическую середину его винтами B прикрепляется массивная поперечина N .

Во время установки или снятия образцов шарообразные концы поперечины поддерживаются стальными подставками, кото-

рые при подвеске прибора автоматически выводятся действием пружины на плунжеры, проходящие через ножки прибора.

Положение установочной планки M определяется перестановкой винта J . В конце планки M вставлен стальной закаленный шарик K . Перед испытанием стальной брусок определенной длины H вставляется между шариком K и установочным винтом J и плоской стороной прилегает к раме.

Винту J можно дать 10 полных оборотов. Это поворачивает поперечину N и с ней образец на угол в 0,0049 радиан, в результате чего на поверхности образца из обыкновенной стали создается напряжение 30 кг/мм^2 . Подвесив прибор, выдергивают брусок H с помощью шнура Q . Тогда поперечина N с образцом A получает свободные крутильные колебания вокруг оси последнего.

Затухание этих колебаний записывается иглой на целлулоидном диске, приводимом во вращение часовым механизмом.

Для уменьшения влияния торможения иглы она в противоположность оригинальному прибору Феппль-Пертца расположена не на конце поперечины, а вблизи образца. Однако это все же не исключает трения и требует при обработке диаграмм малого масштаба применения специального мерительного микроскопа.

В приборе Кэмбридж также возможно применение оптической записи. Расплывчатость краев, нацарапанных на целлулоиде вибrogramм, и необходимость применять микроскоп усложняют пользование прибором Кэмбридж, особенно при рядовых контрольных испытаниях.

В то же время этот прибор имеет целый ряд преимуществ, например автоматическая поддержка поперечины, возможность обойтись без электромагнитов и пр.

Для испытания затухания колебаний при повышенных температурах на этом приборе образец нагревают электрическим током. Для этого тонкие листы слюды подкладывают под нижние плоскости призматических частей образца с целью изолировать их от его рамы и поперечины. Затем к концам образца подводится ток от сварочного трансформатора, который нагревает образец до требуемой температуры, измеряемой тонкой термпарой, соприкасающейся с образцом. Выключив ток (сняв провода), производят испытание. Однако вряд ли этот метод нагрева образца будет таким же надежным, как при помощи электропечи на приборе Феппль-Пертца.

Все приборы типа Феппль-Пертца необходимо подвешивать на тонкой проволоке или тросе, так как не только установка их на стол, но и малейшее прикосновение к ним искажает вибrogramму (фиг. 36), поглощая колебания.

Поэтому провода, соединяющие аккумуляторы с электромагнитами или сеть с электромотором, если им заменен часовой механизм, не должны быть жесткими. Громоздкость аккумуляторной батареи, непостоянство ее напряжения и недостаточная сила магнитов являются существенными недостатками этого прибора.

Раскачка поперечины вручную и неодинаковая амплитуда начального колебания также нежелательна, поэтому наиболее рационально применять для этого механическое приспособление (как на приборе Кэмбридж) (фиг. 35).

При испытании образца очень важно, чтобы оба конца его были крепко зажаты — малейшая слабость вызывает значительное затухание и искажает результаты.

Образцы должны быть изготовлены по чертежу, особенно в заплечиках, и иметь прямолинейность оси.

Всякое перенапряжение образца вызывает наклеп его и искажает результаты. Виброграмма записывается, начиная с четвертого испытания, причем результаты первых трех испытаний не записываются.

4. ВЫЧИСЛЕНИЕ ЗАТУХАНИЯ КОЛЕБАНИЙ И ОБРАБОТКА ВИБРОГРАММ

Математические методы определения относительного затухания колебаний (рассеяния напряжений) подробно изложены в многочисленных трудах проф. Феппл и его сотрудников (Веллеровский институт), в которых вычисление производится по следующим формулам:

$$\psi = 2\sigma,$$

где ψ — относительное затухание колебаний;

σ — логарифмический декремент амплитуды;

$$\sigma = \frac{\ln A_1 - \ln A_n}{n-1},$$

где n — число колебаний от A_1 до A_n ;

A_1 — полная амплитуда в начале интервала;

A_n — полная амплитуда в конце интервала,

подсчитанные с учетом толщины линий, проведенных автоматическим пером.

Исключая члены второго порядка, получим:

$$\sigma = \frac{A_1 - A_n}{\frac{A_1 + A_n}{2} (n-1)} = \frac{2(A_1 - A_n)}{(A_1 + A_n)(n-1)}.$$

Таким образом для упрощения массовых подсчетов основной следует считать формулу

$$\psi = \frac{4}{n-1} \cdot \frac{A_1 - A_n}{A_1 + A_n} 100\%;$$

более же сложную формулу

$$\psi = 2 \frac{\ln A_1 - \ln A_n}{n-1} 100\%$$

рекомендуется применять только для проверки и сопоставления наиболее важных и типичных результатов.

При обработке полученных на приборе Фепиль-Пертца виброграмм необходимо применять следующие методы.

Виброграмму разбивают на участки, отвечающие определенному падению амплитуды в 4 мм, и измеряют число полных колебаний (циклов) n и полную начальную A_1 и конечную A_n амплитуды.

Тогда основная формула примет такой вид:

$$\psi = \frac{1600}{(n-1)(A_1 + A_n)} \%$$

При построении диаграмм (фиг. 22) напряжение кручения τ или угол закручивания γ в радианах вычисляют соответственно средней амплитуде:

$$\gamma = \frac{A_1 + A_n}{2 \cdot 2 \cdot R};$$

$$\tau = \frac{l}{\frac{d}{2} \cdot G},$$

откуда

$$\tau = \gamma \frac{Gd}{2l} = \frac{(A_1 + A_n) \cdot Gd}{R \cdot 2 \cdot 4 \cdot l}.$$

Если подставить согласно фиг. 33а действительные размеры стальных образцов с диаметром образца $d = 12$ мм, расчетной длиной образца $l = 200$ мм, расстоянием от оси образца до пера $R = 300$ мм, то примерно получится

$$\tau = 0,4 \frac{A_1 + A_n}{2}.$$

Для образцов с расчетной длиной 50 мм и диаметром 10 мм примерно

$$\tau = 1,3 \frac{A_1 + A_n}{2}.$$

5. СТАЛИ, ПОДВЕРГАВШИЕСЯ ИССЛЕДОВАНИЮ, И ВЕЛИЧИНА ИХ ЗЕРНА

Основная партия сталей марки 1040 и 5140 была выплавлена, прокатана и отмаркирована в присутствии автора на одном из заводов в январе—феврале 1939 г. По каждой плавке составлялись карты плавочного контроля, в которых отмечалось следующее: шихтовка и присадка раскислителей в печь и в ковш, хронометраж и промежуточные химические анализы цеховой экспресс-лаборатории; разливка, режим нагрева слитков, прокатка, выход годного и результаты окончательного лабораторного контроля — макроструктура, химический анализ, механические свойства и величина аустенитного зерна.

Сталь другого завода марки 1010 и сталь завода «Электро-сталь» марки ЭЯТ были предоставлены в 1940 г. автору Институтом качественных сталей и ферросплавов.

В основном получилась коллекция распространенных конструкционных сталей и, в частности, удалось провести исследование и сравнить затухание крутильных колебаний материалов различных коленчатых валов.

Кроме того, была получена возможность исследовать чистые структуры феррита (армко-железо) и аустенита (нержавеющая сталь марки ЭЯИТ).

В табл. 8 приведены марки исследованных сталей, номера плавов, химический состав, механические свойства, величина зерна аустенита и количество присаженного в ковш алюминия после раскисления.

Таблица 8

Химический состав, механические свойства и величина зерна сталей

Марка	№ плавки	Содержание элементов, %						Величина зерна по сертификату №	Добавка Al в ковш %
		C	Si	Mn	P	S	Cr		
1040	СМ	0,41	0,28	0,64	0,024	0,027	0,13	2	0,0
1040	12—17	0,38	0,28	0,67	0,021	0,018	0,25	6	0,1
5140	8—22	0,43	0,24	0,72	0,021	0,022	1,05	6	0,07
Армко	—	0,05	Следы	0,19	0,028	0,010	Нет	—	—
ЭЯИТ	3712	0,17	0,88	0,26	0,020	0,029	17,85	№1 8,41	Т1 0,51
1010	61597	0,13	0,35	0,47	0,018	0,027	0,15	—	—

Как видно из табл. 8, сталь марки 1040 плавки СМ является типичной наследственно-крупнозернистой сталью, а стали другого завода марки 1040 и 5140 были мелкозернистыми.

Таблица 9

Кинетика роста зерна опытных сталей

Температура нормализации, °C	Время выдержки, мин.	Сталь марок		
		1040		5140
		СМ 1	12—17	8—22
820	30	7	7	7
870	30	5	7	7
900	30	5—4	7	7
930	30	3—4	7	6
930	90	1—3—5	7	6
930	180	1—2—5	7	6
950	30	2	7—6	6
980	30	2	6	4
1040	30	1—2	1—2	2
1100	30	1	1	1

¹ СМ, 12—17 и 8—22—условные клейма (номера) плавов.

В табл. 9 приведена кинетика роста зерна сталей марок 1040 и 5140 после нормализации, выявившей аустенитное зерно ферритной сеткой.

Кроме того, размер зерна всех сталей, приведенных в табл. 10, был определен методом пробной цементации как твердой, так и газовой.

Твердая цементация производилась смесью березового угля с 40% BaCO_3 по весу, время нагрева было 2 часа, выдержка при 930° — 6 час., охлаждение с 930 до 650° — в течение 3 час.

Газовая цементация продуктами пиролиза керосина производилась на лабораторной установке, время нагрева 1 час, выдержка при 930° — 6 час., охлаждение с 930 до 650° — в течение 3 час.

При изготовлении микрошлифов с поверхности снимался слой не менее 2—3 мм.

В табл. 10 приведены размеры зерна опытных сталей, определенные твердой и газовой цементацией при 930° по вышеописанному методу.

Таблица 10
Величина зерна опытных сталей, определенная
в лаборатории автора

Марка стали	№ плавки	№ зерна по ASTM при 930° , выдержка 6 час.	
		после твер- дой цемен- тации	после газо- вой цемен- тации
1040	СМ	2	2
1040	12—17	6	6
5140	8—22	6	6
Армко	—	1	2
ЭЯИТ	3712	8	8
1010	61597	1	1

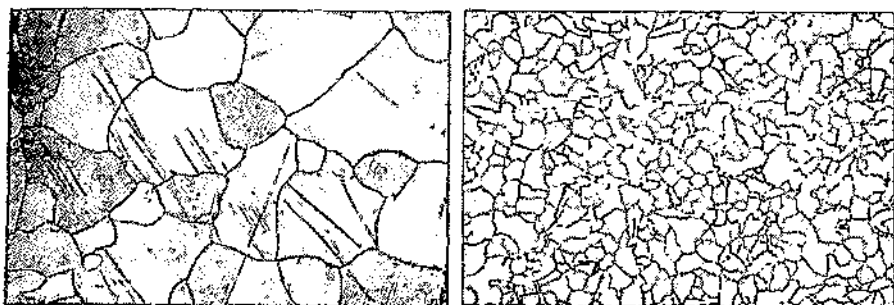
Таким образом детальному исследованию подверглись следующие стали: армко-железо, имеющее однородную ферритную структуру, и нержавеющая сталь марки ЭЯИТ с однородной аустенитной структурой.

С наследственно-мелкозернистой структурой анализу подвергались стали марки 1040 одного завода, плавки 12—17; крупнозернистая сталь, марки 1040 плавки СМ другого завода; хромистая мелкозернистая марки 5140 плавки 8—22 и стали 18ХН4ВА, М и С, как высоколегированные.

6. МЕТОДЫ ТЕРМООБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ, ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ

Задачей термообработки было создание мелкого и крупного действительных зерен, как при нормализации (перлитное превращение аустенита), так и после закалки с отпуском 600° (мартенситное превращение аустенита).

Обработка нержавеющей стали марки ЭЯТ и армко-железа с целью получения мелкого и крупного действительных чисто аустенитного и чисто ферритового зерен проводилась отдельно. Наследственное зерно стали марки ЭЯТ было мелким, а армко-железа — крупным.



а

б

Фиг. 37. Армко-железо. $\times 100$:

а — крупное зерно феррита; б — мелкое зерно феррита

Крупное зерно феррита в 16-мм прутке из армко-железа (фиг. 37, а) создавалось путем вытяжки на разрывной машине на 10% с целью получения критического наклепа и последующего рекристаллизационного отжига при 800° в течение 4 час.

Мелкое зерно феррита в 16-мм прутке армко-железа (фиг. 38, б) получалось после нормализации в течение 2 час. при 920° .



а

б

Фиг. 38. Нержавеющая сталь марки ЭЯТ. $\times 100$:

а — крупное зерно аустенита; б — мелкое зерно аустенита

Крупное зерно аустенита (фиг. 38, а) в нержавеющей стали марки ЭЯТ было получено после нагрева кованых прутков диаметром 20 мм при 1250° в течение 2 час. и последующей заковки в воде, а мелкое (фиг. 38, б) — после нагрева при 1050° и заковки также в воде.

С той же целью для нормализации и закалки низкоуглеродистой стали марки 1010 была установлена температура 920 и 1100°. От всех испытанных образцов были отрезаны микрошлифы и сфотографированы структуры тех из них, которые испытывались на затухание колебаний (фиг. 39).

Время выдержки при нагреве для нормализации или закалки было взято 2 часа.

Нагрев производился в электрической силитовой печи Сименса с размером камеры 600 × 300 × 300 мм, температура измерялась нихромовой термопарой, которая предварительно была проверена путем сравнения с эталонной термопарой.

Условия термообработки опытных образцов из сталей марок 1040, 5140 приведены на табл. 11.

Таблица 11

Режим термообработки образцов из сталей марок 1040 и 5140 для исследования затухания колебаний

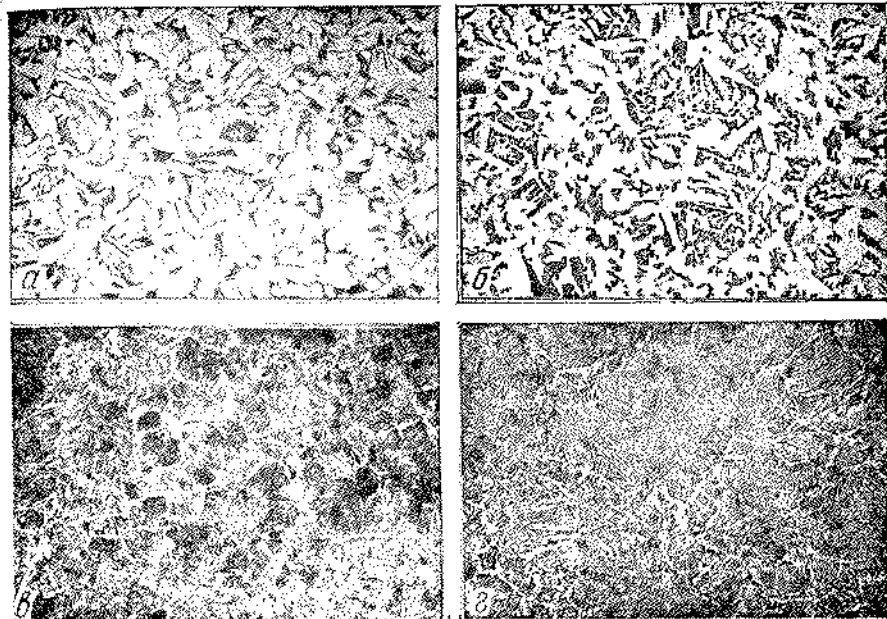
Марка образца	Название операций	Температура, °C	Время выдержки, час.	Охлаждающая среда
H850	Нормализация	850	2	Воздух
H950	"	950	2	"
H1100	"	1100	2	"
У850	Закалка	850	2	Для сталей 1040—вода, а 5140 — масло
	Отпуск	600	4	Воздух
У950	Закалка	950	2	Как у 850°
	Отпуск	600	4	Воздух
У1100	Закалка	1100	2	Как у 850°
	Отпуск	600	4	Воздух

Таким образом в сталях одних и тех же плавок было создано крупное и смешанное и мелкое действительное, как перлитно-ферритное (нормализованное), так и сорбитное, (улучшенное) действительные зерна (фиг. 40, 41 и 42). Одновременно такая термообработка позволила сравнить влияние величины наследственного зерна на затухание колебаний при одинаковых размерах действительного зерна, а также выявить действие на него легирования.

Кроме того, образцы из стали марки 1040 плавки 12—17 подвергались закалке и отпускались при 200 и 400°, один из образцов был испытан без отпуска.

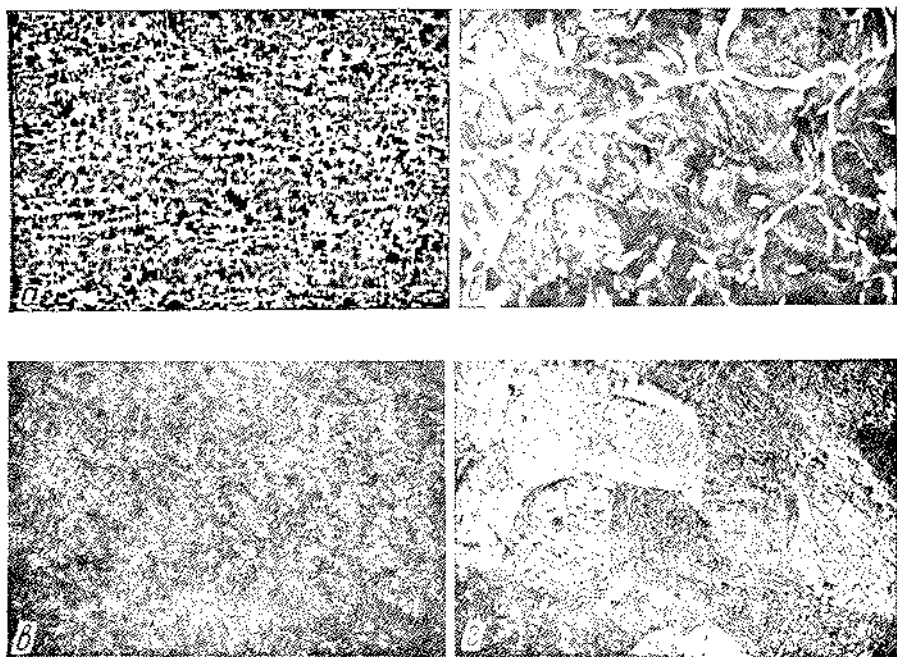
На фиг. 43, а изображена структура стали марки 18ХН4ВА, а на фиг. 43, б — стали М. Все после термообработки.

В табл. 12 приведены результаты испытаний на твердость по Роквеллу всех термообработанных образцов, числа твердости были на основе данных справочника ASTM в 1939 г. переведены также и на временное сопротивление. Каждый образец испытывался не менее трех раз.



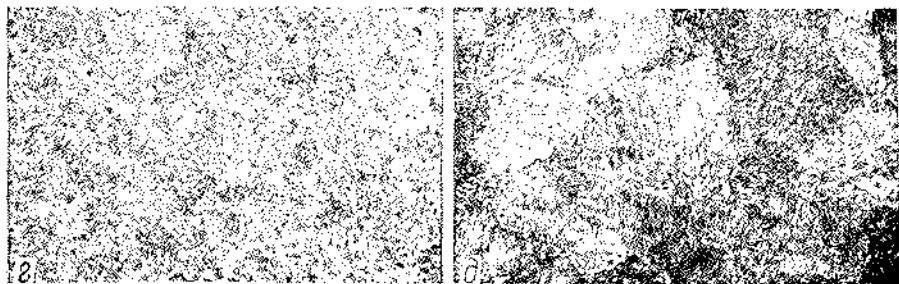
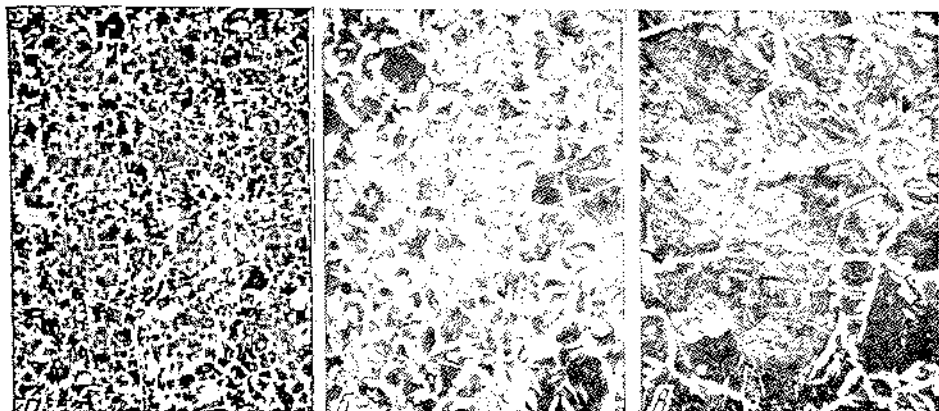
Фиг. 39. Сталь марки 1010 плавка СМ, наследственное зерно № 1. $\times 100$:

а — нормализация при 920°C; б — нормализация при 1100°C; в — закалка при 920°C и отпуск при 600°C; г — закалка при 1100°C и отпуск при 600°C

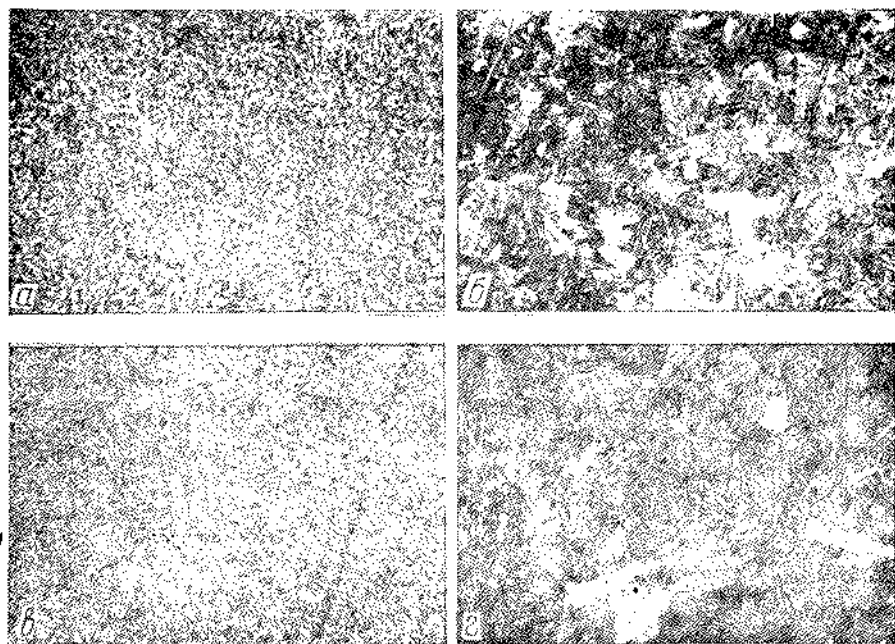


Фиг. 40. Сталь марки 1010 плавка 12-17, наследственное зерно № 6. $\times 100$:

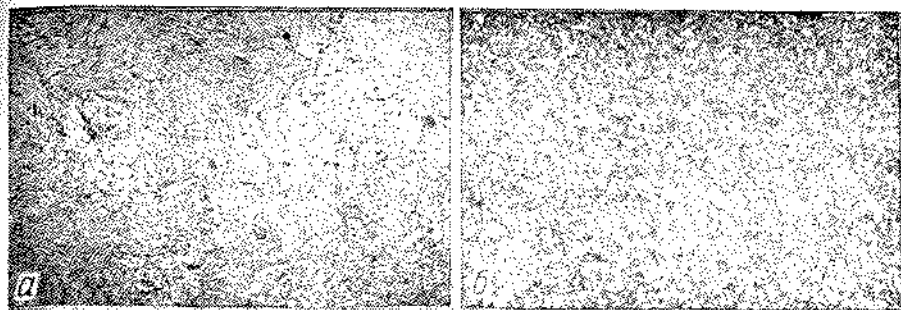
а — нормализация при 850°C; б — нормализация при 1100°C; в — закалка при 850°C и отпуск при 600°C; г — закалка при 1100°C и отпуск при 600°C



Фиг. 41. Сталь марки 1040 плавка СМ, наследственное зерно № 2. $\times 100$:
 а — нормализация при 850° ; б — нормализация при 950° ; в — нормализация при 1100° ;
 г — закалка при 850° и отпуск при 600° ; д — закалка при 1100° и отпуск при 600°



Фиг. 42. Сталь марки 5140 плавка 8—22, наследственное зерно № 6. $\times 100$:
 а — нормализация при 850° ; б — нормализация при 1100° ; в — закалка при 850°
 и отпуск при 600° ; г — закалка при 1100° и отпуск при 600°



Фиг. 43. Высоколегированные стали:

а — марки 18ХН4ВА; б — опытная М

Таблица 12

Твердость по Роквеллу H и временное сопротивление разрыву сталей, испытанных на затухание колебаний

Марка	№ плавки	Твердость и временное сопротивление разрыву	Нормализация			Улучшение		
			850°	950°	1100°	850°	950°	1100°
1040	СМ	H_B ¹	84,5	83,5	89	100	103	93
		A	56	55	61	81	87	67
1040	12—17	H_B	92	90	88	101	97	94
		A	65	63	60	82	74	68
5140	8—22	H_B	91	94	102	105	102	97
		A	64	68	85	92	85	74
1010	—	H_B	—	72 (920°)	70	—	83 (920°)	80
		A	—	40 (920°)	38	—	51 (920°)	50

7. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОТНОСИТЕЛЬНОГО ЗАТУХАНИЯ КОЛЕБАНИЙ

Исследование относительного затухания колебаний в зависимости от величины зерна и состояния структуры стали производилось на приборе, изготовленном по типу прибора Феппл-Пертца.

С каждого образца записывались по две четвертых и пятых по порядку виброграммы, которые обычно полностью совпадали. Результаты первых трех испытаний не записывались во избежание случайных показаний из-за неустановившегося режима.

Наибольшая амплитуда виброграмм при длинных образцах была 40—45 мм, что примерно отвечало напряжению $\tau = 0,4 \cdot 40 = 16 \text{ кг/мм}^2$. Одна из виброграмм обрабатывалась, другая служила запасной.

При коротких образцах — для испытаний при повышенных и пониженных температурах размах виброграмм был 20—25 мм, что примерно отвечало напряжению $\tau = 1,3 \cdot 20 = 26 \text{ кг/мм}^2$.

Ниже приводятся результаты испытаний на затухание колебаний в следующих сталях:

- 1) в однородном феррите армко-железа и однородном аустените нержавеющей стали марки ЭЯТ;
- 2) в низкоуглеродистой стали марки 1010;
- 3) в сталях марок 1040 и 5140;
- 4) в высоколегированных сталях 18ХН4ВА и опытных сталях М и С;
- 5) при повышенных температурах, от 20 до 550° в феррите, аустените и сталях марки 1040;
- 6) при пониженных температурах, от 0 до -70° в феррите, аустените и стали марки 1040.

Армко-железо, нержавеющая сталь марки ЭЯТ и серый чугун

Влияние величины действительного зерна стали на затухание колебаний в первую очередь исследовалось на чистых ферритных и аустенитных структурах, чтобы исключить влияние взаимного расположения различных структурных элементов, например феррита и перлита в среднеуглеродистых сталях, различия в строении перлита и т. д.

На фиг. 38, а и б изображены микроструктуры испытанных образцов с крупными и мелкими зернами аустенита.

Испытания обнаружили очень высокое затухание колебаний в однородном феррите и аустените, так что для их диаграмм затухания пришлось выбрать масштаб меньший в два раза против обычного (фиг. 44).

Затухание колебаний в сталях ферритных структур оказалось выше, чем в аустенитных сталях, возможно из-за большей твердости и восприимчивости последних к наклепу.

Кроме того, как это установил проф. Шевенар, затухание в чистых металлах вообще выше, чем в сплавах. При этом наибольшее влияние оказывают первые добавки примесей, хотя бы и в незначительном количестве.

При испытаниях ферритных и аустенитных образцов обнаружено, что в крупнозернистых сталях относительное затухание выше, чем в мелкозернистых (фиг. 44).

Однако эта разница очень мала, хотя ее действие даже может преодолеть влияние твердости и временного сопротивления.

Сплошные плоскости скольжения в крупных зернах образуются гораздо легче и пластическая деформация протекает эффективнее и лучше, чем в мелких. Разная ориентация многочисленных мелких зерен и большая поверхность их границ препятствуют скольжениям на кристаллографических плоскостях, разделяя их на многочисленные участки, что затрудняет осуществление в них значительных пластических деформаций.

Поэтому в крупнозернистом феррите и аустените относительное затухание колебаний выше, чем в мелкозернистых.

На диаграмме фиг. 44 приведена дополнительная кривая, показывающая затухание колебаний в сером чугуна, где оно очень высокое даже при небольших напряжениях.

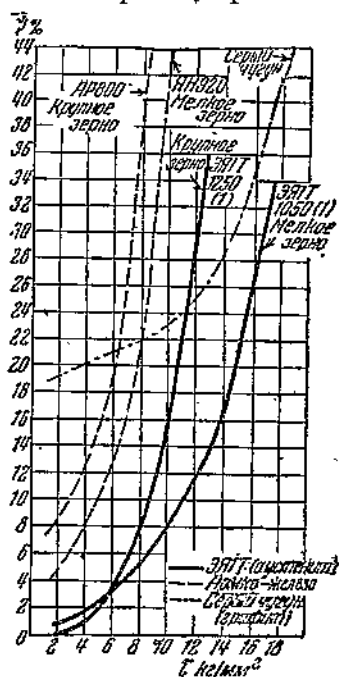
При этом установлено, что чем крупнее графитные выделения, тем выше относительное затухание колебаний в сером чугуне. Высоким затуханием колебаний объясняется и хорошая служба автомобильных литых коленчатых валов Форда. Крутильные колебания в таких литых коленчатых валах затухают очень хорошо благодаря наличию в их структуре графита.

Подобного же рода преимущества имеют новые графитизированные стали, а возможно и свинцовистые. Очевидно, что графитовые выделения, действующие подобно трещинам, увеличивая внутреннее скольжение, трение и рассеяние тепла, способствуют увеличению относительного затухания колебаний.

На затухание колебаний в металлах в гораздо большей степени, чем величина зерна, оказывают влияние наклеп (упрочнение и внутренние напряжения), температура испытания, наличие магнитного поля, структура, термообработка, химический состав, метод выплавки и механическая обработка.

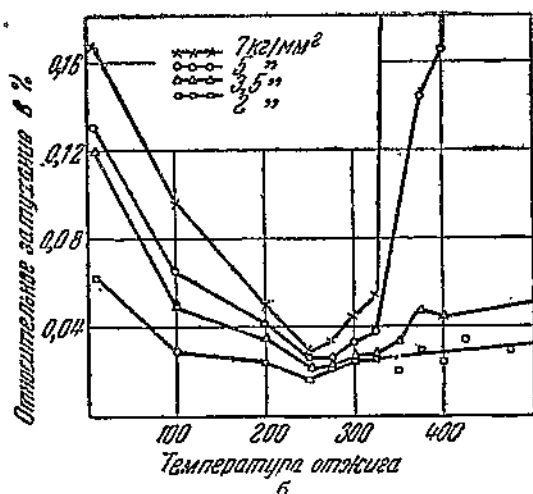
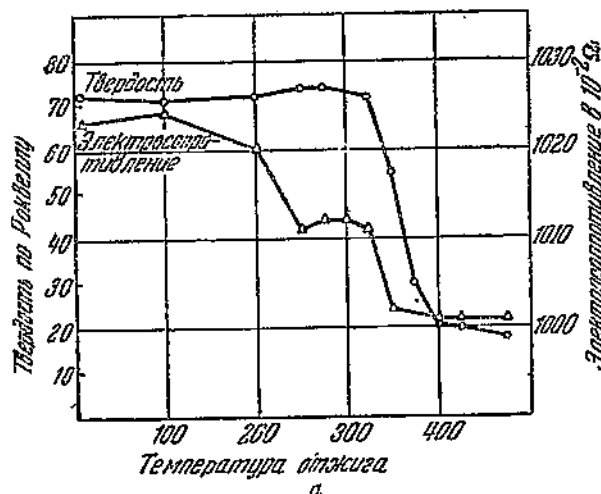
Кейсе [56] наблюдал резкое увеличение относительного затухания колебаний после наклепа стали. Последующее старение и особенно нормализация понижали относительное затухание наклепанного материала.

При этом в наследственно-крупнозернистой стали после механического старения относительное затухание понижалось более резко, чем в мелкозернистой стали.



Фиг. 44. Относительное затухание колебаний в арко-железе, нержавеющей стали марки ЭЯТ и сером чугуне

При наклепе от скручивания стали марки 1040 автор наблюдал также очень резкое повышение относительного затухания колебаний, однако при наклепе образцов армо-железа растяжением с удлинением в 10%, наоборот, наблюдалось снижение относительного затухания.



Фиг. 45. Влияние температуры нагрева при рекристаллизации α -латуни, обжатой в холодном состоянии на 50% (Нортон):

а — по твердость и электросопротивление; б — на затухание колебаний при различных напряжениях

Возможно, что различные тип и степень наклепа влияют весьма различно, что требует дополнительных специальных исследований.

Исследования проф. Нортон [58] показали, что в процессе рекристаллизационного нагрева однородной структуры α -латуни, предварительно обжатой в холодном состоянии на 50%, происходят очень резкие изменения затухания колебаний. Уже при нагреве на 100—200° (фиг. 45, а) происходит сильнейшее падение колебаний благодаря падению напряжений при так называемом возврате.

При 250° ни твердость, ни электропроводность еще не меняются (фиг. 45, а), а затухание колебаний уже достигает минимума (фиг. 45, б). По мере

роста зерна при дальнейшей рекристаллизации затухание колебаний снова возрастает и при 400° достигает уже значительной величины.

При исследовании процесса рекристаллизации α -латуни с помощью рентгеновых лучей обнаружено, что первые новые зер-

на появляются при 325°, при 350° рекристаллизация идет полностью, а при 400° новые зерна появляются всюду.

Высокое затухание колебаний здесь зависит от наличия внутренних напряжений, а также от величины зерна.

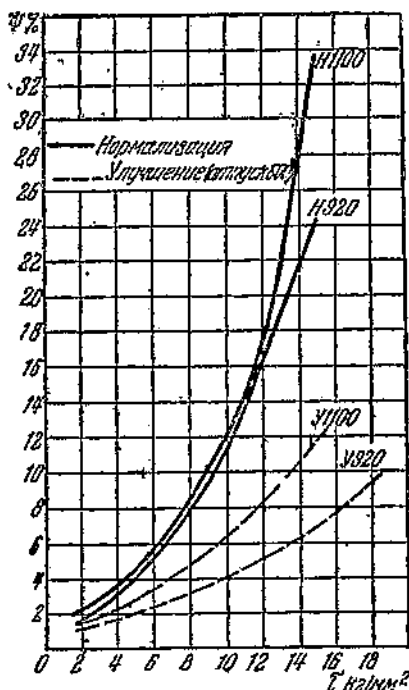
Структура холоднообработанного металла состоит из множества обломков зерен, неоднородно упруго деформированных вплоть до предела упругости. Об этом свидетельствуют высокая твердость, затухание колебаний и широкие линии на рентгенограммах.

В наклепанном металле внутренние напряжения помогают внешним в образовании местных ограниченных участков пластической деформации. После снятия внутренних напряжений и внешней нагрузки труднее создать эти пластические деформации, и поэтому затухание колебаний резко снижается.

В результате своего исследования проф. Нортон пришел к выводу, что затухание колебаний является чувствительным показателем изменения внутренних напряжений и относительно мало чувствительным показателем величины зерна.

Низкоуглеродистая сталь марки 1010. В низкоуглеродистых сталях марки 1010 затухание колебаний изучалось и при нормализованных и при улучшенных структурах (фиг. 40), причем исследование показали, что здесь не столько влияет температура перегрева (величина действительного зерна), сколько состояние структуры (фиг. 46). Хотя перегрев до 1100°, укрупняя зерно, несколько повышает относительное затухание колебаний, но состояние структуры, т. е. предварительная нормализация или закалка, влияют гораздо сильнее. В случае нормализованной структуры с большим количеством феррита (фиг. 39) относительное затухание колебаний значительно выше, чем при улучшенной структуре с гораздо меньшим количеством феррита.

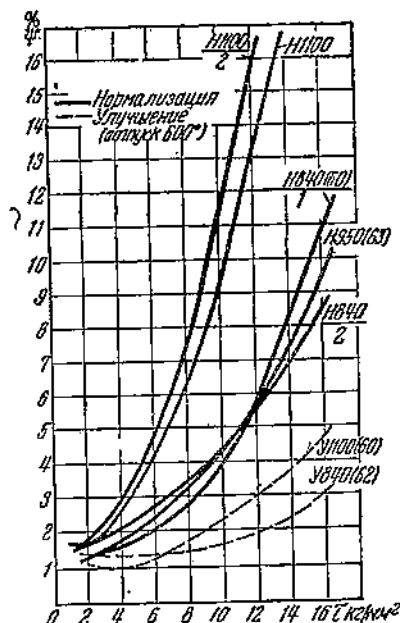
Стали марок 1040 и 5140. Микроструктуры образцов сталей марок 1040 и 5140, исследованных автором и на затухание колебаний, приведены на фиг. 40, 41, 42. Как видно из этих фигур, испытаниям подвергались нормализованные феррито-перлитные структуры и однородные сорбитовые, как с крупным, так и с мелким размером зерна.



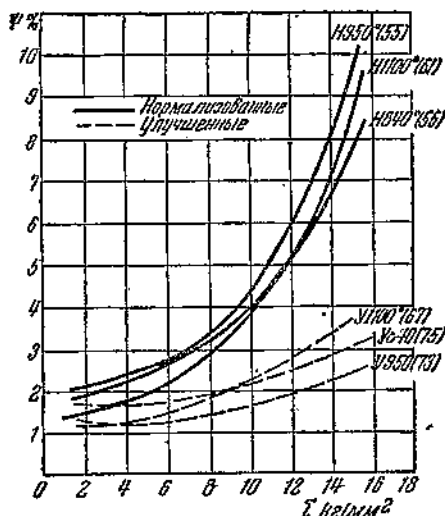
Фиг. 46. Относительное затухание колебаний в стали марки 1010

Помимо этого, сталь марки 1040 была испытана в закаленном состоянии без отпуска и после отпуска при 200, 400 и 600°.

На фиг. 47 и 48 изображены диаграммы относительного затухания колебаний в сталях марки 1040, полученные на приборе Фейнль-Пертца.



Фиг. 47. Относительное затухание колебаний в стали марки 1040 плавки 12—17



Фиг. 48. Относительное затухание колебаний в стали марки 1040 плавки СМ

На основании этих исследований можно сделать следующие выводы.

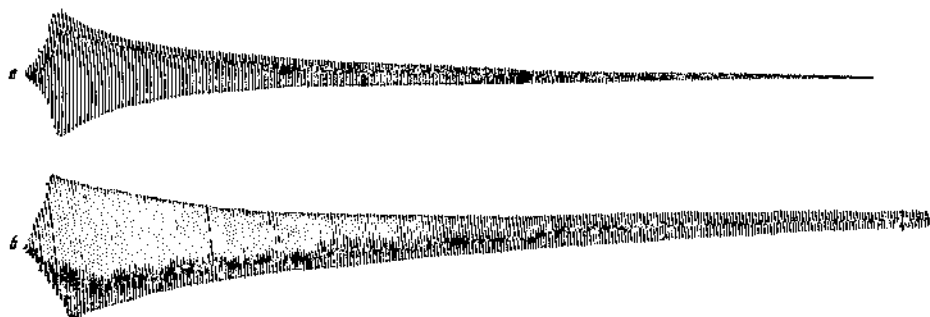
1. Величина действительного зерна и здесь заметно влияет на затухание колебаний, преодолевая иногда даже влияние твердости.

2. Стали марки 1040, как и другие углеродистые стали в нормализованном состоянии, имеют высокое затухание колебаний, улучшение (закалка и отпуск при 600°) даже при небольшом увеличении прочности их вызывает резкое падение затухания колебаний. В легированных сталях, например в стали марки 5140, это так резко не наблюдается, несмотря на большее упрочнение их после улучшения.

Очевидно здесь имеет значение большая разница в тонкости (измельченности) структур нормализованной и улучшенной простой углеродистой стали.

Низкое относительное затухание колебаний в дисперсных однородных структурах (сорбитовой и др.) объясняется, с одной стороны, большим их сопротивлением пластической деформации, а с другой — сильным дроблением пластических деформаций по мелким участкам и невозможностью получения между ними эффективного теплового потока и, следовательно, достаточного рассеяния энергии. То же получается и в отношении электромагнитных явлений и возникновения достаточно крупных вихревых токов.

3. Виброграммы, снятые на приборе Феппл-Пертца, отличаются исключительной чувствительностью в отношении структуры. Например, на фиг. 49 показано характерное изменение виброграмм при появлении в структуре стали феррита.



Фиг. 49. Виброграмма стали марки 1040:

а — с ферритом в структуре; б — без феррита

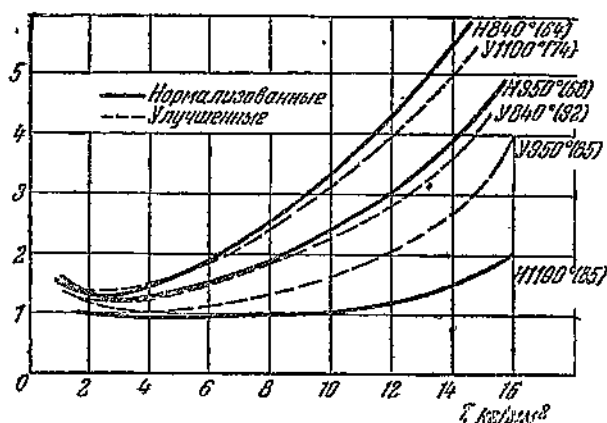
В отдельных случаях этот прибор так же хорошо выявляет структуру стали, как и металлографический микроскоп.

Если сталь марки 1040 плавки СМ подвергнуть нормализации при 950° , то в структуре ее появятся сгустки феррита (фиг. 41, б), что резко увеличит относительное затухание колебаний (фиг. 48).

Как уже указывалось, высокое относительное затухание колебаний очень важно для крупнозернистых сталей, так как повышает их стойкость в отношении надразов. К сожалению, по имеющимся исследованиям Брофи и др., способность крупнозернистых сталей выдерживать перенапряжения, приближающиеся к разрушению, низкая. При этом не следует забывать, что и ударная вязкость крупнозернистых сталей, особенно при пониженных температурах, очень низка (см. стр. 39).

При действии переменных напряжений в мелкозернистых сталях с низким затуханием колебаний вначале обнаруживается большое сопротивление разрушению, но образование трещины вызывает быстрое и полное их разрушение. Наоборот, в крупнозернистых сталях с высоким затуханием колебаний при меньшей прочности скорее появляется первая трещина, но напряже-

ния вокруг нее не концентрируются, а передаются на соседние здоровые участки и трещина растет медленно.

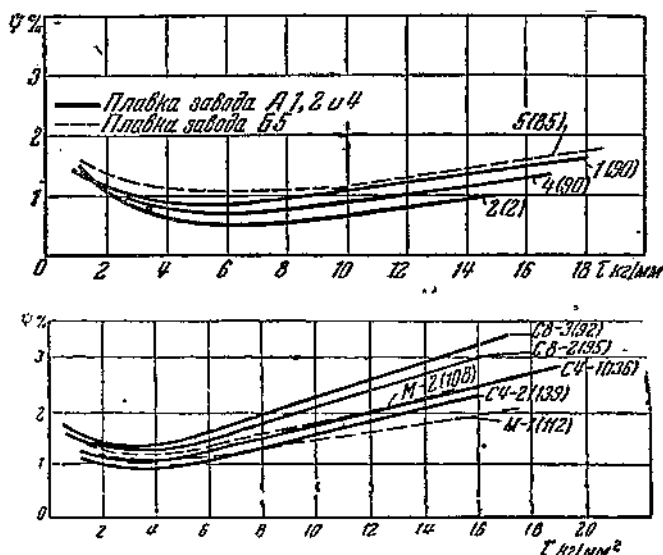


Фиг. 50. Относительное затухание колебаний в стали марки 5140

По данным лаборатории завода Вестингауз, вязкие стали обладают меньшей чувствительностью к надразам при малых образцах и значительно большей чувствительностью при больших.

Разница в твердости между улучшенными и нормализованными при всех температурах, кроме 1100°, образцами из стали марки 5140 была больше, чем у углеродистых, но относительное затухание почти не менялось (фиг. 50).

ше, чем у углеродистых, но относительное затухание почти не менялось (фиг. 50).



Фиг. 51. Относительное затухание колебаний в термообработанных высоколегированных сталях:
а — марки 18ХН4ВА; б — опытных марок М и О

Просмотр структур показывает тонкое строение в них перлита даже в случае нормализации (см. фиг. 42, б).

В заключение следует отметить, что характер и тип микроструктур всех исследованных сталей гораздо сильнее влияли на

затухание колебаний, чем размер зерна. Поэтому во избежание переоценки роли механических испытаний необходимо, наряду с ними, исследовать все тонкости структуры, а также ввести испытание на затухание колебаний в повседневный контроль качественных сталей.

В сравнении с простыми углеродистыми сталями марки 1040 автомобильных коленчатых валов высокопрочные легированные стали типа 18ХН4ВА и опытные стали М и С отличались очень низким относительным затуханием колебаний (фиг. 51), и нормализация их не давала никаких преимуществ перед улучшением. Наоборот, здесь улучшение давало более высокое затухание колебаний.

8. ВЛИЯНИЕ ПОНИЖЕННЫХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР НА ОТНОСИТЕЛЬНОЕ ЗАТУХАНИЕ КОЛЕБАНИЙ

Повышенные и пониженные температуры у разных структур стали влияют на механические свойства по-разному. Механические свойства феррита, обладающего решеткой центрированного куба, подобно другим металлам с этой структурой, резко меняются при изменении температуры испытания. Наоборот, механические свойства аустенита, имеющего решетку куба с центрированными гранями, подобно остальным металлам с такой решеткой, почти не меняются при изменении температуры.

Это положение было проверено на опытах с исследованием затухания колебаний на приборе Феппл-Пертца.

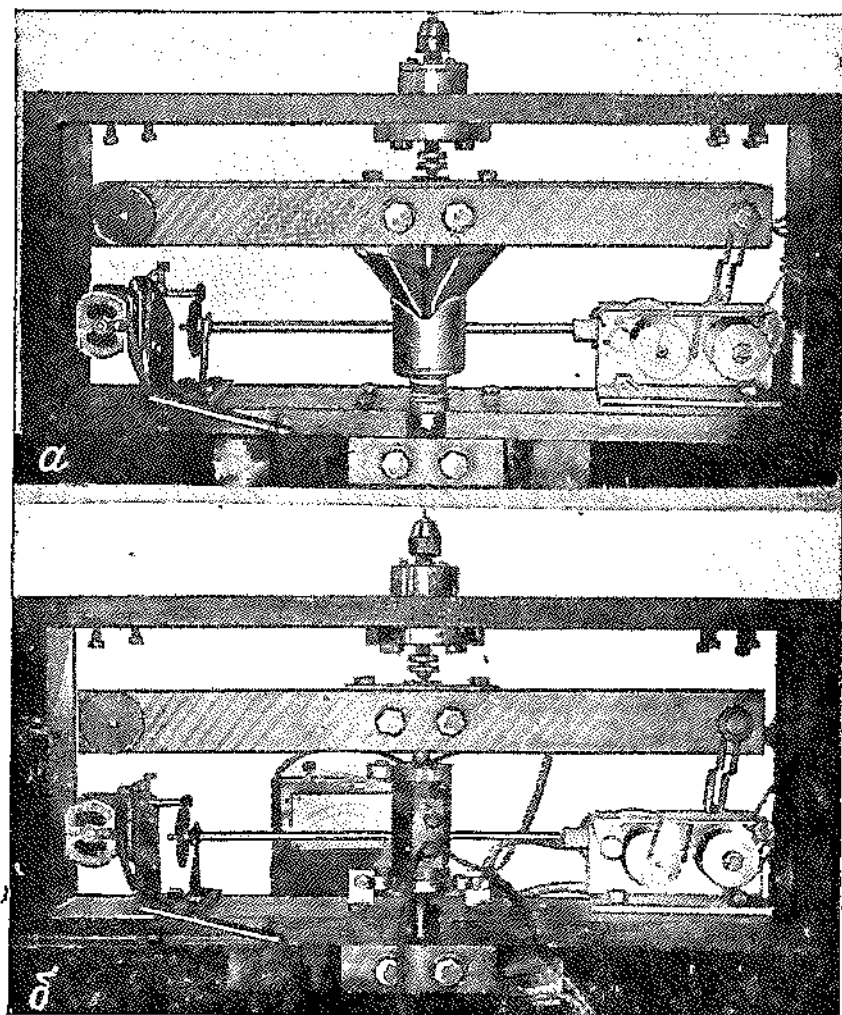
Надевая на образец охлаждающую ванну (фиг. 52, а) или электропечь (фиг. 52, б), можно определять относительное затухание колебаний и при пониженных и при повышенных температурах.

Испытания при пониженных температурах производились на коротких образцах (фиг. 52, б), заключенных в ванну с бензином, куда добавлялся мелкими кусками сухой лед. Температура измерялась термометром до и после каждого испытания. Ввиду кратковременности испытаний значительных колебаний температуры не наблюдалось, а охлаждающая ванна изолировалась асбестом.

Испытания при повышенных температурах производились также на коротких образцах с надетой электропечью. Температура печи регулировалась реостатом. Для измерения температуры применялась медно-константановая термопара, спай которой был установлен вблизи середины образца. Равномерность нагрева проверялась по цветам побежалости, которые были одинаковыми по всей расчетной длине короткого образца, равной 50 мм.

На диаграмме фиг. 53, а изображены кривые относительного затухания колебаний в зависимости от напряжений при разных температурах в мелких зернах феррита армко-железа, нормализованного при 930°. Почти все эти кривые показывают, что понижение температуры до -33 и -72° вызывает резкое падение относительного затухания.

Следовательно, и у деталей, изготовленных из подобных сталей, затухание колебаний падает, а чувствительность к надрезам повышается, что весьма невыгодно. При повышении же темпе-

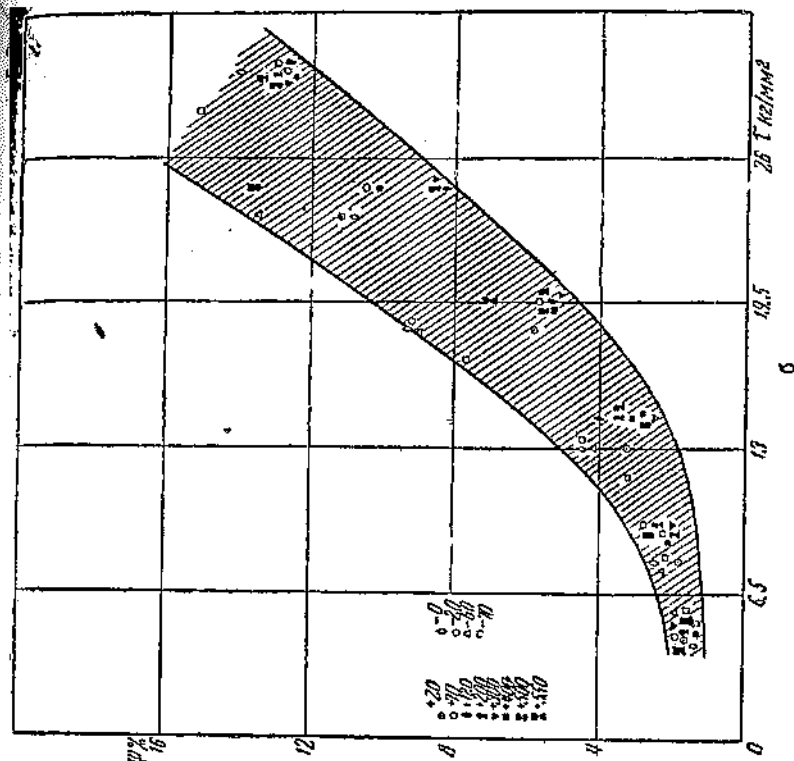
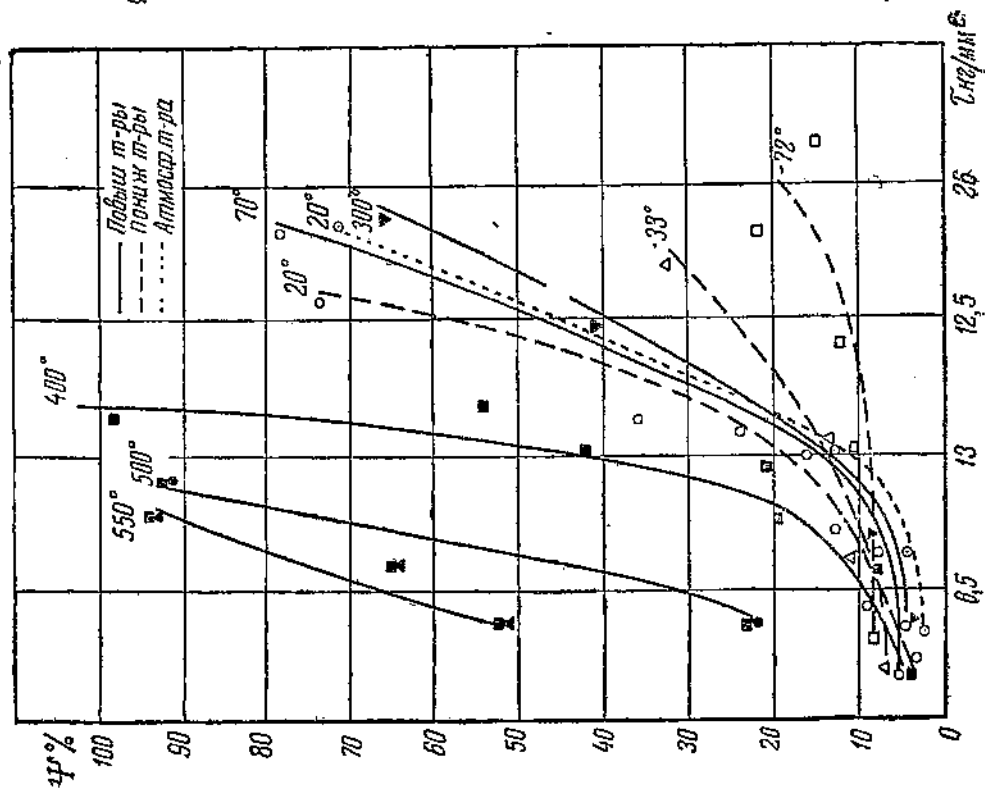


Фиг. 52. Прибор Феппл-Пертца:

а — с охлаждающей ванной из донатора с сухим льдом для испытаний при низких температурах; б — с электронагревом для испытаний при повышенных температурах

ратуры, наоборот, относительное затухание сильно возрастает, что очень выгодно для работы деталей.

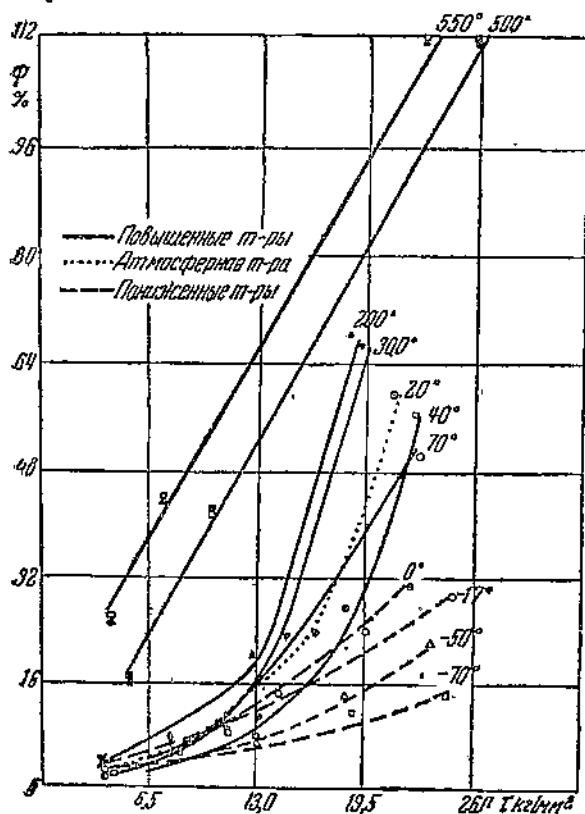
В мелкозернистом аустените нержавеющей стали марки ЭЯ1Т (см. диаграмму на фиг. 53, б) и понижение и повышение темпе-



Фиг. 53. Относительное затухание колебаний при разных температурах:

а — в мелкосерийном феррите армо-железа; б — в мелкосерийном аустените пержающей стали марки ЭИ11

ратур не оказывает почти никакого действия на относительное затухание колебаний.



Фиг. 54. Относительное затухание колебаний при разных температурах в стали марки 1040, плавки 12—17, зерно № 6 (нормализация при 850°)

В нормализованных сталях марки 1040, подобно армо-железу, относительное затухание колебаний резко зависит от температуры. Понижение температуры резко уменьшает относительное затухание колебаний, а повышение, наоборот, увеличивает. При этом температуры синеломкости 300—400° (фиг. 54) давали большой разброс точек, что объяснялось выделением из твердого раствора мельчайших частиц.

В улучшенных сталях марки 1040 картина была менее определенной и относительное затухание колебаний не имело такой резкой зависимости от температуры. Однако эта область еще недостаточно исследована и требует

проведения дальнейших опытов и проверки.

3. ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА ОТНОСИТЕЛЬНОЕ ЗАТУХАНИЕ КОЛЕБАНИЙ

Паркер [60] исследовал влияние постоянных и переменных магнитных полей на затухание колебаний в сталях марки 1040 и хромомолибденовой стали с содержанием 0,2% С.

Его опыты также производились на приборе Феппл-Пертца со снятыми пусковыми электромагнитами, но он применял специальную катушку, окружающую образец (фиг. 55).

Эта катушка (соленоид) создает поле, силовые линии которого параллельны оси образца.

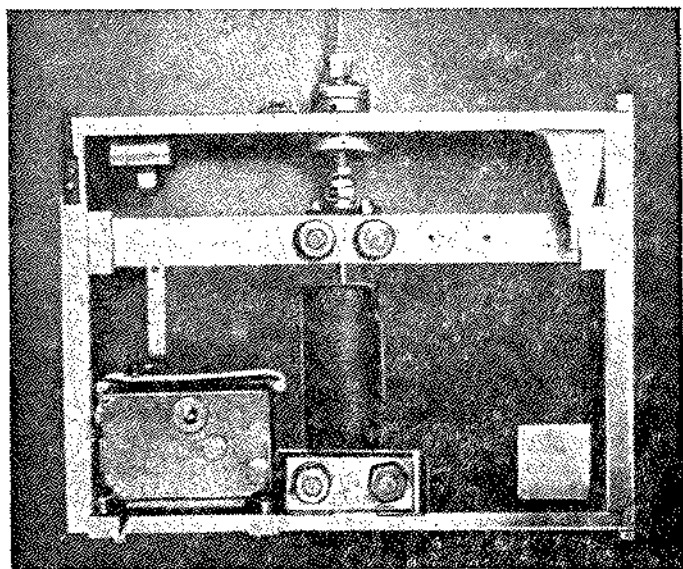
Все образцы подвергались магнитной градуировке так, что

электроток, проходящий в катушке, мог прямо указывать на плотность магнитного потока.

Образец из стали марки 1040 подвергался нормализации при 850° и отпуску при 650° и затем был испытан в различных постоянных и переменных магнитных полях.

На фиг. 56 изображены кривые затухания колебаний образца как без воздействия магнитного поля, так и при действии сильных постоянного и переменного полей.

Затухание колебаний в нормализованной и отпущенной стали резко снижается под воздействием магнитных полей, при этом переменное поле действует значительно сильнее.



Фиг. 55. Приспособление к прибору Фелпль-Пертца для определения затухания колебаний в магнитном поле (Е. Р. Паркер)

Сталь марки 1040, закаленная до наибольшей твердости, показала очень низкое затухание колебаний и магнитные поля не оказывали на него практически никакого влияния. В первом приближении изменение затухания колебаний под влиянием магнитных полей можно объяснить следующим образом.

Первый компонент рассеяния энергии (см. стр. 45) — тепловой поток между участками с разными напряжениями и разным количеством сдвигов при пластической деформации — при быстро меняющейся нагрузке почти не изменяется под воздействием сильных магнитных полей. Зато второй компонент рассеяния энергии — магнитные или электрические потери — в этом случае резко меняется, на что указывает уменьшение затухания колебаний в магнитном поле у ферромагнитных материалов.

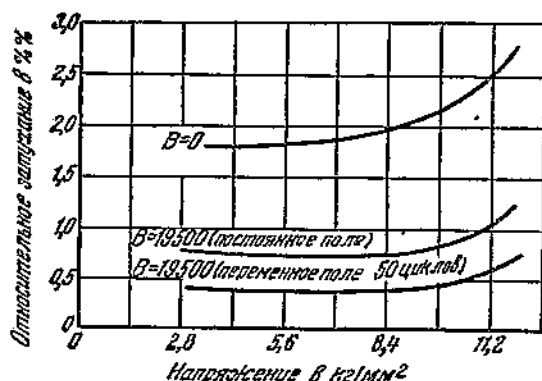
Как известно, между магнитными и механическими силами

может существовать такое соотношение, что воздействие магнитного поля вызовет изменение длины образца. Такое явление носит название магнитострикции. Наоборот, изменение длины при напряжении вызывает изменение намагничивания образца. При действии переменных напряжений происходит непрерывное изменение намагничивания и возникают местные вихревые токи, которые ведут к потере энергии. Сильное магнитное поле препятствует изменению намагничивания при действии переменных напряжений и устраняет потери от вихревых токов.

Паркер показал [60], что не только сильное постоянное магнитное поле, но в еще большей степени переменное сильно снижает относительное затухание колебаний и этим понижает сопротивление усталости образцов, имеющих концентрацию напряжений.

10. ВЫВОДЫ

1. Приведена методика испытаний на затухание крутильных колебаний на приборе Феппл-Пертца как при обычных, так и



Фиг. 56. Влияние сильных магнитных полей на затухание колебаний в стали марки 1040 (Е. Р. Паркер)

однородность теплового состояния; тепловой поток, возникающий между холодными и нагретыми участками металла, что ведет к рассеянию тепловой энергии;

б) переменные напряжения, вызывающие местные деформации и изменяющие местные намагничивания, что, в свою очередь, ведет к образованию вихревых токов и потере энергии; сильное магнитное поле, препятствующее этому намагничиванию и устраняющее потери от вихревых токов.

3. Исследовано влияние величины зерна на затухание колебаний в феррите армко-железа и в аустените нержавеющей стали марки ЭЯТ.

Установлено, что один и тот же металл при крупном действительном зерне обладает несколько большим относительным затуханием колебаний, чем при мелком.

при повышенных и пониженных температурах, а также устранены его недостатки и необходимые конструктивные изменения для их устранения.

2. Сложный механизм рассеяния энергии при затухании колебаний не изучен еще во всех деталях, однако главные компоненты его следующие:

а) местные пластические деформации, вызывающие не-

4. В сталях с более сложной структурой, например перлито-ферритной или сорбитной, затухание колебаний прежде всего зависит от взаимного расположения отдельных структурных элементов и их дисперсности. Влияние же величины зерна менее сильно и в отдельных случаях даже подавляется состоянием структуры. Таким образом при помощи прибора Феппль-Пертца, подобно металлографическому микроскопу, можно установить особенности и детали структуры стали.

5. Высокое относительное затухание колебаний в металле с крупными действительными зернами может быть объяснено более полным и резким протеканием местной пластической деформации. При высокой эффективности пластической деформации в крупных зернах создаются большие местные повышения температур, поэтому разница в температурах между различными участками образца увеличивается, а следовательно, увеличивается и тепловой поток, что ведет к рассеянию энергии, т. е. к повышению относительного затухания колебаний.

6. В случае мелких зерен, разнообразие их ориентировки и неправильности решетки у границ зерен препятствуют образованию сплошных участков пластической деформации. Вследствие этого создается множество отдельных ее участков и равномерное распределение тепла, чем объясняется понижение относительного затухания колебаний.

7. Заметного влияния наследственного зерна на относительное затухание колебаний в опытах, проведенных автором, обнаружено не было.

8. Наличие графита в структуре серого чугуна обуславливает очень высокое относительное затухание колебаний даже при низких напряжениях. При этом, чем крупнее графитные выделения, тем выше обычно затухание колебаний. Очевидно, сильное трение в местах графитных выделений и неравномерное распределение напряжений вызывают значительное местное повышение температур, увеличение теплового потока и рассеяние энергии.

9. В углеродистых сталях нормализованные перлито-ферритовые структуры в силу своей неоднородности обладают гораздо более высоким затуханием колебаний, чем более однородные, улучшенные, сорбитовые, дисперсные даже при одинаковой твердости и временном сопротивлении.

В легированных сталях подобной резкой разницы не наблюдается, очевидно из-за дисперсности их нормализованных структур.

10. В дисперсных и однородных структурах, например в сорбите, обилие участков с равномерно распределенной незначительной пластической деформацией не позволяет получить больших местных выделений тепла и резкой разницы в температурах отдельных участков. Поэтому тепловой поток получается незначительным, а рассеяние тепловой энергии весьма низким.

11. Относительное затухание колебаний является равноценной с пределом выносливости характеристикой стали и подобно другим основным механическим ее свойствам имеет большое

практическое значение, особенно при действии переменных напряжений и колебаниях.

12. Чем выше относительное затухание колебаний, тем менее чувствителен металл к местным дефектам и резким переходам в сечении, вызывающим сосредоточение напряжений, и тем меньше при случайных перегрузках увеличивается в нем амплитуда колебаний. Однако вязкость металла и способность его выдерживать перенапряжения в этом случае могут снизиться.

13. Как показали опыты, относительное затухание колебаний тесно связано со структурой стали, ее термообработкой, химическим составом, наклепом и внутренними напряжениями. По мнению виднейших современных металлосведов (Шевенара, Джиллетта и др.), относительное затухание, характеризующее пластичность — внутреннюю вязкость металлов — и находящееся в прямой зависимости от их температуры, может быть связано с ползучестью.

14. Относительное затухание колебаний в нормализованной и отпущенной стали марки 1040 резко снижается под действием сильных магнитных полей. Это объясняется их противодействием местным сосредоточенным намагничиваниям и вихревым потокам, вызывающим тепловой поток и рассеяние энергии.

15. Подобным же образом наклеп, вызывая неоднородность напряженного состояния, повышает относительное затухание колебаний, а возврат, удаляя напряжения, резко его снижает. Рост зерна при рекристаллизации снова его повышает. Механическое старение после наклепа снижает относительное затухание колебаний.

16. Исследование относительного затухания колебаний при пониженных и повышенных температурах имеет большое практическое значение для деталей, работающих на холоде.

17. В феррите арико-железа и в нормализованных структурах, обладающих решеткой центрированного куба, понижение температуры резко снижает относительное затухание колебаний, а повышение температуры сильно его повышает.

Это объясняется тем, что при других механических испытаниях подобные структуры также резко реагируют на изменение температуры. Например при понижении температуры предел упругости их возрастает, а ударная вязкость сильно падает, при повышении же температуры наблюдается обратное.

18. Относительное затухание колебаний в аустенитной структуре нержавеющей стали марки ЭИ1Т с решеткой куба с центрированными гранями практически не зависит от изменения температуры в пределах от -70 до $+550^{\circ}$.

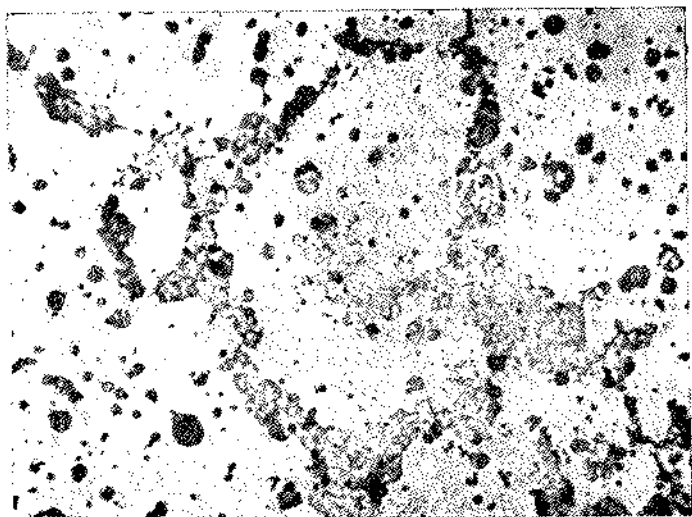
Это также объясняется тем, что у металлов с решеткой куба с центрированными гранями в этом интервале температур не наблюдается столь резкого, как у α -железа, изменения механических свойств, например предела упругости и ударной вязкости.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА НА ТЕРМООБРАБОТКУ СТАЛИ

1. ПРЕВРАЩЕНИЕ АУСТЕНИТА

Троостито-перлитное превращение (пластинчатое). Это превращение начинается и развивается вокруг центров, давая сфероиды пластинчатого продукта (фиг. 57). Вообще оно носит диффузионный характер и подчиняется закону Таммана.

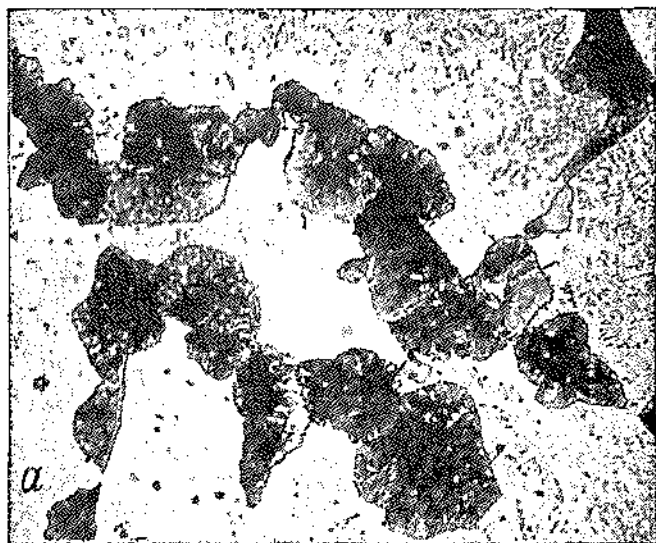
При образовании центра кристаллизации (превращения аустенита) появляется новая поверхность раздела фаз. Работа, необ-



Фиг. 57. Образование троостита закалки (Бейн)

ходимая для ее образования, получается за счет изменения внутренней энергии превращения. Величина этой энергии определяется размером возникшего центра и при некотором его размере достигает максимума. Если центр больше этого критического размера, то он сохранится и будет расти, если меньше, то снова перейдет в твердый раствор. Между температурой, числом центров и размерами центров (скоростью кристаллизации) существует определенная зависимость согласно известному закону Таммана. При достижении некоторой температуры переохлаж-

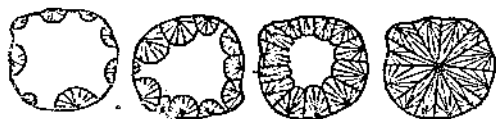
дения скорость образования центров кристаллизации достигает максимума. По данным Мела [83] в очень чистых сплавах железа с углеродом, изготовленных в лаборатории или в наследственно-



Фиг. 58. Образование троостита закалки на границах зерен (Вилелла). $\times 100$

крупнозернистых сталях, центры кристаллизации аустенита располагаются на границах зерен. В мелкозернистых сталях, выплавленных с добавкой алюминия в ковш, центры кристаллизации находятся как на границах зерен, так и внутри их.

В первом случае, как показал Р. Мел, сфероиды трооститоперлита развиваются и растут только в направлении внутрь того зерна, где они находились, не пересекая границ его.



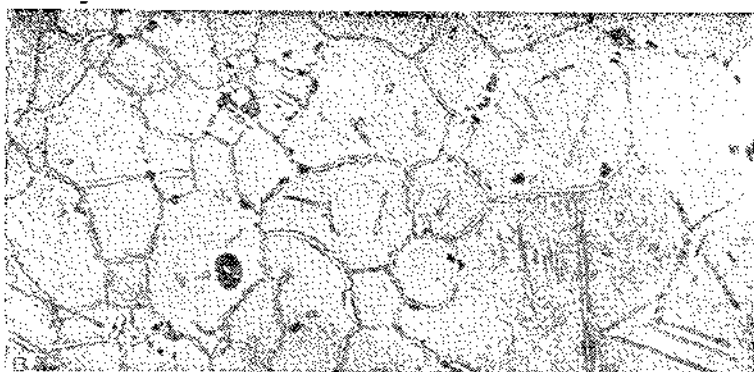
Фиг. 59. Зарождение и рост центров образования троостита закалки (Р. Мел)

На фиг. 59 — разные стадии зарождения центров кристаллизации и их роста по Р. Мелу.

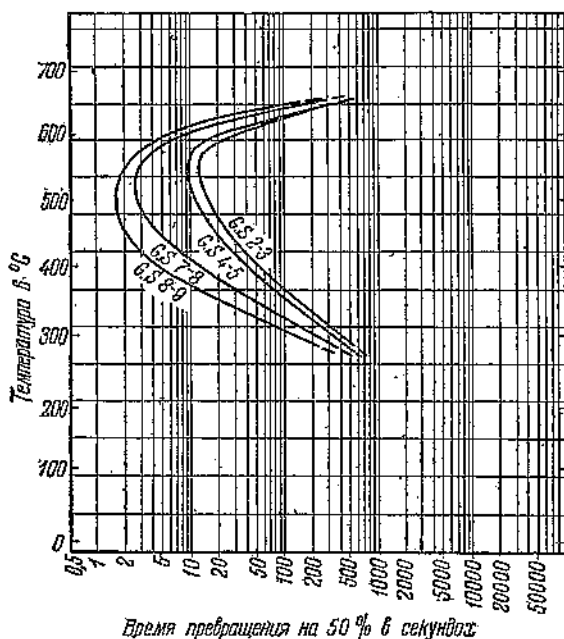
Во втором случае, т. е. при мелкозернистом аустените, согласно Дайджесу [78] сфероиды троостита образуются не только по границам зерен, но очень часто и внутри зерен (фиг. 60).

Суммарная поверхность границ зерен мелкозернистой стали значительно больше, чем крупнозернистой. Кроме того, вообще мельчайших частичек устойчивых окислов, нитридов и карбидов в мелкозернистой стали гораздо больше, чем в сталях с крупным

или со смешанным зерном. Поэтому при закалке превращение мелкозернистого аустенита в верхней части S-образной кривой начинается значительно раньше.



Фиг. 60. Образование троостита закалки внутри зерен (Дайджес), $\times 100$



Фиг. 61. Влияние величины зерна на верхнюю часть S-образной кривой, отвечающую 50%-ному превращению аустенита (исследовательская лаборатория Стального треста США)

На фиг. 61 изображено смещение вправо верхней части S-образной кривой углеродистой стали с разной исходной величи-

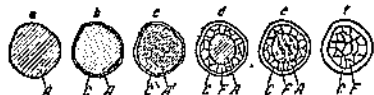
ной аустенитного зерна, полученного путем перегрева. Кривые фиг. 61 относятся к превращениям на 50%.

Таким образом мелкозернистые стали в верхней части S-образной кривой отличаются меньшей устойчивостью аустенита. Поэтому, чтобы избежать троостито-перлитного превращения и получить мартенсит с высокой твердостью, для закалки мелкозернистых сталей требуется более высокая критическая скорость охлаждения, обеспечивающая сохранение аустенита в интервале его наименьшей устойчивости, т. е. при температуре 450—600°.

Однако не следует забывать, что скорость превращения аустенита зависит не только от размеров зерна, но и от его однородности.

При постоянном содержании углерода и равномерном распределении его крупнозернистый аустенит отличается наибольшей устойчивостью. При неравномерном распределении углерода в аустените, как показал Дайджес [78], величина зерна не является показателем его устойчивости.

На фиг. 62 устойчивость аустенита (прокаливаемость) убывает от *a* по направлению к *f*, а на фиг. 63 показаны структу-



Фиг. 62. Схема возможного распределения углерода в структуре заэвтектоидной стали (Дайджес)



Фиг. 63. Структура и микротвердость после закалки неоднородного аустенита (Дайджес)

ра и микротвердость, полученные после закалки неоднородного аустенита.

Дайджес, Моррис и Мак Квед [67] путем опытов нашли, что крупнозернистая сталь марки 1040 без добавки алюминия отличается однородным распределением углерода в аустените и после закалки мартенсит ее однороден и обладает высокой твердостью, 54 по Роквеллу (шкала С). В случае добавки 0,08% Al границы зерен аустенита обедняются в отношении углерода, поэтому после закалки наряду с мартенситом в структуре стали присутствует ферритовая сетка и твердость после закалки в воду при тех же условиях равна по Роквеллу (шкала С) только 32.

Поэтому при закалке деталей и инструмента из наследственно-мелкозернистой стали превращение аустенита в центре сечения может начаться раньше, чем температура там понизится настолько, чтобы получить после закалки мартенситную структуру.

Исследованиями автора и инж. И. С. Козловского подтвер-

ждено, что наследственно-мелкозернистые стали с добавкой алюминия отличаются мелкой прокаливаемостью, а крупнозернистые с однородным аустенитом — глубокой.

Это очень удобно для изготовления изделий с твердой поверхностью и вязкой сердцевиной (полуоси автомобиля, зубила, ударные инструменты, развертки и др.).

Наоборот, некоторые автомобильные детали, подвергаемые улучшению и требующие сплошной сорбитной структуры, требуют глубокой прокаливаемости; крупные сверла требуют сплошной прокаливаемости.

Точно так же в мелкозернистых сталях несколько труднее получить мартенсит даже на поверхности и вообще для их закалки приходится прибегать к более резким закалочным средам, например к раствору едкого натрия в воде.

Мартенситное превращение (игольчатое).

Ниже так называемой мартенситной точки A_r'' (M), положение которой зависит от содержания в стали легирующих элементов и в первую очередь углерода и марганца (фиг. 64), происходит бездиффузионное мартенситное (игольчатое) превращение аустенита.

В. И. Зюзин, В. Д. Садовский и С. И. Баранчук [64] исследовали влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки M в сталях с 0,9—1% С.

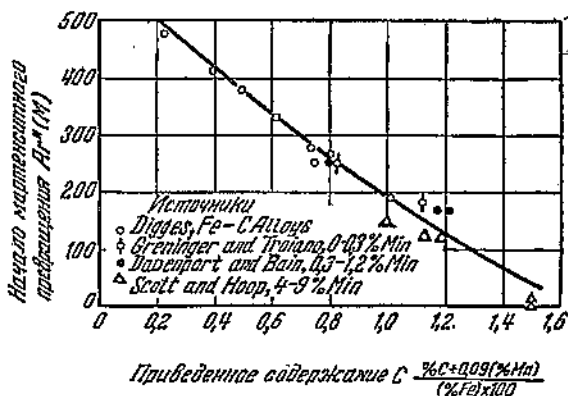
Влияние добавки 1% легирующего элемента в градусах на мартенситную точку M в сталях с 0,9—1% С следующее:

Легирующий элемент . . .	Mn	V	Mo	Ni	Cr	W	Cu	Si	Al	Co
Изменение температуры в °C	—55	—35	—30	—17	—15	—12	—10	0	+30	+12

Таким образом оказывается, что марганец, ванадий, молибден, никель, хром, вольфрам и медь понижают температуру начала мартенситного превращения — точку M (A_r''), кремний на нее не влияет, а алюминий и кобальт повышают.

Соответственно этому оказалось, что все упомянутые выше элементы увеличивают количество остаточного аустенита в закаленной стали. Исключение представляют алюминий и кобальт, которые снижают количество аустенита.

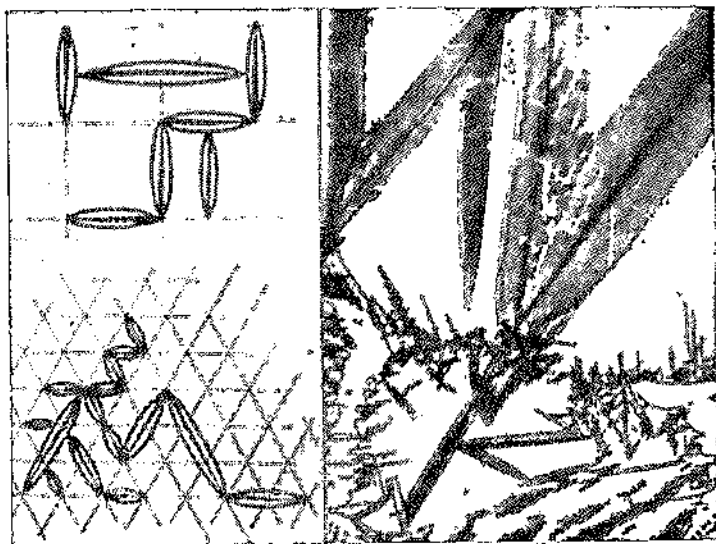
Как показал проф. С. С. Штейнберг, мартенситное превращение по своему характеру, кинетике и свойствам окончательного продукта резко отличается от троостито-перлитного и имеет без-



Фиг. 64. Положение мартенситной точки A_r'' (M) в сплавах железа с углеродом и марганцем

диффузионный характер. Оно происходит не на границах зерен и не вокруг мельчайших частичек, а на плоскостях скольжения зерен аустенита (фиг. 65).

При крупных зернах аустенита на плоскостях скольжения их образуются очень крупные иглы мартенсита (фиг. 66). Процесс образования мартенсита получается резко скачкообразным, причем могут образоваться высокие внутренние напряжения, ведущие к короблению и даже трещинам закалочного и шлифовочного характера.



Фиг. 65. Схема образования игл мартенсита в аустените (Лукас)

Шейль исследовал мартенситное превращение в никелевой стали акустическим методом, усиливая треск во время образования игл. Его записи на ленту показывают, что в крупных зернах образование крупных игл вызывает резкий треск, а образование мелких игл проходит гораздо более плавно.

В мелкозернистом аустените плоскости скольжения гораздо мельче и мелкие иглы мартенсита образуются постепенно, без резких скачков. Значительных внутренних напряжений при этом не образуется, вследствие чего наклонность к короблению и всяким трещинам у мелкозернистых сталей гораздо меньшая.

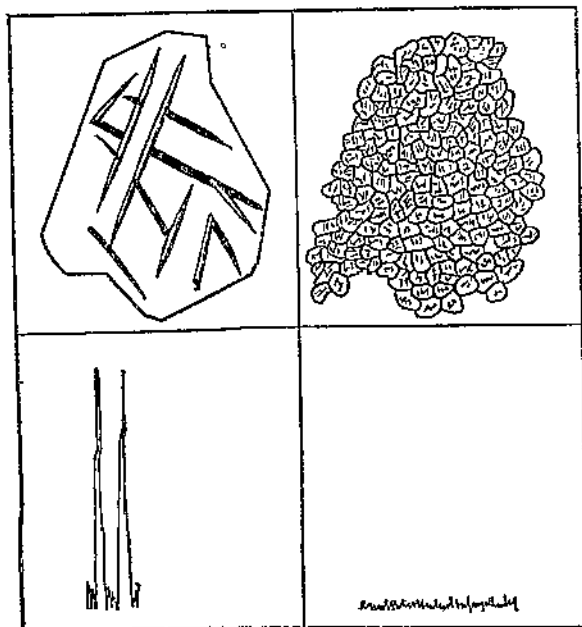
Исследование коробления крупно- и мелкозернистых сталей представляет большие трудности. Наиболее распространенными для исследования коробления являются образцы в виде эксцентрических колец, длинные цилиндрические или желобчатые образцы.

По исследованиям автора совместно с инж. И. С. Козловским коробление эксцентрических колец наследственно-мелкозернистой

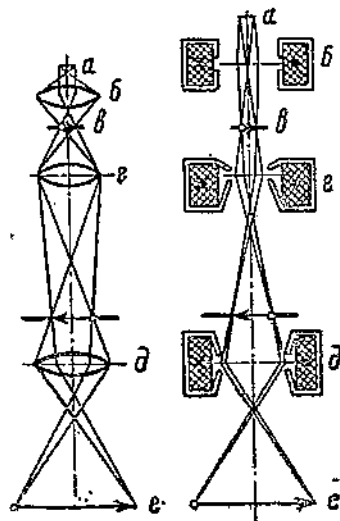
стали марки 1070 с присадкой алюминия было значительно меньше, чем крупнозернистой стали того же состава, но без присадки алюминия.

На заводах ко-робление измеряется на самих деталях, например по биению автомобильных шестерен после окончательной термообработки. Высокие требования к точности размеров шестерен для обеспечения их бесшумности заставляют автозаводы применять для них исключительно наследственно - мелкозернистую сталь.

Вообще для сложных по форме и трудных в закалке изделий, где тонкие сечения сопрягаются с толстыми, например фасонные фрезы, шестерни и пр., гораздо выгоднее применять наследственно-мелкозернистую сталь.



Фиг. 66. Схема мартенситного превращения в крупно- и мелкозернистом аустените



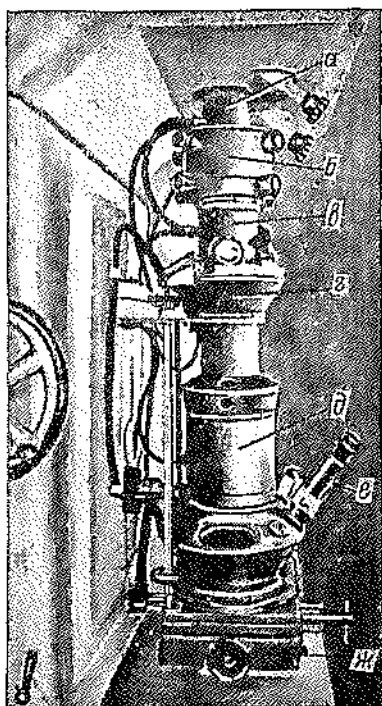
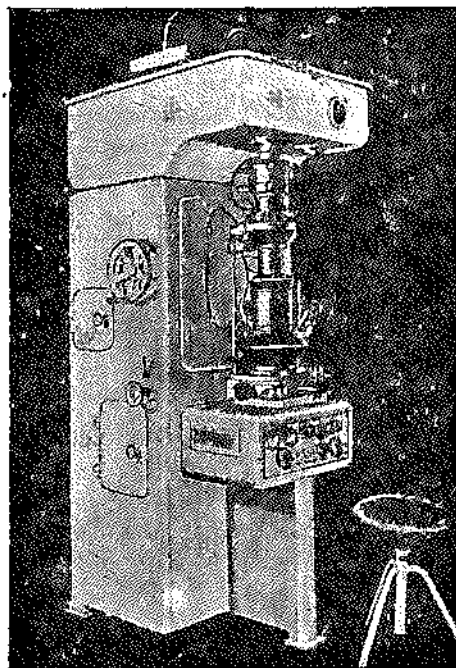
Фиг. 67. Схема обыкновенного и электронного микроскопа

2. НОВОЕ В ОБЛАСТИ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ

За последнее время появились электронные сверхмикроскопы, позволяющие получить увеличения до 100 000 раз. Как известно, предел увеличения лучших современных микроскопов не превышает 2000 раз. Электронный микроскоп позволяет различить расстояния в 100—150 Ангстрем (10^{-8} см), т. е. «видеть» крупные молекулы.

Р. Мел [83] применил электронный микроскоп к исследованию продуктов изотермического превращения аустенита. На фиг. 67 изображены схемы обыкновенного микроскопа с линзами и электронного микроскопа,

где вместо линз — катушки с переменным магнитным полем, а поток электронов происходит в вакууме. На обеих схемах фиг. 67 а — источник света (излучения), б — конденсатор, в — прозрачный объект, г — объектив, д — проекционный окуляр и е — увеличенное изображение на матовом стекле или флуоресцирующем экране.



а

б

Фиг. 68. Электронный микроскоп:

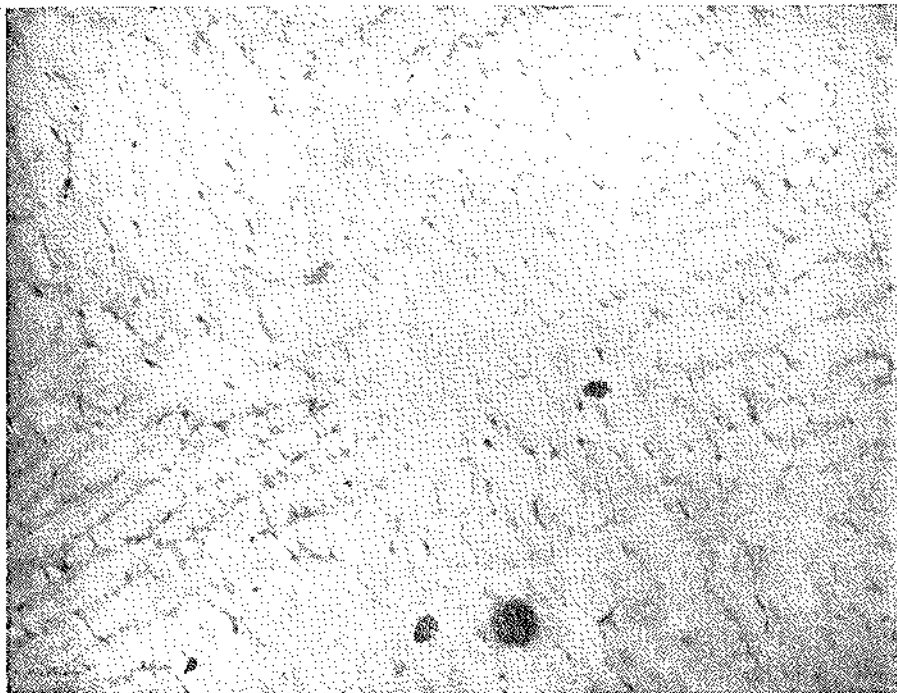
а — общий вид; б — вакуумная часть

На фиг. 68, а показан общий вид электронного сверхмикроскопа, а на фиг. 68, б вакуумная его часть, где а — электронная трубка, б — конденсаторная катушка, в — исследуемый препарат, г — объективная катушка, д — катушка проекционного объектива и е — обыкновенный (световой) микроскоп. Изображение, получаемое на флуоресцирующем экране, рассматривается при помощи обыкновенного светового микроскопа или фотографируется.

Металлографические шлифы не могут прямо в отраженном свете рассматриваться электронным микроскопом, поэтому с них приходится снимать прозрачные отпечатки, воспроизводящие рельеф структуры.

Техника изготовления шлифов для сверхмикроскопа в насто-

ящее время заключается в обычном их изготовлении и травлении, требуемом для больших увеличений. Затем поверхность шлифа покрывается слоем серебра в 0,1 мм, получаемого при испарении массивного серебра; этот слой потом отрывается. Нижняя часть этого серебряного слоя является негативным отпечатком поверхности исследуемого шлифа. Этот серебряный слой-отпечаток покрывается тончайшим слоем коллодия, верх-

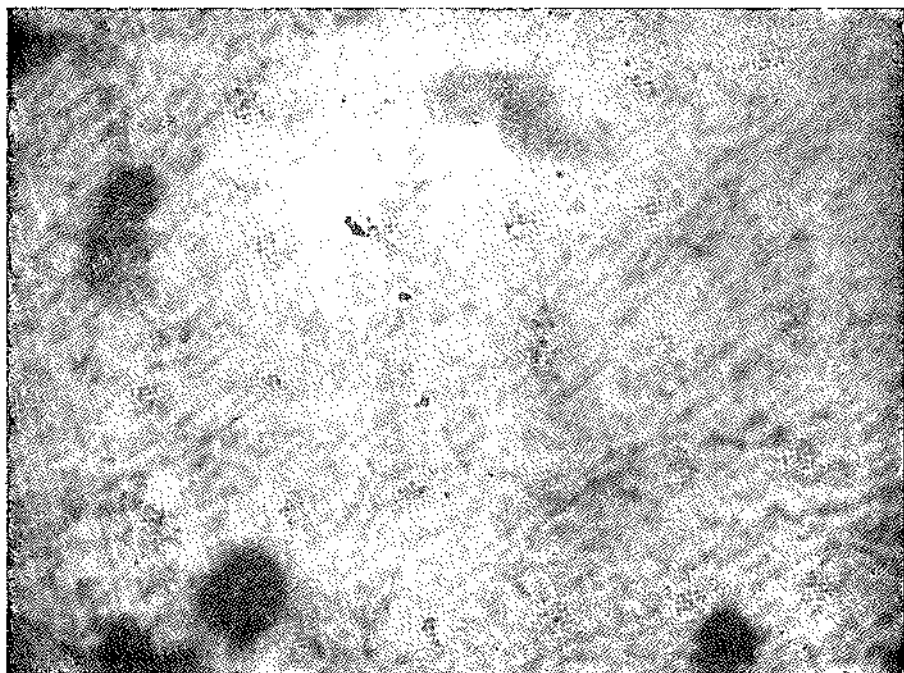


Фиг. 69. Сорбит закалки, образовавшийся в результате изотермического превращения аустенита при 650° (Р. Мел). $\times 25\,000$

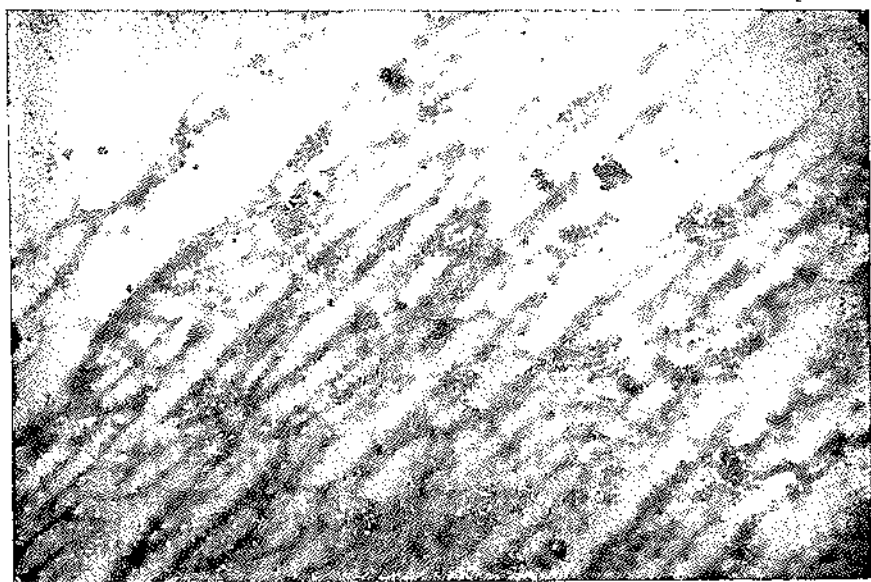
няя часть которого делается плоской, и серебро растворяется в кислоте. Таким образом получается позитивный прозрачный отпечаток, воспроизводящий в точности рельеф исследуемой протравленной поверхности шлифа. Этот прозрачный отпечаток рассматривается и фотографируется на электронном микроскопе.

Выпуклые части структуры (возвышения) на коллодионной пленке получают толстыми и кажутся темными. Наоборот, пониженные места — тонкими и светлыми.

На фиг. 69 пластинки цементита в сорбите закалки, образовавшемся в результате изотермического превращения аустенита при 650° , темные, а феррит светлый. Увеличение в 25 000 раз обнаруживает, что пластинки цементита здесь соединяются между собой.



Фиг. 70. Троостит закалки, образовавшийся в результате изотермического превращения аустенита при 600° (Р. Мел). $\times 30\,000$



Фиг. 71. Бейнит (псевдомартенсит), образовавшийся при т-ре. несколько ниже перегиба S-образной кривой (Р. Мел). $\times 18\,500$

На фиг. 70 показан троостит закалки, образовавшийся в результате изотермического превращения аустенита при 600° , т. е. вблизи точки перегиба S-образной кривой. Эта микрофотография с увеличением в 30 000 раз не только ясно показывает, что троостит закалки является пластинчатым перлитом, но и позволяет измерить расстояние между пластинками до 300 Ангстрем.

Микрофотография бейнита (псевдомартенсита) на фиг. 71 при увеличении в 18 500 раз позволяет ясно рассмотреть светлые ферритовые участки, но цементитные частички не различаются.



Фиг. 72. Мартенсит, отпущенный при 500° (Р. Мел). $\times 50\,000$

Наконец возможности исследования структуры металлов при помощи электронного микроскопа показаны на микрофотографии мартенсита (фиг. 72), отпущенного при 500° . Увеличение в 50 000 раз здесь показывает светлые участки феррита и дает возможность различить отдельные частички карбида в 150 Ангстрем, т. е. до 50 атомных диаметров.

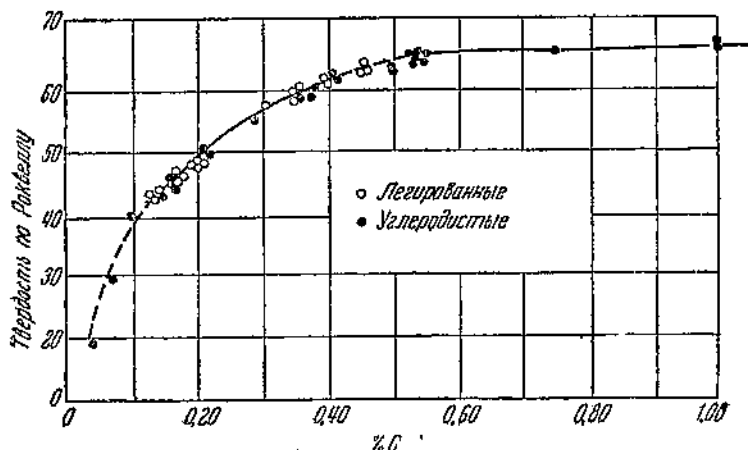
3. ВЛИЯНИЕ УГЛЕРОДА И ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ЗАКАЛИВАЕМОСТЬ СТАЛИ

За последнее время закаливаемости и прокаливаемости [72] стали посвящено очень много исследований. О закаливаемости стали можно судить по высокой твердости поверхности ее и глубине проникновения этой твердости.

Закаливаемость стали зависит от четырех основных факторов: содержания углерода, содержания специальных элементов, однородности аустенита и размера зерна.

Высокая твердость поверхности стали прежде всего зависит от содержания углерода в мартенсите [68] (фиг. 73). Весьма часто недостаточная твердость закаленной поверхности деталей объясняется обезуглероживанием ее во время нагрева.

Поэтому нагрев в печах с неокисляющей, лучше даже науглероживающей атмосферой является эффективным средством для борьбы с низкой твердостью поверхности стали после закалки.



Фиг. 73. Зависимость наибольшей твердости закаленной стали от содержания в ней углерода (Бурис, Мур и Арчер)

Широкое распространение нагрева в цементирующем газе и в особенности газовое цианирование среднеуглеродистых сталей при их закалке на заводах Форда, Дженерал Моторс, Крайслера и др. подтверждает важнейшее практическое значение этих операций, в настоящее время вводимых и в СССР в автомобильном производстве.

Вторым важным фактором для получения высокой твердости изделий являются достаточная температура закалочного нагрева и резкая закалочная среда.

В основном на глубину прокаливаемости влияют следующие три основных фактора.

1. Величина зерна и метод раскисления стали, определяющие число центров кристаллизации и скорость их образования.

2. Степень однородности аустенита и неодинаковая растворимость карбида, также определяющие скорость образования центров кристаллизации.

3. Химический состав стали, который сильно влияет как на скорость образования центров кристаллизации, так и на скорость роста кристаллических зерен.

Влияние легирующих элементов на закаливаемость уже приводилось в табл. 3.

Особенно эффективно увеличивают глубину прокаливаемости молибден, вольфрам, марганец, хром, кремний.

На фиг. 74 изображен сдвиг вправо верхней части S-образной кривой углеродистой стали для 50%-ного превращения аустенита под влиянием добавок 0,5% Ni, 0,5, 1,1 и 3,9% Mn и 13% Cr. Наибольшее влияние здесь оказывают марганец и хром. Также необходимо отметить сильнейшее действие углерода.

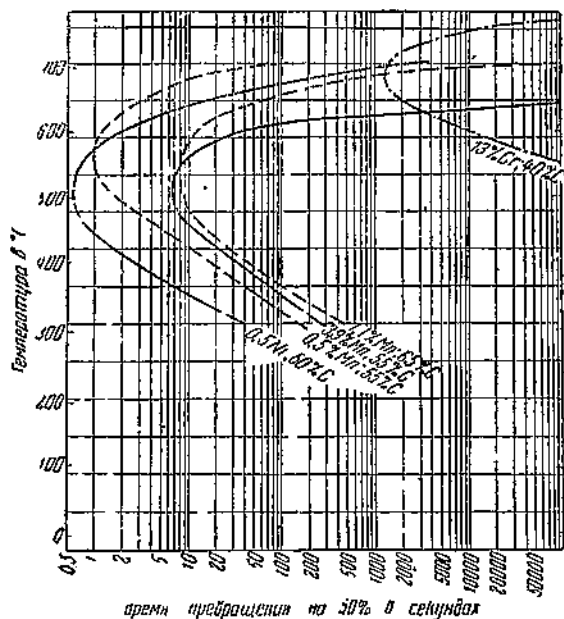
Р. Мел [72] на основании своих опытов утверждает, что влияние легирования на верхнюю часть S-образной кривой заключается не в изменении коэффициента диффузии углерода в аустенит, а в необходимости диффузии атомов легирующих элементов.

Вообще ввиду малого атомного радиуса углерод диффундирует в решетке аустенита гораздо легче крупных атомов легирующих элементов. Например коэффициент диффузии никеля по данным, полученным Мелом при 1000°, составляет всего 0,00001 коэффициента диффузии углерода при этой же температуре.

Поэтому Мел объясняет торможение превращения аустенита легирующими элементами, т. е. увеличение прокаливаемости, необходимостью диффузии этих элементов в направлении образования центра превращения или в обратном направлении.

Например устойчивая частичка карбида может образоваться только в том случае, если к центру превращения продиффундирует углерод, а элементы-графитизаторы — никель или кремний — продиффундируют в обратном направлении, т. е. от этого центра.

При наличии элементов карбидообразователей устойчивые частички карбида легче образуются, если, например, хром, марганец и другие элементы вместе с углеродом продиффундируют в направлении центров превращения аустенита.

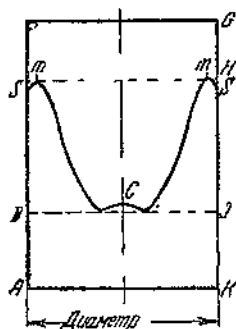


Фиг. 74. Влияние легирования на верхнюю часть S-образной кривой, отвечающую 50%-ному превращению аустенита (исследовательская лаборатория Стального треста США)

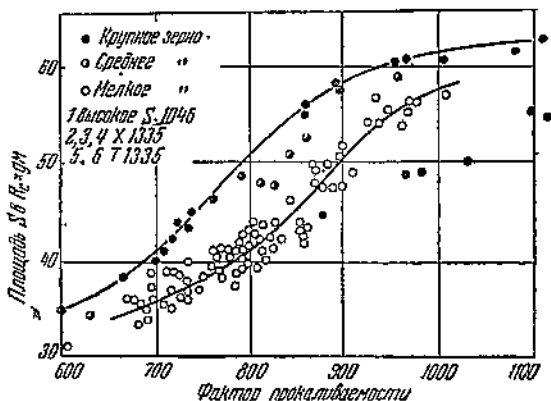
В обоих случаях вероятность образования устойчивых центров превращения аустенита в легированных сталях уменьшается, и поэтому они обладают лучшей прокаливаемостью.

Таким образом карбиды, образующиеся в верхней части S-образной кривой, должны содержать надлежащее количество таких элементов, как хром, марганец и др. и должны быть свободны от элементов-графитизаторов никеля и кремния.

Эта гипотеза Мелла нуждается в тщательном опытным обосновании.



Фиг. 75. Схема распределения твердости в сечении закаленного прутка стали (Бурнс, Мур и Арчер)



Фиг. 76. Зависимость прокаливаемости от степени легирования для крупно- и мелкозернистых сталей (Бурнс, Мур и Арчер)

Бурнс, Мур и Арчер [68] предложили метод количественной характеристики прокаливаемости по площади ASCSK (фиг. 75) под кривой распределения твердости по сечению закаленного прутка, которая характеризует объем прокалившейся стали.

На фиг. 76 показана зависимость прокаливаемости, т. е. площади ASCSK, от степени легирования. Степень легирования, или фактор прокаливаемости, на этой диаграмме соответствует формуле

$$K_1 = 1000 C + 400 Mn + 500 Cr + 100 Ni + 100 Si.$$

В последней своей работе на основании более широкой экспериментальной базы Бурнс и Ригель рекомендуют другую формулу

$$K = 2000 C + 500 Mn + 500 (Cr - 0,05) + 100 Ni + 25 Si.$$

В литературе есть указание еще на один из факторов прокаливаемости, учитывающих содержание кремния и фосфора и определяемых по формуле

$$K_2 = 3000 C + 800 Mn + 500 Si + 4000 P.$$

Конечно все эти формулы только ориентировочно показывают влияние элементов на прокаливаемость. Ясно, что наибольшее

значение для сталей имеют углерод, марганец, кремний и хром. Фосфор, несмотря на всю свою эффективность, не может сильно влиять на закаливаемость, так как содержание этого вредного элемента в стали весьма мало.

При малой величине зерна (фиг. 76) прокаливаемость стали не глубокая, но изменением содержания углерода, а также легированием можно легко ее увеличить.

На многих заводах жалуются на плохую закаливаемость изделий из мелкозернистой стали, особенно при закалке в масле. Например, при закалке режущих частей комбайнов из углеродистой стали с 0,7% С с зерном № 6—8 в масле вместо требуемой техническими условиями твердости по Роквеллу (шкала С) 55 получилась твердость всего 35, т. е. брак. Очевидно при переходе на мелкозернистую сталь следовало изменить по примеру американских заводов марку стали, т. е. в данном случае прибавить 0,5% Сг для обеспечения закаливаемости в масле.

Следовательно, внедрение мелкозернистых сталей неизбежно требует изменения марок и технологии, что и наблюдается в последние годы в СССР и за границей, особенно в американском автостроении.

Успешное применение в США так называемой «полулегированной» стали марки 1050 с зерном № 5—7 и повышенным содержанием марганца (0,7—1% Mn) указывает на один из путей борьбы с плохой закаливаемостью среднеуглеродистой стали марок 1040 и 1045.

4. МЕТОДЫ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Определение прокаливаемости может производиться следующими методами.

1. Исследованием превращения аустенита при постоянных температурах и определением расположения S-образных кривых в верхней их части.

2. Сравнением вида закаленного излома с эталонами. Как уже описывалось выше, заводы инструментальных сталей для определения закаливаемости углеродистых сталей марок У6—У13 имеют свои шкалы. Содержание марганца, кремния и фосфора в этих сталях находится в узких пределах, что позволяет установить зависимость между прокаливаемостью и величиной зерна.

В СССР наиболее распространенной является шкала прокаливаемости, разработанная лабораторией завода «Электросталь» (фиг. 77). По этой шкале испытуемые образцы должны иметь квадратное сечение 20×20 мм и закаливаться при температуре 760, 800, 850 и 900° в воде.

Для изготовления того или иного инструмента сталь назначается в зависимости от глубины проникновения закалки и вида закаленного излома, оцениваемых баллами.

Структура закаленной стали с преобладанием мартенсита, содержащая не более 30—40% троостито-перлита, имеет характерный закаленный излом по границе зерен. Незакаленный же серд-

цевина, содержащая более 50% троостито-перлита, имеет вязкий излом по самим зернам. Следовательно, излом очень грубо определяет только резкую разницу в структуре и твердости поперечного сечения стали.

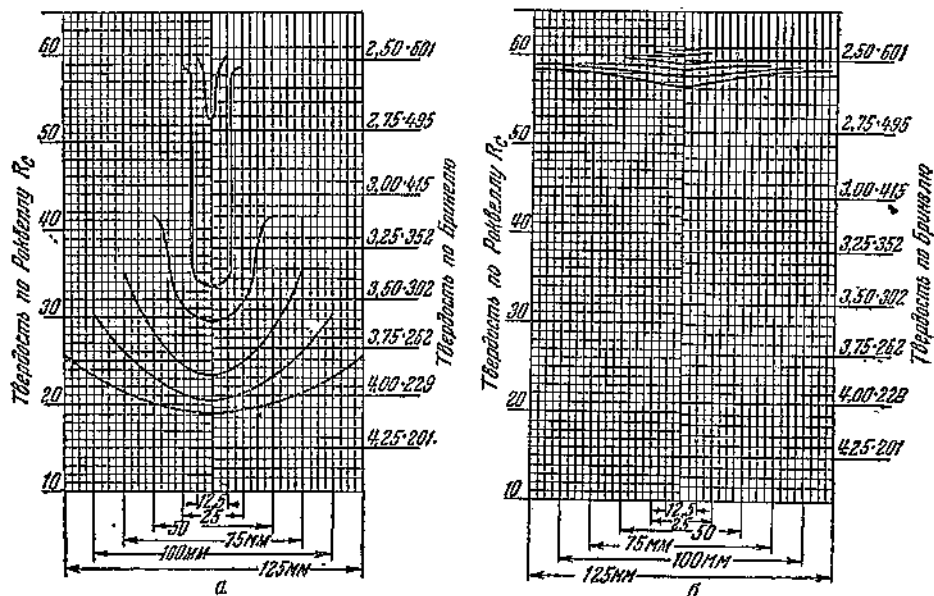
Глубина закалки	Температура закалки и выдержки образцов 20×20 мм				Глубина закалки
	760°	800°	850°	900°	
Сечения закаленного стального образца					
1	2 	3 	4 	5 	140
2	3-4 	4-5 	5-6 	6-8 	140
3	4-5 	5-6 	7-8 		30
4	5 				40
5	7-8 				0

Фиг. 77. Шкала прокаливаемости для углеродистых сталей

3. Распределением твердости по сечению закаленного образца. Это очень точный и показательный метод, в особенности если кривые распределения твердости даются для разных сечений, например от 12,5 до 125 мм (фиг. 78). Имея такие кривые для закалки в воде и масле, можно судить о прокаливаемости стали.

При выявлении небольшой разницы в глубине прокаливаемости этим методом рекомендуется брать образцы соответствующего сечения с градацией размеров меньшей, чем на фиг. 78.

В общем метод построения кривых распределения твердости в закаленном сечении очень показательен и характерен. К сожалению, техника определения прокаливаемости этим методом слишком



Фиг. 78. Распределение твердости в разных сечениях сталей (исследовательская лаборатория Стальтреста США): а — марка 1045 и б — марка 3340

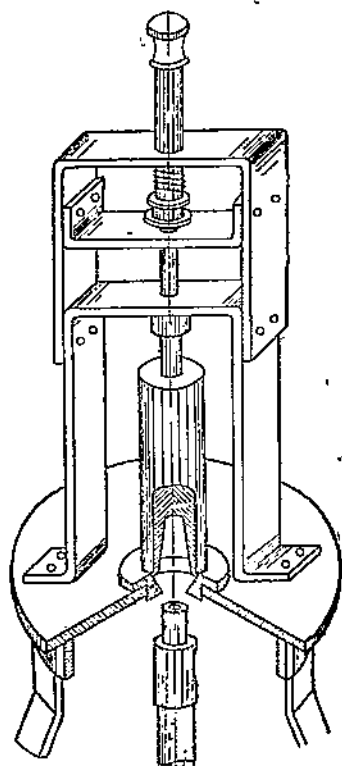
сложна, особенно для больших сечений, а для низкоуглеродистых и цементируемых сталей этот метод вообще не применим.

Работая над усовершенствованием метода определения твердости по сечению, Бурнс, Мур и Арчер разработали уже описанный выше количественный способ определения прокаливаемости по площади под кривой распределения твердости.

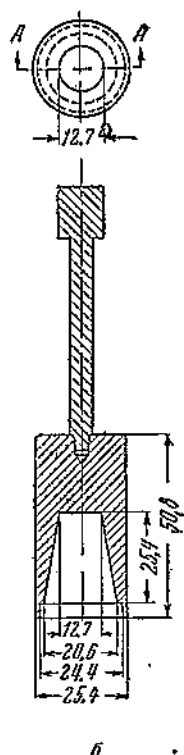
Этот метод наиболее отвечает условиям термообработки автодеталей, но его сложность и неприменимость к цементируемым сталям заставили автопромышленность искать более универсального, простого и удобного для повседневного цехового контроля способа испытания на прокаливаемость.

В 1937 г. Джомини [70] предложил метод торцевой закалки, дополненный и усовершенствованный им в 1938 [71] и 1939 [72] годах.

Торцевая закалка по Джомини. Цилиндрический образец диаметром 25 мм с испытуемой длиной 75 мм и общей длиной 100 мм с заточкой на конце для захвата клещами закаливается струей воды с нижнего конца (фиг. 79). При этом для сталей с небольшой глубиной прокаливаемости необходимо в сердцевине образцов делать выточку на конус. Цилиндрическая поверхность образца сохраняется сухой и вода на нее не попадает. Таким образом торец образца получает резкую закалку и по мере удаления от торца интенсивность закалки и полученная твердость убывают. Для сталей с небольшой глубиной прокаливаемости, например стали марки 1040, применяются более короткие образцы с выточенной на конус до половины сердцевинной. Общая длина образца принята и здесь 100 мм (фиг. 80), чтобы использовать то же закалочное приспособление.



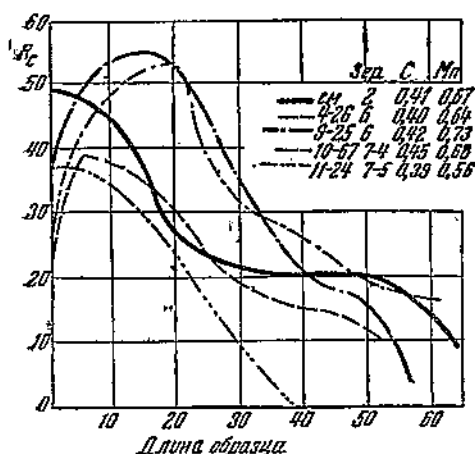
Фиг. 79. Приспособление для торцевой закалки (Джомини)



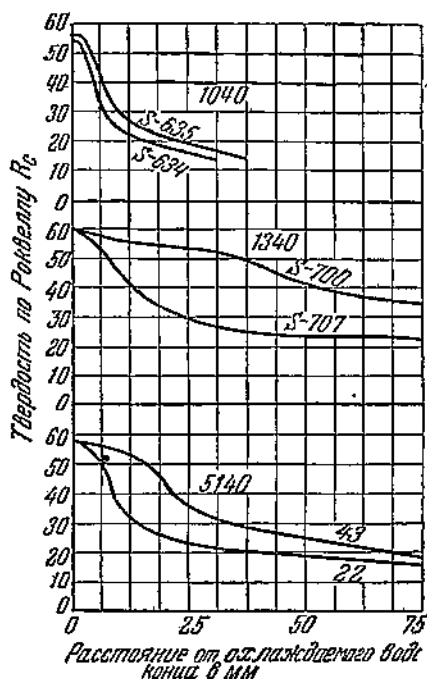
Фиг. 80. Образец для сталей с глубокой прокаливаемостью

Стали, цементируемые и среднеуглеродистые легированные с более глубокой прокаливаемостью испытываются в образцах без заточки.

Для испытания образец нагревается в неокисляющей атмосфере, в наших опытах — в чугунной стружке. В случае испытания низкоуглеродистых сталей образец подвергается обычной цементации, например в течение 6 час. при 930°. Во избежание образования окалины Джомини рекомендует торец образца ставить на графитную подставку. Затем вынутый и освобожденный из коробки со стружкой или карбюризатором образец переносится в специальное приспособление (фиг. 73, а), быстро уста-



Фиг. 81. Распределение твердости по длине образца Джомини в углеродистых сталях марки 1040 с крупной и мелкой наследственной величиной зерна



Фиг. 82. Прокаливаемость стали до и после добавки грейнала

навливается и снизу обрызгивается струей воды диаметром 10 мм и высотой 300 мм. Вода поступает по резиновому шлангу из второго бака, расположенного выше первого.

Испытуемый образец темнеет постепенно, начиная с охлаждаемого торца в течение 20 мин. для сплошного и 15 мин. для полого.

По окончании охлаждения образец вынимается и с него по образующей цилиндра сошлифовывается слой в 0,4 мм, после чего производятся испытания на твердость по Виккерсу или Роквеллу через каждые 5 мм.

На основании полученных результатов строится график.

4. Результаты испытаний на прокаливаемость.

На фиг. 81 изображены кривые изменения твердости образца по мере удаления от охлаждаемого торца сталей марки 1040 для коленчатых валов с разной величиной наследственного зерна.

Как видно из кривых фиг. 74, а также из табл. 13, суммирующей опыты Джомини и Бегехолда [70], прокаливаемость стали в значительной степени зависит от химического состава ее и от величины природного зерна.

Кроме того, Штраусом [77] описаны методы производства мелкозернистой стали с добавкой комбинированной присадки грейнала в количестве 0,08—0,2%, которая обеспечивает мелкозернистость и увеличивает прокаливаемость (фиг. 82).

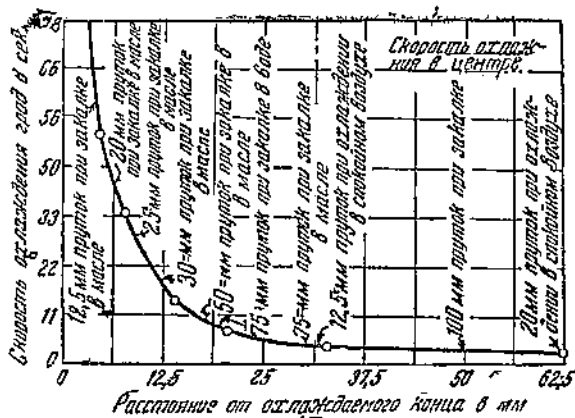
Френч и Скотт определили скорость охлаждения при 700° в центре металлических образцов различного сечения при охлаждении их в воде и масле, плотно вкладывая в образцы термодатчики и измеряя температуру безинерционным гальванометром.

Образец диаметром 100 мм не был им исследован. Поэтому Джомини произвел дополнительное исследование образца из стали марки 5145 диаметром 100 мм и длиной 300 мм с плотно вложенной в центр термодатчик при охлаждении в воде и в масле. Одновременно Джомини определял таким же образом скорость охлаждения цементированного образца из стали марки 4615 на разных расстояниях от торца.

Полученные цифровые материалы позволили Джомини построить график, которым можно широко пользоваться на практике (фиг. 83).

Прокаливаемость стали, приведенная в табл. 13, охарактеризована как расстояние в миллиметрах от охлаждаемого водой торца образца, на котором твердость получается 600 и выше по Виккерсу-Бринелю, на глубине около 0,4 мм.

Несмотря на то, казалось бы, явную зависимость прокаливаемости от величины зерна и химического состава, опытами многих исследователей, а особенно Джомини и Бегехолда (табл. 14) доказано, что даже при одинаковой величине зерна и близком



Фиг. 83. Скорость охлаждения при 100° в центре стальных образцов различного сечения в сравнении со скоростью охлаждения на поверхности охлаждаемого с торца образца, для определения прокаливаемости. Все образцы охлаждались с 930° (Джомини)

Таблица 13

Прокативаемость сталей после цементации (Джюмини и Бегехолд)

Марка сталей	Содержание элементов, %							Величина зерна №	Расстояние от охлаждае- мого водой торца образ- ца, где твердость равна 600 или выше, по Вик- керсу-Бринсону, мм
	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	P	S	V
1020	0,19	0,49	—	—	—	—	0,025*	0,030	—
1120	0,20	0,55	—	—	—	—	0,101	0,189	—
X - 1314	0,14	1,27	—	—	—	0,05	0,030	0,10	—
X - 1314	0,12	1,26	—	—	—	0,12	0,025*	0,145	—
2315	0,18	0,67	3,63	—	—	—	0,025*	0,019	—
3115	0,14	0,50	1,08	0,68	—	—	0,025*	0,029	—
3315	0,12	0,40	3,91	1,35	—	0,24	0,014	0,016	—
4415	0,15	0,51	—	0,82	0,22	—	—	—	—
315	0,19	0,69	1,95	0,54	0,30	0,22	0,025*	0,012	—
4615	0,19	0,52	1,88	—	0,27	—	0,025*	0,017	—
4815	0,15	0,49	3,56	—	0,23	—	0,025*	0,014	—
5115	0,14	0,70	—	0,94	—	—	0,025*	0,025	—
6115	0,19	0,48	—	1,23	—	—	0,025*	0,021	0,17

* Менее 0,025%.

** На глубине 0,66 мм от поверхности.

химическом составе прокаливаемость стали иногда может быть совершенно различной.

Таблица 14

Прокаливаемость мелкозернистых сталей 4615
(Джомини и Бегехолд)

№ по пор.	Содержание элементов, %							Величина зерна №	Расстояние от охлаждаемого водой конца образца, где твердость равна 600 или выше по Бринеллю мм
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Mo		
1	0,16	0,42	0,021	0,019	0,20	1,80	0,26	7—8	22,2
2	0,19	0,57	0,014	0,017	0,28	1,75	0,23	7—8	63,5
3	0,16	0,42	0,023	0,020	0,18	1,76	0,24	7—8	12,7
4	0,16	0,41	0,021	0,018	0,19	1,75	0,24	7—8	12,7
5	0,18	0,58	0,016	0,017	0,27	1,74	0,23	6—8	19,0
6	0,18	0,60	0,015	0,022	0,28	1,74	0,24	6—8	31,7
7	0,18	0,59	0,016	0,022	0,26	1,74	0,23	6—8	31,7
8	0,18	0,50	0,015	0,019	0,24	1,73	0,22	7—8	63,5
9	0,18	0,57	0,016	0,017	0,30	1,74	0,24	8	31,7
10	0,18	0,54	0,016	0,021	0,30	1,74	0,24	7—8	22,2
11	0,19	0,52	0,025	0,014	—	1,88	0,27	6—8	22,2
12	0,21	0,60	0,025	0,017	—	1,89	0,28	6—8	63,5

Поэтому в производстве, помимо определения химического состава и величины зерна, необходим постоянный контроль его прокаливаемости.

Имея такой график (фиг. 83) можно при помощи метода торцевой закалки по Джомини определять прокаливаемость всех сталей с сечением до 100 мм.

На другом графике (фиг. 84) приведены сравнительные данные Джомини по испытанию на прокаливаемость стали марки 1050, прокованной на разные диаметры, путем измерения твердости по сечению, а также и по длине образца для торцевой закалки.

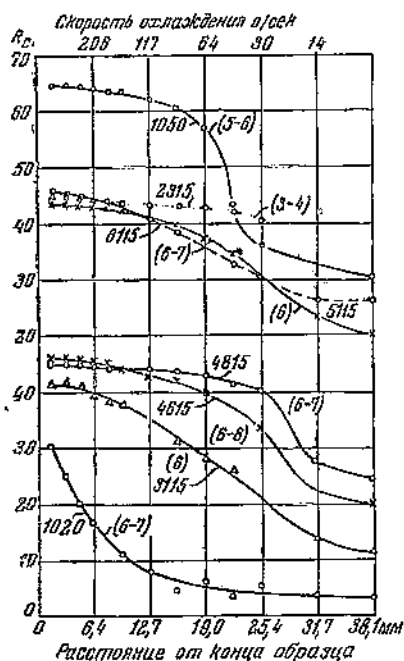
Джомини [71] приводит практический пример выбора стали для ведущей шестерни заднего моста автомобиля Шевроле на основании испытания глубины прокаливаемости.

При закалке стали после цементации в сильно перемешиваемом масле с температуры 930° скорость охлаждения в месте, отвечающем центру основания зуба, была определена путем впайки термомпар с помощью безинерционного гальванометра.

Если эта шестерня закаливается непосредственно с цементационного нагрева, то твердость в центре основания зуба ориентировочно будет соответствовать приведенной на фиг. 84. Однако не следует забывать, что изменение содержания углерода даже в пределах 0,1—0,2%, наличие повышенного содержания марганца и других элементов, а также величина зерна значительно

вливают на прокаливаемость, которую необходимо определять опытным путем.

Вместе с тем мартенситное превращение в сердцевине изделий или круглых образцах Бурнса происходит в условиях наличия значительных внутренних напряжений, а на поверхности образцов Джомини таких напряжений нет. Поэтому условия закалики, а следовательно, ее результаты на образцах Джомини могут отличаться от действительной прокаливаемости.



Фиг. 84. Кривые распределения твердости в различных сечениях стали марки 1050, приведенные на кривой изменения твердости по длине образца, закаленного с торца (Джомини)

сталей марок типа 1008 1020 и 1030 было соответственно только 12, 19 и 25%, в то время как крупнозернистых — 83, 68 и 73%.

Влияние наследственной величины зерна аустенита здесь имеет косвенное значение. Вследствие образования нитридов и окислов алюминия, а также лучшего раскисления феррит мелкозернистой стали содержит меньше азота, кислорода и других элементов, находящихся в нем в твердом растворе, чем феррит крупнозернистой стали. Поэтому мелкозернистые стали гораздо менее подвержены старению как после холодной обработки, так и после закалки.

Наконец, высокое содержание углерода на поверхности цементированных образцов Джомини понижает критическую скорость их охлаждения. Поэтому прокаливаемость по методу торцевой закалки здесь может получиться завышенной.

Однако несмотря на все эти недостатки, метод определения прокаливаемости торцевой закалкой по Джомини своей простотой, удобством и универсальностью заслуживает внедрения на советских заводах. Химический состав и величина зерна стали далеко не всегда характеризуют это важнейшее для термиста ее свойство.

5. ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА НА СТАРЕНИЕ И ХРУПКОСТЬ ПРИ ОТПУСКЕ

По данным Остина и Норриса твердость мелкозернистой стали при отпуске снижается быстрее, чем крупнозернистой.

По опытам Свиндена и Больсвера [47] после нормализации при 920° , обжата в 15% и нагрева при 250° в течение 30 мин. понижение ударной вязкости мелкозернистых

В Европе выпускают для паровых котлов мелкозернистую нестарую сталь «ицет», а американские заводы Армко—нестарующий тонкий лист для глубокой штамповки из стали марки 1008 с присадками алюминия и титана.

Советская металлургия также освоила производство нестарующих котельных сталей и сдает их потребителям по специальным техническим условиям. Особое значение это имеет для транспортных котлов.

После нормализации при 920°, закалки в воду при 650° и старения в течение 70 дней сопротивление удару мелкозернистой стали уменьшается в сравнении с крупнозернистой примерно только на 50%.

Свинден и Больсовер также показали, что мелкозернистые стали обладают меньшей хрупкостью отпуска, например сопротивление удару образцов, охлажденных в печи, по сравнению с охлажденными в масле уменьшилось в случае мелкозернистой стали на 10—20% меньше, чем крупнозернистой. Однако общее понижение сопротивления удару под влиянием хрупкости отпуска все же и у мелкозернистых сталей марок типа 3140 и 3330 было значительным — 64—70%.

Содержание молибдена в стали обеспечивает устойчивое мелкое зерно аустенита, понижая хрупкость при отпуске.

Точно так же и синеломкость, т. е. хрупкость при температурах, соответствующих синему цвету побежалости, явление, подобное старению после холодной обработки, будет ниже у мелкозернистых сталей.

6. ВЫВОДЫ

1. Наряду с однородностью аустенита, содержанием в нем углерода и легирующих примесей, величина зерна оказывает также существенное влияние на его превращение, приведенное в верхней и в нижней частях S-образной кривой, исправленной проф. С. С. Штейнбергом.

В верхней части S-образной кривой пластинчатое превращение однородного крупнозернистого аустенита начинается на границах зерен и развивается в виде полусфероидов. Вследствие небольшого количества центров превращения верхняя часть S-образной кривой сдвигается вправо. Поэтому однородный крупнозернистый аустенит обладает по сравнению с мелкозернистым более низкой критической скоростью охлаждения и глубокой прокаливаемостью.

2. Неоднородный или мелкозернистый аустенит, получаемый при добавках алюминия, обладает большим числом центров превращения не только на границах зерен, но и внутри самих зерен. Это ускоряет процесс превращения и сдвигает верхнюю часть S-образной кривой влево. Поэтому неоднородный мелкозернистый аустенит обладает более высокой критической скоростью охлаждения и мелкой прокаливаемостью.

3. Наличие легирующих элементов в стали резко сдвигает вправо верхнюю часть S-образной кривой и влияет как на скорость зарождения кристаллических центров, так и на скорость роста кристаллов, сильно уменьшая критическую скорость охлаждения и увеличивая глубину прокаливаемости.

4. В нижней части S-образной кривой игольчатое превращение в крупнозернистом аустените благодаря образованию резких сдвигов в крупных зернах происходит резкими скачками. Мартенсит получается крупноигольчатым и высоконапряженным, вследствие чего образуются трещины и коробление.

5. Наоборот, в мелкозернистом аустените пластическая деформация протекает гораздо равномернее, на множестве плоскостей скольжения в мелких зернах. Резких сдвигов и крупных игл в нем не образуется, мартенсит получается гораздо менее напряженным. Возможности образования закалочных и шлифовочных трещин, а также коробления здесь гораздо меньше.

6. Крупнейшим достижением в области исследования структуры стали после термообработки является применение электронных сверхмикроскопов, позволяющих получать увеличения в 50 000 и даже 100 000 раз, т. е. различить частицы размером в 50 и даже 25 атомных диаметров. Этот метод может произвести переворот в металловедении и приблизить исследование микроструктуры к рентгенографическим исследованиям атомной структуры. Также может быть выявлена и природа кристаллических центров, определяющих размер наследственного зерна стали.

7. С низкой твердостью поверхности и малой глубиной прокаливаемости мелкозернистых сталей можно бороться заменой алюминия новыми комбинированными присадками, например грейналом (алюминий, титан, ванадий), и самое главное — соответствующим легированием марганцем, кремнием, хромом и другими элементами, т. е. изменением марок стали.

8. Произведена критическая оценка различных методов испытания прокаливаемости, изготовлено и освоено специальное приспособление для определения прокаливаемости по методу торцевой закалки по Джомини и проведено на нем исследование прокаливаемости сталей марки 1040 с разной величиной наследственного зерна.

9. Величина зерна даже при одинаковом химическом составе не всегда может характеризовать прокаливаемость стали, и поэтому для определения последней рекомендуется пользоваться методом Джомини, стандартизированным Американским обществом автомобильных инженеров, см. SAE-Journal, 1942.

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА И СТРУКТУРЫ СТАЛИ НА ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ ЕЕ РЕЖУЩИМ ИНСТРУМЕНТОМ

Производительность при механической обработке, зависящая от обрабатываемости стали, режима резания, геометрической формы и материала инструмента, качества требуемой поверхности, формы обрабатываемой детали и пр., является решающим фактором в современном машиностроении и определяет экономику последнего.

На основании доклада проф. О. В. Бостона на Международном конгрессе по испытанию материалов в 1937 г. и данных американской литературы обрабатываемость можно характеризовать следующим образом: 1) числом деталей, обработанных в условиях цеха; 2) качеством поверхности; 3) стойкостью инструмента; 4) расходом энергии на обработку; 5) температурой на режущей кромке; 6) давлением стружки на режущий инструмент; 7) производительностью при резании ножовкой; 8) глубиной проникновения сверла при постоянном усилии подачи.

В условиях автомобильного производства наиболее важными являются пп. 1, 2 и 3. При этом, как известно, лабораторные испытания обрабатываемости весьма часто не характеризуют производственную обрабатываемость.

По данным Баттелевского института (США), Нида, Симса и Гардера [87] результаты лабораторных испытаний относительной обрабатываемости резанием ножовками и производственных испытаний — число деталей, снимаемых с автоматов при постоянных условиях резания, совпадают. В этих опытах прутки диаметром 25 мм резались на ножовочном станке стандартными полотнами наилучшего качества. Скорость ножовочного станка была постоянной, а подача при свободном нажатии полотна зависела от обрабатываемого материала.

Новой ножовкой делали пять отрезов на эталонном прутке и затем пять отрезов на испытуемой стали. Время, затраченное на каждый отрез, определялось с помощью секундомера, затем испытание повторялось с помощью следующего нового ножовочного полотна.

Разделив среднее время, затраченное на отрезку эталона, на среднее время, затраченное на отрезку испытуемой стали, и умножая все на 100, получают коэффициент опиловки S , характеризующий относительную обрабатываемость стали. Например, если на

отрезку эталона потребовалось 90 сек., а на отрезку испытуемой стали 80 сек., то $S = 90 : 80 \times 100 = 112$.

В своих исследованиях автор и М. С. Хлебников пользовались методом резания ножовкой, как простым, общедоступным, надежным, дающим весьма однородные результаты и вместе с тем занимающим немного времени.

Ниже вопрос обрабатываемости рассматривается только с металловедческой точки зрения.

Испытания на обрабатываемость можно подразделить на грубую обдирку снятием тяжелой стружки, где решающими являются производительность и стойкость инструмента, и чистовую, — где главное значение имеет качество обработанной поверхности.

1. ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ СТАЛИ

Химический состав. Бессемеровские стали лучше всего обрабатываются при содержании 0,10—0,15% С, а мартеновские — при 0,20—0,30% С. Меньшее содержание углерода увеличивает вязкость и препятствует обработке, при повышенном же содержании его обрабатываемость резко падает вследствие увеличения твердости стали.

Для хорошей обрабатываемости сталь должна быть не только мягкой, но и достаточно хрупкой, чтобы обеспечить не только проникновение в нее резца, но и стружколомание.

Влияние марганца связано с влиянием углерода, фосфора и серы. Наиболее благоприятное содержание его в бессемеровской стали 0,75% и в мартеновской стали 1,00%. Присутствие в феррите до 0,1% Р в виде твердого раствора делает сталь более хрупкой и повышает обрабатываемость ее, причем действие фосфора на бессемеровскую сталь наиболее эффективно. Добавка свыше 0,1% Р не увеличивает обрабатываемость стали. Сера — важнейшая легирующая примесь, улучшающая обрабатываемость автоматных сталей и вводимая обычно в количестве 0,15—0,30%. При этом сернистые включения, выделяющиеся по границам зерен и вызывающие красноломкость, путем диффузионного отжига собираются в изолированные коагулированные включения. Такие включения не нарушают сплошности металлической массы стали и при прокатке вытягиваются в нити. Вследствие своей пластичности и низких механических свойств сульфиды придают стали хрупкость и благодаря смазывающему действию понижают трение на обрабатываемой поверхности. Подобным же образом повышают обрабатываемость стали селен и теллур.

Свинец добавляется в сталь в количестве всего только около 0,2% [87]. На механические свойства стали: твердость, временное сопротивление, удлинение, ударную вязкость, предел выносливости и пр., он не оказывает влияния. Прокаливаемость и величина зерна стали от добавки такого количества свинца также не меняются, в то же время обрабатываемость стали резко улуч-

шается как в отношении производительности (числа деталей, снимаемых со станка), так и в отношении качества поверхности. На фиг. 85 изображены стали с добавкой свинца (1) и без добавки его (2), причем в первом случае видно резкое повышение обрабатываемости свинцовистых сталей, особенно автоматных.

На фиг. 86 приведены фотографии стальных стружек до добавки и после добавки свинца, показывающие, что свинец сильно повышает стружколомание (хрупкость стружки). Это подтверждается и опытами Д. А. Прокошкина, а также С. К. Ильинского и А. П. Гуляева.

Исследования показывают, что свинец в структуре стали присутствует в виде равномерно-распределенных мельчайших частичек, которые не различаются даже при самых больших увеличениях микроскопа. При этом рентгенограммы и кривые изменения электропроводности ясно свидетельствуют об отсутствии твердого раствора свинца в железе.

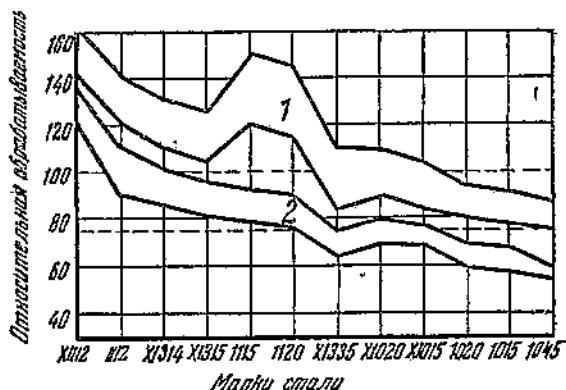
Хорошая обрабатываемость свинцовистых сталей объясняется смазывающим действием свинца. При обработке таких сталей получается гладкая поверхность, понижается трение, теплообразование и износ инструмента. Вытагивание свинцовистых включений при прокатке и ковка стали также могут обеспечить стружколомание. Из фиг. 86, на которой представлены стружки автоматной стали марки 1120 при точении до и после добавки в нее 0,2% Pb, видно, что свинцовистая сталь обладала гораздо большим стружколоманием.

Алюминий и кремний, образуя очень твердые неметаллические включения Al_2O_3 и SiO_2 крупных размеров, крайне затрудняют обрабатываемость стали. Режущее острие, попадая на их абразивные частицы, быстро выкрашивается и тупится.

Легирующие элементы, увеличивая прочность и вязкость автостали, как правило, понижают ее обрабатываемость.

Действие карбидообразующих элементов, увеличивающих главным образом твердость стали, можно регулировать термообработкой.

Элементы же, образующие с ферритом твердые растворы и упрочняющие его при сохранении вязкости, например никель, сильно ухудшают обрабатываемость стали и термообработкой заметного ее улучшения добиться нельзя.



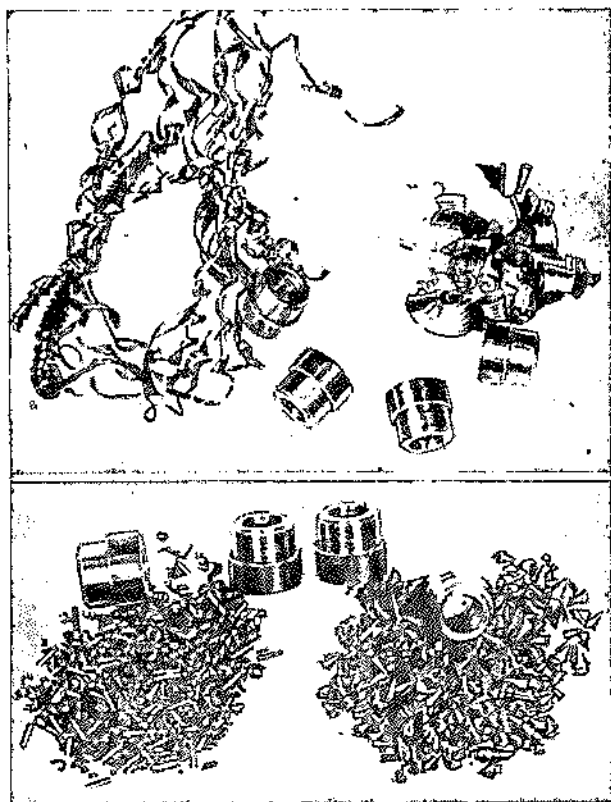
Фиг. 85. Обрабатываемость стали:

1 — после добавки свинца; 2 — до добавки свинца
(Роббинс и Каскей)

Хром, молибден и ванадий понижают обрабатываемость стали несколько меньше, чем никель.

Кроме того, многие легирующие элементы, отодвигая петлю S-образной кривой далеко вправо, тормозят превращение аустенита и делают окончательную структуру троостито-сорбитной или же препятствуют получению дифференцированного пластинчатого перлита, сфероидизируя его.

Некоторые особо вязкие стали только путем холодного волочения можно сделать удовлетворительно обрабатываемыми.



Фиг. 86. Вид стружки при точении и сверлении стали марки 1120 до и после добавки в нее свинца (Роббинс и Каскей)

В табл. 15 приведены примерные цифры относительной обрабатываемости сталей разных марок, причем за 100% принята обрабатываемость стали марки 1112.

Метод выплавки стали. На автомобильных заводах предпочитают, где это позволяют соображения прочности, применять не вполне успокоенную сталь, с резкой волокнистостью в макроструктуре, отказываясь от наиболее качественной, плотной, пол-

ностью успокоенной стали вследствие ее плохой обрабатываемости.

Поэтому, например, на заводах Джeneral Моторс обязательно проверяют макроструктуру стали, предназначенной для шестерен. Если после травки в горячем 50%-ном растворе соляной кислоты в воде при 70° примерно в течение 45 мин. волокна выявляются резко и глубоко, значит сталь не вполне успокоена и будет обрабатываться в механическом цехе очень хорошо. Если же сталь плотная и макроструктура протравливается плохо, — это признак высококачественной совершенно успокоенной стали с большой вязкостью, низкой хрупкостью при обработке и худшей обрабатываемостью.

Таблица 15

Примерная относительная обрабатываемость сталей (в ‰)
(Metal Progress, 1939 г.)

Автоматная сталь		Цементируемые стали		Закаливаемые стали			
марка	относительная обрабатываемость ‰	марка	относительная обрабатываемость ‰	После прокатки		После отжига	
				марка	относительная обрабатываемость ‰	марка	относительная обрабатываемость ‰
1112	100	1020	63	1030	62	1045	60
		1010	53	1040	60	3140	45
		3120	53	1045	48	5140	42
		5120	51	3140	32	1095	30
		4620	51				

Из практики известно, что наилучшая обрабатываемость автоматных сталей будет при повышенной по сравнению с обычными сталями окисленности их. Насыщение автоматных сталей азотом также способствует лучшей их обрабатываемости. При одном и том же содержании серы обрабатываемость сталей, выплавляемых из сернистого скрапа, выше, чем при добавках серы в окончательной стадии их производства.

При повышенном содержании газов — азота и кислорода — бессемеровские стали лучше обрабатываются, чем мартеновские.

Горячая прокатка и ковка мало влияют на обрабатываемость стали, разве только в случае легированных сталей, когда быстрое охлаждение с высоких температур придает им большую твердость, которая должна быть устранена перед механической обработкой.

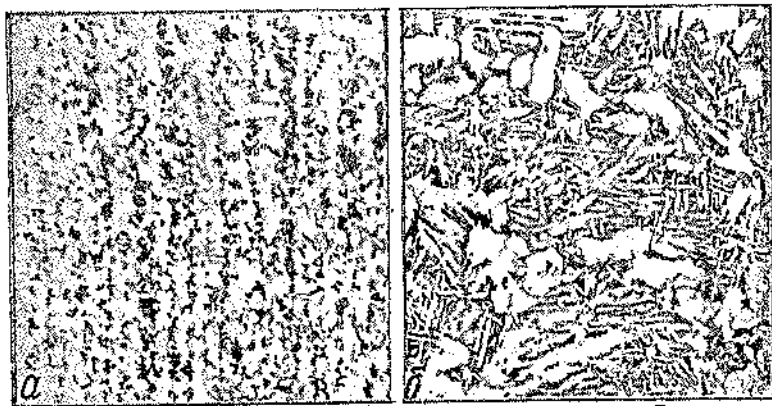
Холодное волочение и прокатка, понижая вязкость стали, улучшают ее обрабатываемость.

Механические свойства. Многие исследователи, начиная с самого Тейлора, стремились установить прямую зависимость между твердостью, сопротивлением разрыву и обрабатываемостью стали, однако структура, состав и метод выплавки имеют здесь большее значение; с увеличением удлинения стали при прочих равных условиях обрабатываемость ее ухудшается.

2. ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА И СОСТОЯНИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ НА ЕЕ ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ

Низкоуглеродистые стали. При снятии грубой обдирочной стружки обрабатываемость сталей с преобладающим содержанием феррита в структуре зависит главным образом от величины зерна. При этом стали с крупным действительным размером зерна обрабатываются лучше [86].

С этой целью на автомобильных заводах поковки шестерен из цементуемых сталей, например марки 4615 и др., подвергаются так называемой высокой нормализации при 960—980° и получают крупнозернистую структуру и твердость по Бринелю 156—173. В случае охлаждения стали с печью, т. е. при отжиге, поковки получают твердость всего 149—163, но тогда операция протяжки у них шлицев затрудняется.



Фиг. 87. Поковки для автомобильных шестерен из стали марки 4615 (Джемсон). $\times 100$:

а — с плохой обрабатываемостью; б — с хорошей обрабатываемостью

Иногда эти поковки для шестерен, особенно в случае высокого содержания в них никеля, например из стали марки 3312, после высокой нормализации при 960° подвергаются еще дополнительному отпуску при 650° с целью получения дифференцированного перлита.

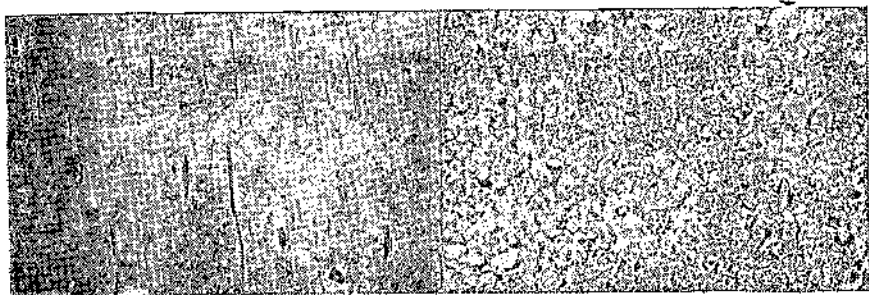
На фиг. 87 показано влияние микроструктуры на обрабатываемость наследственно-мелкозернистой стали марки 4615 (15 НМ) с зерном № 6—8 [86].

В случае вязкой, мелкозернистой, полосчатой структуры феррита и перлита (фиг. 87, а) при твердости 163—187 на одном станке в 1 час удавалось обработать только 19 деталей.

После высокой нормализации структура стали сделалась крупнозернистой, видманштеттового типа (фиг. 87, б) при твердости 156—170 и обработка на одном станке поднялась до 30—38 деталей в 1 час.

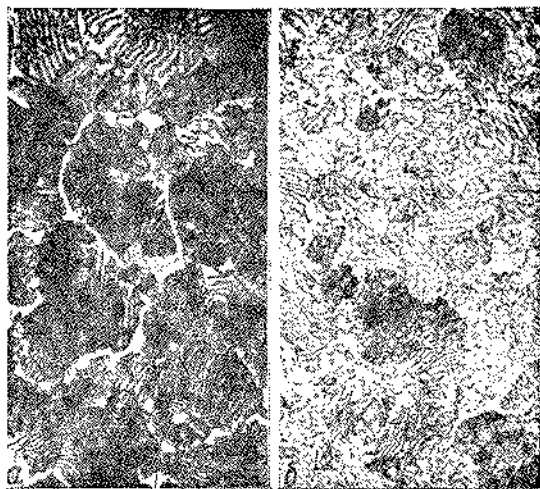
Удвоенная производительность механической обработки объ-

ясняется очевидно разупрочнением структуры и повышением хрупкости ее при обработке, т. е. стружколоманием. При отлаивании стружки вместе с ней удаляется и часть тепла, образовавшегося при резании, что повышает стойкость инструмента и улучшает условия резания.



Фиг. 88. Автоматная сталь деталей Форд-Префект. $\times 100$

После механической обработки и окончательной термообработки наследственно-мелкозернистым сталям возвращается действительное мелкое зерно в готовом изделии и, следовательно, хорошие механические свойства, в особенности высокая ударная вязкость. Необходимо отметить также, что под влиянием высокой нормализации при $960-980^{\circ}$ создается крупное действительное зерно и не только не укрупняется наследственное мелкое зерно, но, наоборот, при этом растворяется препятствующее вещество, которое при следующем нагреве выделяется по границам образующихся при переходе через верхнюю критическую точку мелких зерен аустенита, что препятствует их росту.



Фиг. 89. Поковки для автомобильных шестерен из стали марки 3145-А (Шенк). $\times 750$:
а — с хорошей обрабатываемостью; б — с плохой обрабатываемостью

Стружколомания, необходимого для улучшения обрабатываемости феррита, можно добиться также увеличением содержания фосфора и азота или сульфидных и других включений, и холодным водочением. Однако механические свойства деталей при

этом ухудшаются. На фиг. 88 изображена микроструктура автоматной стали, применяемой при производстве малолитражных автомобилей Форд-Префект, с большим количеством сернистых включений и содержанием серы около 0,3%.

Среднеуглеродистые легированные стали. В легированных сталях марок 5140, 3145 и др. для закаливаемых в масле автомобильных шестерен, где перлит резко преобладает в структуре и может быть очень тонкого сложения, обрабатываемость прежде всего зависит от его строения.



Фиг. 90. Сталь марки 5140 с хорошей обрабатываемостью (Кларк и Кайнер). $\times 750$

По данным Шенка (автозавод Бюик) [86] для лучшей обрабатываемости стали марки 3145 она должна обладать структурой пластинчатого перлита и иметь разорванную ферритовую сетку (фиг. 89, а). При смешанной структуре зернистого перлита и феррита та же сталь марки 3145 (фиг. 89, б) плохо обрабатывается.

На автозаводе Бюик путем особой термообработки добиваются, чтобы структура поковок для шестерен из стали марки 3145-А с зерном № 6—8 была из пластинчатого перлита с разорванной ферритной сеткой.

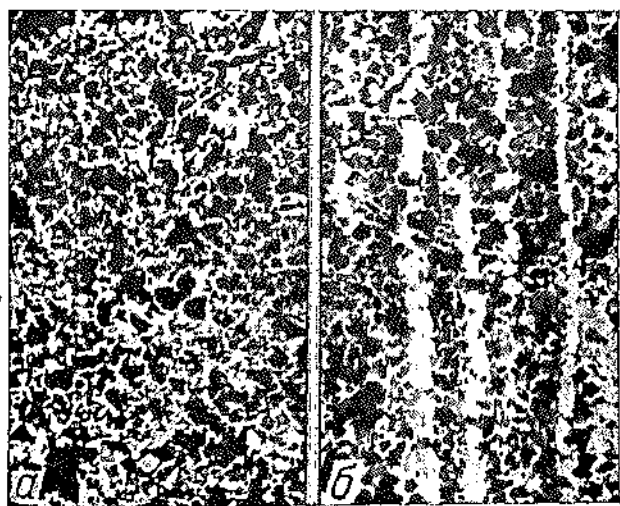
Такая термообработка заключается в сложном отжиге в течение 9 час. в печи с четырьмя зонами температур и производительностью 0,5 *т/час*. Первая зона имеет температуру 810°, вторая 870°, третья 690° и четвертая 650°. Последние температуры способствуют пластинчатому (перлитному) превращению аустенита.

Наилучшей обрабатываемостью сталь марки 5140 обладает также при структуре дифференцированного перлита с разорванной сеткой феррита (фиг. 90). Такую структуру стали марки 5140, как не содержащей никеля, можно получить после простой нормализации при 900°.

Для шестерен обычно обрабатываются стали с твердостями по Бринелю включительно до 331.

Наследственно-мелкозернистые стали, как правило, ввиду склонности их к образованию зернистого перлита, его коагуляции и увеличения площадей феррита, необходимо подвергать упомянутой выше термообработке, обеспечивающей согласно S-образной кривой пластинчатое превращение вблизи точки A_1 , т. е. создание дифференцированного перлита.

На фиг. 91, а приведена (по данным завода Форда [86] равноосно-перлитная структура стали с содержанием 1% Cr и 0,35% C с хорошей обрабатываемостью. Полосчатая структура (фиг. 91, б), обладающая разными свойствами вдоль и поперек прокатки, отличается плохой обрабатываемостью и дает плохое качество обработанной поверхности.



Фиг. 91. Сталь с содержанием 0,9—1,1% Cr и 0,3—0,35% C (Мак-Клоуд). $\times 100$:

а — с хорошей обрабатываемостью; б — с плохой обрабатываемостью

Высокоуглеродистые стали. При содержании выше 0,6% C твердость стали начинает сильно возрастать и для наилучшей обрабатываемости часть перлита должна быть зернистой, особенно в случае легированных сталей. Это отвечает твердости по Бринелю около 200 и сопротивлению разрыву около 70 кг/мм².

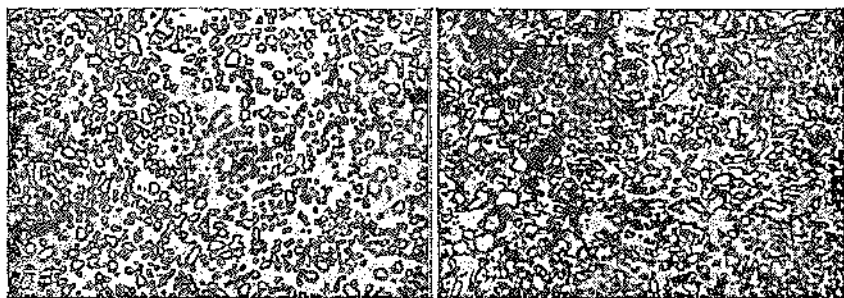
По мере повышения содержания углерода с 0,6 до 1% количество сфероидизированного цементита в перлите должно возрастать и при содержании 1% C для понижения твердости и наилучшей обрабатываемости стали весь перлит должен быть зернистым и равномерного строения (фиг. 92, а).

Зернистый перлит с крупными карбидами, расположенными

группами (фиг. 92, б), затупляет режущую кромку инструмента и ухудшает качество обработанной поверхности.

Как известно, высокоуглеродистые инструментальные и шарикоподшипниковые стали марки типа ШХ15 для лучшей обрабатываемости обычно подвергаются отжигу на зернистый перлит.

Цветные сплавы. Интересно отметить, что исследователи обрабатываемости цветных сплавов [86] пришли к подобным же выводам, но там эти явления обнаруживаются более четко и ясно.



а б
Фиг. 92. Зернистый перлит высокоуглеродистой инструментальной стали (Родс). $\times 100$:

а — с хорошей обрабатываемостью; б — с плохой обрабатываемостью

Структурные элементы с ограниченной растворимостью или совсем не растворяющиеся резко влияют на обрабатываемость.

Включения «смазывающего» типа, например свинец или висмут, легкоплавки и улучшают обрабатываемость. Автоматный алюминиевый сплав с 5% Си; 0,5% Рb и 0,5% Вi с некоторым количеством магния и никеля обрабатывается исключительно хорошо. Подобным же образом действует и графит в чугунах.

Включения с низким сопротивлением срезу или обладающие плохим сцеплением с основной массой стали способствуют лучшей обрабатываемости ее. В автомобильном производстве, например, такие включения улучшают обрабатываемость поршневого сплава. Наоборот, твердые включения, например кремний в силумине, сильно увеличивают износ инструмента и затрудняют его обработку.

Наличие в твердом растворе элементов, понижающих вязкость алюминия, улучшает его обрабатываемость.

Помимо этого, наличие субмикроскопических частиц в составленных сплавах может влиять на их обрабатываемость, так же как и на их восприимчивость к наклепу. Более равномерное распределение дисперсных частиц по границам мелкозернистого сплава способствует лучшей его обрабатываемости.

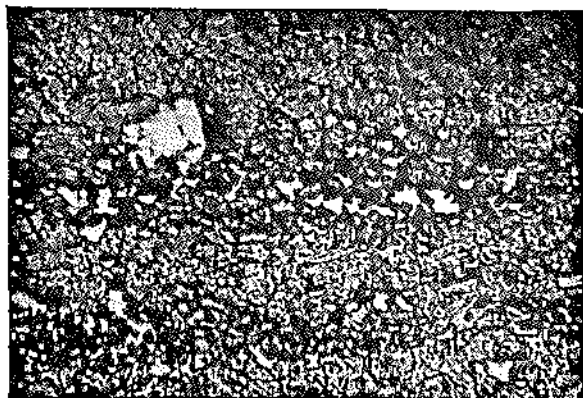
Литые структуры цветных сплавов обрабатываются лучше, чем более плотные кованные.

В цветных сплавах пластинчатые структуры обрабатываются лучше, чем сфероидизованные или полосчатые структуры.

3. ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ ПРИ РЕЗАНИИ НОЖОВКОЙ СТАЛИ МАРКИ 1040 С МЕЛКИМ И КРУПНЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Чтобы проверить влияние величины зерна на обрабатываемость стали, автором было произведено испытание резанием ножовкой сталей марки 1040 плавки СМ и 12—17, нормализованных при 850 и 1100°.

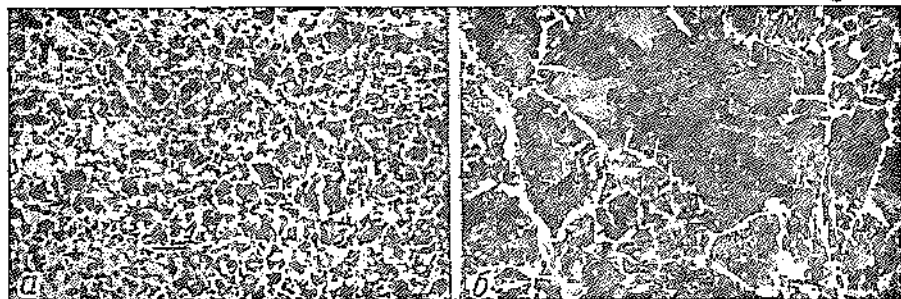
При испытании применялась механическая ножовка, изготовленная 4-й артелью Всесоюзного совета с мотором 0,75 кв, отрегулированная и приспособленная для испытания тов. А. В. Зотовым.



Фиг. 93. Микроструктура экспериментальных
ножовочных полотен. $\times 500$

Полотна были наивысшего качества из быстрорежущей стали типа РФ-1 с твердостью вблизи зуба 63—65 по Роквеллу (шкала С). Их микроструктура изображена на фиг. 93.

Число зубьев было 5,66 на 25 мм, размеры полотна следующие: толщина 2 мм, ширина 38 и длина 460 мм, 5,66 зубьев на 25,4 мм.



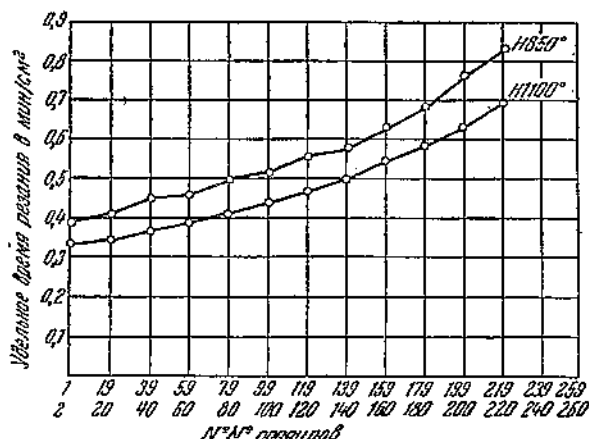
Фиг. 94. Сталь марки 1040, плавки СМ, наследственное
зерно № 2. $\times 100$:

а — нормализация при 850°; б — нормализация при 1100°

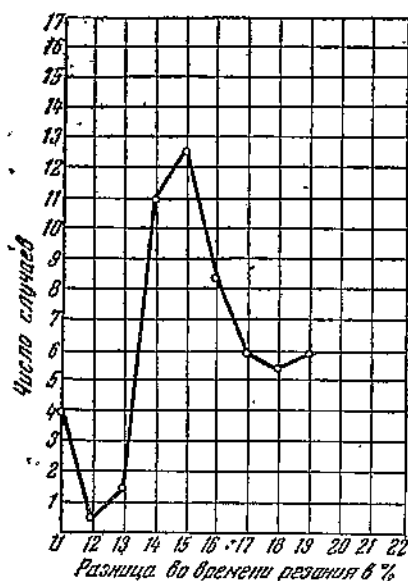
Основное число двойных ходов полотна было 77 в 1 мин., дополнительно производилось испытание и при других скоростях.

Методика испытаний несколько отличалась от американской,

хотя в основном приведенный здесь метод был дифференциальным. На одной и той же стали, например марки 1040 плавки СМ



Фиг. 95. Удельное время резания ножовкой стали марки 1040 плавки СМ, наследственное зерно № 2 марки 1040 с мелким (нормализация при 850°) и крупным (нормализация при 1100°) действительным размером зерна



Фиг. 96. Разница между временем резания для стали марки 1040 плавки СМ, с наследственным зерном № 2 с крупным (нормализация при 850°) действительным зерном

с зерном № 2 и круглым поперечным сечением диаметром 44, крупное действительное зерно создавалось после нормализации в течение 2 час. при 1100° (нормализация 1100°), а мелкое — при 850° (фиг. 94).

Один рез производился на стали Н 850° с мелким действительным размером зерна, которая была принята нами за эталон, другой на той же стали, но с крупным зерном Н 1100°. Затем опыт повторялся снова и снова до затупления полотна. Всего было сделано 222 отреза до затупления полотна, которое ввиду его высокого качества могло работать еще и дальше, но конечно менее производительно.

Удельное время резания подсчитывалось по формуле

$$\xi = \frac{T}{f},$$

где T — время отреза в минутах, f — площадь отреза в см².

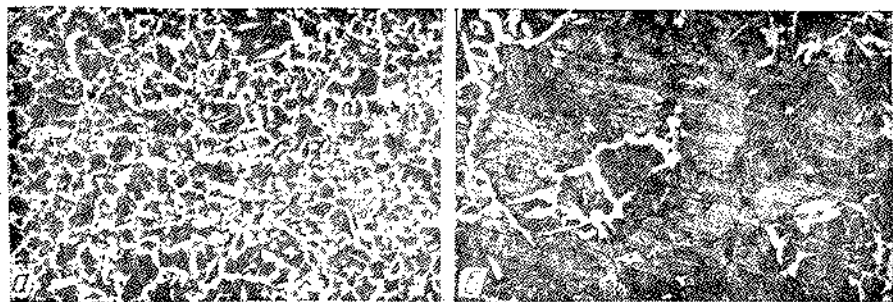
Результаты испытаний изображены на фиг. 95 и 96.

Все эти данные показывают, что стали марки 1040 плавки СМ с крупнозернистой структурой обрабатываются в среднем на 15% лучше, чем те же стали с мелкозернистой структурой.

В дальнейшем наши испытания производились с другим стандартным полотном из той

же быстрорежущей стали такого же высокого качества и твердости.

На фиг. 97 и 98 приведены результаты подобных же испытаний на обрабатываемость ножовкой, но с меньшим числом отрезов, для стали марки 1040 плавка 12—17 с наследственным



Фиг. 97. Сталь марки 1040, плавка 12—17, наследственное зерно № 6:

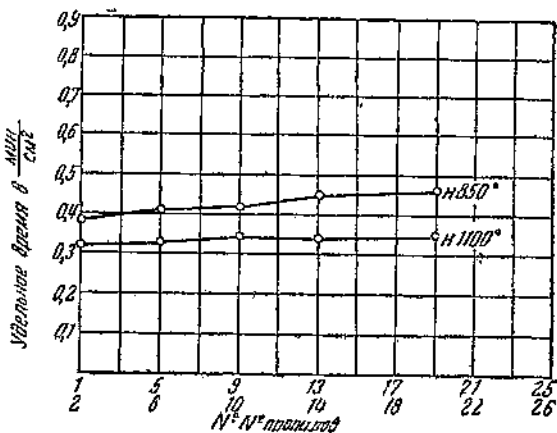
а — нормализация при 850°; б — нормализация при 1100°

зерном № 6 и круглым сечением диаметром 38 мм. Здесь также создавалось действительное мелкое зерно путем нормализации при 850° и крупное путем нормализации при 1100°.

Помимо этого были сделаны опыты с разными скоростями резания при двойных ходах 77 и 94 в 1 мин. на тех же сталях (фиг. 99).

И. С. Козловский и А. Е. Белкин [84] производили испытания на стойкость инструмента при точении стали марки 45 (зерно № 6—7) и пришли к противоположному выводу: укрупнение действительного зерна при высокой нормализации при 1025° ухудшает обрабатываемость в сравнении с нормализацией при 850°.

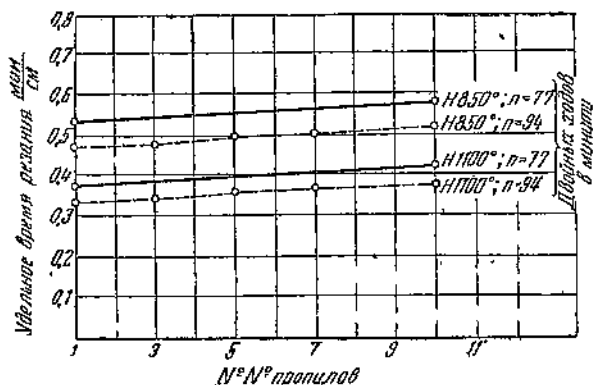
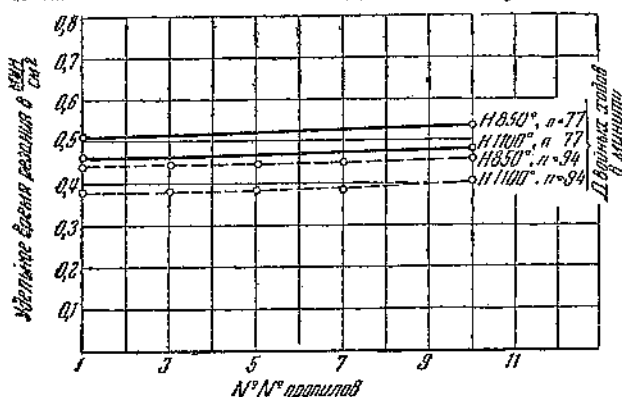
Однако сами авторы считают, что после нормализации при высокой температуре твердость и разрывное усилие были выше и это ухудшало обрабатываемость. Кроме того, помимо величины зерна состояние



Фиг. 98. Удельное время резания ножовкой стали марки 1040, плавка 12—17, наследственное зерно № 6, с мелким и крупным действительным размером зерна

структуры перлита, которого в этой стали было несколько больше, чем в стали марки 1040, могло повлиять на обрабатываемость. Во всяком случае их опыты показывают, что величина зерна является только одним из факторов, определяющих обрабатываемость, и только одним им руководствоваться нельзя.

В соответствии со всем сказанным и на основании проведенных испытаний можно сделать следующие выводы.



Фиг. 99. Удельное время резания сталей марки 1040 при разных скоростях резания:

а — плавка ОМ; б — плавка 12—17

1. Испытание на относительную обрабатываемость ножовочными полотнами отличается достаточной надежностью и однородностью результатов, полученных при простом оборудовании и сравнительно небольшой затрате времени.

2. Исследованиями установлено, что во всех случаях и при разных режимах и разной степени затупления полотна стали марки 1040 с крупным действительным зерном, при прочих равных условиях, обрабатывается на 15% лучше, чем та же сталь с мелким действительным размером зерна.

3. Наследственная величина зерна стали марки 1040 на обрабатываемость ее режущим инструментом влияния не оказывает.

4. Величина зерна является только одним из нескольких факторов, определяющих обрабатываемость стали, которая должна определяться совместным их действием.

4. ВЫВОДЫ

1. Наряду с другими факторами размер зерна и состояние структуры стали оказывают существенное влияние на ее обрабатываемость режущим инструментом, имеющим в машиностроении решающее технико-экономическое значение.

2. Обрабатываемость сталей с преобладающим содержанием феррита зависит от величины зерна. Для создания так называемой «обработочной хрупкости» необходимо путем высокой нормализации, в некоторых случаях сопровождаемой отпуском, укрупнить размер ее действительного зерна. Такая термообработка, улучшая обрабатываемость стали, не уничтожает наследственной мелкозернистости, а наоборот, стимулирует ее и делает структуру более однородной. После же механической обработки мелкое зерно и высокая прочность готовых изделий достигаются путем окончательной термообработки.

3. Из стали с преобладающим содержанием перлита наилучшую обрабатываемость имеют стали со структурой пластинчатого перлита и с тонкой разорванной ферритовой сеткой, получаемой путем сложного отжига, а если оборудование этого не позволяет, то путем нормализации с отпуском при 720° . Оба метода первичной термообработки обеспечивают протекание пластинчатого превращения в верхней части S-кривой при наивысшей температуре.

4. В высокоуглеродистых сталях, например с 1% С и выше, наилучшей обрабатываемости отвечает структура зернистого перлита.

5. Метод испытания сравнительной обрабатываемости сталей путем резания высококачественной стандартной ножовкой является простым и удобным для производства.

6. Исследование обрабатываемости сталей марки 1040 с разным наследственным и действительным зерном обнаруживает, что обрабатываемость стали с крупным действительным зерном в среднем на 15—16% выше, чем с мелким. Наследственная же величина зерна прямого влияния на обрабатываемость не оказывает.

ГЛАВА VII

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА НА ХОЛОДНУЮ ШТАМПОВКУ СТАЛИ

1. ВВЕДЕНИЕ

Холодная штамповка в автомобильном производстве имеет громадное значение, так как она применяется для изготовления очень многих деталей современных автомобилей, особенно легковых.

Листовая сталь изготавливается кипящей и обладает очень крупным наследственным зерном аустенита — № 1—2. В то же время действительный размер зерна в готовом листе мелкий — № 6—7 (см. фиг. 2).

Обычно для листов применяется кипящая низкоуглеродистая вязкая сталь марки 1008 или 1010, весьма дешевая, но имеющая три существенных недостатка: склонность к старению, пузырям и сегрегации. При производстве листовой стали особое значение для ее качества имеет совершенство и однородность процесса горячей и холодной прокатки и отделки листа, например при непрерывной прокатке.

2. МИКРОСТРУКТУРА

Исключительно важное значение, особенно для листовой стали, подвергающейся глубокой штамповке, имеет исследование ее микроструктуры, которое помогает металлургическому заводу контролировать правильность и однородность его технологического процесса, а машиностроительному заводу обеспечивает хорошую штампуемость и помогает объяснять и устранять брак.

В случае тонкого листа толщиной в 1—2 мм наиболее выгодным для холодной штамповки размером зерна феррита являются № 6 или 7 (фиг. 100, а). Для листов толщиной 3—5 мм допустимо и зерно № 5, при котором обеспечивается лучшая формоустойчивость детали и меньшее пружинение. Вообще оптимальный размер зерна определяется формой изделия, зазорами штампа и условиями производства в прессовом цехе. Слишком мелкое зерно феррита, № 8 или еще мельче, обычно сопровождается сорбитообразным перлитом. Все это вызывает жесткость и большую упругую отдачу при штамповке и очень сильно повышает износ штампов.

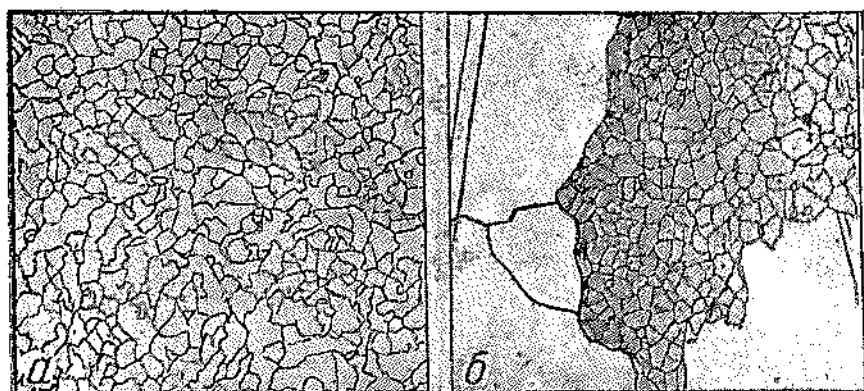
Кроме того, излишне мелкое действительное зерно усиливает вредный для листа процесс старения после холодной обработки.

Это объясняется тем, что при одинаковом обжатии наклеп у мелких зерен феррита будет больше. Следовательно, и плоскостей скольжения, т. е. мест, где происходит старение, будет больше.

Слишком крупное зерно, № 1, 2, 3 или 4, ведет к разрывам при глубокой штамповке и вызывает шероховатую поверхность — «капельсинную корку». Для деталей, подвергаемых покрытиям и эмалировке (крылья автомобиля, облицовка радиатора, лицевые детали кузова и т. д.), зерно крупнее № 6 или 7 недопустимо. Полировка шероховатой поверхности чрезвычайно затруднительна.

Исключительно большое значение для успеха глубокой вытяжки имеет однородность размеров зерна (фиг. 100, а).

Неоднородность в размерах зерна, т. е. смешанное или пестрое зерно (фиг. 100, б), вызывает неоднородность деформации при холодной штамповке и ведет к разрывам. Крупные более податливые зерна, легче образующие сплошные плоскости скольжения, деформируются в первую очередь. Мелкие же зерна, как более прочные, в которых сплошным плоскостям скольжения образоваться труднее, в деформации участия не принимают. Поэтому деформируется только часть структуры, вязкость ее быстро исчерпывается и появляются трещины и разрывы.



Фиг. 100. Листовая сталь. $\times 100$:

а — хорошего качества с однородным мелким зерном феррита; б — плохого качества со смешанным зерном феррита

Следовательно, смешанное зерно для листовой стали недопустимо. Наличие чрезмерно крупных зерен на поверхности листовой стали (фиг. 101) можно объяснить следующим образом.

В кипящей стали сердцевина обогащена углеродом и фосфором, поэтому она тверже, чем поверхность. Следовательно, при холодной прокатке деформироваться будет поверхность, а сердцевина останется почти без изменения. Последующий рекристаллизационный отжиг в условиях градации наклепа вызовет сильный рост зерна в деформированной поверхности, сердцевина же,

на которую обжатие почти не распространяется и где благодаря большому количеству примесей больше препятствий росту зерна, останется мелкозернистой. Это происходит в особенности при очень небольших обжатиях, когда на поверхности получается критический наклеп, на сердцевину не распространяющийся.

Далее необходимо отметить, что величина действительного зерна листовой стали является очень важным, но не единственным фактором, определяющим ее поведение при холодной штамповке.



Фиг. 101. Гигантский рост зерна на поверхности листовой стали, $\times 50$

Состояние и дифференцированность перлита, наличие структурно свободного цементита, неметаллических включений, строчечности, также твердость, химический состав и пр. имеют не менее важное значение.

Наиболее выгодной для холодной штамповки формой перлита является зернистый перлит. Присутствие зернистого перлита внутри феррита указывает на завершившийся процесс рекристаллизации и является признаком хорошей штампуемости листа.

Пластинчатый перлит деформируется вполне удовлетворительно. Сорбитообразный перлит, связанный с зерном № 8 и мельче, деформируется значительно хуже, дает большую упругую отдачу и быстро изнашивает штампы.

В мягкой стали 1008 на границах зерен почти всегда наблюдается структурно-свободный третичный цементит, выделяющийся из твердого раствора с альфа-железом (фиг. 102).

Завод «Серп и молот» считает, что структурно-свободный цементит, не различимый при увеличении в 100 раз и не образующий сплошной сетки вокруг зерна феррита, допустим.

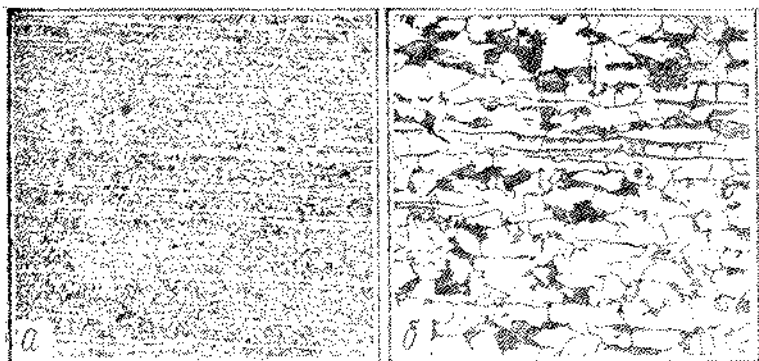
Сплошные массивные выделения хрупкого цементита, разделяющие зерна вязкого феррита, вызывают разрывы и служат причиной брака в производстве.



Фиг. 102. Структурно-свободный цементит. $\times 500$:
а—до холодной штамповки; б—после холодной штамповки.

Наличие недопустимого количества неметаллических включений — сульфидов и в особенности оксидов также вызывает разрывы при холодной штамповке.

Строчечные (полосчатые) структуры (фиг. 103, а) являются продуктом первичной кристаллизации стали — дендритной лик-



Фиг. 103. Строчечность в структуре стали марки 1020. $\times 100$

вации при медленном затвердевании ее из расплавленного жидкого состояния. Часто строчечные (полосчатые) структуры связываются с неметаллическими включениями (фиг. 103, б).

Такие резко выраженные строчечные (полосчатые) структуры, в особенности с неметаллическими включениями, в стали 1020 служат основной причиной разрывов и брака при штамповке, например лонжеронов и тормозных барабанов автомобилей.

Строчечность (полосчатость) или совсем не уничтожается при термообработке, или уничтожается с большим трудом и поэтому металлургические заводы должны избегать слишком медленного охлаждения слитков, особенно очень крупных, и не выпускать стали с резкой строчечностью (полосчатостью). При разработке технологического процесса штамповки надо так вырезать детали, чтобы направление проката не совпадало с линией изгиба, что далеко не всегда возможно.

3. ПРОЧИЕ ИСПЫТАНИЯ

Очень простым, но вместе с тем удобным и важным испытанием листовой стали является определение ее твердости по Роквеллу стальным шариком диаметром в 1,59 мм ($\frac{1}{16}$ "), шкала В. Одна и та же плавка стали вследствие неоднородности может иметь разную твердость отдельных листов. Эта неоднородность твердости еще больше увеличится при нормализации и отжиге, ибо мягкие листы больше увеличивают свою мягкость, чем твердые. Обычно твердость В по Роквеллу в технических условиях указывается в пределах 10 единиц, например $B = 40-50$, причем, может быть 5—10% листов с выходящей из этих пределов твердостью — $B = 55$.

Испытание на растяжение без снятия диаграмм и учета длины площадки текучести оказывается недостаточно чувствительным для оценки метода производства листа, от которого зависит поведение его при холодной штамповке.

Хорошие механические свойства далеко еще не являются гарантией хорошей штампуемости, с другой стороны, листы с разными механическими свойствами могут иметь одинаковую штампуемость. Испытание на растяжение занимает много времени при массовом контроле, особенно при точном измерении удлинения. Листы должны испытываться вдоль и поперек прокатки. На одном из заводов при 38% удлинения у продольных образцов и 34% у поперечных, на длине 50 мм большинство листов (83%) обнаружило хорошую штампуемость.

Испытание на твердость по Роквеллу и на выдавливание по Эриксену проще и скорее, чем на растяжение, а дает те же результаты.

Для очень толстых листов испытание на выдавливание не производят и заменяют его испытанием на растяжение: хорошая штампуемость при небольшом количестве неметаллических включений была на одном из заводов при удлинении от 33 до 40% и временном сопротивлении разрыву от 45 до 35 кг/мм².

Как будет указано в дальнейшем, снятие диаграмм растяжения является ценной характеристикой старения и возможности образования полос скольжения.

Возможно, что будет полезно испытание на разрыв ударной нагрузкой.

Наиболее распространенной для листа является очень простая и удобная для производства, широко известная проба на выдавливание по Эриксену. Однако эта проба лишь в некоторой сте-

пени воспроизводит штамповку и хотя деформирует металл в разных направлениях, но здесь не учитывается весьма важный фактор — величина зазора между штампами. Вместе с тем это испытание не может так хорошо уловить разницу между только нормализованными и нормализованными и отожженными листами, как это обнаруживает простое испытание твердости по Роквеллу. Несмотря на это, за отсутствием лучшего, заводы вынуждены широко пользоваться методом Эриксона или его видоизменениями.

Для листов в 1 мм толщиной на заводе Паккард для глубокой штамповки применяют сталь 1010 с твердостью по Роквеллу $B = 43-53$ и глубиной выдавливания по Эриксону 10,5 мм, а для особо трудной штамповки с глубиной выдавливания 11 мм при той же твердости и размере зерен.

Однако при штамповке в производственных условиях крупное зерно тянется хуже, чем при испытании по Эриксону.

В общем спецификации пределов твердости и выдавливания должны быть согласованы с типом изделий, практикой штамповки, конструкцией штампов, зазорами в них, смазкой и т. д.

Существует еще ряд приборов для гидравлического выдавливания, видоизмененных проб для выдавливания, например выдавливание листа с дыркой и т. д., метод протягивания клина, предложенный Заксом, технологические пробы листа на гиб с перегибом и пружинение и т. д.

Однако достаточно надежного метода, характеризующего поведение листа в производстве прессового цеха, пока не выработано. Поэтому опробование листа в производстве и получение данных о его выплавке и обработке на металлургическом заводе до сих пор неизбежно.

Химанализ листа для холодной штамповки имеет важное значение как в отношении содержания углерода, так и элементов, входящих в твердый раствор с ферритом: кремния и фосфора, которые делают сталь более жесткой, твердой и хрупкой.

При этом следует иметь в виду сегрегацию и неоднородность химсостава слитков и, следовательно, отдельных листов, изготовленных из разных его частей. Например, в верхней части слитка может быть $C = 0,10\%$, а в нижней — $0,05\%$, $Mn = 0,38\%$ вверху и $0,35\%$ внизу; $P = 0,018$ и $0,008\%$; $S = 0,045$ и $0,020\%$. Затем следующие изменения химсостава бывают в начале и в конце разливки стали; последние слитки могут в верхней части содержать $0,12\%$ C и соответственное увеличенное содержание других элементов. Поэтому верхнюю часть слитка используют для кровельного железа и других неответственных сортов листа.

Таким образом, несмотря на то, что твердость по Роквеллу, длина площадки текучести, выдавливание, химанализ и в особенности микроструктура и являются весьма ценными методами испытаний, все же окончательным методом оценки качества листовой стали является опробование его в производстве. К сожалению это слишком сложно и дорого, поэтому разработка наи-

более простых, быстрых и надежных лабораторных методов для испытания листа имеет большое значение для производства.

При холодной штамповке листа приходится считаться с многочисленными факторами, среди которых важнейшие:

1. Конструкция пуансона и матрицы и в особенности радиусы кривизны, вокруг которых должен деформироваться металл.

2. Зазор между пуансоном и матрицей по отношению к толщине металла; количество деформаций и ее тип на каждой промежуточной стадии штамповки.

3. Величина действующей силы и скорость ее приложения.

4. Трение между поверхностью листа, пуансона и матрицы, зависящее от свойств поверхности пуансона и матрицы и от применяемой смазки.

В общем и конструкции штампов, и размеры деформации, которую может выдержать лист, зависят от толщины последнего. Поэтому необходимо производить эту нетрудную операцию промера толщины листов с точностью до 0,01 мм, могущую предотвратить многие неудачи глубокой штамповки. В случае большого разбега по толщине рекомендуется разбить листы на две партии и производить наладку штампов для каждой отдельно.

Большое количество факторов, влияющих на процесс штамповки, заставляет металлургические заводы, изготавливающие листовую сталь, приспособлять свое производство к практике штамповки и получать сведения не только о конструкции изготавливаемой детали, но и штампах для нее, числе штамповок до отжига и т. д.

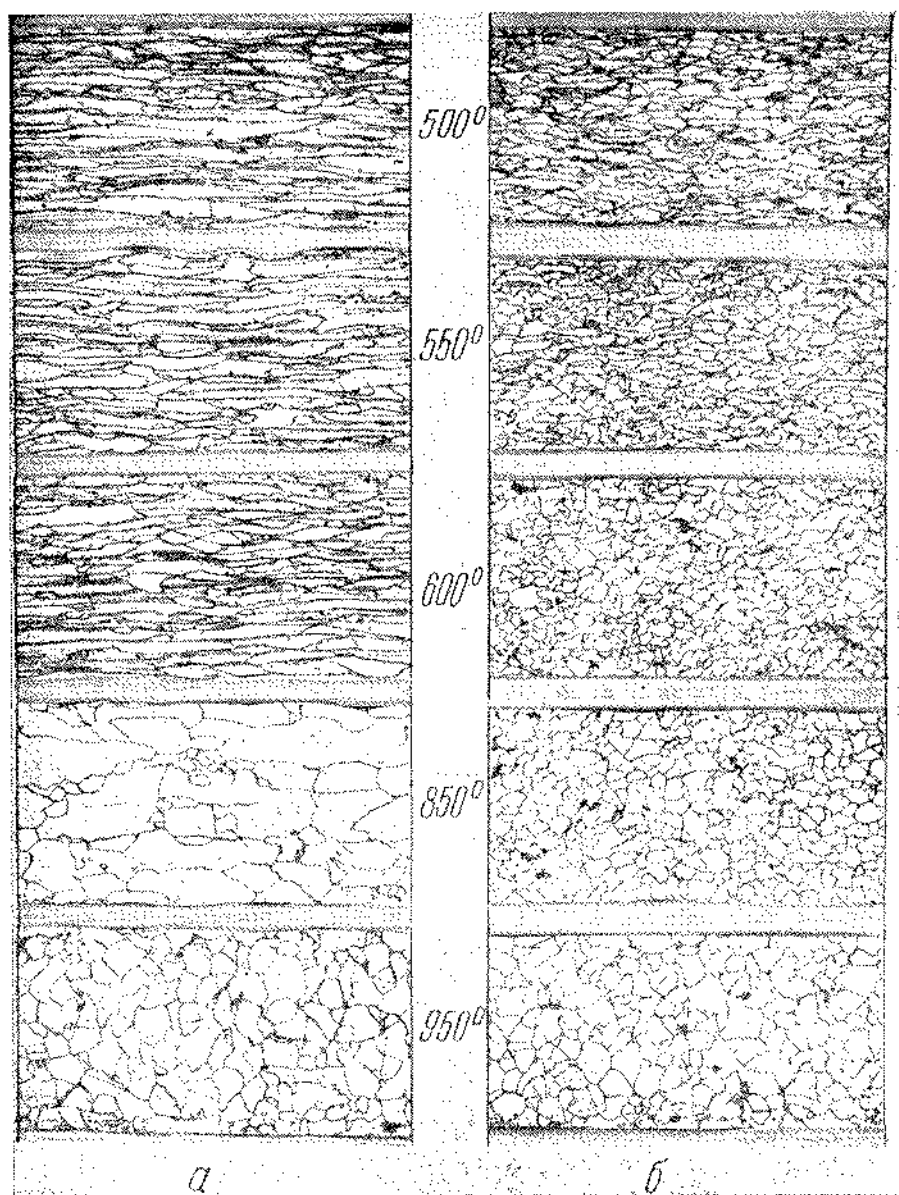
4. ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ И ХОЛОДНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ЛИСТА

При термообработке горячекатаного листа пользуются нормализацией при температуре печи в 950—1000°, так как вытянутость его структуры не устраняется при температурах ниже верхней критической (фиг. 104, а). Обычно нормализация производится в непрерывных печах при температуре печи в 950° при толщине стопы в 3,5 мм и времени прохождения через печь в 17,5 мин.

После холодной прокатки деформированная структура рекристаллизуется и становится равноосной уже при температурах 650° (фиг. 104, б). Чтобы предохранить поверхность холоднокатаных листов от окисления, они отжигаются в сварных ящиках из листовой стали, которые герметически завариваются и в которые добавляется газ для предохранения от цветов побежалости. Этим же газом можно удалить уже образовавшиеся цвета побежалости благодаря восстановлению окислов. Нагрев сварных тонких ящиков производится при температуре печи 700° в течение 12 час., выдержка 10—12 час. и охлаждение 5—6 час. В каждый ящик укладывается не более 10 т стальных листов.

При рекристаллизационном отжиге холоднокатаного листа исключительное значение имеет степень обжатия. Совер еще в

1912 г. открыл, что у мягкой стали существует так называемая «критическая степень наклепа», при которой даже невысокие тем-

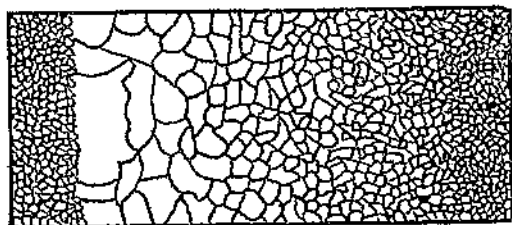


Фиг. 104. Влияние температуры нагрева на структуру листовой стали (Эдвардс):
а — горячекатаной; б — холоднокатаной.

пературы рекристаллизации вызывают гигантский рост зерна. Например небольшое обжатие 7,5—15% вызывает после нагрева

при 730° в течение 4 час. у стального листа очень крупные зерна феррита. При этом наибольший рост зерна вызывает обжатие у нижнего предела — около 7% (фиг. 105). Увеличение обжатия до 20 и 30% уменьшает размер зерен после рекристаллизации. Обжатия же в 40, 50 и 60% позволяют получить у листовой стали после 4-часового отжига при 730° хорошую структуру из мелких равноосных зерен.

Поэтому при холодной прокатке листовой стали необходимо пользоваться большими обжатиями. Американские заводы применяют суммарные обжатия до 60%. Некоторые советские заводы, в результате произведенного исследования, пришли к выводу, что суммарное обжатие около 30% дает готовые листы по структуре и по механическим свойствам гораздо лучшего качества, нежели обжатия ниже 16%.



Фиг. 105. Листовая сталь с обжатием от 0 до 20% после рекристаллизационного отжига

К сожалению метод исследования микроструктуры не дает возможности уловить появление так называемого критического наклепа. Например микроструктуры на фиг. 106, полученные Хейсом и Бурнсом в лаборатории завода Армко, показывают, что нормализованный и обжатый путем холодной прокатки на 0, 5, 7,5, 10,

15, 20, 30, 40, 50 и 60% лист обнаруживает появление вытянутости зерен при обжатиях только 30—40% и выше, а наиболее интересный для нас критический наклеп микроскоп не улавливает совсем. Интересно отметить, что прирост твердости был наибольшим при обжатиях до 25%. От 25 до 60% твердость увеличивалась меньше.

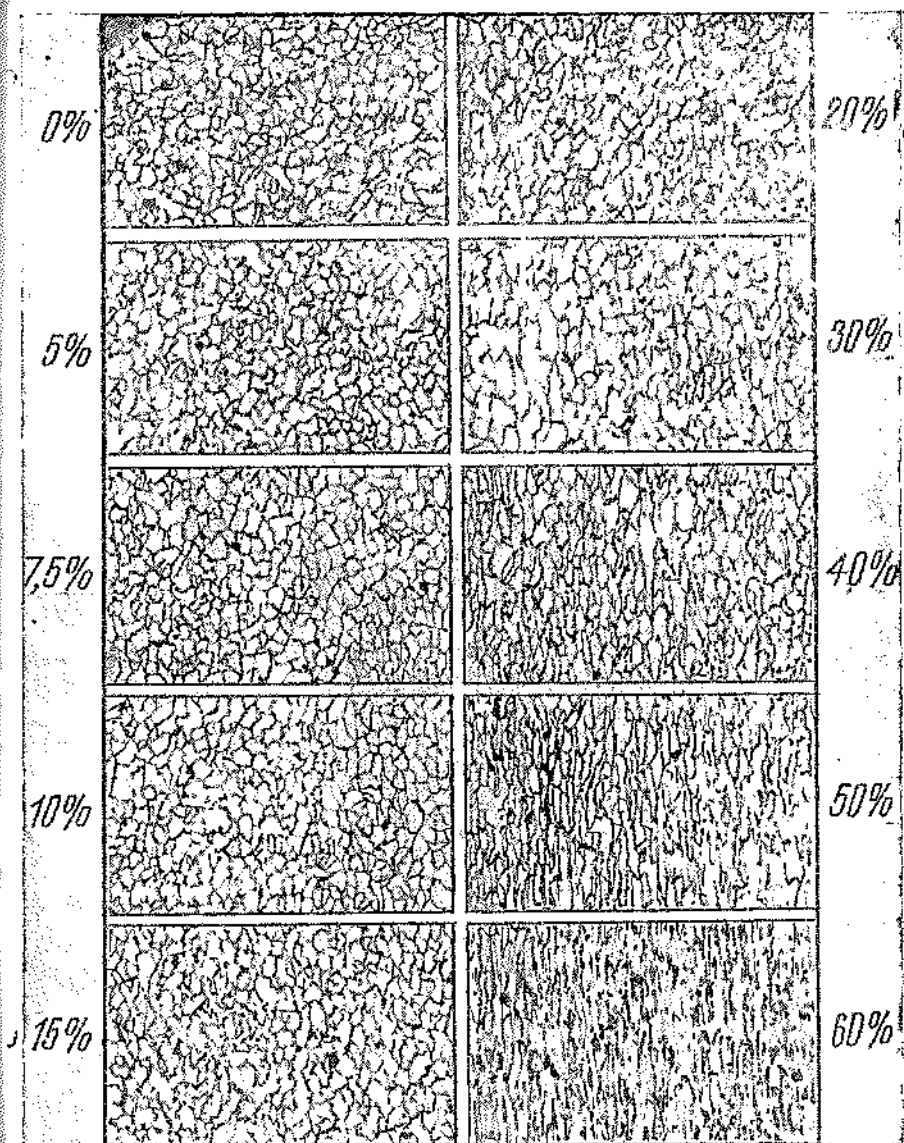
После четырех часов отжига при 730° с последующим очень медленным охлаждением наибольший рост зерна получился при обжатиях в 7,5; 10; 15% (фиг. 107).

Ввиду вышеизложенного для изучения деформированной структуры (текстуры) пользуются не микроскопом, а рентгенографическим методом Лауэ или магнитными весами Н. С. Акулова.

В литературе все чаще и чаще появляются работы по исследованию методом Лауэ текстуры деформации как после холодной, так и после горячей прокатки листа. Госс исследовал влияние небольшого обжатия при холодной прокатке тонкой широкополосной стали с низким содержанием углерода.

После отжига при 900° лауэграмма показала, что зерна имеют несколько несовершенную решетку, т. е. некоторую мозаичность структуры (фиг. 108). Обжатие в 5% дало сильное размельчение зерен на мелкие обломки и, следовательно, более резкую мозаич-

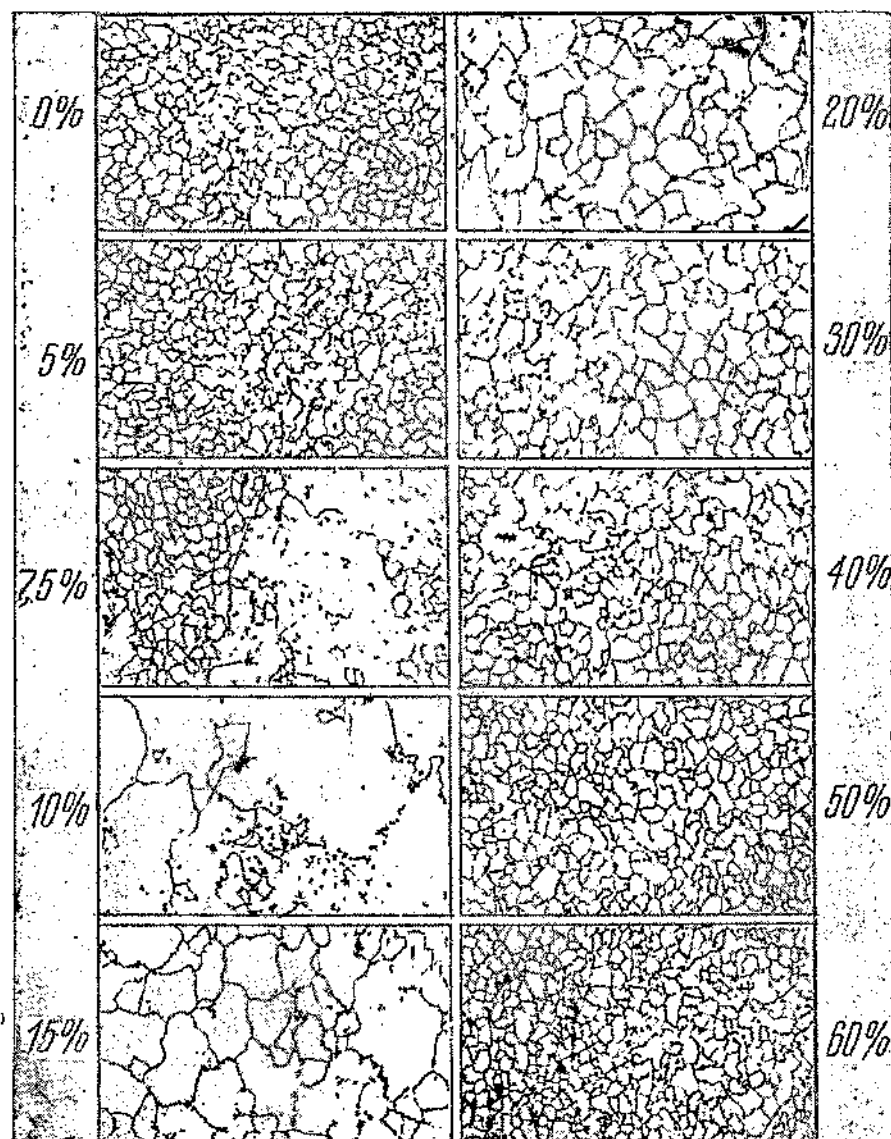
ную структуру. Обжатие в 10% размельчило еще больше зерна, и обломки начали уже отклоняться от своего первоначального направления и поворачиваться диагонально куба



Фиг. 106. Листовая сталь, обжатая холодной прокаткой на 0, 5, 7,5, 10, 15, 20, 30, 40, 50 и 60% (Хейс и Бурнс). $\times 100$

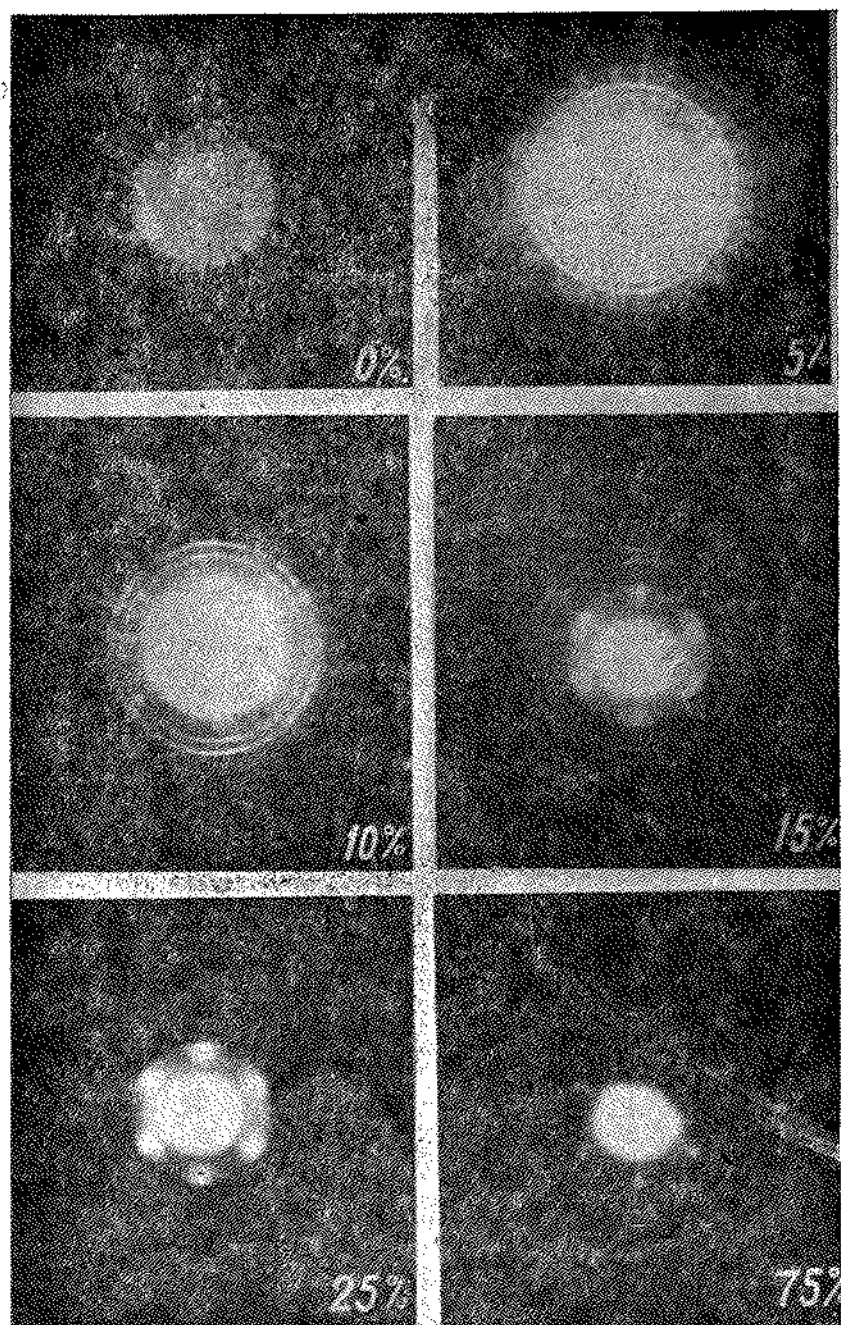
вдоль направления прокатки. Обжатие в 15% дало лауэграмму с текстурой, очень ясно указывающей на предпочтительную ориентацию обломков зерна, что как раз и отвечает концу кри-

тического наклепа. Обжатие в 25 и 75% не изменило общего характера этого явления.



Фиг. 107. Листовая сталь, обжатая холодной прокаткой на 0, 5, 7,5 10, 20, 30, 40, 50 и 60% и отожженная в ящиках в течение 4-х час. при 730° с последующим охлаждением в 15° в час (Хейс и Бурнс). $\times 100$

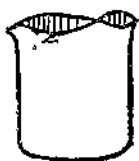
Наличие текстуры деформации обуславливает анизотропию свойств и неоднородную вытяжку в разных направлениях листа. Например при холодной штамповке чашек на заводах из листа



Фиг. 108. Лауэграммы структуры листовой стали, обжатой холодной прокаткой на 0, 5, 10, 15, 25 и 75% (Госс)

с неустраненной текстурой деформации они получают характерные «уши» (фиг. 109), указывающие на неодинаковую вытяжку в разных направлениях.

Однако, несмотря на все достижения рентгеноанализа, все же для производства наиболее простым и удобным методом определения наличия предпочтительной ориентации или анизотропии является не рентгенографический, а магнитный метод (веса Н. С. Акулова). Диск, вырезанный из листа, подвешивается на нити в магнитном поле. Предпочтительная ориентация его зерен (неодинаковые магнитные свойства кристаллических зерен в разных направлениях) вызывает поворот диска на определенный угол. Метод очень простой, требует мало времени, например 15 мин., и дает вполне надежные результаты, так как магнитная анизотропия соответствует анизотропии механической.



Фиг. 109.
«Уши» после глубокой
вытяжки

Желательно разработать такую конструкцию магнитных весов, которая позволила бы определять текстуру непосредственно у листа, не вырезая из него образца.

Наконец следует разобрать вопрос о межоперационной термообработке полуфабриката из листа на машиностроительных заводах. Особо глубокие и трудные по вытяжке детали невозможно получить сразу из листа холодной штамповкой без промежуточного отжига наклепанных полуфабрикатов.

Наиболее удобным отжигом полуфабриката является рекристаллизационный при 680° ; благодаря низкой температуре он удобен для производства и не дает большой окалины на поверхности. Однако его следует применять с осторожностью, так как при предыдущей холодной штамповке деформация может быть неоднородной, что при рекристаллизационном отжиге вызовет чрезмерный рост зерна (смешанное зерно). Тогда следует неизбежно применять нормализацию при 920° , хотя она тяжелее для конвейерных печей, вызывает большое образование окалины и требует для уничтожения последней применения контролируемой, неокисляющей атмосферы.

5. СТАРЕНИЕ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ

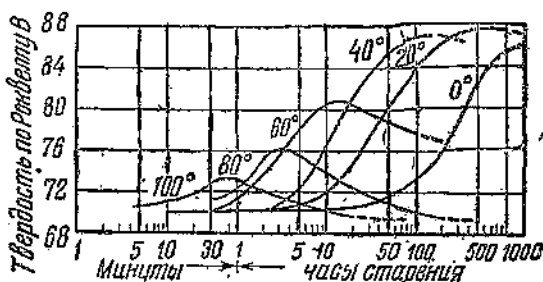
Необходимо, чтобы свойства листа с течением времени не изменялись существенно благодаря процессу старения.

Процессу старения в свое время было посвящено громадное количество работ, опубликованных в иностранной и советской научно-технической литературе. Девенпорт и Бейн указывают на два основных вида старения мягкой стали: 1) старение закалки вследствие выделения углерода из перенасыщенного твердого раствора с ферритом и образования узлов атомов и мельчайших частиц цементита в случайных местах зерен; 2) старение после холодной обработки (механическое старение), когда кислород выделяется из твердого раствора с ферритом, очевидно им перенасыщенного, и по плоскостям скольжения наклепанных зерен образуются окислы.

Оба вида старения часто протекают совместно, но могут быть исследованы раздельно, в первую очередь при помощи измерения твердости, сопротивления разрыву и удару.

Первый тип старения закалки аналогичен старению дуралюмина после закалки, который в свое время был очень хорошо изучен Мазингом и Кестером. Для него характерно постепенное увеличение твердости при нагреве, достижение известного максимума, а потом его падение (фиг. 110). Девенпорт и Бейн установили, что изменение твердости вследствие первого типа старения может быть полностью устранено у листовой стали нагревом в течение 24 час. при 100° , конечно, если не будет последующей холодной прокатки листа.

Старение второго типа часто встречается при длительном хранении полированного, т. е. слегка обжатого при холодной прокатке листа, например при обжатии в 2—5%. Увеличение



Фиг. 110. Изменение твердости при старении после закалки (Девенпорт и Бейн)

твердости наблюдается здесь при обыкновенной температуре, а нагрев вызывает бурный рост твердости (фиг. 111), в отличие от постепенного ее увеличения при старении первого типа. Максимальное увеличение твердости при старении второго рода получается при нагреве 350° , что указывает на связь его с так называемой синеломкостью стали.

Кислород хотя и обладает большим сродством с железом, но способность его к диффузии очень мала и поэтому размягчение при старении второго рода требует более высоких температур.

Однако, несмотря на большую практическую ценность разграничения этих двух видов старения, здесь недооценена роль азота в процессе старения. Между тем бессемеровские стали и электростали, как более богатые азотом, более подвержены старению после холодной обработки, и многие исследователи придают азоту даже большее значение, чем кислороду.

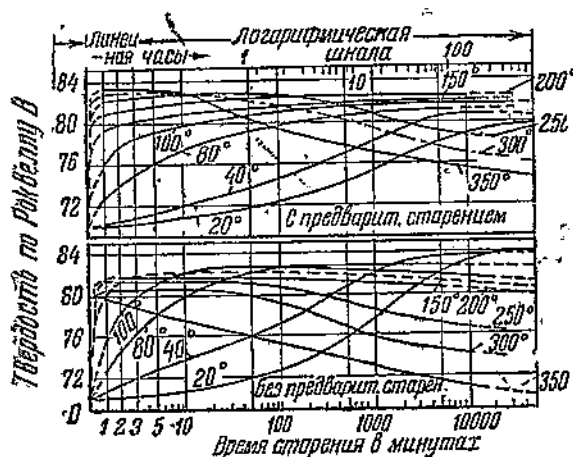
Точно так же в вышеприведенной классификации остался неосвещенным вопрос зависимости между размером зерна и склонностью к старению.

Между тем в своей докторской диссертации В. Н. Данилов совместно с Мелем и Херти установили, что хорошее раскисление углеродистой стали делает ее практически невосприимчивой к обоим видам старения. Они исследовали старение сталей с содержанием углерода от 0,02 до 0,25% следующих типов: кипящие, полуспокойные, спокойные с добавкой кремния и спокойные с добавкой алюминия.

Нормализованные кипящие стали очень сильно подвержены старению — закалке, особенно при содержании углерода 0,04—0,05%, полуспокойные стали стареют несколько меньше, особенно при более высоком содержании углерода. Успокоенные кремнием стали увеличивают свою твердость при старении в два раза меньше, чем кипящие. Стали, успокоенные алюминием, наследственно-мелкозернистые стареют очень мало и при содержании

углерода 0,2—0,25% практически не изменяют своей твердости.

Старению второго рода — после холодной обработки, кипящие, полуспокойные и успокоенные кремнием стали подвержены очень сильно, даже при повышенном содержании углерода. Спокойные с добавкой алюминия стали стареют гораздо меньше, и чем лучше раскисление, тем ничтожнее увеличение твердости.



Фиг. 111. Изменение твердости при старении после холодной обработки (Девенпорт и Бейн)

Очевидно понижение содержания кислорода, уменьшение растворимости углерода и понижение скорости диффузии благодаря присутствию алюминия делает сталь практически не восприимчивой к старению. В связи с этим влияние содержания металлического алюминия (не входящего в состав окиси алюминия) в стали на склонность стали к старению приобретает важное значение.

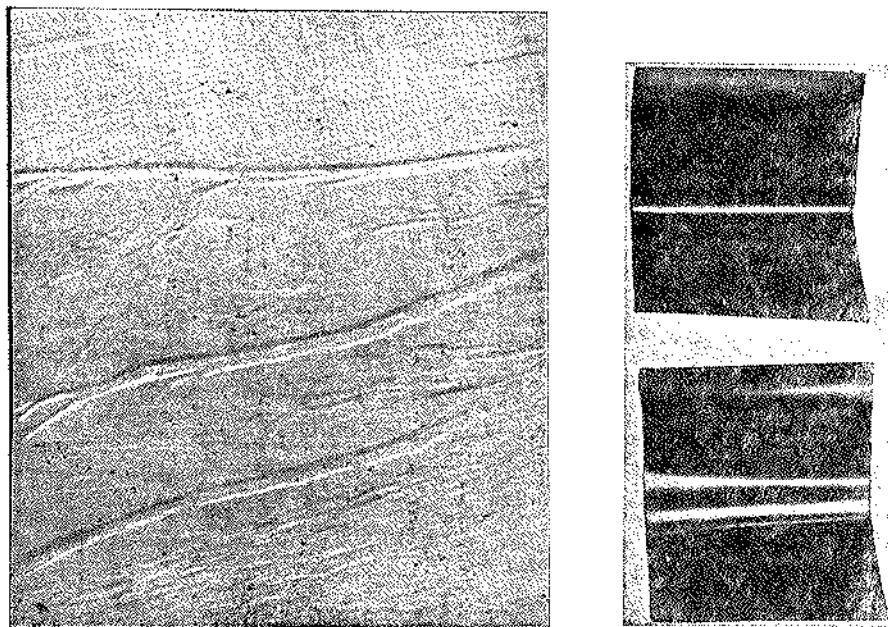
6. ПОЛОСЫ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ХОЛОДНОЙ ШТАМПОВКЕ

Для автомобильного производства имеют большое значение работы Уинлока, главного металлурга известного кузовного завода Бад, и Хейса с Кенионом — руководителей лаборатории заводов Армко, о так называемых «полосах скольжения», образующихся при больших скоростях глубокой штамповки состаренного листа (фиг. 112).

Это явление связано с большим местным удлинением при переходе предела текучести.

Подобное же явление большой местной деформации ведет к образованию резкого угла загиба, например в случаях брака при гнбе автомобильных капотов.

Кенионом был сконструирован специальный экстенсометр для получения диаграмм растяжения листовой стали, при помощи которого было исследовано влияние скорости растяжения на форму кривой нагрузка-удлинение. При этом удалось установить, что старение и наклонность к полосам скольжения и резким углам загиба отвечает длинной площадке текучести диаграммы, т. е. большему удлинению в момент предела текучести, достигающего иногда до 10% (фиг. 113).



Фиг. 112. «Полосы скольжения» и «резкий угол загиба» в состаренной листовой стали

Этот метод получил широкое распространение при испытании листовой стали и оказался весьма полезным для производства. Важно только, чтобы скорость хода разрывной машины была одинаковой со скоростью вытяжки при штамповке.

При помощи этого приспособления Уинлок и Лейтер исследовали 1-мм лист из стали 1008, изготовленный следующими четырьмя различными способами, охватывающими все современные методы его производства.

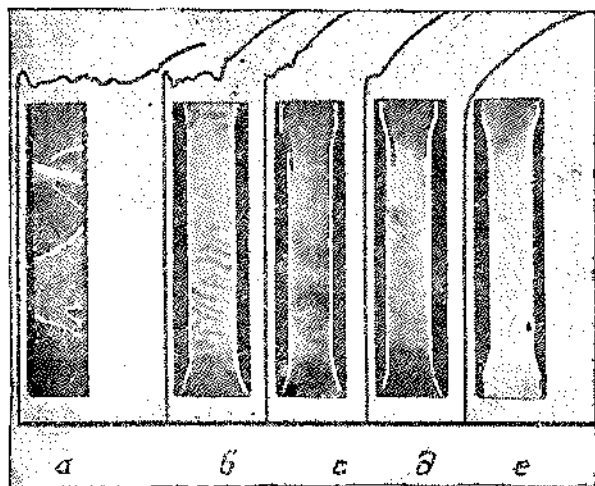
1. Горячая прокатка обычными способами, включая «поперечную» прокатку, примерно до половины окончательной длины, травка, нагрев и горячая прокатка до окончательной толщины. Затем полировка холодной прокаткой и отжиг в ящиках при 680° при восстановительной атмосфере.

2. Та же горячая прокатка, что и в п. 1, но отжиг в ящиках заменен нормализацией при 930° , после нее травка, затем легкая холодная прокатка и окончательный отжиг в ящиках.

3. Непрерывная горячая прокатка тонкой широкой полосы, травка, холодная прокатка, нормализация, травка, полировка и отжиг в ящиках.

4. Тот же процесс, что и в п. 3, но после холодной прокатки только отжиг в ящиках.

При исследовании влияния скорости деформации и размера зерна оказалось, что чем крупнее зерно и чем медленнее скорость деформации,



Фиг. 116. Образование «полос скольжения» и длина площадки текучести на диаграмме растяжения

тем меньше опасность получить линии скольжения. Следовательно, слишком мелкое зерно, помимо нежелательных высоких усилий штамповки, упругой отдачи, жесткости и повышения износа штампов, усиливает явление старения и вызывает полосы скольжения. Скорость деформации зависит от формы штампуемой детали и конструкции штампов.

Исследование причин возникновения линий скольжения

показало, что если в прессовых цехах ввести перед штамповкой операцию легкой вальцовки с обжатием от 0,5—2%, то можно избавиться от полос скольжения. Это дает возможность за исключением отдельных специальных случаев обходиться дешевым листом из кипящей стали.

7. ТЕХНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ НА ЛИСТОВУЮ СТАЛЬ

Химический состав листовой стали марки 1008 и 1010: 0,04—0,12% С; 0,30—0,45% Мп; до 0,03% Р; до 0,05% S и незначительное количество Si.

На табл. 16 приведено извлечение из спецификации американского общества испытания материалов (1935 г.) на листовую сталь для холодной штамповки.

Примерные свойства разных сортов листовой и тонкой широкополосной
холоднокатаной стали 1008
(Американское общество испытания материалов)

Марка	Твер- дость по Роквеллу <i>B</i>	Глубина вы- давливания по Эриксену ¹ для листа толщиной 1,2 мм	Временное сопротивле- ние разрыву <i>кг/мм²</i>	Удлине- ние на 50 мм	Назначение
№ 4 мягкая	58±6	9—10	34±3	30±6	Для сравнительно глу- бокой штамповки, где требуется чистая поверх- ность, загиб до 180 во всех направлениях зерна
№ 5 очень мягкая	45±7	10±11,5	31±3	39±6	Для самой глубокой штамповки, когда не тре- буется особо чистой по- верхности, загиб до 180 во всех направлениях зерна

¹ Глубина выдавливания для других толщин $D = D_2 + 6,4 \lg t$, где t — толщина в мм.

Большое значение в американских спецификациях на лист придается допускам по толщине, присутствию внешних пороков, качеству поверхности, например матовой поверхности и т. д.

На практике американские автомобильные заводы принимают листовую сталь, заказывая ее для определенных деталей и условий штамповки, и обуславливают, что брак от разрывов должен быть не более 3%.

Одновременно большим распространением пользуется испытание на твердость по Роквеллу *B* и проба на выдавливание по Ольсену (Эриксену) пуансоном малого размера.

ГЛАВА VIII

ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА НА ПРОКАТКУ, КОВКУ И ГОРЯЧУЮ ШТАМПОВКУ СТАЛИ

На горячую механическую обработку влияет наследственный размер зерна.

Вопрос о влиянии зерна на ковкость и штампуемость стали является наиболее спорным.

Для обеспечения пластической деформации при ковке и штамповке требуется крупное зерно. В крупных зернах аустенита сплошные плоскости скольжения образуются и распространяются легче, чем в мелкозернистых. Однако крупнозернистые стали, по данным Карнеджи Стил Ко, более склонны к образованию трещин при обрезке заусенцев и к другим ковочным дефектам.

Укрупнение зерна у наследственно-мелкозернистой стали обычно происходит в условиях исключительно интенсивного роста его и при частичном растворении препятствующих оболочек.

Поэтому при высокой температуре поглощение мелких зерен крупными создает в аустените очень крупные зерна. Из этих соображений наследственно-мелкозернистые стали, у которых при высоких температурах нагрева дляковки зерно может разрастаться крупнее, предпочтительнее для кузницы, чем наследственно-крупнозернистые. Необходимо только ковку начинать при достаточно высоких температурах.

Наконец, сопротивляемость росту зерна мелкозернистых сталей позволяет кончать ковку и прокатку при более высоких температурах и не получать крупнозернистости. Более же высокая температура при горячей механической обработке представляет и технические и экономические выгоды.

Многие стали применяются в состоянии проката без термообработки, поэтому они должны иметь мелкий действительный размер зерна, чтобы хорошо сопротивляться действию ударной нагрузки.

Таким образом наследственно-мелкозернистые стали для горячей механической обработки являются более выгодными, чем крупнозернистые. Это и заставляет металлургические заводы, даже без требования потребителей, регулировать величину зерна выпускаемых ими сталей.

ВЫБОР ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА СТАЛИ ДЛЯ АВТОМОБИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ

1. ОБЩИЕ ОСНОВАНИЯ ДЛЯ ВЫБОРА

Величина природного зерна, марка стали и процесс ее термообработки, определяющие действительное зерно, должны выбираться согласно требованиям и условиям службы той или иной детали. Например, в зависимости от того, какая требуется статическая прочность, сопротивление ударам, выносливость при действии переменных напряжений и вибраций, износоустойчивость, коррозиоустойчивость, особые физические свойства и т. д.

Марка и величина зерна стали должны выбираться в зависимости от удобств и возможностей производства. Например, действительное зерно должно обеспечивать хорошую обрабатываемость режущим инструментом, возможность штамповаться в холодном состоянии, а наследственное зерно — хорошую закалываемость, свариваемость и т. д.

Экономические условия (стоимость и возможность производства из советских материалов) также являются основным фактором для выбора марки стали и ее природного зерна.

2. КРУПНОЗЕРНИСТЫЕ СТАЛИ

Крупнозернистые стали применяются там, где не требуется особой прочности, а необходима только наилучшая обрабатываемость; например, автоматные стали изготавливаются с крупным как наследственным, так и действительным зерном. Для получения особо хрупкой стружки и чистой резьбы эти стали должны содержать повышенное количество фосфора и серы. Дженерал Моторс доводит в своих автоматных сталях содержание серы до 0,30%, что обеспечивает высокую производительность автоматов и наивысшие скорости резания при хорошем качестве обработанной поверхности.

Мягкие листовые стали для холодной штамповки и мелкие прутки и проволока для холодной высадки выплавляются кипящими и обладают очень крупным наследственным зерном, но действительное зерно феррита у них мелкое.

Строительные стали, не подвергающиеся высоким напряжениям и ударам, также выгодно иметь крупнозернистыми.

Известны случаи выбора наследственно-крупнозернистых сталей вследствие глубокой прокаливаемости их, например для

сверл, чтобы при заточке мягкая непрокалившаяся их сердцевина не вышла на режущее лезвие. Применявшаяся прежде для сверл крупных диаметров мелкозернистая сталь марки В1 не обеспечивала их сквозной прокаливаемости. Поэтому их изготовляли из наследственно-крупнозернистой стали марки В1, трудной для термообработки. Однако лучше добиваться у сталей глубокой прокаливаемости путем легирования, а не укрупнением зерна.

До введения поверхностной закалки коленчатые валы автомобилей, подвергающиеся закалке с высоким отпускком, изготовлялись из стали марок 1040—1045 без регулировки величины зерна, т. е. большей частью со смешанным и крупным зерном.

Получая после термообработки действительное крупное зерно, некоторые заводы исходили из удобств производства — достаточной глубины прокаливаемости и хорошей обрабатываемости режущим инструментом. Однако, хотя при этой и получались однородная сорбитная структура на шейках коленчатых валов после обточки и повышенное затухание колебаний, все же современные валы из нормализованной мелкозернистой стали с поверхностной закалкой значительно превосходят их по механическим свойствам.

До последнего времени многие детали автомобиля производились из стали, в которой величина зерна не контролировалась и зерно было случайным. Естественно, что в этом случае, чтобы получить высокую ударную вязкость автодеталей, приходилось изготовлять их из высоколегированной дорогой стали, обладающей и без регулировки у нее зерна наследственной мелкозернистостью, что обеспечивает ее высокое качество в условиях цеховой термообработки. При современном состоянии металловедения расходование ценнейших и дефицитных высоколегированных сталей недопустимо. Поэтому надо добиваться необходимой прочности автодеталей, применяя или простые углеродистые, или дешевые низколегированные стали, регулируя зерно их незначительными добавками недефицитных присадок и применяя более совершенную термообработку.

3. МЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ СТАЛИ

Наследственно-мелкозернистые стали должны применяться возможно шире. Даже строительные стали, не подвергающиеся термообработке, выгодно иметь наследственно-мелкозернистыми. Это позволяет при сравнительно высоких температурах конца прокатки получать и действительное зерно мелким и ударную вязкость высокой. -

Котельные стали во избежание старения изготовляются также наследственно-мелкозернистыми.

При назначении мелкозернистых сталей надо хорошо знать, на какие детали их следует применять и какие изменения в марках и в технологическом процессе необходимы.

Ниже будут рассмотрены выбор величины зерна и марок стали для важнейших автодеталей, а также схемы их термообработки и рекомендуемые их видоизменения.

а) Шестерни

Основными требованиями, предъявляемыми к автомобильным шестерням, являются точность их зацепления и бесшумность работы. Например, на одном советском автозаводе у шестерен коробки скоростей легковой машины биение по начальной окружности допускается не выше 0,12 мм, между тем механическая обработка даже при шевинг-процессе дает уже 0,03—0,04 мм. Поэтому допуски на коробление при термообработке крайне жестки.

Бегехолд и Алмен [102] на основании наблюдений за эксплуатацией шестерен пришли к выводу, что небольшие изменения в марках стали, например снижение твердости на 10 единиц по Роквеллу, не так отражаются на износе шестерен, как неправильная геометрическая форма их, вызывающая шум и быстрый износ, несмотря даже на самую высокую твердость.

Шестерни должны сопротивляться ударам и усталости, возникающей под влиянием действия переменных напряжений и их концентрации, вследствие чего наблюдается выкрашивание на поверхности зубьев и появляются трещины у их основания. При этом шестерни, погруженные при работе не полностью в масло, имеют температуру 120° и выше.

Кроме того, условия массового производства автомобилей требуют хорошей обрабатываемости заготовок для шестерен, экономии металла и дешевой цены.

В настоящее время ответственные шестерни коробки передач и заднего моста разделяются на четыре следующих основных типа:

- 1) из стали с 0,45—0,50% С, полностью закаливаемые, обычно после цианирования, на малую глубину;
- 2) из стали с 0,2% С, цементированные на нормальную глубину;
- 3) из стали с 0,25—0,35% С, цементированные на малую глубину;
- 4) из стали марки 5140 с добавкой 1% Си, литые.

Сложность конфигурации шестерен, имеющих тонкий зуб и массивную втулку, и необходимость минимального коробления делают термообработку их такой же трудной и ответственной, как и сложного инструмента, например фасонных фрез.

Поэтому для изготовления шестерен необходимо назначать сталь только с мелким наследственным размером зерна.

Хотя в технических условиях эта величина зерна назначается от № 6 до № 8, опыт американского автостроения показывает, что в подавляющем большинстве случаев она соответствует № 7. Например, на заводе Бюик по данным Шенка [103] из 30 проверенных им сталей различных плавов в 26 зерно было № 7, а в остальных четырех еще мельче, т. е. среднее между № 7 и № 8.

Автомобильные шестерни в настоящее время изготавливаются из легированных сталей. Это обеспечивает прокаливаемость

зубьев и прочность их сердцевины, а также высокую твердость поверхности после закалки в масле, которая требуется для получения минимального коробления. Стали для шестерен чаще всего легируются хромом, марганцем, никелем, молибденом и ванадием.

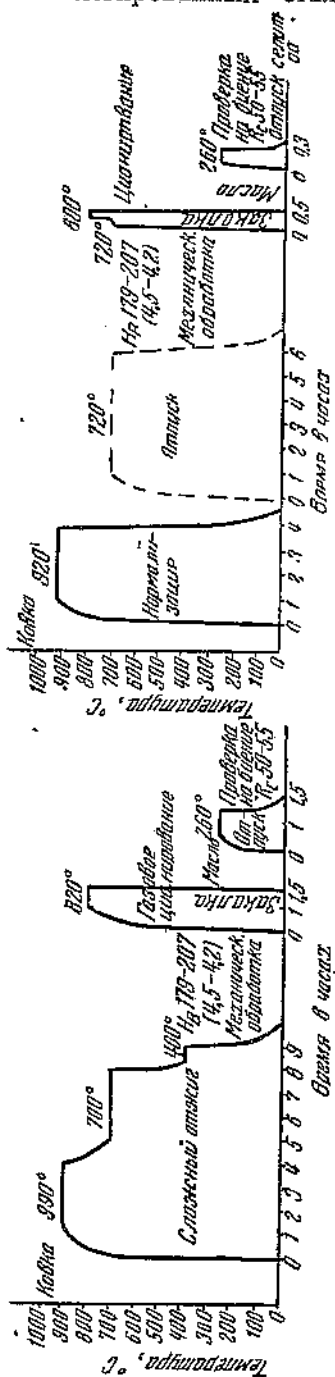
При выборе стали для изготовления шестерен большое значение имеет проверка химического состава ее, причем очень желательны уменьшение допуска в отношении содержания углерода до 0,05%. Затем производят пробу на прокаливаемость и контроль на излом, макроструктуру (стр. 107), строчечность, неметаллические включения и волосовины, выявляемые осадкой.

Поковки для шестерен периодически проверяются, и устанавливается правильность расположения волокон в их макроструктуре. Кроме того, они подвергаются сплошному контролю для выявления ковочных и поверхностных дефектов и трещин.

Полностью закаливаемые шестерни. После штамповки поковки шестерен из стали марок 3145-А, 5140 и др. с зерном № 6—8 подвергаются первичной термообработке, основное назначение которой—создание структуры из зерен дифференцированного пластинчатого перлита с разорванной ферритовой сеткой и хорошей обрабатываемостью (фиг. 89 и 90).

На фиг. 114 приведены два варианта типовой схемы термообработки полностью закаливаемых шестерен из стали марки 3145-А.

По первому варианту (фиг. 114, а) заготовки послековки перед механической обработкой подвергаются сложному отжигу в длинной непрерывной печи. При этом

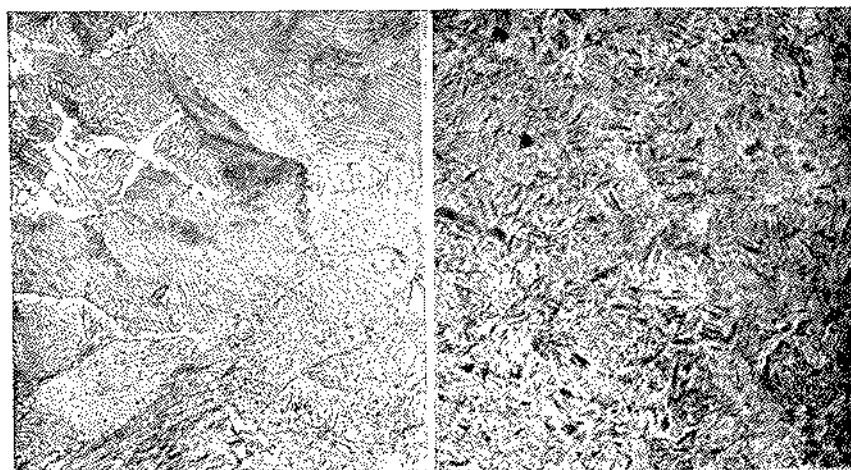


Фиг. 114. Схемы термообработки шестерен из стали марки 3145-А с зерном № 6—8

сначала в результате высокой температуры создается однородный аустенит. Затем вследствие выдержки вблизи нижней критической температуры согласно S-образной кривой образуется грубый пластинчатый перлит (фиг. 115, а).

Твердость заготовки после сложного отжига получается в пределах от 187 до 207 по Бринелю, излишняя вязкость может осложнить протяжку шлицев, а более высокая твердость, хотя и выгодна для протяжки и доводки, но затрудняет обточку.

После механической обработки и проверки размеров шестерни подвергаются окончательной термообработке для создания мелкого действительного зерна, прочности и износоустойчивости.



Фиг. 115. Шестерни из стали марки 3145-А (Шенк). $\times 500$:
а — после отжига; б — после закалки и отпуска

Для этого шестерни подвергаются газовому цианированию с последующей закалкой в масле. В результате получается очень твердый слой толщиной 0,1—0,2 мм. После отпуска при 260°, обеспечивающего снятие внутренних напряжений, твердость шестерен получается 50—55 по Роквеллу (шкала С), а микроструктура — мелкоигльчатый мартенсит (фиг. 115, б).

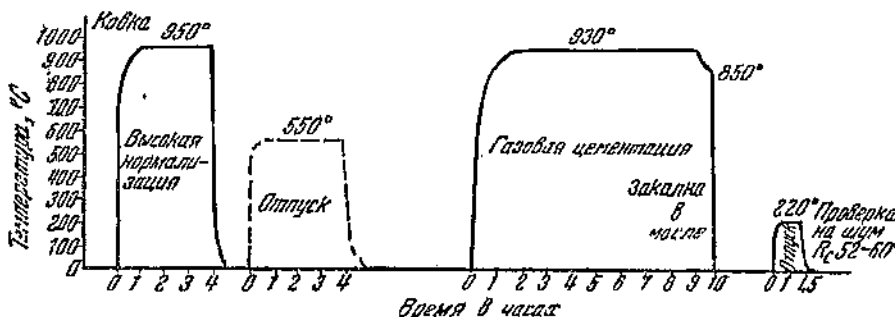
Основным требованием, предъявляемым к готовым шестерням, является бесшумность при работе их и отсутствие биения. За последнее время в США большое распространение получило газовое цианирование, обеспечивающее постепенный равномерный нагрев шестерен и дающее возможность механизировать и перенести в общий механосборочный цех все операции окончательной термообработки и контроля.

В случае второго варианта (фиг. 114, б), когда печь не обладает соответствующей длиной, послековки сначала производят нормализацию при 920°, а затем отпуск около 720°, обеспечиваю-

щий у хромоникелевых сталей структуру дифференцированного пластинчатого перлита при твердости 179—207 и хорошую обрабатываемость.

Как уже указывалось, пластинчатый перлит стали марки 5140 получается после одной только нормализации или простого отжига при 900—930°, поэтому кривая отпуска при 720° на фиг. 97, б показана пунктиром.

Во всяком случае контроль микроструктуры здесь необходим для поднятия производительности механического цеха и получения надлежащего качества обработанной поверхности.



Фиг. 116. Схема термообработки шестерен из стали марки 4620-А с зерном № 6—8

После механической обработки по второму варианту (фиг. 114, б) проверяются размеры шестерен, затем шестерни нагреваются в жидкой цианистой ванне, закаливаются в масле и отпускаются в селитровой ванне при 260° до твердости 50—55 по Роквеллу (шкала С).

Цементируемые шестерни. Первичная термообработка шестерен из стали марок 3312, 5120, 5315, 4615-А с зерном № 6—8 после штамповки также преследует цель улучшения обрабатываемости.

На фиг. 116 изображена типовая схема термообработки цементируемых автомобильных шестерен из стали марки 4620-А с допуском в отношении содержания углерода до 0,05% и с зерном № 6—8.

При высокой нормализации увеличивается действительный размер зерна стали, улучшается ее обрабатываемость и стимулируется образование наследственной мелкозернистости.

В сталях с высоким содержанием никеля, например марки 3312, производится еще дополнительно отпуск при 650°, показанный на фиг. 99 пунктиром, после него охлаждение до 250° может быть медленным.

После механической обработки проверяется точность размеров шестерен, которые затем поступают на окончательную термообработку для получения мелкого действительного зерна, обеспечивающего высокую ударную вязкость даже при низких

температурах, что очень важно для работы автомобилей, особенно зимой.

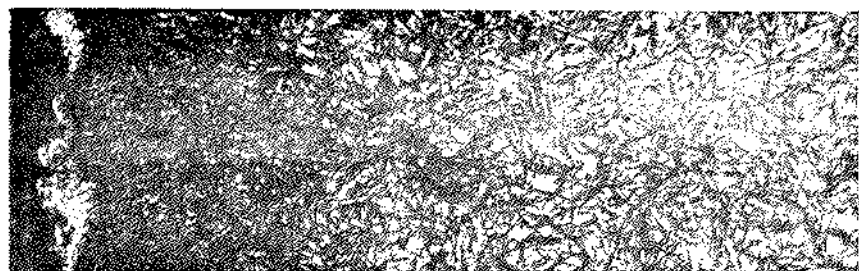
Цементация шестерен, предпочтительно газовая, производится на глубину 1—2 мм в зависимости от толщины зуба, считая полную толщину науглероженного слоя. Температура ее 930—950°, длительность 6—10 час., в зависимости от толщины требуемого слоя.



Фиг. 117. Сердцевина зуба цементированной и закаленной шестерни (В. Т. Чириков и Е. Малинкина). $\times 250$:

а — низкоуглеродистый мартенсит и феррит, выпавший при подотжигивании;
б — низкоуглеродистый мартенсит

Упорная наследственная мелкозернистость современных сталей для шестерен при такой температуре и длительности выдержки обеспечивает мелкое зерно аустенита. Поэтому рекомендуемая во многих руководствах сложная термообработка (двойная закалка и т. д.) с целью размельчения выросшего во время цементации аустенитного зерна является совершенно излишней.



Фиг. 118. Поверхность зуба цементированной и закаленной шестерни (В. Т. Чириков и Е. Малинкина). $\times 250$,

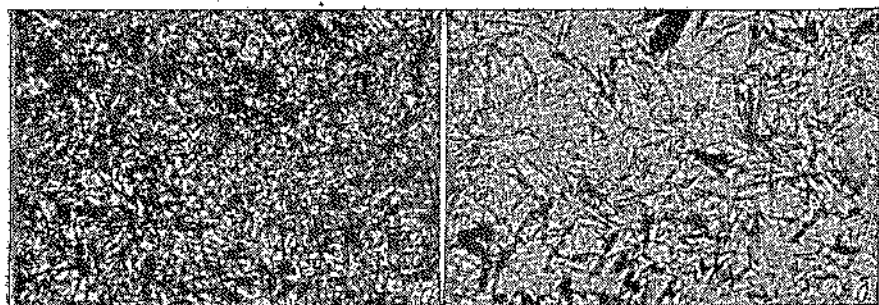
На схеме фиг. 99 показано, что после окончания цементации шестерни слегка охлаждаются до 850° с целью уменьшения разницы между их температурой и температурой закалочной ванны (масла) и затем закаливаются. При небольшом охлаждении, если оно затянулось, надо следить, чтобы в сердцевине не выпадал феррит (фиг. 117, а). Здесь структура должна состоять из однородного малоуглеродистого вязкого мартенсита (фиг. 117, б), ко-

торый и обеспечивает необходимую высокую прочность сердцевины зуба.

После закалки производится отпуск при 220° в течение 1,5 часа, не снижающий твердости, которая обычно бывает в пределах 58—63 по Роквеллу и отвечает структуре мартенсита (фиг. 118).

Окончательный контроль производится на шум и биение.

Однако непосредственная закалка с цементационного нагрева дает в легированных сталях значительное количество аустенита (фиг. 119, б) и твердость шестерен снижается до 50—55 по Роквеллу (шкала С).



Фиг. 119. Поверхность зуба цементированной шестерни (Бегехолд). $\times 500$:

а — мартенсит; б — аустенит и мартенсит

В настоящее время по этому вопросу существуют две точки зрения.

Большинство виднейших металлургов-производственников, во главе которых стоит Мак Квед, считает, что непосредственная закалка после цементации мелкозернистых сталей обеспечивает благодаря минимальному короблению правильность зацепления и устраняет шум. Повторные же нагревы при двойной закалке безусловно увеличивают коробление и шум и осложняют и удорожают технологический процесс термообработки шестерен.

Стендовые испытания Ноультона [110] в Америке, испытание на износ на машине Амслера в НАТИ и наблюдения за службой шестерен при эксплуатации автомобилей показали, что стали с аустенито-мартенситовой структурой (фиг. 119, б), уступая по твердости чисто мартенситовым (фиг. 119, а), изнашиваются мало и служат хорошо. Помимо этого, в тяжелых условиях работы температура шестерен дифференциала повышается и при действии высоких напряжений наличие аустенита делает структуру более устойчивой.

Вторая, менее многочисленная группа металлургов с Бегехолдом [107] во главе считает, что двойная закалка, давая чистый мартенсит на поверхности, создает большее сопротивление переменному изгибу (фиг. 120). Однако Бегехолд оговаривает-

ся, что коробление при двойной закалке может свести к нулю все преимущества высокопрочного мартенситового слоя.

Он объясняет низкое сопротивление усталости аустенито-мартенситной структуры шестерен действием внутренних напряжений из-за меньшего удельного объема аустенита, а также меньшей прочностью последнего. Однако, по мнению автора, вязкость аустенита, наоборот, должна способствовать выравниванию напряжений. Затем под влиянием пластической деформации и высоких температур, которые, по словам самого же Бегехолда, вызывают в шестернях заднего моста грузовых автомобилей снижение твердости мартенсита, аустенит переходит в мартенсит. Несколько большая

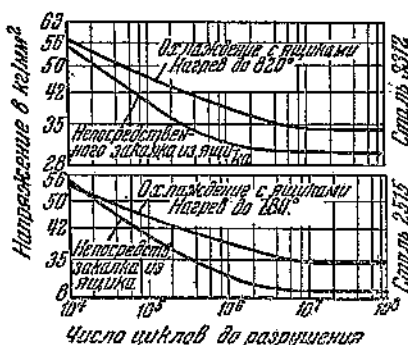
устойчивость аустенито-мартенситной структуры может явиться в этом случае даже ее преимуществом перед чисто мартенситной. Наличие внутренних напряжений скорее объясняется вну-

тренней разницей температур, может контролироваться рентгенографически и устраняться при надлежащей температуре и длительности отпуска (фиг. 121).

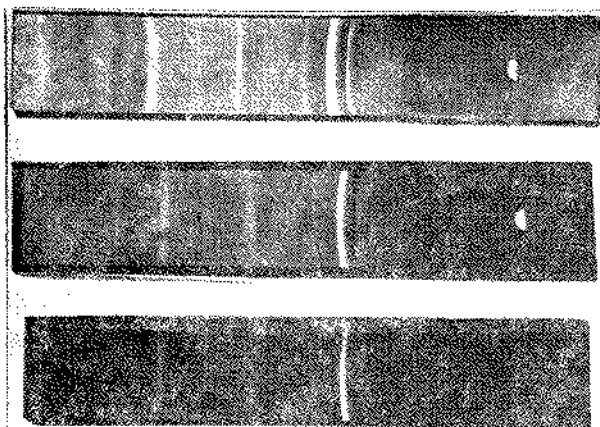
Автор считает, что непосредственная закалка шестерен из мелкозернистой стали после цементации обеспечивает бесшумность работы современного автомобиля. В производстве же при такой закалке сокращается число операций, а следовательно и количе-

ство обслуживающего персонала.

Несколько лет тому назад, еще до введения газовой цементации, на заводе Бюик практиковалась непосредственная закалка



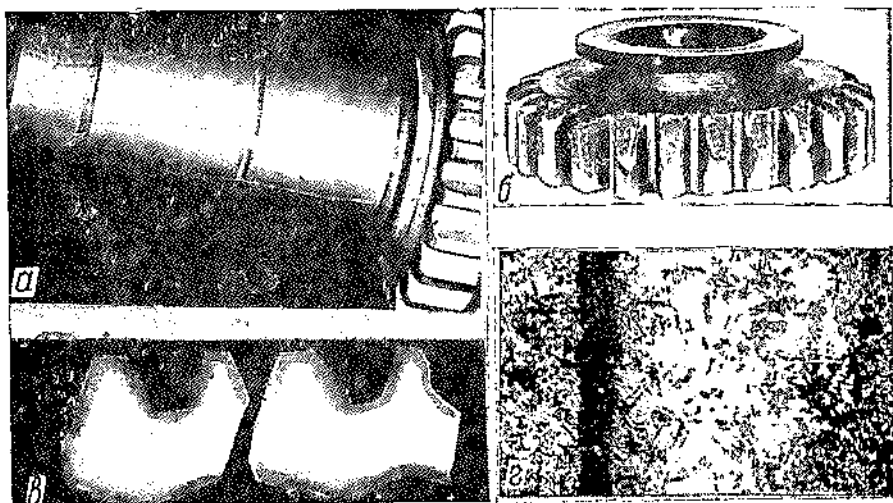
Фиг. 120. Испытание на усталость образцов из сталей марок 3312 и 2515 после непосредственной закалки и после двойной закалки (Бегехолд)



Фиг. 121. Устранение размытия линий на рентгенограммах и появление дублета, указывающее на устранение внутренних напряжений при отпуске шестерен (В. Т. Чириков и Е. Маликина)

шестерен после твердой цементации. Это требовало предварительной очистки их от горящего карбюризатора, что было очень тяжелой и неприятной операцией, с которой приходилось мириться для улучшения качества шестерен и их бесшумности.

Наличие на советских автозаводах установок для непрерывной газовой цементации создает исключительно благоприятные условия для этого нового и совершенного процесса непосредственной закалки мелкозернистых сталей.



Фиг. 122. Трещины усталости в цементированных шестернях, расположенные в месте перехода от твердой поверхности к вязкой сердцевине (В. Т. Чириков и Е. Малинкина)

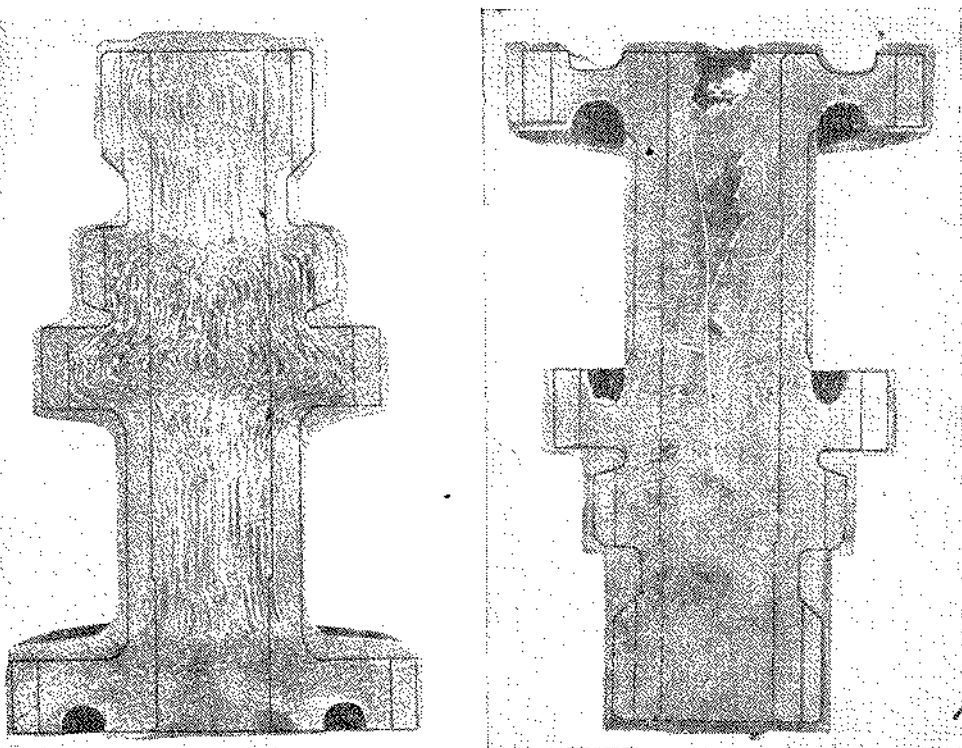
Следует отметить, что наряду с науглероживанием при твердой цементации благодаря воздействию CO_2 получается легкое обезуглероживание поверхности, что заставило Горьковский автозавод нагревать шестерни после цементации в цианистой ванне.

При газовой цементации такое обезуглероживание наблюдается в гораздо меньшей степени. Так, при незначительном количестве CO_2 и O_2 в цементирующем газе оно производит примерно следующее действие: у вершины зуба на 0,003 мм и у его основания на 0,008 мм, но, по данным Дженерал Моторс, это не ухудшает качества шестерен.

В работе цементированные шестерни могут давать трещины на границе между твердой поверхностью и вязкой сердцевиной. Хотя наибольшие напряжения находятся на поверхности, но ее высокая прочность препятствует разрушению в этом месте. В переходном же слое напряжения несколько меньше, но прочность материала гораздо ниже. Поэтому как раз на границе твердой поверхности и мягкой сердцевины возникает трещина усталости, распространяющаяся изнутри наружу (фиг. 122).

Высокая прочность вязкой сердцевины весьма здесь существенна. Достаточная толщина цементированного слоя также имеет значение, но не такое большое.

Шестерни, цементированные на небольшую глубину. Успехи газовой цементации и в особенности газового цианирования создали условия для применения автомобильных шестерен из мелкозернистых легированных сталей с содержанием углерода 0,25—0,35%, например из стали марки 5130 с зерном № 6—8.



Фиг. 123. Макроструктура блока шестерен из стали марки 5140:

а — кованого; б — отлитого центрифужным способом

Такие стали представляют значительные выгоды, так как после соответствующей термообработки — специальной нормализации или отжига — очень хорошо обрабатываются режущим инструментом.

Затем после окончательной термообработки, восстанавливающей действительное мелкое зерно, сердцевина получается твердой, весьма прочной и в то же время достаточно вязкой. При этом цементированный или цианированный слой может быть толщиной примерно 0,3—0,4 мм, а иногда и выше.

Бегехолд [107] рекомендует толщину цементированного слоя

на легированных сталях с содержанием 0,30—0,35% С и зерном № 6—8 для шестерен коробок скоростей 0,75—0,90 мм. Для шестерен же заднего моста применяются легированные стали с 0,25—0,30% С, зерном № 6—8 и толщиной цементированного слоя 0,90—1,0 мм. Толщина слоя определялась Бегеходом под микроскопом до границы окончания науглероживания.

После газовой цементации такие шестерни подвергаются непосредственной закалке в масле и отпуску. Окончательная их твердость в сердцевине по Роквеллу (шкала С) следующая: у шестерен коробок скоростей 42—47, а заднего моста 37—42.

В общем не только механическая обработка, но и цементация вследствие меньшей ее глубины обходится здесь дешевле, а распространенность сталей типа марки 5130 в автостроении позволяет рекомендовать их для широкого внедрения на советских заводах.

Макроструктура кованых шестерен приведена на фиг. 123, а.

Литые шестерни. Завод Форда изготавливает шестерни из стали марки 5140 с 0,5—1,5% Си и размером зерна № 5—7. Отливка производится центробежным способом в металлические формы, вращаемые со скоростью 300—400 об/мин [109].

Ликвационная зона и усадочная раковина высверливаются; наиболее плотный и чистый металл получается у поверхности, около зубьев шестерен (фиг. 123, б).

Замена поковок отливками, настойчиво проводимая в течение последних десяти лет Фордом, позволяет ему экономить до 25% металла.

Шестерни с поверхностной закалкой. В самое последнее время шестерни из наследственно-мелкозернистых сталей подвергаются после нормализации поверхностной закалке, например на 1 мм глубиной.

Эти опыты открывают широкие перспективы внедрения такого метода в автостроении.

б) Коленчатые валы

К материалу коленчатых валов можно предъявить следующие требования:

1) высокая прочность на скручивание и изгиб при действии переменной нагрузки и ударов и высокое относительное затухание колебаний;

2) высокая износоупорность на поверхности шеек, позволяющая применять современные подшипниковые сплавы.

В соответствии с этим в настоящее время в автомобилестроении применяются следующие типы коленчатых валов: закаленные с высоким отпуском, закаленные в машине Гоган, литые из специального сплава Форда и кованые с применением поверхностной закалки.

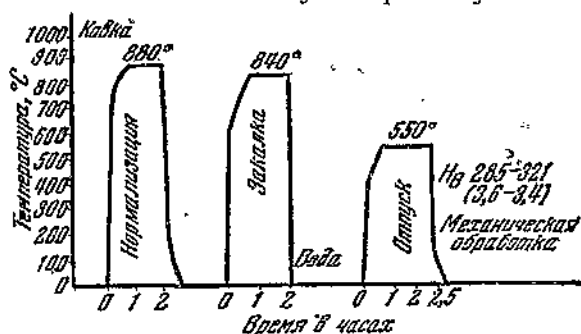
Коленчатые валы, закаленные с высоким отпуском. Эти валы изготавливаются обычно из стали марки 1040 или 1045, величина зерна которых не регламентируется. Между тем, контроль глу-

бины прокаливаемости для них необходим, так как при механической обработке, производимой после отпуска, может быть удален улучшенный сорбитовый слой с поверхности их шеек, если толщина его недостаточна. Тогда на поверхности шеек, наиболее подвергающейся сильному износу, окажется сырая недостаточно твердая и прочная структура, что совершенно недопустимо.

На фиг. 124 изображена примерная схема термообработки таких валов.

Послековки валы подвергаются нормализации при 880° , затем закаливается в воду при 850° и отпускаются при 550° . В результате на поверхности вала твердость получается 241—248 по Бринеллю и валы отправляются на механическую обработку.

Существенными недостатками таких валов являются слишком длительная механическая обработка их с числом операций, достигающим 50. Помимо этого, при отсутствии контроля сталей на прокаливаемость шейки вала могут не прокалиться и будут недостаточно прочны



Фиг. 124. Схема термообработки коленчатого вала из стали марки 1045

и износоустойчивы. Однако даже сорбитная структура с твердостью 241—248 недостаточно износоустойчива при работе с современными подшипниковыми материалами.

На заводе Бюик в Америке добились лучшей обрабатываемости и прокаливаемости стали марки 1045 за счет укрупнения ее наследственного зерна до № 2—4 и увеличения содержания серы до 0,055%; тогда после нагрева под закалку в течение $1\frac{1}{2}$ час. при 900° и отпуска при 600° действительное зерно также укрупнилось, что улучшало обрабатываемость коленчатого вала.

Выдержка при 900° в течение $1\frac{1}{2}$ —2 час. компенсирует вредное действие крупнозернистости за счет большей однородности аустенита, а следовательно, и сорбита. Последнее повышает ударную вязкость стали вала, но все же в отдельных случаях она может оказаться недостаточной.

Однако крупнозернистый коленчатый вал будет обладать несколько повышенным относительным затуханием колебаний, что в случае перегрузок является существенным преимуществом.

В заключение следует считать закалку с высоким отпуском несовершенным технологическим процессом для производства современных автомобильных коленчатых валов. Она не дает возможности использовать преимущества наследственно-мелкозерни-

стых сталей из-за низкой их прокаливаемости, препятствует повышению производительности при механической обработке и не гарантирует для коленчатого вала высоких механических свойств, а главное, весьма необходимой износоупорности поверхности шеек. Коленчатые валы этого типа надо считать устаревшими. В настоящее время они быстро вытесняются в автостроении более совершенными валами из нормализованной мелкозернистой стали с поверхностной закалкой шеек.

Коленчатые валы, закалываемые в машине Гоган. Горьковский автозавод в начале своей работы заимствовал от Форда закалку коленчатых валов, полуосей и кулачковых валиков из стали марки 1040 в машине Гоган, погружая их в раствор каустической соды в горизонтальном положении. При этом вал вращается между специальными роликами, которые удерживают его от коробления и обеспечивают циркуляцию закалочной жидкости. Этот технологический процесс лучше предыдущего, так как закалываются уже обработанные валы и шейки их могут иметь твердость по Бринеллю 402—444.

В опубликованных работах автора описана подробно и машина Гоган и весь технологический процесс термообработки валов. В производстве автор наблюдал поломки коленчатых валов при правке их из-за сквозной прокаливаемости и вследствие недостаточной вязкости сердцевины. Поэтому необходимо устанавливать постоянный контроль за всеми плавками сталей марки 1040, закалываемых на машине Гоган. Однако несмотря на удобство закалки на машине Гоган, заводы Форда еще в 1933 г. перешли на литые коленчатые валы для своих автомобилей и в последнее время подвергают их поверхностной закалке током высокой частоты.

Литые коленчатые валы. Эти валы обладают следующими преимуществами:

1) экономия металла и уменьшение отходов производства; литой вал Форда легче кованого: до обработки примерно на 20%, а после обработки — на 10%;

2) более точные размеры, меньшее число операций механической обработки, большая ее производительность и экономичность;

3) высокое относительное затухание колебаний благодаря наличию графита в структуре при одновременном хорошем сопротивлении износу, так как графит хорошо удерживает смазку и сам служит смазкой.

Однако технология литья ставит перед конструктором ряд ограничений в отношении формы. Помимо этого кованые стальные валы значительно прочнее литых.

Несмотря на это завод Форда, выпускающий уже много лет с успехом миллионы автомобилей с литыми коленчатыми валами, построил новый литейный цех, добившись непрерывной отливки коленчатых валов для своих автомобилей [101]. В самое последнее время известная фирма Токко, после предварительных удач-

ных опытов, установила на заводе Форда поверхностную закалку шеек литых коленчатых валов током высокой частоты.

На табл. 17 приведен химический состав литых коленчатых валов завода Форда в 1935 и 1940 гг.

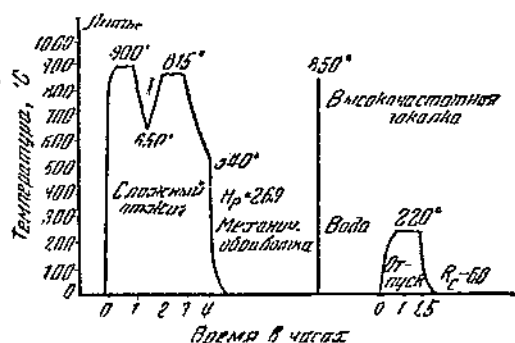
Таблица 17
Литые коленчатые валы Форда
(Е. Ф. Конс)

Название элемента	Содержание элементов %	
	1935 г.	1940 г.
C	1,35—1,60	1,35—1,60
Mn	0,60—0,80	0,70—0,90
Si	0,85—1,10	0,85—1,10
Cu	1,50—2,00	1,50—2,00
Cr	0,40—0,50	0,40—0,50
P	до 0,10	до 0,10
S	до 0,06	до 0,08

Примерная схема термообработки литого коленчатого вала приведена на фиг. 125. Эта термообработка, напоминающая отжиг ковкого чугуна, очевидно, преследует цели графитизации (см. микроструктуру литого коленчатого вала Форда после термообработки на фиг. 126).

Если до термообработки в структуре литого коленчатого вала Форда наблюдается сетка цементита, то после нее структура состоит из сорбита с рассеянными мельчайшими круглыми графитными выделениями.

Такая структура имеет твердость по Бринелю 250—320, временное сопротивление примерно 70 кг/мм, удлинение 2,5—3% и очень хорошее затухание колебаний.

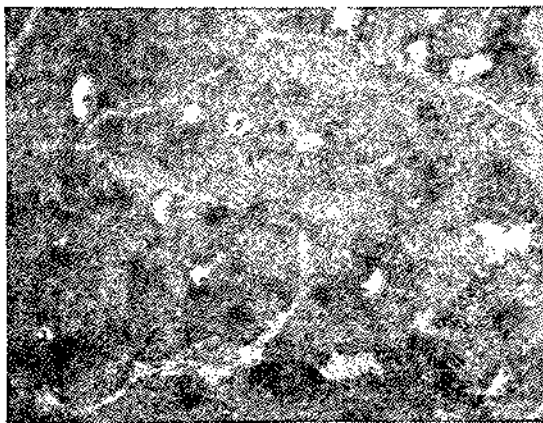


Фиг. 125. Схема термообработки литого коленчатого вала

Литые коленчатые валы ставятся и на малолитражные автомобили.

В СССР производились опытные отливки и термообработка коленчатых валов типа Форда, и один из наших заводов отливал валы пусковых моторов своих дизелей из серого чугуна.

Гейгер [131] опубликовал исследование затухания колебаний в чугунных литых валах, которое было очень высокое и тем выше, чем крупнее графитные выделения. Однако, по мнению автора, крупные графитные выделения не обеспечивают достаточной прочности вала.



Фиг. 126. Литой коленчатый вал Форда.
X 500

Коленчатые валы с поверхностной закалкой. Условия массового поточного производства в автомобильной промышленности требуют высокой производительности при поверхностной закалке коленчатых валов. Поэтому единственно приемлемым методом здесь является закалка током высокой частоты.

Контактная ленточная электрозакалка и нагрев кислородо-ацетиленовым пламенем — вполне уместные при серийном производстве, здесь не подходят.

Метод ленточной контактной электрозакалки проф. Н. В. Гевелинга не только представляет большие преимущества в смысле высокой антифрикционности поверхности шеек валов в силу неоднородной их твердости. Кроме того, он обеспечивает высокое относительное затухание в силу сосредоточения пластической деформации в мягких участках и повышения там температуры. Благодаря этому образуются тепловые потоки между нагретыми и холодными участками, вызывающие большое рассеяние энергии и высокое относительное затухание колебаний.

Поверхностная закалка позволяет применять для коленчатых валов мелкозернистую сталь со всеми ее преимуществами. Американский опыт показал, что при зерне № 6—8 вместо обычных сталей марок 1040 и 1045 валы изготавливаются из стали марки 1050 с повышенным содержанием марганца, 0,7—1,0%.

На фиг. 127 изображена примерная схема термообработки коленчатого вала из стали марки 1050 с зерном № 6—8 и 0,7—1,0% Mn.

Как известно, нагрев током высокой частоты шейки вала про-

изводится в зависимости от требуемой толщины закаленного мартенситного слоя от 2 до 6 сек. Столь быстрый нагрев, возможно, не обеспечивает диффузию и однородность структуры, которая должна быть предварительно подготовлена нормализацией или улучшением.

Исследования автора показали, что нормализованные структуры углеродистых сталей для коленчатых валов отличаются гораздо более высоким затуханием колебаний, что очень важно. Хотя при конструировании и предусматривается уравнивание крутильных колебаний при нормальной работе коленчатых валов, однако перегрузки и случайности в работе могут вызвать поломку вала из-за плохого затухания колебаний в его материале.

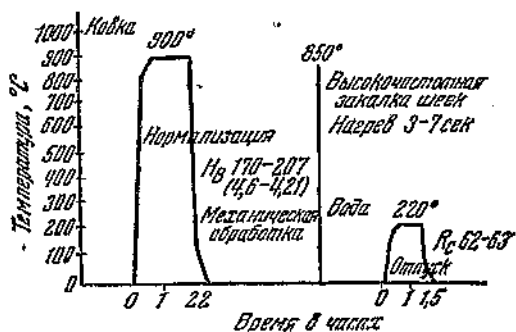
Помимо этого, нормализация, состоящая из одной операции, проще, производительнее и дешевле заковки с высоким отпускком.

Поэтому некоторым автозаводам, которые запроектировали предварительное улучшение, рекомендуется проверить целесообразность перехода на нормализацию.

Нормализованная мелкозернистая структура при повышенном содержании углерода и марганца (сталь марки 1050) обеспечивает высокую прочность, высокую ударную вязкость и высокое затухание колебаний.

Поверхностная же закалка дает мелкоигльчатый мартенсит и твердость на поверхности шеек коленчатого вала 60 и выше по Роквеллу (шкала С), что позволяет значительно увеличить их износостойчивость и применять более совершенные современные подшипниковые материалы.

Ввиду всего вышеизложенного производство нормализованных мелкозернистых коленчатых валов с поверхностной закалкой шеек является наиболее совершенным в настоящее время и имеет наибольшие перспективы в советском автостроении.



Фиг. 127. Схема термообработки коленчатого вала с поверхностной закалкой

в) Детали, подвергаемые высоким напряжениям и ударам

Многие детали автомобиля, например полуоси, шатуны, шатунные болты, поворотные кулаки и т. д., в работе подвергаются высоким напряжениям и ударам. Поэтому их необходимо изготавливать из мелкозернистой стали и подвергать термообработке, обеспечивающей достаточную прочность и вязкость.

На автозаводах США для полуосей и поворотных кулаков в последнее время применяют марганцовистые стали марок T-1300

с 1—1,9% Mn с мелким зерном № 6—8, при этом особое внимание обращается на низкое содержание неметаллических включений и недопустимость поверхностных дефектов, волосовин и пр. Детали из сталей марок Т-1300 закаливаются в масле, за исключением полуосей, которые закаливаются в воде и отпускаются при температурах 430—650°. Послековки перед механической обработкой эти стали не требуют нормализации.

Ноульстон [110] в результате своих исследований пришел к выводу, что выбор марки стали и твердости для полуосей зависит от их конструкции и условий их работы.

Наибольшие преимущества для шатунов автомобилей Горьковского автозавода, по исследованию инж. И. С. Козловского [98], показали стали с мелким размером зерна.

О'Нейл [105] пишет, что шатуны и штоки английских паровозов долгое время изготовлялись из высоколегированных сталей с 5% Ni. Лет 6 тому назад их заменили на низколегированные с 1% Ni и зерном № 6—8, образцы дали высокую ударную вязкость и шатуны служили хорошо.

Разные цементируемые ответственные детали автомобиля, подобно шестерням, следует изготовлять из мелкозернистых сталей.

Рессоры автомобилей изготовляются из кремнемарганцевой стали, которая и без добавок алюминия обладает мелким размером зерна, что для них важно.

г) Шариковые подшипники

Вследствие необходимости минимального коробления и сохранения точных размеров после закалки подшипники следует изготовлять из наследственно-мелкозернистых сталей.

По исследованию лаборатории I ГПЗ сталь марки ШХ15, поставляемая советскими заводами, в большинстве случаев имела размер зерна № 5—6. При отжиге мелкозернистая сталь давала более мелкие и равномерно распределенные карбиды, в случае смешанного зерна результаты отжига были хуже — карбидные выделения неоднородны и неравномерно распределены.

4. ВЫВОДЫ

1. Крупнозернистые стали в основном применяются там, где не требуется особой прочности и вязкости, особенно на холоду, и где это представляет удобства для производства и экономические выгоды. Например, к числу крупнозернистых сталей относятся автоматные стали с зерном № 1—4, которые должны обладать хорошей обрабатываемостью режущим инструментом, кипящие низкоуглеродистые стали с зерном № 1—2 для автомобильного листа, от которых требуется вязкость феррита и наименьшее содержание в нем кремния и алюминия в твердом растворе и т. д.

2. Детали, трудные для термообработки и подвергаемые в ра-

боте высоким напряжениям и ударам, особенно на холоду, обычно изготавливаются из наследственно-мелкозернистой стали.

3. Все шестерни — полностью закаливаемые, цементируемые на большую и малую глубину и литые — изготавливаются из мелкозернистой стали, что облегчает и удешевляет их термообработку и сводит к минимуму коробление при закалке.

4. Все цементируемые изделия для обеспечения непосредственной закалки из цементационного нагрева рекомендуется изготавливать из стали с зерном № 6—8.

5. Для коленчатых валов, подвергаемых поверхностной закалке, рекомендуется применять мелкозернистую сталь марки 1050 с зерном № 6—8 и содержанием 0,7—1% Mn. При этом для увеличения относительного затухания колебаний в них следует их перед поверхностной закалкой нормализовать, а не улучшать.

6. Для полуосей, шатунов, передних осей, поворотных кулаков и многих других деталей автомобиля, подвергающихся ударам на холоду, применение мелкозернистых сталей представляет определенные преимущества.

7. Шарикоподшипниковые стали выплавляются с мелким размером зерна.

8. Современное автостроение добилось самого широкого применения простых углеродистых, марганцовистых и вообще низколегированных сталей даже для наиболее ответственных деталей, причем регулировка величины зерна этих сталей сыграла большую роль. Во многих деталях удалось снизить содержание никеля и других дорогих и дефицитных элементов без понижения прочности и качества, а также достигнуть бесшумности современных автомобилей.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Во введении указано на необходимость четкого и ясного определения действительного и наследственного (природного, аустенитного) зерна в стали и отделения вопроса о зернистости от аномальности.

2. Для производственных испытаний, на основе произведенного опробования, рекомендуются следующие методы выявления величины зерна: нормализация, цементация по Мак Кведу, травление зерна мартенсита и окисление границ зерен. Для углеродистых и низколегированных инструментальных сталей рекомендуется определение глубины прокаливаемости и вида закаленного излома.

3. На основе накопившегося обширного экспериментального материала и производственного опыта главной причиной мелкозернистости следует считать мельчайшие частички нитридов, окислов и устойчивых карбидов, например Al_xN_y , Al_2O_3 , V_xN_y , V_2O_5 , Ti_xN_y , TiO_2 , SiO_2 , разные карбиды и пр.

4. Тогда механизм препятствий росту зерна будет следующий:

а) мельчайшие жаростойкие частички, будучи равномерно распределены, служат центрами кристаллизации аустенита, способствуют образованию его однородных мелких зерен и тем устраняют контраст в размерах зерен, который необходим для осуществления роста;

б) мельчайшие жаростойкие частички образуют оболочки, сохраняющиеся при высоких температурах и препятствующие объединению соседних зерен.

5. Алюминий и другие металлы, присутствующие в стали в атомном рассеянии, т. е. в твердом растворе, не являются основными препятствиями к росту ее зерна.

6. Мельчайшее рассеяние частичек нитридов, окислов и карбидов может образоваться и сохраниться только в хорошо раскисленной и затвердевшей стали, в жидком же металле такие частички быстро коагулируют и теряют препятствующее росту зерна действие.

7. Путем растворения и перераспределения мельчайших частичек при горячей механической обработке и термообработке можно добиться изменения величины наследственного зерна.

8. Регулировка величины зерна в стали является лишь частным случаем более общей проблемы регулировки числа и распределения центров кристаллизации (модификации) металлических сплавов. При этом незначительная добавка модификатора в

хорошо подготовленный жидкий сплав может резко изменить все его свойства в желательном для нас направлении.

9. Примерами регулировки центров кристаллизации в производстве являются: выплавка мелкозернистой стали, регулировка центров графитизации в сером и ковком чугуна, модификация силумина и других алюминиевых и магниевых сплавов, добавки теллура в цинк, хрома в α -латунь, литья в свинцовистую бронзу, окиси тория в вольфрам и т. д.

10. Недостатком многих работ по вопросам зерна были попытки объяснить все только одной зернистостью. Между тем, размер зерна — это только один из нескольких факторов, определяющих свойства стали и поведение ее в производстве и службе.

Поэтому фактор зернистости надо рассматривать наряду с однородностью аустенита и его легированием, формой, дисперсностью и взаимным расположением структурных элементов.

Другим существенным недостатком многих опубликованных исследований, в том числе и некоторых ранних работ автора, было недостаточно четкое разграничение понятий наследственного и действительного зерна.

11. В табл. 18 приведена зависимость прочности и поведения стали в производстве от действительного и наследственного размера зерна при прочих равных условиях.

Таблица 18

Влияние зерна на свойства стали

Действительный размер зерна			Наследственный (природный) размер зерна аустенита		
Свойства	Крупный № 1—4	Мелкий № 5—8	Свойства	Крупный № 1—4	Мелкий № 5—8
Временное сопротивление разрыву, пределы текучести и пропорциональности, твердость	Одинаковые		Прокаливаемость	Глубокая	Мелкая
Удлинение и сужение	Меньше на 10—15%	Больше на 10—15%	Закаливаемость на поверхности	Лучше	Затруднительнее
Сопротивление удару при обычных и низких температурах	Низкое, особенно на холоду	Высокое	Внутреннее напряжение	Выше	Ниже
Предел усталости	Меньше на 20—30%	Больше на 20—30%	Коробление	Больше	Меньше
			Закалочные трещины	Чаще	Реже
			Шлифовочные трещины	Большая склонность	Меньшая склонность
			Хрупкость отпуска	Больше	Меньше
			Старение	Больше	Меньше

Таблица 18 продолжение

Действительный размер зерна			Наследственный размер зерна		
Свойства	Крупный № 1—4	Мелкий № 5—8	Свойства	Крупный № 1—4	Мелкий № 5—8
Затухание колебаний	Выше	Ниже	Горячая механическая обработка (прокатка и ковка)	Затруднительнее	Выгоднее
Ползучесть ниже «равнопрочной» температуры	Ниже	Выше			
Ползучесть выше «равнопрочной» температуры	Выше	Ниже			
Обрабатываемость при обдирочной работе	Лучше	Затруднительнее			
Обрабатываемость при отделочной работе	Затруднительнее	Лучше			
Холодная резка и выдавливание отверстий	Лучше	Затруднительнее			
Абразивный износ	Одинаковый				
Холодная штамповка	Требует зерна 5—7				
Старение после холодной обработки	Меньше	Больше			

12. Влияние величины зерна на превращение аустенита разобрано как в верхней, так и в нижней части S-образной кривой, при разных степенях легирования и однородности аустенита.

13. В мелкозернистой стали пластинчатое (троостито-перлитное) превращение начинается во многих центрах как на границах, так и среди зерна. В крупнозернистом же однородном аустените таких центров гораздо меньше и они находятся на границах зерна, что и обеспечивает им более глубокую прокаливаемость.

14. Игольчатое (мартенситное) превращение в мелкозернистом аустените распределяется между многочисленными плоскостями скольжения мелких зерен. Поэтому оно протекает равномерно, создает мелкоигольчатый мартенсит, не дает внутренних напряжений, закалочных и шлифовочных трещин и коробления.

15. Разобрано влияние углерода и легирующих элементов на закаливаемость стали по работам Мела и др. и указана необходимость их дальнейшего экспериментального обоснования.

16. После критической оценки разных методов определения прокаливаемости стали проведены опыты на специально по-

строенном приспособлении для торцевой закалки по Джомини с крупно- и мелкозернистыми сталями марки 1040.

17. Величина зерна не всегда характеризует прокаливаемость стали даже одинаковых марок с очень близким химическим составом.

Поэтому проба на закаливаемость, стандартизированная Американским обществом автомобильных инженеров, как доступный и простой метод заслуживает скорейшего внедрения в производство.

18. Ввиду меньшего содержания газов в твердом растворе мелкозернистые стали отличаются меньшей склонностью к старению и хрупкости после отпуска.

19. Вопрос об обрабатываемости стали имеет исключительно важное, не меньше чем вопрос о ее прочности, технико-экономическое значение в машиностроении.

20. В низкоуглеродистых сталях лучшей обрабатываемостью обладает крупное действительное зерно; в среднеуглеродистых сталях типа 3150, 5140 и т. д. — структура из зерен дифференцированного пластинчатого перлита с разорванной ферритовой сеткой; в высокоуглеродистых сталях — зернистый перлит.

21. Опыты автора с резанием ножовкой наилучшего стандартного качества подтвердили лучшую обрабатываемость стали с крупным феррито-перлитным зерном. При изменении режима резания эта зависимость также подтвердилась.

22. Действительный размер зерна листовой стали в основном определяет ее способность поддаваться глубокой штамповке.

23. Наследственно-мелкозернистые стали выгодны для горячей механической обработки. При достаточно высокой температуре нагрева зерно аустенита наследственно-мелкозернистой стали получается очень крупным и благодаря условиям, благоприятствующим гигантскому росту, может обогнать рост зерна наследственно-крупнозернистой стали. Это должно облегчить протекание пластической деформации при горячей прокатке, штамповке и ковке. Затем наличие препятствий к росту зерна позволяет заканчивать горячую механическую обработку при более высоких температурах и получать мелкое действительное зерно.

24. Наследственно-крупнозернистые стали применяются там, где не требуется особой прочности и вязкости, а основными преимуществами являются удобство пользования ими в производстве и экономические соображения. Например автоматные стали, кипящие стали для холодной штамповки и т. д.

25. Для деталей, трудных в термической обработке, тонкие части которых сопрягаются с тонкими (шестерни), для цементируемых изделий и для всех деталей автомобиля, подвергаемых в работе высоким напряжениям и ударам, особенно на холоду, применяются наследственно-мелкозернистые стали.

26. Внедрение мелкозернистых сталей требует изменений в составе сталей, например увеличения содержания углерода, марган-

ца, хрома и т. д., а также коренных изменений в технологическом процессе.

27. Наследственно-мелкозернистые стали часто требуют специальной термообработки для создания обрабатываемости режущим инструментом. После цементации мелкозернистые стали подвергаются непосредственной закалке и лишь в редких случаях — охлаждению и однократной закалке. После цементации двойную закалку или нормализацию и закалку в производстве применять не рекомендуется.

Все это позволяет поднять качество изделий за счет снижения коробления и удешевить производство.

28. Применение мелкозернистых сталей в автомобилестроении позволило в наиболее совершенных конструкциях автомобилей добиться самого широкого распространения простых углеродистых, марганцовистых и вообще низколегированных сталей. При этом и качество термообработки стало более совершенным и экономичным.

Современные бесшумные автомобили своими высокими качествами и экономичностью наряду с другими факторами в значительной мере обязаны и регулировке величины зерна тех сталей, из которых они изготовлены.

ИЗБРАННАЯ БИБЛИОГРАФИЯ, СИСТЕМАТИЗИРОВАННАЯ ПО РАЗДЕЛАМ И РАСПОЛОЖЕННАЯ В КАЖДОМ ИЗ НИХ В ХРОНОЛОГИЧЕСКОМ ПОРЯДКЕ

I. Общие вопросы и теории мелкозернистости

1. Величина зерна в стали. Сборник переводных статей из Grain Size Symposium A. S. M. Metallurgizdat, 1936, стр. 406.
2. Бейн Э. К. Влияние величины зерна и легирующих элементов на качество стали. «Качественная сталь» № 1, 1936, стр. 23—34.
3. Болховитинов Н. Ф. и Козловский И. С. Контроль зерна автосталей. «Качественная сталь» № 6, 1936, стр. 7—25.
4. Гаев И. С., Гендлер Б. С. Пространственная диаграмма зависимости величины гранул от температуры и содержания углерода в сплавах Fe-Fe₃C. «Заводская лаборатория» № 4, т. 6, 1937, стр. 71—73.
5. Болховитинов Н. Ф. Новое в проблеме величины зерна в стали. М. 1933, стр. 56.
6. Штейнберг С. С., Харитонюк А. Влияние скорости нагрева в критическом интервале на размер зерна стали. «Уральская металлургия» № 4, 1938, стр. 32—33.
7. Штейнберг С. С. Исследование кинетики роста зерна аустенита в среднеуглеродистой стали. «Известия Академии Наук СССР». Отделение технических наук, 1939, № 5, стр. 49—64.
8. Малышев К. А. Кинетика роста зерна аустенита в литой и ковочной стали с добавками алюминия, ванадия и титана. «Металлург» № 6, 1939, стр. 30—47.
9. Mc. Quaid H. M. a. Ehn E. W. Влияние качества стали на результаты цементации. Transactions A. I. M. E., т. 67, 1922, стр. 341.
10. Ehn E. W. Влияние растворенных окислов на цементацию и способность стали закаливаться. Jour. Iron a. Steel Inst., т. CV, 1922, стр. 157.
11. Grossman M. A. О кислороде, растворенном в стали, и его влиянии на структуру. Transactions A. S. S. T., Июль 1929, стр. 1—56.
12. Grossman M. A. О размере зерна и росте зерна. Transactions A. S. S. T. № 12, 1933, стр. 1079—1104.
13. Mc. Quaid H. B. Значение добавки алюминия в современные стали массового производства. Transactions A. S. M. № 4, 1935, т. 23.
14. Mitsche R. Мельчайшие неметаллические включения и действие самозарождающихся и инородных центров кристаллизации. Carnegie Scholarship Memoirs, т. 24, 1936, стр. 735—782.
15. Mc. Quaid H. M. Изучение влияния добавки алюминия на структуру закаленной углеродистой стали. Transactions A. S. M., № 2, 1937, т. 25, стр. 490—535.
16. Brophy G. R., Parker E. R. Влияние алюминия на нормальность стали. Transactions A. S. M. № 1, 1937, т. 25, стр. 315—324.
17. Gonser B. W. and Heath C. M. Влияние хрома на рост зерна латуни. Metals Technology, декабрь, 1937, стр. 864.
18. Derge G., Kottmel A. R., Mehl R. F. Некоторые факторы, влияющие на величину аустенитного зерна, в сталях высокой чистоты. Transactions A. S. M. № 1, 1938, т. 26, стр. 153—172.
19. Egan J. E., Harder O. E. Соотношение между предварительной (термо) обработкой стали и величиной аустенитного зерна. Transactions A. S. M. № 1, 1938, т. 26, стр. 106—132.

20. Ward N. F., Dorn J. E. Величина зерна в стали. Критический обзор. *Metals & Alloys*, март, апрель, июль, август, 1939.

21. Norbury A., Morgan E. Влияние неметаллических включений на величину графитных выделений в сером чугуна. *Journal Iron and Steel Inst.* 1936, II. Стр. 327—358.

22. Austin G. R., Norris B. S. Исследование реакций при разных температурах отпуска закаленных высокоуглеродистых сталей. *Transactions A. I. M. E.* 1938, стр. 349—371.

23. Bain E. C. Легирующие элементы в стали. 2-е издание, 1940.

24. Austin G. R., Fetzner M. C. Устойчивость цементита и ее отношение к величине зерна, аномальности и прокаливаемости. *Preprint A. S. M.* № 29, 1940.

25. Rosenberg S. J., Digges T. G. Влияние скорости нагрева в критическом интервале на величину зерна аустенита. *Preprint A. S. M.* № 12, 1940.

II. Методы определения величины зерна

26. Гуляев А. П., Белова А. П. Исследование ускоренного метода определения зерна в стали. «Заводская лаборатория» № 11, т. 5, 1936, стр. 1329—1334.

27. Теплоухова М. И. Изотермический метод определения величины зерна в стали. «Заводская лаборатория» № 6, т. 6, 1937, стр. 709—713.

28. Пущпанов Л. И. Структура металлов и сплавов после нагрева в вакууме. «Металлург» № 6, 1937, стр. 31—36.

29. Груздов П. Я., Федорченко И. М. Определение величины зерна в сталях методом окисления. «Качественная сталь» № 3, 1937, стр. 40—46.

30. Дорогов С. М. Определение природного зерна в стали методом ступенчатой и частичной закалки. «Заводская лаборатория» № 1, т. 7, 1938, стр. 50.

31. Бернасовская С. А., Голиков И. Н. Об определении и значении «зерна». «Качественная сталь» № 1, 1938, стр. 31—37.

32. Малышев К. А. Новый метод построения графиков роста зерен аустенита в стали. «Заводская лаборатория» № 11, т. 7, 1938, стр. 1261—1263.

33. Вайнштейн Н. С., Домбровская Е. В. Определение величины зерна в конструкционных и инструментальных сталях методом окисления. «Заводская лаборатория» № 2, 1939, стр. 228—229.

34. Соболев Г. П. Ускоренный метод определения размера зерна в осевой и пружинной стали. «Заводская лаборатория» № 6, т. 8, 1939, стр. 586—588.

35. Эльгот С. А. и Смирнов З. А. Определение зерна аустенита в малоуглеродистой стали. «Заводская лаборатория» № 3, 1940, стр. 335—339.

36. Эльгот С. А. Методы определения зерна аустенита нормализацией, отжигом, травлением. «Заводская лаборатория» № 4, т. 9, 1940, стр. 428—436.

37. Vilella J. R., Bain E. C. Определение величины аустенитного зерна в стали. *Metal Progress* № 3, т. 30, 1936, стр. 39—45.

38. Herasymenko P. Величина зерна аустенита, выявляемая окислением. *Metal Progress* № 3, т. 30, 1936, стр. 69—70.

39. Schenpp R., Shapiro G. Влияние механической обработки на размер природного зерна в стали. *Metals Technology* № 765, 1937, стр. 1—15.

40. Tobin H., Kenyon K. L. Величина аустенитного зерна в эвтектоидной стали. *Transactions A. S. M.* № 1, т. 26, 1938, стр. 133—152.

41. Болховитинов Н. Ф. Новый стандарт А. С. Т. М. для определения величины зерна стали. «Заводская лаборатория» № 5, 1938, стр. 433—435.

42. Day M. J., Austin J. B. Тепловая плавка, как способ для выявления величины аустенитного зерна. *Transactions A. S. M.* № 2, т. 28, 1940, стр. 354—371.

III. Влияние величины зерна на свойства стали и ее поведение в производстве

43. Конторович И. Е., Бакштейн С. З. Влияние величины зерна на свойства стали. «Труды Всесоюзного научно-исследовательского института авиационных материалов». Вып. 51, 1937, М.—Л., стр. 41—78.
44. Махов В. Номер зерна и механические свойства осевой стали. «Сталь» № 10, 1938, стр. 48—53.
45. Владимирский Т. А. К вопросу о рекристаллизации малоуглеродистой стали с различной величиной врожденного зерна. «Металлург» № 9, 1940, стр. 623—630.
46. Rowland D. H., Urtogrove G. Влияние величины зерна на поверхностное обезуглероживание стали. Transactions A. S. M. № 1, т. 24, 1936, стр. 96—132.
47. Swinden T., Bolsover G. R. Регулируемая величина зерна в стали (с дискуссией). Journ. Iron and Steel Inst. № 11, 1936, и № 1, 1937.
48. Sisco F. G. Сплавы железа с углеродом, Т. 2. Свойства, 1937, стр. 777. New York.
49. Portevin A. Влияние холодной обработки на величину аустенитного зерна. Metal Progress, т. 32, 1937, стр. 166—167.
50. Samuels M. L. Рост зерна в нормализованной листовой стали в процессе отжига в ящиках (опыты по выявлению ненормального роста зерна). Metals Technology № 5, 1938, стр. 1—19.
51. Gillet H. W. Некоторые вопросы, которые нам неизвестны о ползучести металлов. Metals Technology, 1939, т. P., стр. 1037.
52. Wells G., Mehl R. F. Скорость диффузии углерода в аустените простой углеродистой, никелевой и марганцовистой сталей. Metals Technology, 1940.

IV. Затухание колебаний

53. Куканов Л. И. Циклическая вязкость металлов. «Заводская лаборатория» № 6, т. 6, 1937, стр. 722—733.
54. Förppl O. Практическое значение затухания колебаний в металлах, в особенности в сталях. Journ. Iron and Steel Institute № 11, 1936, стр. 393—455.
55. Brough G. R., Parker E. R. Способность поглощать вибрацию — ее изменение и соотношение с другими механическими свойствами. Transactions A. S. M. № 4, т. 24, 1936, стр. 919—931.
56. Case S. L. Способность к затуханию колебаний и старение стали. Metal Progress № 1, т. 38, 1938, стр. 54—59.
57. Zener G., Randall R. H. Изменение внутреннего трения (затухания колебаний) в зависимости от величины зерна. Metals Technology, 1940, т. P. 1146.
58. Norton J. T. Изменения в затухании колебаний во время отжига α -латуни. Metals Technology, 1940, P. 1168.
59. Conractor G. P., Thomson F. G. Затухание колебаний в стали и его определение. The Journal of the Iron and Steel Institute № 1, 1940, стр. 157—218.
60. Parker E. R. Влияние магнитных полей на затухание колебаний. Transactions A. S. M. № 3, т. 28, 1940, стр. 661—670.
61. Dean R. S., Anderson C. T., Potter E. V. Сплавы марганца и меди; затухание колебаний. Transactions A. S. M. № 2, т. 29, 1941, стр. 402—414.
62. Brick R. M., Phillips A. Исследование усталости и затухания колебаний авиационных листовых материалов: дураломина 24 St, аляклада 24 и некоторых нержавеющей сталей типа 18—8. Transactions A. S. M. № 2, т. 29, 1941, стр. 435—469.
63. Lorig C. H., Schnee V. H. Затухание колебаний, выносливость электро- и теплопроводность некоторых серых чугунов. Transactions A. F. A. 1940, стр. 425—448.

V. Прокаливаемость

64. Зюзин В. И., Садовский В. Д., Баранчук С. И. Влияние легирующих элементов на положение мартенситной точки, количество остаточного аустенита и стойкость его при отпуске. «Металлург» № 10—11, 1939, стр. 75—80.

65. Штейнберг С. С. Влияние температуры перегрева и размеров зерна на изотермическое и мартенситное превращение аустенита. Труды Уральского индустриального института им. С. М. Кирова, № 4, 1937, стр. 36—42.

66. I Всесоюзное совещание по вопросам плавочного контроля в производстве стали. Ленинградское отделение ВНИТО металлургов, 1938.

67. Моррис и Мак Квед. Влияние присадки кремния и алюминия на закаливаемость торговых (промышленных) сталей. «Американская техника и промышленность» № 3, 1940, стр. 149—157.

68. Burns J. L., Moore T. L., Archer R. S. Прокаливаемость стали в количественном выражении. Transactions A. S. M. № 1, т. 26, 1938, стр. 1—36.

69. Murphy D. W., Wood W. P., Girardi D. Скорость аустенитного превращения в чугуна. Transactions A. S. M. № 1, т. 26, 1938, стр. 173—191.

70. Jominy W. E., Boegehold A. L. Испытание на прокаливаемость для цементируемой стали. Transactions A. S. M. № 2, т. 26, 1938, стр. 574—606.

71. Jominy W. E. Испытание на закаливаемость для мелкокалящихся сталей. Transactions A. S. M. № 4, т. 27, дек. 1939, стр. 1072—1089.

72 *. Hardenability of Alloy Steels. Сборник, 1939, стр. 318.

73. Burns J. L., Brown V. Закалка по времени. Transactions A. S. M. № 1, т. 28, 1940, стр. 209—237.

74. Klein P., Lorig C. H. Прокаливаемость среднеуглеродистых сталей. Transactions A. S. M. № 1, т. 28, 1940, стр. 83—127.

75. Williams G. T. Изменения в закаливаемости легированных сталей — некоторые исследования методом торцевой закалки. Transactions A. S. M. № 1, т. 28, 1940, стр. 157—185.

76. Scheid A. J. Исследование прокаливаемости инструментальных сталей. Transactions A. S. M. № 2, т. 28, 1940, стр. 445—471.

77. Strauss J. Высокая закаливаемость и вязкость углеродистых и низколегированных сталей. Metals & Alloys. № 6, т. 11, 1940, стр. 174.

78. Digges T. G. Превращение аустенита при закалке сплавов железа с углеродом высокой частоты. Transactions A. S. M. № 3, т. 28, 1940, стр. 575—607.

79. Grossman M. A., Stephenson R. L. Влияние величины зерна на закаливаемость. Transactions A. S. M. № 1, т. 29, 1941, стр. 1—19.

80. Digges T. G. Влияние величины зерна на критическую скорость охлаждения сплавов железа с углеродом высокой чистоты. Transactions A. S. M. № 2, т. 29, 1941, стр. 285—316.

81. Cash C. V., Merrii T. W., Stephenson R. L. Влияние раскисления на закаливаемость. Transactions A. S. M. № 3, т. 29, 1941, стр. 755—763.

82. Asimov M., Grossman M. A. Характеристика прокаливаемости сечений разной формы. Preprint A. S. M. № 32, 1940.

83. Mehl R. F. Закалка стали. Transactions A. S. M. № 4, т. 29, 1941.

VI. Обрабатываемость и холодная штамповка

84. Козловский И. С., Белкин А. Е. Влияние предварительной нормализации на обрабатываемость наследственно-мелкозернистой стали. «Вестник металлопромышленности» № 12, 1937, стр. 1325.

85. Болховитинов Н. Ф. Свинцовистые стали. «Вестник инженеров и техников» № 1, 1940, стр. 43—45.

86 *. Machining of Metals. Сборник, 1938, стр. 177.

87. Nead J. H., Sims C. E., Harder O. E. Свойства некоторых свинцовистых сталей. Metals & Alloys, 1939.

88. Robbins F. J., Caskey G. R. Свинцовистые стали. Transactions A. S. M. № 4, т. 27, 1939, стр. 887—922.
89. Болховитинов Н. Ф. Листовая сталь для холодной штамповки. М. 1938, стр. 39.
90. Davenport E. S. and Bain E. C. Старение стали. Transactions A. S. M. т. 23, № 4, 1935.
91. Winlock S. and Leiter R. W. E. Некоторые факторы влияния на пластическую деформацию листовой и широкополосовой стали и их отношение к ее глубине. Transactions A. S. M. № 1, т. 25, 1937, стр. 163.
92. Hays A. and Burns R. S. Холодная прокатка низкоуглеродистых листов и широких полос, Transactions A. S. M. № 1, т. 25, 1937, стр. 129.
93. Goos N. P., Малая деформация в широкополосовой стали. Metals & Alloys, № 5, т. 7, май 1936.
94. Edwards, Journ. Iron and Steel Inst., т. CXXXIII, № 1, 1936.
95. Gough, Desch and Sachs, Proceedings of the Institution of Automobile Engineers, март, 1935.
96. Samuels M. L. and Boyles A., Некоторые проблемы в производстве низкоуглеродистых сталей.
97. Kenyon R. L., Burns R. S. Старение железа и стали, обзор с подробной библиографией из 382 названий. Preprint A. S. M. № 40, 1939.

VII. Выбор стали для автомобильных деталей

98. Козловский Н. С., Леонов М. А. Влияние размера зерна аустенита в стали на свойства изготавливаемых деталей. «Вестник металлопромышленности» № 2, 1939, стр. 56—73.
99. Цементация стали. Сборник, М., 1940.
100. Сопе Е. Ф. История литых коленчатых валов Форда. Metals & Alloys, 1935, стр. 259—263.
101. Сопе Е. Ф. Литые коленчатые валы Форда теперь отливаются непрерывно. Metals & Alloys, 1940, стр. 267—270.
102. Almen J. O., Boegehold A. L. Шестерни заднего моста, факторы, влияющие на срок их службы. Proceedings ASTM, № 2, т. 35, 1935.
103. Schenck R. B. Металлургия шестерен трансмиссии (автомобилей) SAE-Journal, 1936, стр. 13—19.
104. Boegehold A. L. Преимущества легированных сталей. Metal Progress № 3, т. 31, 1937, стр. 265—269.
105. O'Neil H. Легированные и мелкозернистые стали для соединительных шатунов локомотивов. Journ. Iron and Steel Institute, 1937, 187—208.
106. Peterson O. N. Термическая обработка и металлургический контроль. Metal Progress № 4, т. 32, 1937, стр. 337—346.
107. Boegehold A. L. Усталость сталей для шестерен при 120°. Transactions A. S. M., т. 25, 1937, стр. 245.
108. Knowlton H. B. Механические свойства полуосей. Transactions A. S. M. № 1, т. 25, 1937, стр. 260—296.
109. Сопе Е. Ф. Металлургические вопросы стальных шестерен Форда, отливаемых центробежным методом. Metals & Alloys, т. 9, 1938, стр. 276—279.
110. Knowlton H. B., Snyder E. H. Выбор стали и термообработки для цилиндрических шестерен. Transactions A. S. M. № 3, т. 28, 1940, стр. 687—713.

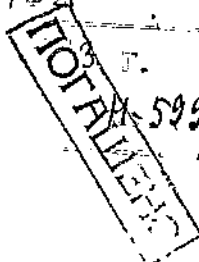
ОГЛАВЛЕНИЕ

	Стр.
Введение	3
Глава I. Методы определения величины зерна	7
1. Шкала для измерения величины зерна	7
2. Условия определения величины зерна	9
3. Способы выявления зерна	9
4. Влияние предварительной обработки на результаты определения величины наследственного зерна аустенита стали	19
5. Выводы	20
Глава II. Природа мелкозернистости	21
1. Причины роста зерна	21
2. Различные теории мелкозернистости стали с добавками алюминия	22
3. Действие легирующих элементов на величину зерна в стали	29
4. Выводы	34
Глава III. Влияние величины зерна на прочность стали	36
1. Статическая прочность и твердость	36
2. Сопротивление удару	38
3. Сопротивление усталости	39
4. Сопротивление ползучести	41
5. Влияние действительной величины зерна стали на износ в абразивной среде	41
6. Выводы	43
Глава IV. Затухание колебаний	45
1. Основные определения и значение относительного затухания колебаний	45
2. Методика определения относительного затухания колебаний	48
3. Условия, необходимые для получения точных показаний прибора Феппл-Пертца	52
4. Вычисление затухания колебаний и обработка виброграмм	55
5. Стали, подвергавшиеся исследованию, и величина их зерна	56
6. Методы термообработки образцов для испытаний	58
7. Определение относительного затухания колебаний	63
8. Влияние пониженных и повышенных температур на относительное затухание колебаний	71
9. Влияние магнитных полей на относительное затухание колебаний	74
10. Выводы	76
Глава V. Влияние величины зерна на термообработку стали	79
1. Превращение аустенита	79
2. Новое в области исследования структуры закаленной стали	85

3. Влияние углерода и легирующих элементов на закали-	89
4. Методы определения прокаливаемости	93
5. Влияние величины зерна на старение и хрупкость при	100
отпуске	101
6. Выводы	101
Глава VI. Влияние величины зерна и структуры стали на обрабаты-	103
ваемость ее режущим инструментом	103
1. Факторы, влияющие на обрабатываемость стали	104
2. Влияние величины зерна и состояния структуры стали	108
на ее обрабатываемость	108
3. Исследование обрабатываемости при резании ножовкой	113
стали марки 1040 с мелким и крупным размером зерна	116
4. Выводы	116
Глава VII. Влияние величины зерна на холодную штамповку стали	118
1. Введение	118
2. Микроструктура	118
3. Прочие испытания	122
4. Влияние горячей и холодной обработки на структуру	124
листа	124
5. Старение листовой стали	130
6. Полосы скольжения при холодной штамповке	132
7. Технические условия на листовую сталь	134
Глава VIII. Влияние величины зерна на прокатку, ковку и горячую	136
штамповку стали	136
Глава IX. Выбор величины зерна стали для автомобильных деталей .	137
1. Общие основания для выбора	137
2. Крупнозернистые стали	137
3. Мелкозернистые стали	138
4. Выводы	154
Общие выводы	156
Избранная библиография	161

Нз 1501

Б-769



599/31

Редактор И. А. Сировский

Подписано к печати 16/XI 1942 г.

Уч.-авт. л. 13. Печ. л. 10½ + 1 вкл.

Л105357. Тираж 3500 экз.

Цена 10 рублей. Заказ № 801.

Типография Металлургиздата,
Москва, Цветной бульвар, 30.