

ВНИТОМАШ

**МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ
И ТЕРМИЧЕСКАЯ
ОБРАБОТКА**

МАШГИЗ

ВСЕСОЮЗНОЕ НАУЧНОЕ ИНЖЕНЕРНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ
ОБЩЕСТВО МАШИНОСТРОИТЕЛЕЙ
В Н И Т О М А Ш
СЕКЦИЯ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА



ГОСУДАРСТВЕННОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ ИЗДАТЕЛЬСТВО
МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

Москва 1955

Книга является сборником докладов, прочитанных на Московской научно-технической сессии по металлосведению и термической обработке (17—22 ноября 1952 г.).

В сборнике рассматриваются следующие вопросы: превращения в стали при нагреве, ступенчатая и изотермическая закалка стали, химико-термическая обработка стали, общие вопросы металлосведения и термической обработки стали, терминология по металлосведению и термической обработке.

Сборник предназначен для инженерно-технических работников заводов и научно-исследовательских институтов.

Редактор д-р техн. наук Ю. М. Лахтин

*Редакция литературы по металлообработке и станкостроению
Зав. редакцией инж. Р. Д. БЕЙЗЕЛЬМАН*

ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ

В. Д. САДОВСКИЙ, К. А. МАЛЫШЕВ, Б. Г. САЗОНОВ

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
ПРИ НАГРЕВЕ СТАЛИI. О ВОЗМОЖНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ АУСТЕНИТА ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ
НИЖЕ РАВНОВЕСНОЙ ТОЧКИ A_1

При нагреве стали электрическим током со скоростями порядка $1500\text{--}2000^\circ/\text{сек.}$ нами неоднократно наблюдалось снижение начала превращения A_{C_1} (определяемого по перегибу на термической кривой нагрева) до температур $680\text{--}690^\circ$, лежащих ниже равновесной точки A_1 . Объясняем это явление ошибками при измерении температуры, поскольку в условиях электронагрева с увеличением скорости нагрева в сильной степени сказывается отставание температуры спая термопары от действительной температуры образца.

Однако, с нашей точки зрения, образование аустенита при быстром нагреве принципиально возможно и при температурах, лежащих ниже равновесной точки A_1 . Это вытекает из факта обратимости мартенситного превращения при нагреве, а также из общих термодинамических соображений, установленных в многочисленных работах акад. Г. В. Курдюмова и его сотрудников [1].

Действительно, если учесть, что существует некоторая температура T_0 , представляющая термодинамическую границу аустенита и мартенсита, для которой свободные энергии этих двух модификаций твердого раствора равны, то естественно, что при быстром охлаждении аустенита, с некоторым гистерезисом по отношению к T_0 (при температуре T_m) аустенит превращается (бездиффузионным механизмом) в мартенсит, а при быстром нагреве возможно обратное бездиффузионное превращение мартенсита в аустенит — выше некоторой температуры T_a , несколько превышающей T_0 .

Таким образом, в условиях быстрого охлаждения или нагрева превращения регулируются не обычной фазовой диаграммой, относящейся к случаю полного осуществления диффузионного обмена компонентами, а другой «метастабильной» диаграммой, относящейся к случаю «запрещенной диффузии».

Нельзя сказать, что линии такой метастабильной диаграммы не имеют ничего общего с обычной фазовой диаграммой. Можно показать, что для бинарных сплавов железа температура T_0

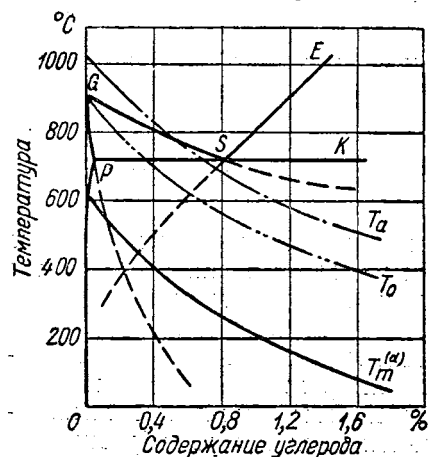
расположена между линиями, ограничивающими двухфазную область сосуществования α — γ -растворов [2], [3] и [4], причем, например, для эвтектондной стали она лежит выше 220 и ниже 720° (фиг. 1).

Трудно заранее предопределить положение температуры T_0 , но можно предположить, что она лежит ниже равновесной линии эвтектондного превращения, как это имеет место, например, в опытах по обратимому мартенситному превращению в бронзах [1]. Тогда очевидно, что при достаточно быстром нагреве закаленной стали, исключаящем распад мартенсита, принципиально возможно

образование аустенита (бездиффузионное) при температурах ниже точки A_1 обычной фазовой диаграммы, но выше точки T_0 метастабильной диаграммы.

Для обычных углеродистых сталей мы склонны были рассматривать эту возможность лишь как теоретическую, поскольку казалось, что ни при каких практически достижимых скоростях нагрева невозможно предотвратить распад мартенсита с выделением цементита [5].

Данные, приведенные в докладе В. Н. Гриднева¹, заставляют признать, что эта теоретическая возможность практически



Фиг. 1. Обычная и метастабильная диаграмма для сплавов железа с углеродом (схема).

осуществлена в опытах В. И. Трефилова.

Что же касается нагрева отожженной стали, то для входящего в состав ее структуры α -железа точка T_0 совпадает с обычной точкой A_3 и бездиффузионная перестройка в γ -состояние становится возможной только выше 910°. Необходимо, однако, при этом учитывать, что α -железо содержит растворенный углерод, количество которого зависит от предистории образца и режима нагрева. В еще большей мере это относится к легированным сталям, в которых даже в отожженном или особенно в закаленном или слабо отпущенном состоянии α -фаза представляет собой сложный раствор, для которого положение T_0 определяется характером и степенью легированности.

Принципиальная и практическая возможность образования аустенита в условиях быстрого нагрева при температурах, лежащих ниже равновесной точки A_1 (в легированных сталях интервала A_1) обычной фазовой диаграммы, подтверждается данными, полученными в работах В. Н. Гриднева. Естественно, что при моно-

¹ См. стр. 19 настоящего сборника.

тонном увеличении скорости нагрева интервал образования аустенита (точка A_{c1}) сперва повышается, но при некоторой критической скорости нагрева [6] обнаруживается снижение этого интервала, связанное с изменением механизма превращения. Экспериментальное обнаружение этих явлений представляет большой теоретический интерес. Выяснение их значения в отношении получающихся структур и свойств стали составляет задачу дальнейших исследований в области изучения электротермической обработки.

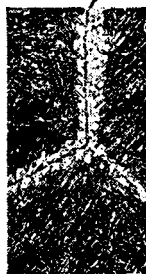
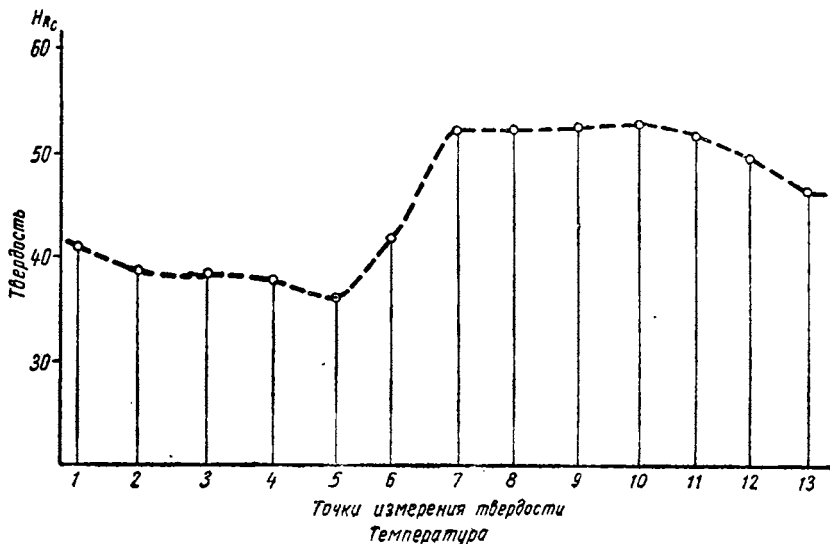
Исследованиями последних лет теоретически и экспериментально обоснована глубокая аналогия превращений при охлаждении и нагреве стали.

Процесс образования аустенита при быстром нагреве легированных сталей, поскольку об этом можно судить по металлографической картине, протекает в двух различных направлениях. На фиг. 2 представлена макроструктура образца хромоникелевой стали 40ХН4 после закалки от высокой температуры (1300°) и градиентного электронагрева с последующей закалкой.

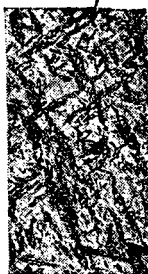
Градиентный электронагрев осуществляется следующим способом. Образцу придается небольшая конусность, вследствие чего при пропускании тока левый, утолщенный конец образца почти не нагревается, а в правой части образца, имеющей постепенно уменьшающееся сечение, достигаются все более высокие температуры вплоть до $1250-1300^\circ$. Отпечатки алмазного конуса ясно показывают, что левая часть образца претерпевает простой отпуск, но примерно с середины образца, где температура нагрева превышала критические точки $A_{c1}-A_{c3}$, получается уже твердость нормально закаленной стали. Как показывает микроструктура (фиг. 2, а), образование аустенита начинается в районе пятого отпечатка и происходит прежде всего у границ объемов, отвечающих исходному зерну аустенита. Представляется вполне вероятным, что эта сетка аустенита (являющаяся в закаленном образце уже сеткой нового мартенсита), образуемая по границам исходного зерна при переходе через критическую точку A_{c1} , есть результат диффузионного процесса, начинающегося раньше у границ, аналогично тому (и, повидимому, по тем же причинам), как образуется сетка троостита при закалке стали.

С повышением температуры нагрева эта сетка аустенита почти не распространяется внутрь «зерна»¹ и внутренние объемы зерна переходят в состояние аустенита, повидимому, бездиффузионным механизмом; при этом скорость нагрева составляла около $300^\circ/\text{сек}$. В случае замедленного нагрева или особенно в случае предварительного (перед нагревом) отпуска, а также при нагреве менее легированных или углеродистых сталей наблюдается тенденция ко все большему развитию диффузионного превращения не только на границах, но и во внутренних частях зерен.

¹ Слово «зерно» здесь применено условно и означает текстурованные объемы, отвечающие исходным аустенитным зернам, в которых при первой закалке получились кристаллы мартенсита, связанные кристаллогеометрически с исходным зерном 24 ориентировкам по Г. В. Курдюмову [1].



а)



б)



в)



г)

Х130

Фиг. 2. Макроструктура образца хромоникелевой стали типа 40XN4, предварительно закаленного от 1310° после градиентного электронагрева (скорость 30J°/сек.) и закалки. Видимые на макрошлифе отпечатки алмазного конуса указывают точки измерения твердости:

а — микроструктура в районе пятого (считая слева) отпечатка; Х 380; б — то же в районе шестого отпечатка; Х 380; в — то же в районе девятого отпечатка; Х 380; г — то же в районе тринадцатого отпечатка; Х 380.

На фиг. 2, б представлена микроструктура после еще незавершенного перехода внутри зерна (в районе шестого отпечатка), а на фиг. 2, в — после полного превращения в состояние аустенита (в районе девятого отпечатка). Ясно видно, что полученный в последнем случае новый мартенсит и по ориентировке и по величине игл соответствует зерну исходного перегрева. Отсутствие перекристаллизации видно и по макроструктуре. Полученные данные позволяют сделать вывод, что благодаря бездиффузионному механизму превращения с переходом через интервал $A_c - A_{c3}$, вероятно, восстанавливается исходное крупное зерно перегрева. Только при дальнейшем нагреве, при температурах, значительно превышающих точку A_{c3} для данной стали, наступает какое-то явление, разрушающее ориентационную связь аустенита с исходной крупнозернистой структурой и получается нормальная структура беспорядочно (в каждом зерне по-своему) ориентированного мартенсита (фиг. 2, г, микроструктура в районе тринадцатого отпечатка).

Это новое явление, с которым и следует, очевидно, связывать действительную перекристаллизацию при нагреве стали, заслуживает особого рассмотрения.

II. РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АУСТЕНИТА, ОБУСЛОВЛЕННАЯ ВНУТРЕННИМ НАКЛЕПОМ

Если нагревать сильно перегретую сталь, имеющую крупнокристаллический излом, до различных температур, легко обнаружить, что исправление структуры, оцениваемой по виду излома, отнюдь не наступает с переходом через точку A_{c3} . В значительном интервале температур нагрева, заведомо превышающем положение интервала $A_{c1} - A_{c3}$, в изломе стали отчетливо проявляются следы исходной крупнокристаллической структуры.

На фиг. 3 даны изломы хромоникелевой стали типа 45ХН4, предварительно закаленной от 1300° , после новой закалки от указанных температур и отпуска на 550° . Хорошо видно, что устранение последствий перегрева, судя по излому, обеспечивается только нагревом на $1000-1050^\circ$, тогда как точка A_{c3} в этой стали лежит во всяком случае не выше $800-850^\circ$. Хотя не подлежит сомнению, что с переходом через точки $A_{c1} - A_{c3}$ связаны глубокие изменения в фазовом состоянии стали, сопровождающиеся даже изменением кристаллической модификации одной из фаз (железа), приходится заключить, что перекристаллизация стали не обязательно непосредственно связана с этими фазовыми превращениями, а часто происходит отдельно от них, как особый, отдельный физический процесс, — при более высоких температурах.

На фиг. 4 представлены макроструктура и твердость образца стали 40ХН, предварительно закаленного от 1300° и подвергнутого градиентному нагреву пропусканием электрического тока с последующей закалкой в воде. Как и в описанном выше опыте, образцу предварительно была придана слабая продольная конусность, вследствие чего при пропускании тока левая часть образца почти



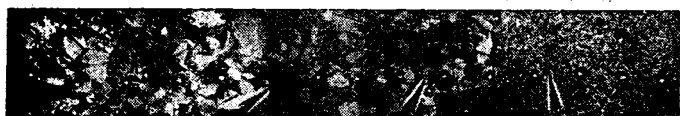
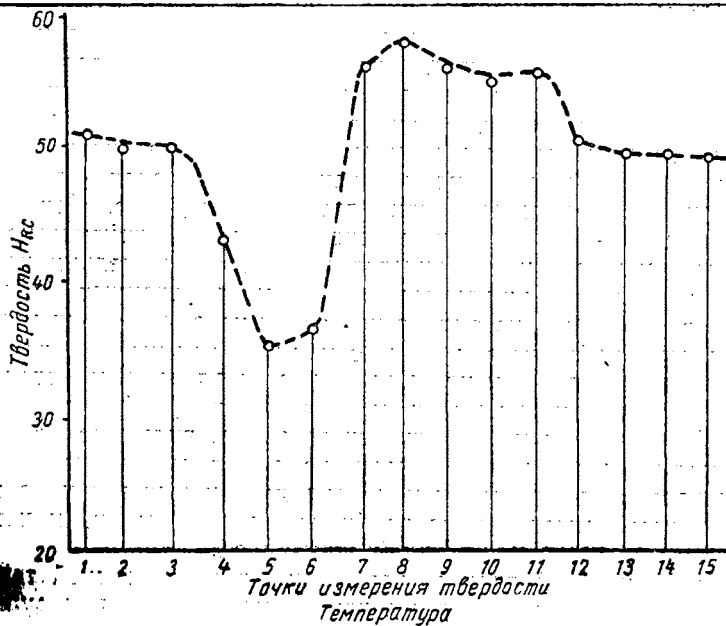
800 850 900 950 1000 1050 1100 1150 1200 °С

Фиг. 3. Изломы хромоникелевой стали типа 45XН4, предварительно закаленной от 1300°, после новой закалки (нагрев в соляной ванне) от указанных температур и отпуска при 550°. (Л. В. Смирнов). X 2.

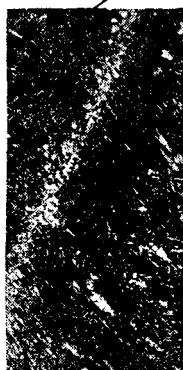
не нагревалась, а по мере продвижения к правому концу получались все более высокие температуры вплоть до 1250—1300°. Кривая твердости и микроструктуры (фиг. 4, а—в) ясно указывают, что в средней части образца температура нагрева превышала точку A_{c3} ; однако по макрошлифу нельзя обнаружить каких-либо признаков исправления структуры стали. Последнее наступает лишь при температурах, значительно превышающих точку A_{c3} (порядка 1100—1150°), что хорошо видно по резкому изменению макроструктуры в правой части образца, сопровождающемуся характерным спадом на кривой твердости.

Приведенная на фиг. 4, б микрофотография относится к району девятого отпечатка от алмазного конуса; микроструктура в районе двенадцатого отпечатка представлена на фиг. 4, в. Нет никакого сомнения, что температура нагрева в точке 9 превышала A_{c3} и здесь полностью завершилось образование аустенита. При охлаждении сталь получила полную закалку. Однако в каком-то определенном отношении структура образца еще сохраняется без изменения, как это видно по макроструктуре и по явной общности ориентировки мартенситных кристаллов в пределах объемов, отвечающих исходному зерну перегрева, хорошо заметной на фиг. 4, б. Эта «текстурованность» мартенсита исчезает лишь при более высоких температурах (фиг. 4, в) в результате особого процесса, совершающегося уже в аустенитном поле диаграммы состояния и не связанного с изменением фазового состава стали.

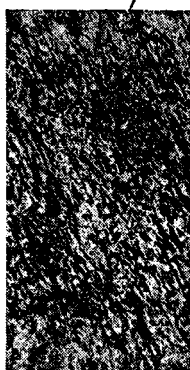
Наблюдающееся здесь как бы сохранение исходной структуры, несмотря на двукратное изменение фазового состояния, есть, очевидно, не что иное, как проявление ориентационного соответствия при фазовых превращениях в твердых телах [8].



× 2,5



а)



б)



в)

× 130

Фиг. 4. Макроструктура образца хромоникелевой стали типа 40XН, предварительно закаленного от 1300°, после градиентного электронного нагрева (скорость 100°/сек.) и закалки (× 2¹/₂ раза):

а — микроструктура в районе шестого отпечатка; б — то же в районе девятого отпечатка; в — то же в районе двенадцатого отпечатка.

Новые мелкие зерна аустенита, фактически образующиеся при нагреве выше критических точек A_{c1} и A_{c3} , получают единообразную кристаллографическую ориентировку в объемах, соответствующих старым аустенитным зернам (т. е. зернам, отвечающим исходному перегреву) вследствие ориентированности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения; поэтому при охлаждении в каждом таком объеме вновь воспроизводится прежняя внутризеренная текстура, проявляясь внешне на макрошлифе или в изломе, как одно крупное зерно. При нагреве выше точек $A_{c1} - A_{c3}$, но ниже некоторой другой критической температуры, возникает и сохраняется агрегат очень мелких кристалликов аустенита, кристаллографически упорядоченных (текстурованных) в объемах кристаллических зерен исходной структуры. Эти текстурованные объемы во многих отношениях ведут себя как монокристаллические зерна, и поэтому создается впечатление отсутствия перекристаллизации, несмотря на совершившееся фазовое превращение. В отношении кристаллического зерна, видимого на изломе, перекристаллизация действительно не имеет места, несмотря на сколь угодно малые размеры получающихся новых зерен (в металлографическом смысле) пока не будут разрушены их кристаллогеометрические связи с исходной структурой.

Чисто физический процесс устранения внутризеренной текстуры и переход к мелкокристаллическому излому, не обнаруживающему более какой-либо кристаллографической связи с прежним крупным зерном, заключается в рекристаллизации мелких зерен аустенита, образовавшихся при переходе через критические точки $A_{c1} - A_{c3}$.

Причиной этой рекристаллизации является внутренний наклеп, приобретаемый новыми зернами аустенита в связи с объемными изменениями, сопровождающими переход α -железа в γ -железо. Кристаллографические связи нового зерна аустенита со старой структурой ликвидируются только в результате рекристаллизации аустенита, которая, в зависимости от состава стали и условий нагрева, может и не совпадать с моментом фазового превращения.

Возникновение внутреннего наклепа при фазовом $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении и связанная с ним рекристаллизация аустенита наиболее ясно демонстрируются на легированном железе. Так, сплав железа с 30% никеля после закалки от 1300° дает структуру крупнозернистого аустенита. При охлаждении в жидком азоте аустенит в значительной степени превращается в мартенсит, причем резко возрастает магнитность и заметно повышается твердость. При нагреве в интервале $400-500^\circ$ происходит обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, магнитность падает до значения, свойственного аустениту, твердость несколько снижается (фиг. 5), а в микроструктуре восстанавливается исходное зерно аустенита. Измельчение зерна наступает лишь при нагреве выше 900° , причем в этот момент наблюдается отчетливое понижение твердости, связанное, очевидно, со снятием внутреннего наклепа в результате рекристаллизации аустенита. Эти явления прекрасно иллюстрируются фиг. 6, где представлено изменение твердости макро- и микроструктуры после

градиентного электронагрева образца никелевого железа, предварительно закаленного от 1300° и охлажденного в жидком азоте. Поразительная аналогия фиг. 6, 4 и 2 совершенно очевидна.

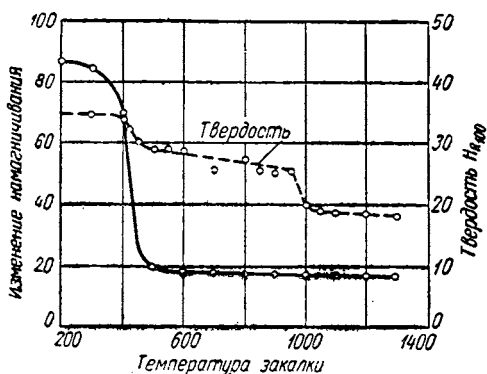
Таким образом, ориентационное соответствие при фазовых превращениях в кристаллических телах полностью проявляется в механизме превращений при нагреве стали, так же как в превращениях при охлаждении. Процесс перекристаллизации при нагреве стали представляет собой сложное явление, включающее фазовые превращения, рекристаллизацию и рост зерна аустенита. Образующийся при нагреве выше критических точек аустенит обладает искаженной кристаллической решеткой в связи с внутренним наклепом, обусловленным объемными изменениями, сопровождающими его образование. Этот внутренний наклеп приводит к рекристаллизации аустенита, за которой следует обычный рост зерна (собирательная рекристаллизация). Режимы термической обработки, направленные на исправление структуры перегретой (или литой) стали, должны основываться не только на учете положения критических точек A_1 и A_3 , но и температуры рекристаллизации аустенита.

Таковы основные результаты исследований по изучению структурного механизма превращений при нагреве стали, проведенных за последние несколько лет в Институте физики металлов Уральского филиала АН СССР [9]—[14].

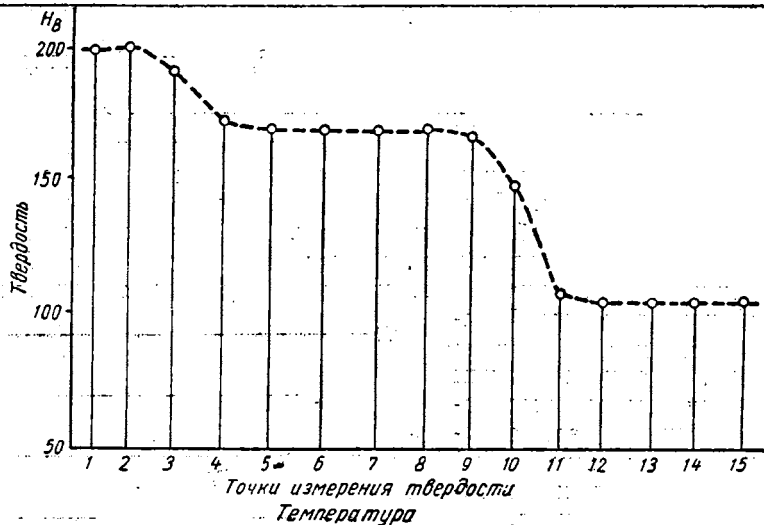
Эти исследования, помимо их самостоятельного научного и практического значения, позволяют по-новому интерпретировать физический смысл и значение знаменитой точки b Д. К. Чернова, служившей предметом научной дискуссии на протяжении почти всей истории развития металлографии железа и стали.

Приходится отвергнуть ставшее общепринятым, безоговорочное отождествление точки b с точкой A_3 Осмонда и принять утверждение, что точку b Чернова следует рассматривать в первую очередь как температуру рекристаллизации аустенита.

В связи с этим получает совершенно четкое толкование учение Д. К. Чернова о химической и физической структурах и о различии между физическим процессом, происходящим в точке b , и химическими превращениями в точке A_3 , и устанавливается взаимная связь этих явлений.



Фиг. 5. Изменение твердости и магнитности никелевого железа, предварительно закаленного от 1300° в воде и дополнительно охлажденного в жидком азоте после новой закалки в воде от указанных температур.



X2,5



а)

б)

в)

з)

X130

Фиг. 6. Макроструктура и твердость образца никелевого железа, предварительно закаленного от 1300° в воде с дополнительным охлаждением в жидком азоте, после градиентного электронного нагрева (скорость $100^{\circ}/\text{сек}$) и закалки ($\times 2 \frac{1}{2}$ раза):

а — микроструктура в районе второго отпечатка; $\times 130$; б — микроструктура в районе пятого отпечатка; $\times 130$; в — микроструктура в районе девятого отпечатка; $\times 130$; з — микроструктура в районе двенадцатого отпечатка; $\times 130$.

III. О ТОЧКЕ b ЧЕРНОВА

В своей первой работе 1860 г., положившей начало научной металлургии [15], Д. К. Чернов следующим образом определяет значение открытых им критических точек a и b :

«Значение точки a заключается в следующем: сталь, как бы тверда она ни была, будучи нагрета ниже точки a , не принимает закалки, как бы быстро ее ни охлаждали».

«Значение точки b . Сталь, будучи нагрета ниже точки b , не изменяет своей структуры — медленно или быстро после того она охлаждается».

Необходимо подчеркнуть, что в последнем случае под изменением структуры Чернов разумеет изменение вида излома:

«Значение температуры b заключается в том, что сталь, будучи нагрета до температур, низших b , и затем охлаждена, не изменяет своей структуры — излом ее сохраняет прежний вид» [16].

Представления Д. К. Чернова о структурных превращениях при нагреве и охлаждении складывались на основе наблюдений за изменениями вида излома и впоследствии, по мере развития микроскопической металлографии, ему нужно было только устанавливать соответствие его первоначальных открытий с фактами и наблюдениями, касающимися микроструктуры стали.

Д. К. Чернов сразу понял противоречие созданной им системы взглядов, на которой он построил технологию обработки стальных изделий, с представлениями, сложившимися на основе развития микроскопической металлографии и учения о фазовой диаграмме сплавов железа с углеродом, блестяще разрешив его противоречие введением понятия о физической и химической структурах.

В известном письме редактору журнала Русского металлургического общества [17] Д. К. Чернов в связи с возникшей перед этим дискуссией сопоставляет смысл и значение открытых им критических точек a , b и x с результатами позднейших работ Осмонда, проведенных при помощи термического анализа и металлографического метода. Он указывает, что метод определения критических точек, использованный Осмондом, был совершенно отличным от его (Чернова) метода. «Точка a мною определялась по появлению закалки; точка b — по превращению крупнокристаллической (физической) структуры в едва заметную мелкокристаллическую (по излому)».

Осмонд же устанавливал критические точки по тепловым эффектам на кривых нагрева и охлаждения, контролируя структурные превращения «преимущественно, даже можно сказать почти исключительно, металлургическим путем. Этот последний дает непосредственные указания на степень однородности химического состава металлической массы образца, степень пестроты его, форму и характер распределения составных частей (компонентов) в случае происшедшей сегрегации, одним словом, обнаруживает химическую структуру металла» [17].

Далее Чернов следующим образом поясняет различие между химической и физической структурой «...превращения химической структуры железоуглеродистых сплавов, происходящие в них сегрегация, диффузия могут совершаться при полном сохранении кристаллической (физической) структуры металлической массы. Отсюда следует, что рисунок вытравленного шлифа, например данного куска стали, не может служить показателем его физического строения. С другой стороны, вид излома стали, показывая непосредственно более или менее развитое крупно- или мелкокристаллическое сложение ее, не может служить показателем химической структуры».

Признавая внешнее сходство, даже совпадение (равенство) точки b с точкой A_3 Осмонда, Д. К. Чернов совершенно ясно настаивает на их внутреннем различии, подчеркивая разный физический смысл связанных с этими точками явлений. В точках A_1 и A_3 происходит изменение химической структуры, иначе говоря, — фазовые превращения. В точке b изменяется физическая структура, т. е. происходит действительная перекристаллизация стали.

«По моим представлениям, — говорит Д. К. Чернов, — процесс структурного превращения в точке b не связан с химическим превращением между железом и углеродом и представляет собою чисто физическое явление. Необходимо различать химическую структуру от физической, которые часто смешиваются» [18].

«... в сложных агрегатах, пестрых по химическому составу кристаллов, может происходить сегрегация и перемещение отдельных химических компонентов массы без нарушения ее кристаллической организации».

«Если нагрев стали производить не доходя до точки b , тогда старая ориентировка молекул не исчезает, она остается, и когда наступает охлаждение, то действуют старые центры кристаллизации, притягивая молекулы на старые места. В результате никакого изменения структуры не происходит» [18].

В этих словах Д. К. Чернова в довольно ясном виде сформулирована та фундаментальная черта фазовых превращений в твердых телах, которая в настоящее время известна под названием принципа ориентационного и размерного соответствия. Недаром Ф. Осмонд говорил, что вся физическая химия содержится в зародыше в трудах Д. К. Чернова.

Таким образом, разъясняя смысл и значение установленной им точки b , Д. К. Чернов не только не отождествляет ее безоговорочно с точкой A_3 Осмонда, но и дает ей глубокую физическую интерпретацию, основанную на введенном им понятии о различии между химической и физической структурами.

Рассматривая последующую судьбу научного наследия Д. К. Чернова, следует признать, что его теоретические представления о химической и физической структуре и данная им интерпретация физического смысла точки b не были в должной мере поняты и оценены ни при жизни Чернова, ни после его смерти. В металлографической литературе за 32 года, истекшие со дня

смерти Д. К. Чернова, как правило, мы находим безоговорочное отождествление точки b с точкой A_3 Осмонда и почти не встречаем упоминания о введенных Черновым понятиях физической и химической структуры.

Не говоря уже об учебниках металловедения, даже в специальных работах, посвященных анализу научного наследства Д. К. Чернова, обходится полным молчанием ясно выраженное несогласие Чернова с обычной ограниченной интерпретацией значения и смысла точки b . Так, например, Б. Е. Воловик во вступительном очерке к сборнику трудов Д. К. Чернова, изданному Машгизом в 1950 г., подробно аргументирует отождествление точек b и A_3 , даже не упоминая о данном Черновым разъяснении внутреннего различия между ними. При этом Б. Е. Воловик пишет, между прочим, следующее:

«Следует указать, что некоторые наши металловеды (Евангулов, Бабошин и др.) не считали, что критическая точка b Чернова соответствует точке A_3 по терминологии Осмонда, и этим внесли большую путаницу в этот вопрос» [19].

И. И. Сидорин в брошюре «Роль русской науки в развитии металловедения и термической обработки металлов», изданной ВНИТОМАШ в 1948 г., также подчеркивает, что подавляющее большинство наших металловедов отождествляет точку b Чернова с точкой A_3 :

«Что касается точки b , то надо сказать, что она была долгое время предметом горячих споров. Многие русские ученые (Евангулов, Бабошин, Длугач) считали ее отличной от критической точки превращения альфа-железа в гамма-железо. Однако в последнее время большинство советских металловедов, подойдя к разрешению этого вопроса не по форме, а по существу, согласилось с мнением Ф. Осмонда и признало ее идентичной точке A_3 » [20].

На основную причину такого положения правильно указал С. С. Штейнберг, который писал в 1939 г.: «Представление Д. К. Чернова о стали и о процессах, протекающих в ней при нагреве и охлаждении... в некоторых отношениях стоят выше современных представлений, построенных преимущественно на работах Осмонда. Чернов преимущественно обращал внимание на кристаллическое зерно стали, выявляемое изломом, металлография Осмонда говорит о микроструктуре стали, о феррите, цементите, перлите, которые скрывают от нас кристаллическое зерно излома...»

«... изучение микроскопических структурных элементов затемнило, затушевало в нашем сознании не менее важное значение кристаллического зерна стали [21].

С. С. Штейнберг правильно указывает здесь на основную причину разногласий между микроскопической металлографией Осмонда, возникшей и выросшей на основе открытий Д. К. Чернова, и представлениями самого Чернова, сложившимися из наблюдений над изломами и механическими свойствами стали в неразрывной связи с практикой обработки стальных изделий. Это

указание полностью соответствует приведенным выше высказываниям самого Д. К. Чернова. Однако и С. С. Штейнберг не дает надлежащего анализа этих разногласий в конкретном вопросе о смысле и значении точки b . Что же такое точка b Чернова?

Точка b Чернова есть температура действительной перекристаллизации стали. Фазовые превращения, начинающиеся в точке A_1 и заканчивающиеся в точке A_3 , означают лишь изменение химической структуры и не всегда сопровождаются действительной перекристаллизацией стали, т. е. изменением физической структуры. Последнее, т. е. изменение физической структуры, означает нарушение кристаллогеометрических связей образующегося при нагреве аустенита с исходной структурой стали и осуществляется часто как отдельный физический процесс рекристаллизации аустенита, обусловленной внутренним наклепом.

Совмещение обоих явлений, т. е. фазового превращения и изменения физической структуры, возможно лишь в случае, если фазовое превращение протекает в условиях, исключающих соблюдение ориентационного соответствия превращающихся фаз, или при случайном совпадении температурного интервала фазового превращения с интервалом рекристаллизации аустенита.

Ясно, что только в этих случаях можно говорить о некотором условном примирении, равенстве, совпадении точек b Чернова и A_3 Осмонда.

Нужно отметить в заключение, что изложенные представления о структурном механизме превращений при нагреве стали лучше, чем общепринятая теория, отвечают опыту, практике термической обработки, раскрывая физический смысл таких операций, как нормализация, двойной отжиг перед закалкой и т. п.

Практика термической обработки давно выявила необходимость применения для исправления структуры крупнозернистой стали (перегретой при ковке или литой) двойной нормализации, двойного отжига, нормализации и тому подобных приемов, фактически никак не обоснованных с позиции микроскопической металлографии. Между тем совершенно ясно, что разрушение ориентационных связей новой структуры, возникающей при нагреве выше критических точек (A_1 и A_3), со старой исходной структурой будет прогрессировать по мере повторения прямого (при нагреве) и обратного (при охлаждении) фазового превращения, что и подтверждается опытом. Простой практический опыт показывает, что однократный нагрев выше критической точки A_3 часто оказывается недостаточным для исправления крупнозернистого излома в мелкокристаллический, вопреки обычной теории структурных превращений в стали, основывающейся на сочетании фазовой диаграммы с данными микроскопической металлографии.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Общепринятые представления о перекристаллизации стали при нагреве не отвечают действительному положению вещей в двух направлениях:

1) в них не учитывается соблюдение ориентационного соответствия при образовании аустенита, приводящее к возникновению внутризеренной текстуры;

2) ими не объясняется возможность устранения внутризеренной текстуры при повышении температуры нагрева.

Иначе говоря, обычные представления о перекристаллизации предполагают, что с нагревом выше критических точек связано образование нового поликристаллического агрегата аустенитных зерен, не связанного ориентационно с исходной структурой и, таким образом, выше критических точек Осмонда обеспечивается полная перекристаллизация.

Факты показывают, что это неверно. Естественно, что в обычном представлении о перекристаллизации отсутствует представление о механизме разрушения ориентационных связей аустенита с исходной структурой, поскольку предполагается, что с повышением температуры нагрева в области существования аустенита не происходит ничего, кроме роста зерна.

Факты показывают, что и это неверно.

В рассматриваемом температурном интервале (выше точки A_{c3}) нет оснований предполагать возможность фазовой перекристаллизации. Остается допустить, что здесь имеет место рекристаллизация аустенита. Но рекристаллизация предполагает наличие предварительной пластической деформации (наклепа). Стало быть, должен быть указан источник такого наклепа. Внешний наклеп отсутствует. Остается допустить, что при нагреве в процессе образования аустенита последний приобретает внутренний наклеп, обусловленный объемными изменениями при переходе α -железа в γ -железо.

Возможность такого внутреннего наклепа постулировалась в свое время А. А. Бочваром, а также В. Н. Свечниковым и М. И. Щепаким [22], [23]. Однако эти весьма важные и прогрессивные представления не нашли необходимого признания, повидимому, из-за отсутствия в то время достаточно убедительного экспериментального обоснования.

Существующие представления о структурном механизме перекристаллизации стали должны быть изменены и дополнены в следующих направлениях:

1. Необходимо признать соблюдение ориентационного соответствия не только при распаде аустенита в процессе охлаждения, но и при образовании аустенита в процессе нагрева.

2. Необходимо признать, что при нагреве стали в области температур, отвечающих аустенитному состоянию, имеет место не только рост зерна, но и возможна рекристаллизация аустенита.

3. Необходимо признать, что рекристаллизация аустенита связана с внутренним наклепом, обусловленным объемными изменениями при превращении α -железа в γ -железо.

Соответственно этому перекристаллизацию стали при нагреве следует рассматривать как сложное явление, включающее: во-первых, фазовое превращение, протекающее с изменением объема и

приводящее вследствие этого к наклепу новых аустенитных зерен, во-вторых, рекристаллизацию наклепанного аустенита и, в-третьих, рост зерна аустенита или собирательную рекристаллизацию.

Только используя широкий круг достижений советского металлостроения, удалось найти ключ к высказываниям Д. К. Чернова о смысле его точки *b* и построить более полную теорию фазовых и структурных превращений при нагреве стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. В. Курдюмов, «Журнал технической физики», т. 18, 1948.
2. Г. Мазинг, «Ангевандте Хеми», т. 42, 1936, стр. 907.
3. У. Деллинггер, Хемише физик дер метALLE унд легирунген, 1939.
4. К. П. Бунин, Сборник «Проблемы конструкционной стали», Машгиз, 1949, стр. 109.
5. В. Д. Садовский и Б. Г. Сазанов, «Журнал технической физики», т. 21, вып. 6, 1951.
6. А. А. Попов, сборник «Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах», Машгиз, 1950.
7. В. И. Архаров, Кристаллография закалки стали, Металлургиздат, 1951.
8. Я. О. Уманский, Б. Н. Финкельштейн и М. Е. Блантер, Физические основы металлостроения, Металлургиздат, 1949.
9. К. А. Малышев, Труды Института физики металлов УФАН, вып. 10, 1946.
10. К. А. Малышев, Труды Института физики металлов УФАН, вып. 12, 1949.
11. В. Д. Садовский, К. А. Малышев и Н. В. Вьяль, «Известия Сектора физико-химического анализа», т. 20, 1950.
12. К. А. Малышев, В. Д. Садовский и Б. Г. Сазанов, «Доклады АН СССР», т. 76, 1951; см. также сборник «Термическая обработка металлов», Машгиз, 1950.
13. В. И. Архаров и Ю. Д. Козманов, «Доклады АН СССР», т. 69, 1949.
14. В. Д. Садовский, К. А. Малышев и Б. Г. Сазанов, Доклад на первой Ленинградской конференции по промышленному применению токов высокой частоты в 1951 г.
15. Д. К. Чернов и наука о металлах, сборник трудов Д. К. Чернова, Металлургиздат, 1950, стр. 91—92.
16. Там же, стр. 417.
17. Там же, стр. 381.
18. Там же, стр. 359.
19. Д. К. Чернов, сборник, Машгиз, 1950, стр. 22—47.
20. И. И. Сидорин, Роль русской науки в развитии металлостроения и термической обработки металлов, ВНИТОМАШ, Машгиз, 1948.
21. С. С. Штейнберг, «Сталь» № 10—11, 1939.
22. А. А. Бочвар, Основы термической обработки сплавов, Цветметиздат, 1932, стр. 79—80.
23. В. Н. Свечников и М. И. Щепак, «ДОМЕЗ» № 9, 1934.
24. П. Д. Данков, «Известия сектора физико-химического анализа», т. 16, вып. 1, 1943.
25. С. Т. Конобеевский, «Известия АН СССР, серия химическая» № 5, 1937, стр. 1209.
26. В. Н. Гривнев, Сообщения о научно-исследовательской работе Киевского политехнического института, т. 7, 1948.
27. В. И. Архаров и Н. А. Питале, Труды Института физики металлов УФАН, вып. 8, 1946.

ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ

Нагрев стали является одним из важнейших этапов термической обработки, роль и значение которого отмечалось еще в классических работах выдающегося русского ученого — Дмитрия Константиновича Чернова.

Особый интерес и значение эти вопросы приобрели в связи с интенсификацией методов нагрева при термической обработке.

Благодаря систематической и глубокой постановке экспериментов, наши советские ученые добились заметных успехов при решении ряда весьма сложных задач. Дискуссия, проведенная в 1951 г. на страницах «Журнала технической физики» по вопросу о кинетике превращения перлита в аустенит, хотя и не дала ожидаемых результатов, однако показала, что этим вопросом интересуется и занимается значительное число исследователей.

В настоящее время мы уже располагаем значительным экспериментальным материалом, позволяющим понять и описать ряд сложных явлений. Однако в отдельных случаях как экспериментальный материал, так и его трактовка весьма противоречивы. Это свидетельствует о сложности процессов и о необходимости дальнейшего экспериментирования.

Прежде чем перейти к рассмотрению и обобщению некоторых итогов исследований, необходимо подчеркнуть, что наиболее правильные и объективные представления о характере фазовых и концентрационных изменений при нагреве сплавов могут быть получены лишь при учете всех экспериментальных данных, в том числе и при исследовании цветных сплавов. По нашему мнению, в основе фазовых изменений лежат общие законы кристаллизации, справедливые в равной мере для всех сплавов, хотя в отдельных деталях кинетика и механизм процесса могут существенно отличаться.

Попытки некоторых исследователей делать обобщающие выводы по результатам исследования отдельных сплавов носят случайный характер и являются одной из причин, приводящих к разногласиям в оценке явлений.

Рассмотрим некоторые наиболее важные итоги исследований
I. Одним из интереснейших результатов исследований является установленный для некоторых сплавов факт так называемой

«обратимости» мартенситных превращений. В более широком понимании этого понятия следовало бы указать, что для ряда случаев при нагреве сплавов была установлена возможность образования метастабильных фаз. Установлено, что температура метастабильного превращения зависит только от состава сплава. Последнее обстоятельство позволило построить для некоторых случаев диаграммы метастабильных превращений, число которых постепенно увеличивается. При более подробном изучении механизма обратного превращения найдено, что:

а) механизм превращения, наблюдаемого под микроскопом, носит явно мартенситоподобный характер, происходит без заметного изменения состава и относится к категории бездиффузионных процессов;

б) образование метастабильных структур в чистом виде, без изменения состава исходной и вновь образованной фаз, возможно только при условии подавления диффузионных процессов; при достижении скоростей нагрева, подавляющих диффузионные процессы, дальнейшее увеличение скорости нагрева (в наших опытах для медноалюминиевых сплавов до $300^{\circ}/\text{сек}$) практически не влияет на температуру превращения;

в) при частичном распаде исходного раствора, мартенситоподобный (бездиффузионный) характер превращения сохраняется, однако изменяется температура превращения;

г) обратное превращение происходит по тем же путям, что и прямое.

В дальнейшем оказалось, что одни из отмеченных деталей достаточно распространены, тогда как другие, хотя и не всегда ясно выявляются, но способствуют правильному пониманию процессов или, во всяком случае, позволяют наметить пути дальнейших исследований.

II. Вторым важным итогом исследований явилось установление положения, что кинетика и температурные условия превращения зависят от структурного состояния сплава в момент его превращения. По этому признаку сплавы можно разделить на две основные группы: с гомогенной и с гетерогенной структурой.

К первой группе относятся сплавы однокомпонентных систем и твердые растворы, в том числе закаленные, в которых не происходит распада при нагреве до температуры превращения.

Ко второй группе относятся сплавы, состоящие из двух и более фаз, а также закаленные структуры, в которых происходит распад при нагреве в области субкритических температур. Для этой группы сплавов при нагреве возможно взаимодействие фаз, приводящее к изменению состава одной за счет растворения другой или за счет распада исходной структуры (эффект отпуска). В случае нагрева железоуглеродистых сплавов температура начала превращения и скорость растворения избыточных фаз зависят от дисперсности структурных составляющих.

С практической точки зрения наибольший интерес вызывают исследования превращений в железоуглеродистых сплавах.

Одним из первых вопросов, привлечших внимание исследователей, был вопрос о влиянии скорости нагрева на положение критической точки. Дискуссия, проведенная на страницах «Журнала технической физики», показала, что по этому вопросу существовали и существуют различные взгляды.

Различная оценка полученных данных или различие в получаемых данных, по нашему мнению, происходит и объясняется следующими причинами:

1. В случае образования метастабильных структур (что «в чистом виде» возможно при скоростях нагрева, подавляющих диффузионные процессы) критические точки соответствуют диаграмме метастабильных превращений, положение линий которой может существенно отличаться от линий диаграммы равновесия. В этом случае оценка положения критической точки относительно так называемой «нормальной» точки является неправильной и не имеет смысла. Это не всегда учитывается.

2. При исследовании превращений при нагреве не всегда дается должное значение исходной структуре, тогда как можно вполне определенно утверждать, что положение критической точки и кинетика превращения зависят от характера исходной структуры. Более того, было замечено, что для сталей с примерно одинаковой исходной структурой (после одинаковой термической обработки), но разных плавок, при прочих равных условиях положение критических точек при повышении скорости нагрева изменяется неодинаково. Возможно, что в этом случае проявляется природа стали.

Здесь следует обратить внимание еще на одно обстоятельство. При нагреве серии образцов одной и той же стали, с одинаковой исходной структурой отмечается разброс критических точек, превышающий возможные ошибки эксперимента. В опубликованных работах авторы не останавливаются на этом вопросе, и нам трудно судить, встречались ли они с этим явлением и испытывали ли трудности при обработке материалов или просто отбрасывали эти точки, принимая их за случайные. Вместе с тем такой разброс может быть вполне естественным, если принять во внимание, что положение критической точки зависит от состава твердого раствора в момент превращения, а гарантировать постоянство состава при нагреве железоуглеродистых сплавов с гетерогенной структурой вряд ли возможно.

3. Наконец, необходимо обратить внимание на методику определения критических точек.

При высоких скоростях нагрева, несомненно, усложняются методы регистрации и возрастает количество источников ошибок. К сожалению, ни в одной из опубликованных работ не приводятся в достаточной мере подробно детали эксперимента, вследствие чего нет возможности оценить точность регистрации, пределы ошибок и вследствие этого отсутствует возможность обмена опытом.

В наших опытах:

а) приварка термопары производилась в двух точках на расстоянии $\sim 0,5$ мм; качество приварки контролировалось при помощи бинокулярного микроскопа;¹

б) толщина электродов находилась в пределах 0,1—0,15 мм; применение тонких электродов, приваренных в двух точках, исключало возможность появления тепловой инерции термопары, что могло быть проверено путем записи образцов с известной критической точкой (сплавы с обратимым бездиффузионным превращением);

в) материал электродов при записи на петлевых гальванометрах выбирался в виде Pt — Pt/R₀-провода, а при записи на осциллографе — константан-манганиновой;

г) сопротивление цепи термопары регулировалось и проверялось перед каждым опытом. Это устройство оказалось совершенно необходимым, так как расход электродов при приварке приводил к изменению сопротивления цепи;

д) для повышения точности замеров обращалось внимание на масштаб записи кривых;

е) регистрирующие приборы применялись двух видов: петлевые гальванометры с периодом собственных колебаний 5 гц и шлейф осциллографа с периодом колебаний 1000 гц; в первом случае удовлетворительные результаты получались при нагреве в пределах до 300°/сек, тогда как во втором случае без искажений можно было производить запись со скоростями в несколько тысяч градусов в секунду;

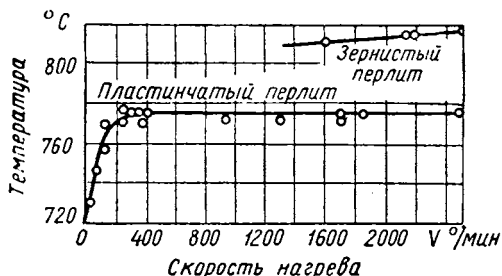
ж) для повышения точности регистрации в последнее время широко начали применять совместную запись термических и дилатометрических кривых, что дает особые преимущества в случае малых тепловых эффектов.

О ПОЛОЖЕНИИ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК ПРИ НАГРЕВЕ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВОВ

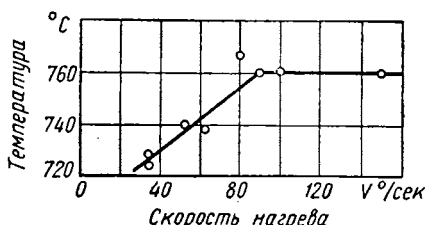
Нагрев отожженных образцов со структурой **грубопластинчатого перлита**. Положение критической точки при нагреве в соляных ваннах может быть представлено кривой, приведенной на фиг. 1. На этом же графике указана роль исходной структуры. Для более грубой структуры зернистого цементита критическая точка лежит при более высокой температуре. При нагреве электро-током (контактный нагрев) положение критической точки показано на фиг. 2. Для большинства случаев положение критической точки зависит от скорости нагрева примерно так же, как и в случае нагрева в соляных ваннах. В отдельных случаях отмечалось несколько иное поведение, как это, например, указано на фиг. 3 — по данным работы Шурина и на фиг. 4 — по данным работы Кочержинского.

¹ Приварка в одной точке часто приводит к ошибке вследствие тепловой инерции спая.

Нагрев нормализованных образцов (повторные нагревы). Как правило, критическая точка для нормализованных образцов лежит ниже, чем для отожженных и находится в области температур 720—730°. Последнее обстоятельство не следует рассматривать как факт, свидетельствующий в пользу отсутствия смещения критической точки против ее равновесного положения.



Фиг. 1. Сталь У10. Влияние скорости нагрева на положение критической точки. Нагрев в соляной ванне.

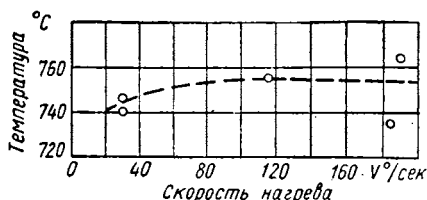


Фиг. 2. Сталь У8. Влияние скорости нагрева на положение критической точки. Электронагрев образцов со структурой пластинчатого перлита.

Нагрев закаленных образцов. При нагреве закаленных образцов был обнаружен ряд интересных явлений. При нагреве со скоростями в пределах до 1000°/сек задержать процессы распада мартенсита не представляется возможным. На дилатометрических кривых отчетливо выявляются первый и третий эффекты распада. Вместе с тем при увеличении скорости нагрева происходит смещение интер-



Фиг. 3. Сталь У10. Влияние скорости нагрева на положение критической точки. Электронагрев образцов со структурой пластинчатого перлита.

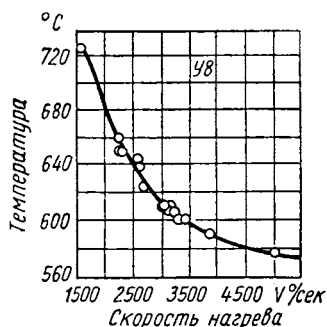


Фиг. 4. Синтетический сплав с 1,08% С. Влияние скорости нагрева на положение критической точки. Электронагрев образцов со структурой пластинчатого перлита.

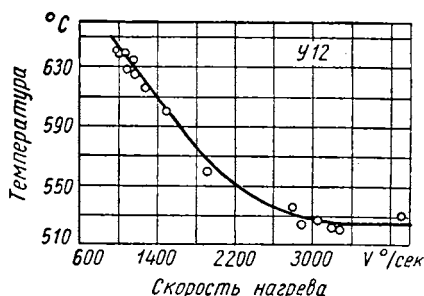
валов распада в сторону более высоких температур. Отмечено, что при высоких скоростях нагрева распад остаточного аустенита частично или полностью может быть подавлен, вследствие чего при высокотемпературном отпуске могут быть получены новые количественные и качественные соотношения структурных составляющих. Температура $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, как правило, лежит ниже, чем для отожженных и отпущенных образцов той же плавки.

Для некоторых плавков критические точки расположены в области 700°, т. е. ниже так называемой равновесной точки. При весьма

больших скоростях нагрева было отмечено резкое снижение критической точки. Снижение происходит до некоторого предела, после чего ее положение практически стабилизируется. На фиг. 5 и 6

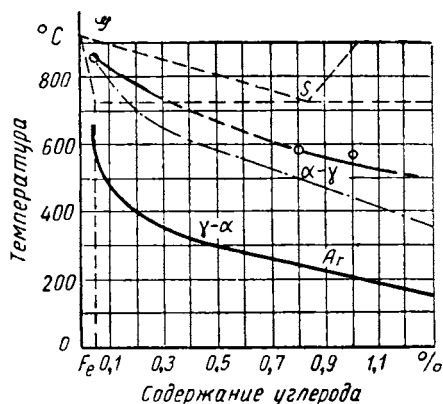


Фиг. 5. Сталь У8. Влияние скорости нагрева на положение критической точки. Электронагрев закаленных образцов.

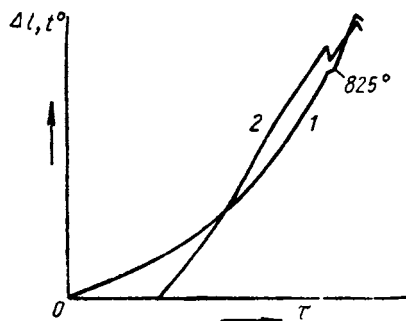


Фиг. 6. Сталь У12. Влияние скорости нагрева на положение критической точки. Электронагрев закаленных образцов.

приведено положение критических точек для сталей У8 и У12 в зависимости от скорости нагрева (по работе В. И. Трефилова). Из графиков можно видеть, что для стали У12 снижение начинается при более низких скоростях нагрева и достигает более низкой температуры, чем для стали У8. Точку превращения в этом случае



Фиг. 7. Диаграмма метастабильных превращений для сплавов железо—углерод.



Фиг. 8. Армко-железо, 0,045% С. Термическая и dilatометрическая кривые нагрева ($v = 200^\circ/\text{сек.}$) закаленного образца:

1 — термическая; 2 — dilatометрическая.

следует рассматривать как точку, соответствующую обратному превращению мартенсита в аустенит. Таким образом, стало возможным показать, что обратное метастабильное превращение возможно и в системе Fe — С. Диаграмма метастабильных превращений для сплавов Fe — С имеет вид, представленный на фиг. 7.

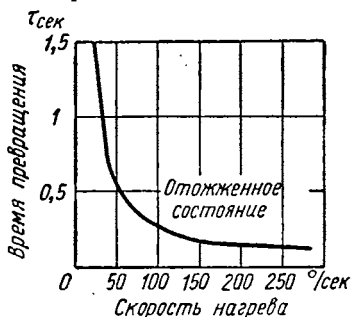
Полученные данные об обратимости мартенситного превращения в системе Fe — С пока базируются лишь на результатах термического анализа и в дальнейшем требуют более тщательного подтверждения другими методами. Полученные результаты, однако, позволяют существенно уточнить взгляды на механизм и кинетику фазовых превращений при нагреве железуглеродистых сплавов.

Образование метастабильных фаз было зарегистрировано и при нагреве закаленных образцов низкоуглеродистой стали с содержанием углерода 0,04% (работа Кочержинского). После резкой закалки от 950° критическая точка при нагреве обнаруживалась в области 825—850° (фиг. 8).

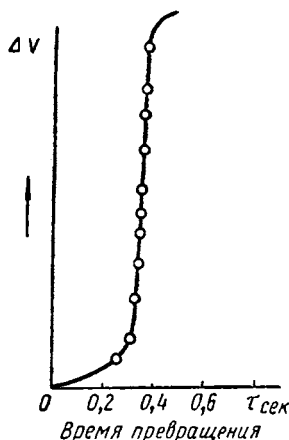
О КИНЕТИКЕ ПРОЦЕССОВ ПРЕВРАЩЕНИЯ

При совместной записи термических и дилатометрических кривых можно получить данные о скорости полиморфного превращения и распада мартенсита.

При увеличении скорости нагрева, что связано с увеличением количества подводимой энергии, время превращения резко уменьшается по кривой, близкой к гиперболе (фиг. 9). Кинетическая кривая для $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, по данным дилатометрического анализа, представлена на фиг. 10.



Фиг. 9. Влияние скорости нагрева на время полиморфного превращения.



Фиг. 10. Кинетическая кривая $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Пользуясь данными дилатометрического и термического анализов, можно для некоторых случаев построить зависимость изменения логарифма скорости превращения от обратной величины температуры, как это приведено на фиг. 11.

Полученная зависимость позволяет оценить величину работы образования зародыша, которая для разных сталей колебалась в широких пределах и достигала нескольких сот тысяч кал/моль.

При нагреве образцов закаленной углеродистой стали со скоростями в пределах до 1000°/сек подавить процессы распада мартенсита невозможно. Во всех случаях отчетливо выявляются первый и третий эффекты распада.

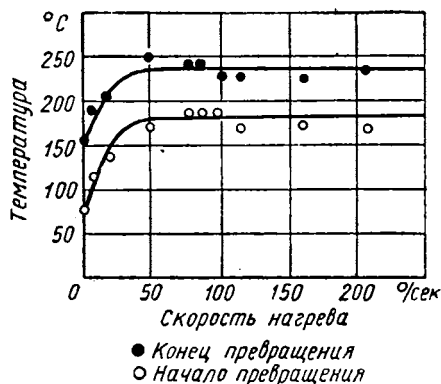
При увеличении скорости нагрева происходит смещение интервалов распада в сторону высоких температур, как это показано на фиг. 12—13. При скоростях нагрева свыше 50° в секунду первый интервал (первый эффект) распада находится в области 170—230°, а третий — в области 360—450°.

С увеличением скорости нагрева уменьшается время распада мартенсита примерно по гиперболическому закону. При скоростях нагрева порядка 300°/сек время распада для первого и третьего эффектов соответственно оцениваются в 0,14 и 0,13 сек.

Пользуясь методикой, принятой в работе Курдюмова и Максимовой, были проведены оценочные расчеты величины энергии активации для первого и третьего эффектов распада. Для стали У10 оказа-

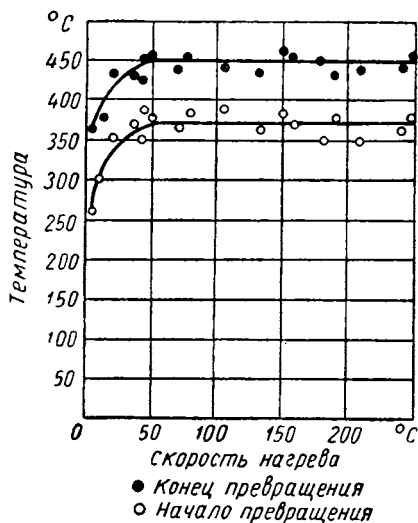
Фиг. 11. Зависимость логарифма скорости $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения от температуры.

лось, что для первого эффекта величина активации соответствует 22 500 кал/моль, а для третьего 27 500 кал/моль. Отмечено, что величина энергии активации несколько изменяется в зависимости от исходного состояния образца. Так, например, для образца,



Фиг. 12. Положение температурного интервала распада мартенсита (первый эффект) в зависимости от скорости нагрева.

предварительно отпущенного при 250° в течение часа, величина энергии активации для третьего эффекта распада получена равной 29 200 кал/моль.



Фиг. 13. Положение температурного интервала распада мартенсита (карбидный эффект) в зависимости от скорости нагрева.

Особый интерес представляет поведение остаточного аустенита. Оказалось, что при достаточно больших скоростях нагрева распад остаточного аустенита частично, а в отдельных случаях, вероятно, и полностью, может быть подавлен. Вследствие этого, а также вследствие возможного обратного превращения, после высокотемпературного электроотпуска количество аустенита при определенных условиях не только сохраняется, но даже и увеличивается, что является необычным для нормально отпущенной стали. В этих условиях появляется новое сочетание структурных составляющих, определяющее и новые механические свойства.

О МЕХАНИЗМЕ ПРОЦЕССА¹

При описании механизма фазовых изменений принято указывать два возможных способа: диффузионный или обычный механизм и бездиффузионный или мартенситоподобный механизм.

В настоящее время накопилось достаточно много экспериментального материала, указывающего, что в основе этих процессов лежат одни и те же законы — законы образования и роста зародышей новой фазы, и с этой точки зрения нет оснований для принципиального деления процессов на два вида. Эти процессы едины, но каждый из них имеет свои характерные черты, степень проявления которых зависит от состава сплава, структурного состояния, условий нагрева (или охлаждения) и т. д.

Характерные признаки кинетики мартенситных превращений весьма полно изложены в работах акад. Г. В. Курдюмова.

Несмотря на единство процессов, нам кажется, что наличие ряда специфических черт мартенситного процесса дает основания сохранить деление на диффузионные и бездиффузионные процессы, однако необходимо уточнить смысл этих понятий.

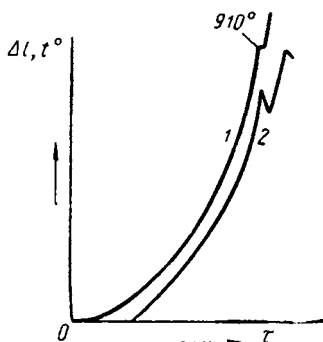
Возникает вопрос, каков же механизм превращения в железных сплавах и, в частности, в сплавах железа с углеродом? Прежде всего следует отметить, что механизм превращения — кристаллизационный, т. е. связанный с образованием и ростом зародышей новой фазы.

Возможен ли бездиффузионный механизм с присущими ему чертами мартенситного превращения? На этот вопрос следует ответить положительно. Бездиффузионный характер превращений достаточно хорошо показан на сплавах железо—никель; получены данные, подтверждающие наличие бездиффузионного механизма в сплавах Fe — Mn, Fe — Si, Fe — Cu, и нам кажется, что подобного рода превращения будут обнаружены во многих сплавах, хотя

¹ Основные положения о механизме превращения перлита в аустенит, отражающие наши взгляды по этому вопросу, были изложены в докладе на Ленинградской конференции термистов в 1940 г. За это время, в связи с новыми экспериментальными данными, эти взгляды на отдельные факты были изменены и уточнены, на что указывалось в докладе на семинаре УФАН в ноябре 1950 г. (Свердловск) и затем в дискуссии по вопросам превращения при нагреве («Журнал технической физики», 1951).

условия их проявления могут существенно отличаться. Наблюдения показывают, что наиболее определенно черты мартенситных превращений наблюдаются при нагреве гомогенных структур.

В сплавах железа с углеродом, как это указывалось ранее, такого рода превращения наблюдаются при нагреве закаленной стали с весьма высокой скоростью. Повидимому, лишь в этих условиях удается подавить диффузию углерода, разрушающую правильное, закономерное строение кристаллической решетки. Следует подчеркнуть, что одной из важнейших предпосылок для проявления мартенситного превращения при нагреве является подготовленность структуры с точки зрения ее правильной кристаллической ориентировки. Это становится понятным, если принять во внимание, что обратное превращение совершается по тем же путям, что и прямое при охлаждении, и, следовательно, наличие правильной ориентировки облегчает процесс превращения.



Фиг. 14. Термическая 1 и дилатометрическая 2 кривые нагрева ($v = 200^\circ/\text{сек}$) отожженного образца ($0,045\% \text{ C}$).

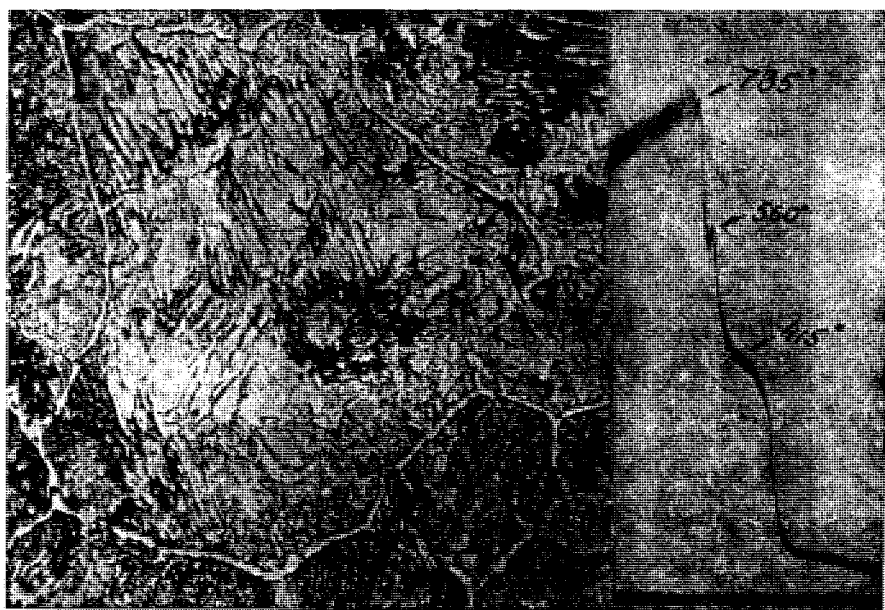
Значение исходной структуры можно продемонстрировать и на мягкой стали с содержанием углерода $0,04\%$. При нагреве отожженного образца (работа Кочержинского) со скоростями порядка $200^\circ/\text{сек}$., критическая точка обнаруживается в области $900\text{—}920^\circ$ (фиг. 14). После закалки образца от $920\text{—}940^\circ$ (без выдержки) на дилатометрической кривой при нагреве с теми же скоростями появляются две критические точки при 780 и 920° или процесс превращения растягивается в интервале $780\text{—}920^\circ$. После закалки от 950° с 5-минутной выдержкой при нагреве обнаруживается одна критическая точка при $825\text{—}850^\circ$ (см. фиг. 8). Очевидно, в последнем случае происходит наиболее полное превращение по мартенситному типу и фиксируемая точка относится к диаграмме метастабильных превращений.

При нагреве отожженной стали картина превращения несколько усложняется вследствие накладывающихся диффузионных процессов. Здесь снова возникает вопрос о схеме превращения перлита в аустенит.

Как неоднократно указывалось, при нагреве перлитной структуры первоначально происходит растворение карбидов в α -фазе, затем полиморфное превращение и растворение карбидов в γ -фазе. При рассмотрении этой схемы неизбежно возникает вопрос: каким образом и почему происходит превращение почти чистого феррита при температурах порядка 720° , тогда как это превращение должно происходить в области 900° ?

Накопившийся экспериментальный материал дает возможность утверждать, что, во-первых, понижение точки полиморфного превращения должно быть связано с растворением углерода в α -фазе

и, во-вторых, что следует подчеркнуть, что в момент перестройки кристаллической решетки возникает низкоуглеродистый аустенит, средний состав которого отвечает среднему составу исходной α -фазы. Таким образом, перекристаллизация на определенной стадии совершается без изменения состава и носит бездиффузионный характер.



Фиг. 15. Термическая кривая нагрева и охлаждения для стали У12 и соответствующая ей структура после охлаждения.

Разделить фазовое превращение и растворение карбидной фазы в период перехода перлита в аустенит — задача достаточно сложная, однако вполне возможная. В качестве примера приведем данные термического анализа, полученные в работе Пермякова при исследовании эвтектоидных и доэвтектоидных сталей.

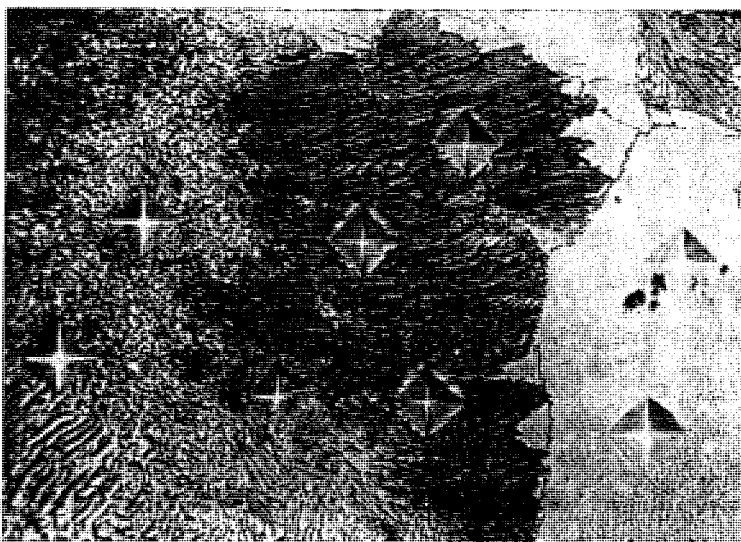
На фиг. 15 приведена термическая кривая нагрева и охлаждения для стали У12 с исходной структурой пластинчатого перлита; микроструктура образца после закалки. Нагрев образца производился до 735° со скоростью $100^\circ/\text{сек.}$, после чего образец закаливался. Закалка в данном случае произведена в момент превращения. Скорость охлаждения при закалке около $500^\circ/\text{сек.}$

На кривой охлаждения видны два мартенситных превращения первое — в области 560° — соответствует превращению низкоуглеродистого аустенита и второе — в области 410° — соответствует участкам аустенита, успевшим частично растворит углерод.

Аналогичная картина, подтверждающая образование низкоуглеродистого аустенита, была получена и при исследовании доэвтектоидной стали.

МИКРОСТРУКТУРНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПРЕВРАЩЕНИЯ

Структурные изменения при превращении перлита в аустенит достаточно полно описаны многими авторами. Большинство исследователей указывает, что превращение начинается в местах кон-

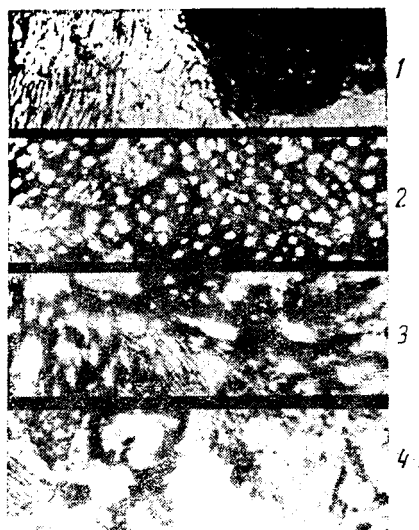


Фиг. 16. Образование аустенита по границам перлитных зерен и перлитных колоний.

такта ферритной и карбидной фаз, по границам перлитных колоний и т. д. Это правильно. В большинстве случаев наблюдается именно такая картина (фиг. 16). Однако в отдельных случаях удавалось зафиксировать другую картину, когда центры аустенита сравнительно равномерно распределены в некотором объеме, как это показано на фиг. 17.

Определенную роль в процессах фазовых изменений играет граница зерна. На фиг. 18 показано образование центров аустенита по границам зерна.

Совершенно иная картина структурных изменений наблюдается при нагреве закаленных структур в случае ясно выраженного мартенситного механизма. В этом случае структурные изменения происходят как бы в обратном порядке, как при закалке, и получаемая структура фактически является зеркальным изображением исходной закаленной структуры.

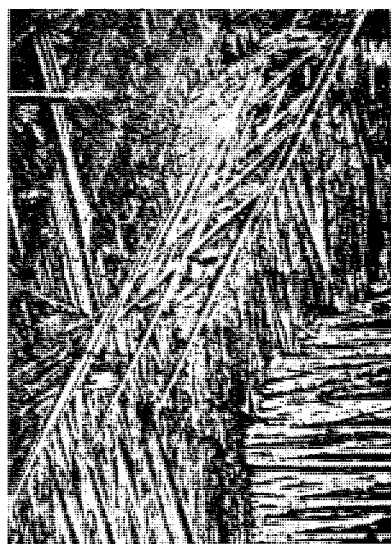


Фиг. 17. Образование и рост аустенита внутри перлитных зерен:

1 — исходное состояние — перлит; 2 — образование зародышей аустенита; 3, 4 — рост зерен аустенита.



Фиг. 18. Образование аустенита по границам зерна.



$\beta_1 \rightarrow \beta'$



$\beta' \rightarrow \beta_1$

Фиг. 19. Ориентационное соответствие при обратимых бездиффузионных превращениях в сплавах Cu — Al.

Ориентационное соответствие при бездиффузионных превращениях отмечалось неоднократно. В качестве примера на фиг. 19



$\gamma \rightarrow \alpha$

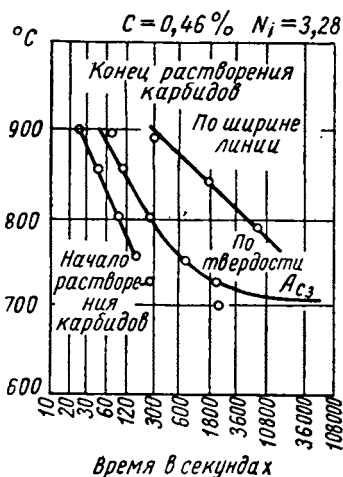


$\alpha \rightarrow \gamma$

Фиг. 20. Ориентационное соответствие при обратимых бездиффузионных превращениях в сплавах Fe — Ni.

приводятся микроструктуры, полученные при охлаждении и нагреве медноалюминиевых сплавов [1] и на фиг. 20 при охлаждении и нагреве железоникелевых сплавов [2].

В той или иной степени с подобной зависимостью приходится считаться и при нагреве технических железных сплавов, особенно — легированных сталей. Вполне вероятно, что, например, образование нафталинистого излома связано с особенностями отмечаемого механизма перестройки структуры. Заслуживает внимания тот факт, что при ориентационной перестройке геометрические размеры структурных элементов одинаковы в исходном и конечном (после перестройки) состоянии (фиг. 19 и 20). Отмечалось, например, что при нагреве грубой, перегретой структуры, после превращения может возникнуть такая же грубая структура, как и исходная, тогда как обычно ожидают, что в момент перекристаллизации происходит заметное дробление зерна.



Фиг. 21. Кинетика растворения карбидной фазы (0,46% С; 3,28% Ni).

При исследовании процессов превращения большое внимание уделяется процессам растворения избыточных фаз, приводящим к гомогенизации аустенита.

Опыт показывает, что узким звеном процесса превращения является именно процесс растворения избыточных фаз и процесс гомогенизации аустенита.

Многими исследователями было показано, что скорость растворения карбидов зависит от температуры нагрева, времени выдержки, состава сплава и, наконец, от исходной структуры.

Для углеродистых и среднелегированных сталей температурная зависимость времени растворения карбидных фаз характеризуется графиком, аналогичным приведенному на фиг. 21. Положение и наклон кривой будут зависеть от состава сплава и исходной структуры.

Из графика видно, что чем меньше продолжительность нагрева, т. е. чем больше скорость нагрева, тем выше должна быть температура нагрева для обеспечения процесса гомогенизации высокочастотной закалки¹.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

Наиболее важные выводы, которые можно сделать на основании имеющихся экспериментальных данных, могут быть сведены к следующему.

1. Превращения при нагреве подчиняются общим закономерностям фазовых изменений.

2. Кинетика и механизм фазовых изменений при нагреве в зависимости от состава сплава, исходной структуры и скорости нагрева могут носить черты диффузионных и бездиффузионных превращений.

Можно утверждать, что основным и ведущим видом превращений является бездиффузионное превращение и обнаруживаемые элементы диффузионных изменений часто являются вторичными (налагающимися) процессами.

Эти выводы создают основные предпосылки для разработки новой теории фазовых превращений при нагреве, в основу которой положены бездиффузионные превращения в однокомпонентных системах.

3. Одним из важнейших итогов исследований является тот факт, что при нагреве возможно образование метастабильных фаз.

При соблюдении определенных условий (скорость нагрева, исходная структура) образование метастабильных фаз отчетливо фиксируется экспериментом.

Температура образования метастабильных фаз зависит от состава основной (испытываемой превращение) фазы и может быть представлена в виде диаграммы метастабильных превращений.

Имеющиеся экспериментальные материалы дают возможность утверждать, что метастабильные фазы могут образовываться в системах Cu — Al, Cu — Zn, Cu — Sn, Fe — Ni, Fe — Mn, Fe — Cu и,

¹ Ввиду ограниченных размеров статьи некоторые данные по нагреву легированных сплавов железа, приводившиеся в докладе, будут изложены в отдельной статье.

повидимому, во многих других случаях. В последнее время были получены данные, свидетельствующие в пользу образования метастабильных фаз при нагреве железоуглеродистых сплавов. Последнее обстоятельство имеет практический и теоретический интерес.

4. Следует отметить, что при исследовании некоторых легированных железных сплавов был обнаружен ряд явлений, не поддающихся удовлетворительному объяснению. Фазовые и концентрационные изменения в некоторых легированных сталях достаточно сложны и требуют дальнейших исследований.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. Н. Г р и д н е в, «Металлург» № 4, 1938.
 2. Я. М. Г о л о в ч и н е р, Проблемы металловедения и физики металлов, **Металлургиздат**, 1951.
-

О НЕКОТОРЫХ ФАКТОРАХ, ВЛИЯЮЩИХ НА КИНЕТИКУ ИНДУКЦИОННОГО НАГРЕВА СТАЛИ

1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

Из всех проблем металловедения и термической обработки вопросы, связанные с превращениями при нагреве, являются наименее изученными.

Ошибочное представление о простоте явлений, связанных с превращениями, имеющими место при нагреве, не привлекало внимания исследователей к изучению этих явлений.

Однако широкое распространение индукционного нагрева в быстропеременных электромагнитных полях побудило ряд исследователей к углубленному изучению процесса фазовых превращений, совершающихся при нагреве.

Некоторый экспериментальный материал, накопленный в различных организациях, создавал в последние годы возможность для высказывания отдельных концепций и их дискуссионного обсуждения. Однако недостаточность имеющихся экспериментальных данных, отсутствие объективной оценки противоречивых результатов, получаемых разными исследователями, не позволяли создать общие представления, приемлемые для объяснения различий наблюдаемых явлений.

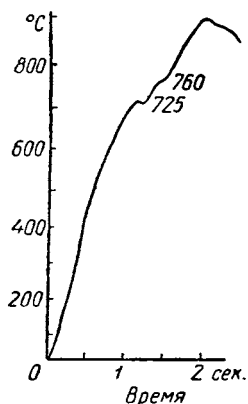
Основные разногласия в этой области сводятся к вопросу о температурных условиях превращения перлита в аустенит. Ранее высказанная точка зрения о смещении этого превращения с повышением скорости нагрева в сторону более высоких температур [1]—[3] была опровергнута рядом исследователей [4]—[7], утверждавших, что даже при очень больших скоростях электронагрева температура превращения перлита в аустенит остается близкой к равновесной критической точке.

Указывается, что полный переход дисперсного перлита в аустенит при скорости электронагрева $200\text{--}700^\circ/\text{сек}$ может быть осуществлен при 725° , всего на $2\text{--}4^\circ$ превышающей равновесную точку A_1 .

Для доказательства приводятся осциллограммы, показывающие площадку при этой температуре (фиг. 1). Объяснение такого

хода осциллографической кривой авторы видят в том, что при электронагреве устраняется недостаточность подачи тепловой энергии в превращающийся объем, что делает процесс превращения перлита в аустенит чрезвычайно быстрым.

В другой работе [8] утверждается, что при температуре, близкой к A_1 , феррит бездиффузионным путем (вследствие наличия флуктуаций обогащения) превращается в аустенит подобно превращению, имеющему место при определенных условиях охлаждения в случае распада аустенита. С дальнейшим нагревом происходит только процесс растворения карбидов в аустените.



Фиг. 1.

Первое объяснение легко отводится простыми диффузионными расчетами. Не приводя здесь этих расчетов, укажем лишь, что в случае нагрева дисперсного перлита (межпластинчатое расстояние 0,2 мк) со скоростью 500°/сек до 725° при наиболее благоприятных условиях в аустенит может превратиться не более 2—4% всего превращающегося объема. При указанной скорости весь объем перлита наиболее тонкого строения может превратиться в аустенит лишь при температуре, близкой к 740°.

Второе объяснение отводится общеизвестным ([4] и др.) фактом магнитного превращения феррита при температуре 770° (если перлит имеет грубое строение), превышающей точку A_1 на 50°.

В случае превращения всего перлита в аустенит при 725° такое явление не наблюдалось бы.

Противники представления о стабилизации перлитно-аустенитного превращения при температуре, близкой к равновесной, в качестве экспериментальных доказательств смещения превращений приводят опыты, выполнявшиеся с образцами, нагревавшимися в свинцовой ванне [2], или с нагревом перменным электрическим током, пропускаемым через образец контактным методом [9].

В первом случае с известными погрешностями были даны периоды превращения при различных температурах; во втором была осуществлена осциллографическая запись кривой нагрева. При этом не было получено ни площадки в районе 725—730°, ни провала температуры после площадки.

Таким образом, несмотря на такую же активную теплоподачу температурной стабилизации превращения перлит — аустенит не было обнаружено.

Однако авторы [9] не показали, в чем состоят причины различия в экспериментальных результатах, полученных в их опытах и в опытах сторонников представления о температурной стабилизации перлитно-аустенитного превращения. Следовательно, не могли быть преодолены и сами разногласия.

2. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ

Нами была предпринята попытка найти общее решение этого спорного вопроса.

Причину разногласий мы видим в том, что опыты отдельных исследователей были поставлены в принципиально различных экспериментальных условиях, но объяснение полученных данных давалось без учета этих различий; во всех случаях то или иное изменение вида кривой нагрева относилось исключительно за счет фазовых превращений. Рассмотрение вопроса о характере фазовых превращений при нагреве и относящихся сюда экспериментальных данных было проведено в отрыве от общего вопроса о кинетике разновидностей электронагрева.

Однако кинетика электронагрева имеет весьма значительные отличия в зависимости от условий его осуществления. Кинетика индукционного нагрева током радиочастотная, чем при нагреве током звуковых частот, кинетика электронагрева переменным током, передаваемым в стальной объект индукционным путем, иная, чем при прямом пропускании постоянного тока, кинетика индукционного нагрева крупных стальных изделий иная, чем мелких, кинетика индукционного нагрева сплошных изделий иная, чем трубок с относительно тонкими стенками, даже если внешний диаметр этих изделий одинаков. Даже этот перечень, не претендующий на полноту, отчетливо иллюстрирует необходимость учета различий кинетики электронагрева при обсуждении вопроса об условиях протекания превращения перлита в аустенит.

Приближенное суждение о кинетике электронагрева возможно по виду кривой нагрева, получаемой путем записи приборами соответствующей чувствительности.

Если во всех вышеупомянутых случаях выдерживается условие равенства сообщенной стальному объекту энергии, кривые нагрева могут иметь весьма существенные не только количественные, но и качественные отличия.

Как показали наши опыты, фазовые превращения оказываются отнюдь не единственным фактором, а в ряде случаев и не главным для получения того или иного вида кривой нагрева.

Это обстоятельство обязывает считать, что изменение в ходе кривой нагрева невозможно относить исключительно за счет фазовых превращений и что изучение кинетики фазовых превращений невозможно вести в отрыве от оценки их роли в общей кинетике электрического нагрева. На этой основе можно получить более правильное представление о температурах, в которых протекает превращение перлита в аустенит.

Кинетика индукционного нагрева стали характеризуется рядом особенностей, обусловленных электрическими режимами нагревательной установки и изменением физических параметров металла.

Не рассматривая здесь особенностей кинетики индукционного нагрева остановимся на качественной стороне явлений, имеющих место при этом нагреве.

Изменение удельной мощности, поглощаемой поверхностным слоем, вызывается изменением физических свойств стали по мере повышения температуры. Наиболее резкие изменения претерпевают магнитные свойства стали после достижения определенной температуры. Вызываемое этими причинами перераспределение индукционного тока по сечению нагреваемого объекта приводит к резкому уменьшению удельной мощности на поверхности и к замедлению ее нагрева. В связи с этим ранее было предложено [10] разделение всего температурного интервала нагрева под закалку на два — от комнатной температуры до точки Кюри и от точки Кюри до температуры закалки. Для технологических целей такое схематическое деление можно считать достаточным и в настоящее время. Однако при более детальном рассмотрении явлений необходим ряд уточнений.

Решающее влияние на кинетику индукционного нагрева имеет изменение электрического режима в поверхностном слое в связи с переходом поверхностного слоя в немагнитное состояние. По мере увеличения объема немагнитной фазы некоторое замедление нагрева имеет место и при температурах несколько ниже точки Кюри. После же достижения точки Кюри эти явления становятся настолько значительными, что вызывают существенные изменения в режиме теплообмена между поверхностными и внутренними слоями.

Резкое уменьшение удельной мощности и замедление нагрева поверхности создают тенденцию к выравниванию температуры по сечению. Следствием этого обстоятельства является усиление теплоотдачи от поверхностных слоев к внутренним. При некоторых определенных условиях отдача тепла поверхностным слоем может превзойти количество энергии, вводимое в него на этом этапе нагрева, что может привести к некоторому охлаждению поверхностного слоя. На кривой нагрева это находит отражение в образовании седловины (плавного провала температуры) при температурах, близких к точке Кюри.

Путем изменения условий теплоотвода во внутренние слои (его усилением или ослаблением) можно влиять на вид кривой нагрева как в отношении длительности периода снижения температуры, так и в отношении величины этого снижения.

Экспериментальными средствами изменения условий теплоотдачи могут быть, в числе других, следующие: 1) переход от сплошных образцов к трубчатым при том же внешнем диаметре, но с различной толщиной стенок; 2) индукционный нагрев образцов, предварительно подогретых до температур, не превышающих критических точек превращений; 3) переход от индукционного нагрева переменным током к нагреву постоянным током путем прямого пропускания.

Уменьшение удельной мощности и, как следствие этого, увеличение теплоотвода к внутренним слоям является, как указано выше, решающим фактором в формировании того или иного вида кривой нагрева. Чтобы установить долю влияния превращений в стали на

кинетику нагрева, необходимо осуществить исследование на материалах, имеющих определенные различия в отношении взаиморасположения критических температур (или интервалов) превращений.

Путем соответствующего подбора материала нагреваемого объекта можно экспериментально осуществить смещение действия эффектов поглощения тепла в ту или другую сторону по температуре, обособить действие того или другого эффекта или значительно его ослабить.

Если, например, произвести нагрев образца из технически чистого железа, то процесс образования аустенита из перлита практически исключается. На кинетику нагрева в этом случае могут влиять два фактора, эквивалентных отрицательным источникам тепла, которые действуют в следующей последовательности: при температуре примерно 770° происходит резкое изменение теплоемкости вследствие магнитного превращения, при 910° — полиморфное превращение $\alpha\text{Fe} \rightarrow \gamma\text{Fe}$.

Если нагревается эвтектоидная углеродистая сталь У8, то при большой скорости нагрева при температуре A_1 (721°) начинается действие теплового эффекта перлитно-аустенитного превращения. На какой-то стадии развития перлитно-аустенитного превращения, происходящего после достижения температуры точки Кюри, включается действие магнитного превращения той части феррита, которая не успела до этого превратиться в аустенит вследствие ограниченности времени для диффузионного развития фронта аустенита от цементитных пластин.

Если нагревается специально легированная сталь, состав которой подобран так, чтобы температура A_1 лежала выше температуры магнитного превращения, то магнитное превращение произойдет раньше перлитно-аустенитного.

И, наконец, возможен случай совпадения температуры магнитного и начала фазового превращения.

Таким образом, существуют четыре различных случая:

1) перлитно-аустенитное превращение не имеет места, магнитное превращение произойдет раньше полиморфного;

2) имеют место фазовые превращения, начинающиеся раньше магнитного;

3) имеют место фазовые превращения, начинающиеся позднее магнитного;

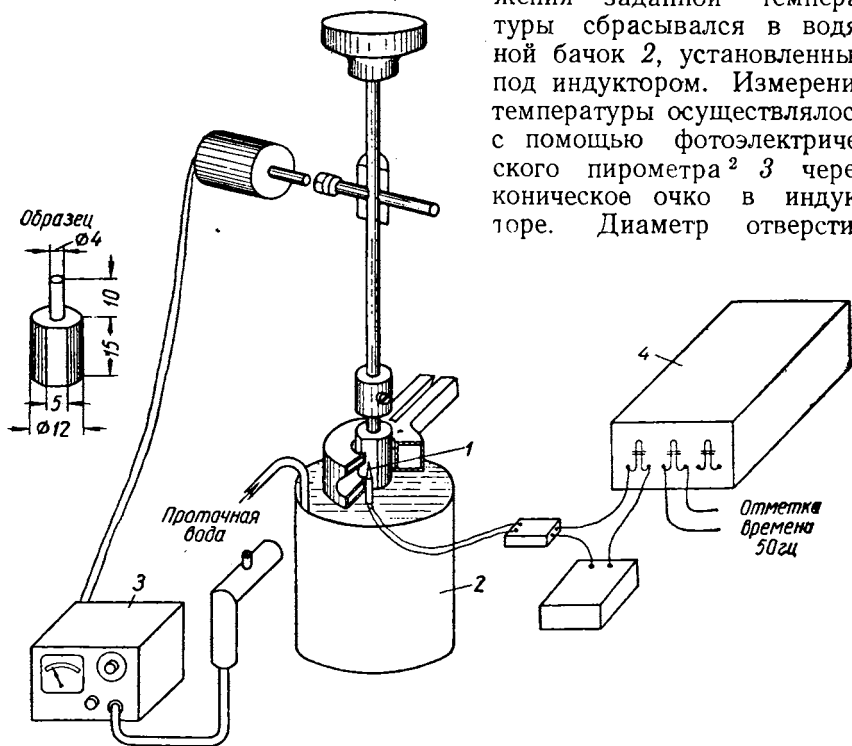
4) имеют место фазовые превращения, начинающиеся при прохождении магнитных превращений.

Исследуя нагрев образцов, изготовленных из материалов, имеющих указанные выше различия, при помощи одних и тех же нагревательных устройств, можно проследить роль фазового и магнитного превращения в формировании кривой нагрева.

Осуществление такой серии экспериментов позволяет с большой определенностью качественно оценить влияние тех или иных факторов на вид кривой нагрева и таким образом выяснить их значение в кинетике электрического нагрева стальных объектов.

3. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА¹

Индукционный нагрев осуществлялся от лампового генератора, дающего в индуктор ток частотой 300—350 тыс. периодов в секунду. Образцы были взяты цилиндрические или формы, показанной на фиг. 2. При помощи специального устройства (фиг. 2) во время нагрева образец удерживался в индукторе и после достижения заданной температуры сбрасывался в водяной бачок 2, установленный под индуктором. Измерение температуры осуществлялось с помощью фотоэлектрического пирометра² 3 через коническое очко в индукторе. Диаметр отверстия



Фиг. 2.

6,5 мм у наружной стенки индуктора и 5 мм у внутренней. Запись кривой нагрева осуществлялась при помощи шлейфного осциллографа 4. Чувствительность шлейфа 4,6 мм/ма.

Температура нагрева определялась нихром-константановой термопарой 1, приваренной в средней части образца и соответственно в середине отверстия в индукторе. Отверстие в индукторе было

¹ В осуществлении опытов приняли участие бывш. студент Института стали Ф. И. Шор и инж. Е. М. Астафьева. Значительную помощь в постановке экспериментов автору оказал инж. А. В. Панов.

² Фотоэлектрический пирометр сконструирован инж. М. Г. Коганом и изготовлен под его руководством.

предусмотрено с целью возможности фиксирования температуры образца фотоэлектрическим пирометром.

Полученные осциллограммы просматривались при помощи проекционного фонаря при десятикратном увеличении. На один из шлейфов осциллографа давался ток частотой 50 пер/сек, что позволило определять время нагрева с большой точностью в различных температурных интервалах.

Пользуясь градуировками термопары $mv - t^{\circ}C$ и шлейфа $mv - мм$, определяли температуру нагрева под закалку.

Градуировка шлейфа $mv - мм$ была построена путем подачи на него через делитель напряжения различных значений mv , соответствующих той или иной температуре, согласно градуировке термопары $mv - t^{\circ}C$.

Третий шлейф давал запись линии сравнения.

Перед каждым нагревом снималось нулевое положение терморного шлейфа и промерялось сопротивление термопары. Отклонения в сопротивлении допускались $\pm 0,04$ ом или $\pm 0,44\%$.

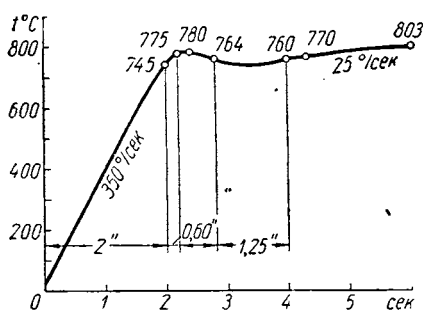
Пирометр в данном случае был применен для возможности отключения нагрева при заданной температуре с использованием при этом градуировки последнего $mv - t^{\circ}C$. После достижения заданной температуры пирометр отключал нагрев и одновременно сбрасывало сбрасывающее устройство — происходила закалка.

Погрешность в определении температуры нагрева при промере осциллограммы, включая градуировку термопары и изменение сопротивления ее в вышеуказанных пределах, составляла $\pm 4-5^{\circ}$. Время нагрева замерялось с точностью до 0,02 сек.

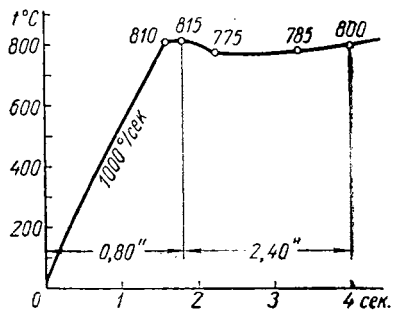
4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДАННЫЕ И ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На фиг. 3 представлены кривые нагрева, построенные по осциллограммам, полученным при индукционном нагреве с различными скоростями сплошных цилиндрических образцов ($d = 10$ мм), изготовленных из технически чистого железа, и указаны значения температур и скорости нагрева в различных температурных областях.

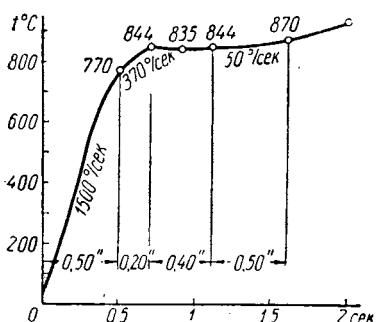
При скоростях нагрева в температурном интервале от комнатной до температуры потери магнитных свойств $350-3400^{\circ}/сек$, значительных качественных изменений в ходе кривой нагрева не наблюдается (фиг. 3, а — д). Существенные изменения в ходе кривой нагрева начинаются во всех упомянутых случаях при температуре точки Кюри (770°). После некоторого превышения этой температуры кривые незначительно снижаются и далее температура поверхности непрерывно растет. Однако при скоростях нагрева еще больших исчезает эффект снижения температуры после достижения некоторого значения, превышающего 770° . При скорости нагрева 6150 (фиг. 3, е), 7500 (фиг. 3, ж) и $11000^{\circ}/сек$ (фиг. 3, з) температура поверхности непрерывно возрастает с разной, конечно, скоростью для различных температурных интервалов. Наличие температурного провала при температурах в районе точки Кюри или выше нее не может в данном случае свидетельствовать о влиянии



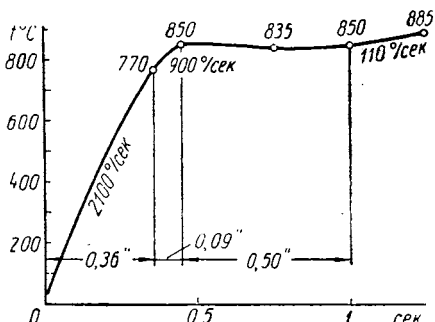
а)



б)



в)



з)

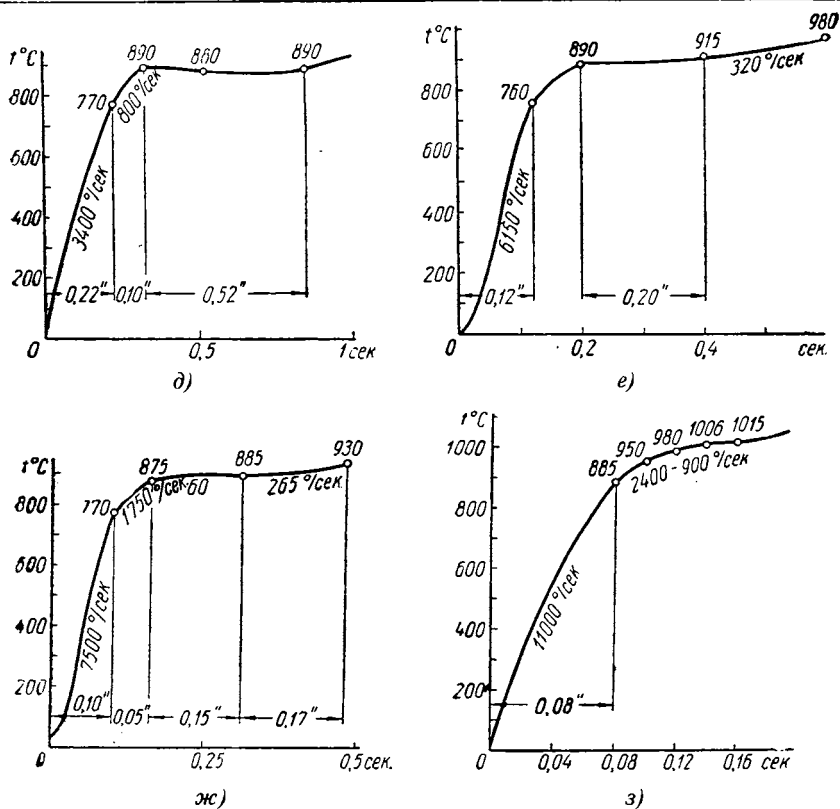
Фиг. 3 (а — з).

перлито-аустенитного превращения (взято технически чистое железо) и указывает на то, что температурная остановка или снижение температуры вызывается другими причинами.

Замедление нагрева при температуре, равной или близкой к точке Кюри, объясняется характером изменения удельной мощности — уменьшением ее вследствие перераспределения тока по сечению, что обусловлено изменением физических свойств стали (резким уменьшением магнитной проницаемости поверхностного слоя). Но поскольку питание энергией поверхностного слоя все же продолжается, то изменение кинетики, обусловленное этим фактором, должно вызывать увеличение наклона кривой нагрева (после точки Кюри).

Остановку температуры (площадка на кривой нагрева) и тем более уменьшение температуры указанным фактором объяснить невозможно.

Наличие площадок и провалов на кривых нагрева можно объяснить лишь тем, что отвод тепла к внутренним слоям (вслед-



Фиг. 3 (д — з).

ствие теплопроводности) оказывается равным или большим того количества тепла, которое сообщается поверхностному слою на этом этапе нагрева.

Для проверки этого объяснения индукционному нагреву были подвергнуты трубчатые образцы (технически чистого железа) того же наружного диаметра, но с различной толщиной стенки.

На фиг. 4 показана кривая нагрева трубки с толщиной стенки 1 мм, а на фиг. 5, а и б — то же для трубки со стенкой в 0,5 мм. Во всех трех случаях нагрев был по режиму, обеспечивающему скорость нагрева (до точки Кюри), не превышающую 3400°/сек, т. е. по режиму, приводящему у сплошных образцов к характерному понижению температуры, о котором сказано выше. Как видно, при нагреве трубки, с толщиной стенки 1 мм со скоростью 1500°/сек характерное снижение температуры еще наблюдается. При нагреве же трубки со стенкой 0,5 мм при скорости 1900 и 2500°/сек такое явление не имеет места.

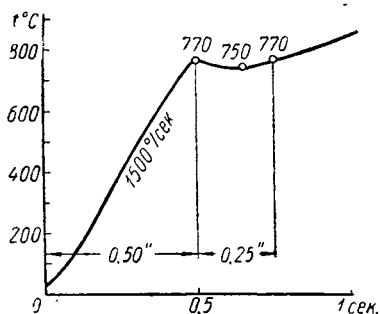
Этот эксперимент наглядно показывает, что наличие площадки или снижения температуры поверхности следует отнести за счет явлений теплоотвода.

Объяснить наличие площадки или провала возможно лишь тем, что количество тепла, реализуемого поверхностным слоем, превышает количество тепла, сообщаемого ему при данном типе нагрева. Поскольку для данного материала исключается реализация тепла на фазовые превращения, то единственной причиной можно признать наличие интенсивного теплоотвода к внутренним слоям.

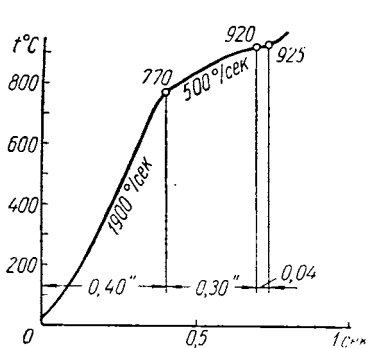
Однако, несмотря на наглядность данных, полученных для случая нагрева технически чистого железа, они были бы не вполне убедительны, если не привести соответствующих данных по нагреву эвтектидной стали.

В этом случае нагреваемый слой состоит из одного перлита, без структурно свободного феррита.

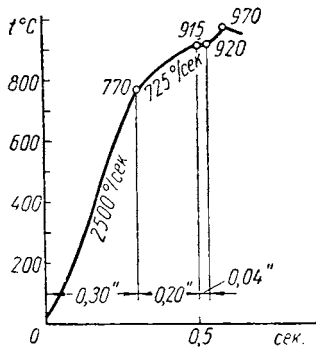
На фиг. 6, а—е представлены кривые нагрева сплошных образцов диаметром 14 мм, изготовленных из стали У8 и обработанных предварительно на грубопластинчатый перлит.



Фиг. 4.



а)

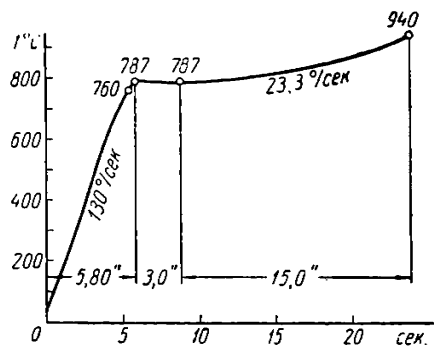


б)

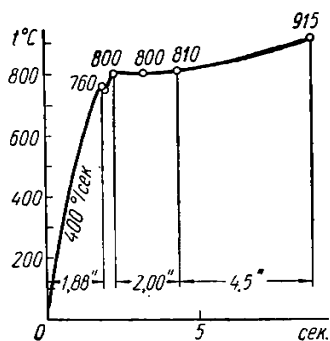
Фиг. 5.

До скорости нагрева 1200°/сек во всех случаях наблюдается температурная площадка либо уменьшение температуры поверхности; при скорости нагрева 3200 и 5200°/сек температура поверхности возрастает непрерывно.

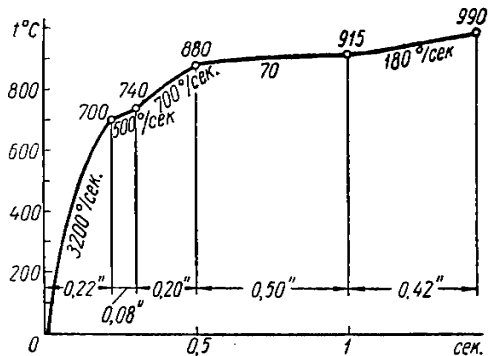
У стали У8 начавшиеся при 721° фазовые превращения не внесли сколько-нибудь существенных изменений в кинетику нагрева. Существенные изменения в ходе кривой нагрева наблюдаются в этом случае также в районе температур точки Кюри. Из этого можно сделать вывод, что существенные качественные изменения



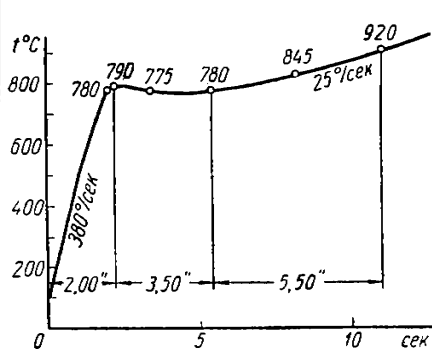
a)



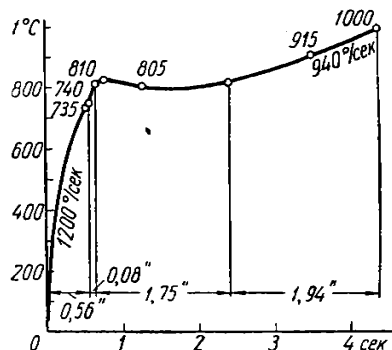
b)



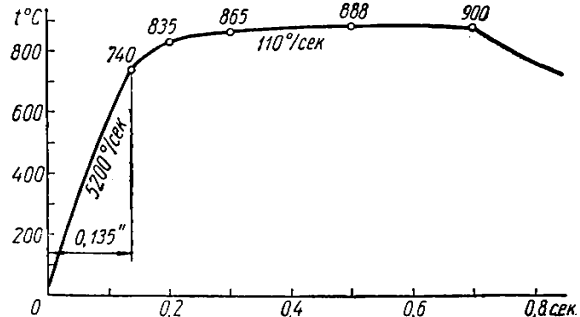
c)



d)



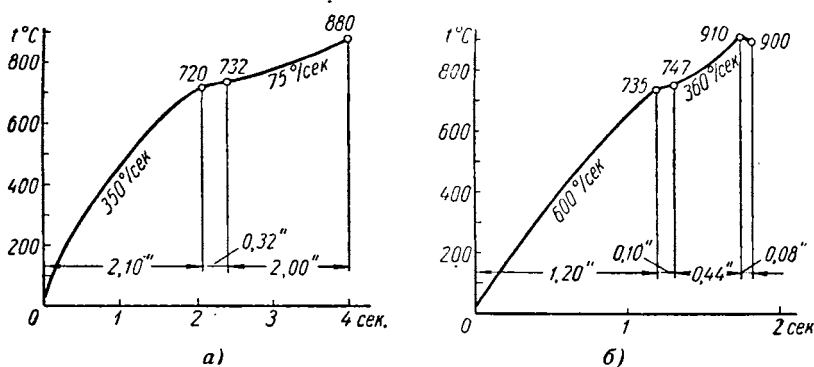
e)



f)

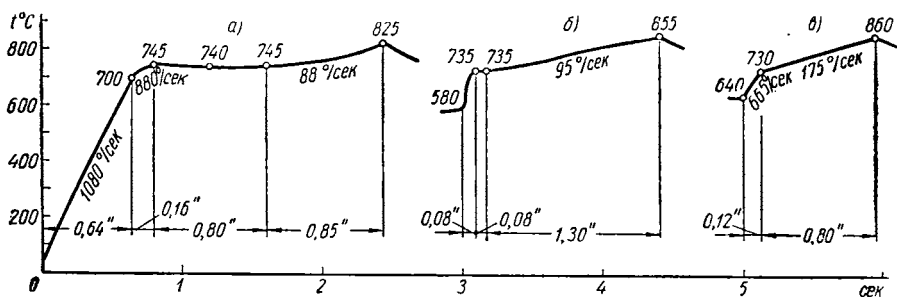
Фиг. 6.

в ходе кривой нагрева обусловлены теми же факторами, что и при нагреве образцов из технически чистого железа, т. е. уменьшением удельной мощности вследствие резкого изменения магнитных свойств и развившимся к этому моменту теплоотводу к внутренним холодным слоям.



Фиг. 7.

После достижения некоторой определенной скорости нагрева, при которой полностью компенсируется теплоотвод во внутренние, менее нагретые слои, не наблюдается в поверхностном слое ни понижения температуры, ни ее остановки (фиг. 6, е и д). Таким образом, одним из средств устранения температурных остановок



Фиг. 8.

является усиление теплоподачи в поверхностный слой до значений, превосходящих отвод тепла во внутренние слои. Устранить температурные остановки можно также путем значительного ослабления теплоотвода, удалением внутренних слоев, переходом на нагрев трубок, имеющих толщину стенки 0,5 мм при том же наружном диаметре. Благодаря этому создаются условия для такой кинетики нагрева, в которой нет ни остановки в повышении температуры, ни уменьшения температуры. Это наглядно показывают кривые нагрева, представленные на фиг. 7, а и б.

Ослабление влияния теплоотвода на кинетику индукционного нагрева может быть достигнуто и другим путем. На фиг. 8 пока-

заны три кривые нагрева, полученные на одном и том же сплошном образце $d = 12$ мм из стали У8 (со структурой мелкого перлита) тремя последовательными нагревами. При этом первый нагрев от комнатной температуры до 825° иллюстрирует обычную кинетику при наличии влияния теплоотвода. Наблюдается большая площадка с некоторым снижением температуры (фиг. 8, а). После первого нагрева образец был неполностью охлажден (до 580°) и затем вновь нагревался по такому же режиму, как и в первом случае. Вследствие уменьшения теплоотвода, что обусловлено наличием подогретых внутренних слоев, температурная площадка (фиг. 8, б) уменьшилась в 10 раз (от 0,8 до 0,08 сек.). После второго нагрева (до 855°) образец охлаждался до 640° и далее вновь нагревался по прежнему режиму. Еще большее уменьшение теплоотвода к внутренним слоям создало условие для получения кривой нагрева без температурной площадки (фиг. 8, в).

Эти кривые нагрева, как и полученные в опыте с тонкими трубками, позволяют сделать вывод, что в отсутствие других факторов, влияющих на кинетику нагрева в сплошных образцах, или при значительном их ослаблении, роль теплового эффекта фазовых превращений обнаруживается более отчетливо. Как видно, осциллограммы, полученные на тонких трубках из стали У8 (перлит мелкий), имеют определенные, обнаруживаемые изменения при температурах, близких к A_1 . Это можно видеть также на кривых на фиг. 8. Но вместе с тем ни в одном из рассмотренных случаев для тонких трубок из стали У8 не было обнаружено температурной остановки; наблюдалось лишь то или иное замедление в повышении температуры. Это обстоятельство ясно указывает на то, что при сколько-нибудь значительных скоростях нагрева или условиях, обеспечивающих достаточное уменьшение роли других факторов, превращение перлита в аустенит протекает не при постоянной температуре, но в интервале температур тем большим, чем больше скорость нагрева. Таково свойство этого типа превращений, основанного на определенном этапе на явлениях диффузии.

В этой связи представляет интерес изучавшаяся нами кинетика нагрева стали, содержащей 10,57% Сг и 0,24% С. Температура точки Кюри у этого сплава равна 750° , критическая температура $A_1 = 840^\circ$. От технически чистого железа, в котором точка Кюри также имеет значение много меньшее, чем температура превращений, указанный сплав отличается тем, что вместо полиморфных превращений в нем происходит превращение перлита в аустенит. Из этого следует, что в отношении влияния на кинетику нагрева необходимо иметь в виду два обстоятельства:

а) тепловой эффект превращения $\Pi \rightarrow A$ в несколько раз больше теплового эффекта полиморфного превращения $\alpha \text{ Fe} \rightarrow \gamma \text{ Fe}$;

б) превращение $\Pi \rightarrow A$, являясь процессом диффузионным, не может пройти при постоянной температуре A_1 , тогда как полиморфное превращение $\alpha \text{ Fe} \rightarrow \gamma \text{ Fe}$, не связанное с перемещением атомов на расстояния, превышающие междоатомные, осуществляется практически при неизменной температуре.

Сходство в кинетике нагрева хромистого сплава с технически чистым железом должно быть обусловлено тем, что магнитные превращения совершаются раньше, при более низкой температуре, чем образование аустенита.

На фиг. 9 представлены кривые нагрева хромистого сплава.

Температурная остановка (и эффект уменьшения температуры) наблюдается ниже температурного уровня начала фазовых превращений, что указывает на отсутствие связи этого явления с фазовыми превращениями. Измерение твердости после закалки подтвердило, что ни при подходе к температурной остановке, ни после ее завершения твердость не изменилась. Так как при этих двух нагревах аустенит не мог образоваться, то при закалке нельзя ожидать образования мартенсита и соответствующего повышения твердости. Твердость повысилась лишь после закалки от температуры выше 900° .

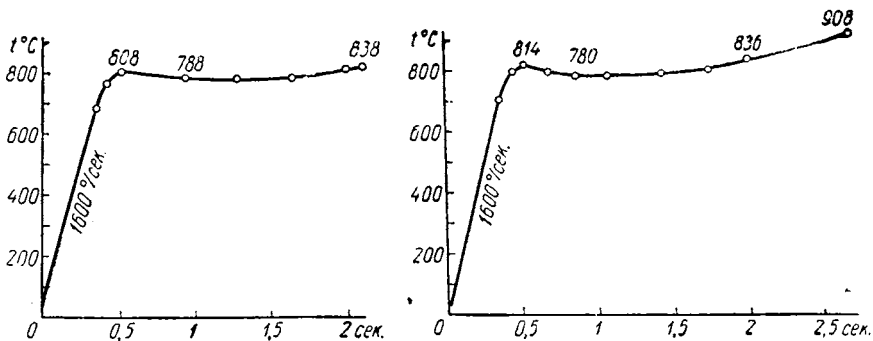
Этот опыт, как мы полагаем, может рассматриваться как прямой эксперимент, доказывающий неправомерность обязательной связи наличия температурной площадки с фазовыми превращениями. В рассмотренном случае такой связи нет совсем. Фазовые превращения в нашем примере проходят при температурах выше того уровня, на котором создается температурная остановка.

Будучи выделенными в другой температурный интервал, они иллюстрируют их собственное влияние на кинетику нагрева. Как показала осциллографическая запись процесса, прохождение фазовых превращений не создало температурной остановки.

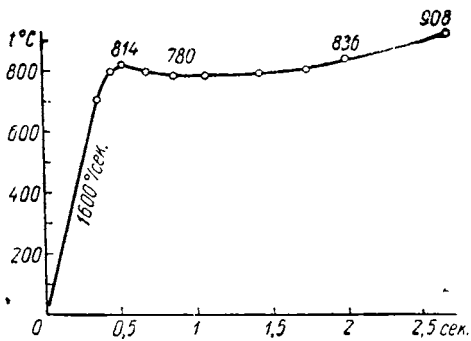
При других обстоятельствах, в случае нагрева, например, стали У8, у которой температура начала фазовых превращений ниже точки Кюри, кинетика индукционного нагрева может обусловить прохождение той или иной доли фазовых превращений в условиях примерно изотермических (при постоянной температуре или при некотором ее снижении). В таком случае определенная доля превращений совершается при той температуре, на которой создается остановка вследствие совместного влияния других факторов — уменьшения удельной мощности и теплоотвода к глубжележащим слоям. Доля этого превращения определяется температурным уровнем остановки и ее продолжительностью. В общем случае эта остановка наблюдается при температуре, близкой к точке Кюри.

В целях доказательства того факта, что фазовые превращения в обычных случаях индукционного нагрева, сплошных изделий, приурочены, как правило, не к равновесной температуре A_1 , но проходят в условиях той кинетики, которая складывается в силу влияния других факторов, был поставлен опыт по нагреву ряда образцов $d = 12$ мм из стали У8 при одинаковом режиме до разных температур. При этом после окончания нагрева образцы охлаждались в воде специально пристроенного бачка (см. фиг. 2).

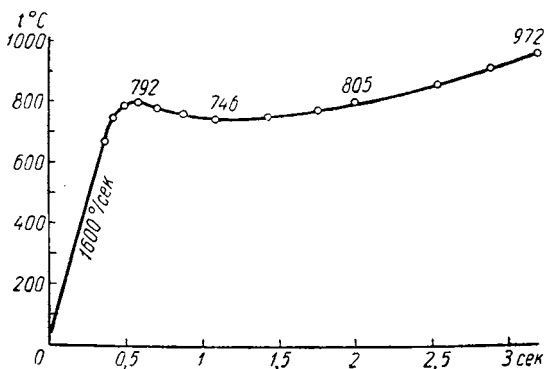
На фиг. 10 показаны осциллограммы, иллюстрирующие нагрев с одинаковой скоростью $1500^{\circ}/\text{сек}$ в нижнем температурном интервале (до точки Кюри). Образцы были закалены от температур,



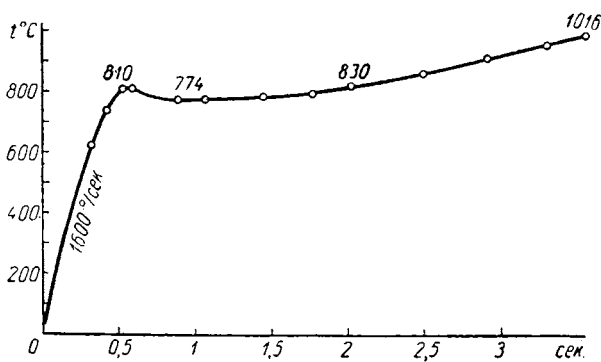
а)



б)

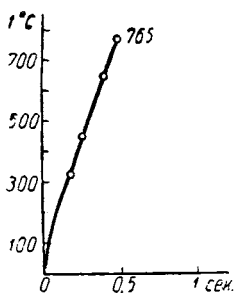


в)

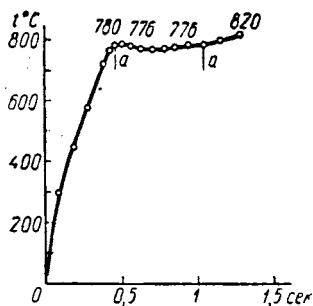


г)

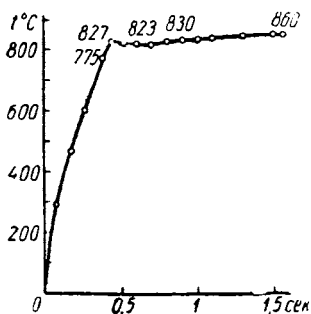
Фиг. 9.



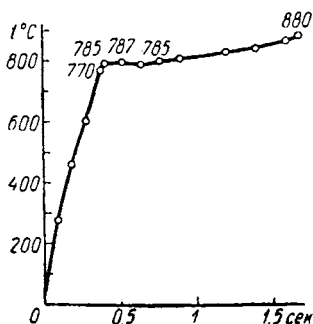
a)



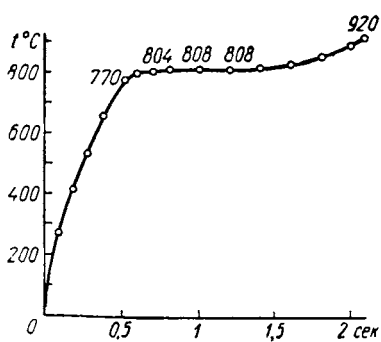
б)



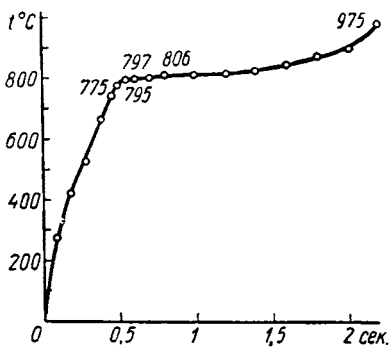
в)



г)



д)



е)

Фиг. 10.

указанных крайними точками на кривых нагрева. Металлографический анализ и измерение твердости показали следующее: закалка от 765° (на 45° выше A_1) не привела к сколько-нибудь существенному изменению структуры против исходной; твердость осталась неизменной — в пределах $R_c = 19 \div 22$.

Закалка от 820° привела к образованию смешанной структуры с мартенситными участками не по всему полю шлифа. Измеренная в шести точках твердость имела значения $R_c = 50, 38, 42, 50, 59, 36$. Оказавшись в силу влияния других факторов примерно в изотермических условиях ($780-770^{\circ}$), поверхностный слой частично претерпел превращение, которое не успело, однако, завершиться ни при $780-770^{\circ}$ (на участке aa фиг. 10, б), ни при последующем нагреве до 820° . Лишь нагрев до 860° и выше обеспечивает полноту превращения перлита в аустенит в поверхностном слое и полную твердость ($R_c = 64 \div 66$) после закалки.

Приведенные данные опровергают представление о том, что вследствие большого энергетического обеспечения поверхностного слоя при электронагреве фазовые превращения могут протекать настолько быстро, что в состоянии не только начаться, но и закончиться при температуре, близкой к равновесной. Однако представляется необходимым рассмотреть вопрос о возможности образования температурной остановки при температуре между точкой A_1 и точкой Кюри.

Для решения этого вопроса необходима постановка специальных дополнительных экспериментов. Имеющиеся данные позволяют высказать предварительные соображения.

Если индукционному нагреву подвергнуть весьма дисперсный перлит, то возможен случай завершения процесса образования аустенита в ферритных промежутках при температуре ниже точки Кюри. Расчет показывает, что при межпластинчатом расстоянии $0,2 \text{ мк}$ этот процесс может закончиться при скорости нагрева $1000^{\circ}/\text{сек}$ после достижения $740-750^{\circ}$. К этому моменту граница, разделяющая аустенит с ферритом, продвинется от цементитной пластины в сторону феррита на $0,099 \text{ мк}$, т. е. на половину межпластинчатого расстояния. Поскольку во всем объеме, занимаемом раньше ферритом, образуется немагнитный аустенит, при указанной температуре должно произойти резкое уменьшение удельной мощности и, как следствие этого, — усиление теплоотвода во внутренние слои. В наших опытах это нашло прямое подтверждение при нагреве образца из стали У8, предварительно обработанной на тонкий перлит. Как показано на фиг. 8, а, при 745° обнаруживается перегиб кривой нагрева и далее небольшое снижение температуры. Однако причина образования температурной остановки заключается в том, что при этой температуре весь объем поверхностного слоя стал немагнитным. К температуре площадки процесс образования аустенита на месте феррита закончился. Температурная остановка явилась следствием уже прошедших превращений и не обусловлена действием теплового эффекта фазового превращения. Приведенный случай не подтверждает представления

о стабилизации перлитно-аустенитного превращения при температуре, близкой к равновесной, но является дополнительным доказательством решающей роли в образовании площадки уменьшения удельной мощности и теплоотода во внутренние слои вследствие перехода объема поверхностного слоя в немагнитное состояние.

ВЫВОДЫ

1. Качественное изучение кинетики индукционного нагрева дало возможность придти к заключению, что в обычных случаях термической обработки неполых образцов (или изделий) характер этой кинетики обусловлен по крайней мере тремя факторами:

а) фазовыми превращениями в стали;

б) уменьшением удельной мощности тока на поверхности, вызываемым изменением физических свойств стали при температуре в районе точки Кюри;

в) процессом теплоотода от поверхностных более нагретых слоев к внутренним слоям образца (или изделия), вызываемым фактором «б».

2. Температурные остановки на кривой нагрева, а иногда и некоторое снижение температуры находятся, как правило, при температурах, близких к точке Кюри, и обусловлены факторами «б» и «в».

3. Фазовые превращения перлита в аустенит, не вызывая в силу собственного влияния температурной площадки на кривой нагрева, вместе с тем могут быть частично осуществлены в условиях примерно изотермических, создаваемых действием других факторов на кинетику индукционного нагрева. Поскольку эта температурная остановка в общем случае имеет место при температуре, близкой к точке Кюри, превращения проходят сравнительно быстро и могут захватить достаточно большую часть объема, что зависит, однако, от длительности температурной остановки.

4. В температурном интервале от A_1 до уровня температурной площадки фазовые превращения в силу их слабого развития при больших скоростях нагрева не оказывают существенного влияния на кинетику индукционного нагрева. По этой же причине закалка от температуры ниже уровня площадки (или провала) не изменяет твердости стали, хотя температура закалки почти на 50° выше A_1 . Лишь в случае весьма мелкой исходной структуры перлита объем, занятый ферритом, может превратиться в аустенит при температуре ниже точки Кюри. Однако при большой скорости нагрева эта температура существенно выше критической точки A_1 .

5. Влияние самих фазовых превращений на кинетику индукционного нагрева может быть обнаружено лишь в том случае, если специально принятыми мерами обеспечивается значительное ослабление влияния других факторов на эту кинетику. В качестве таких мер могут быть названы: а) нагрев трубчатых образцов с относительно тонкими стенками; б) нагрев образцов, предварительно подогретых до температуры, приближающейся к A_1 .

6. В условиях, указанных в п. 5, фазовые превращения проходят не при постоянной температуре, близкой к A_1 , а в интервале температур, тем большем, чем больше скорость нагрева в температурной области фазовых превращений (выше температуры A_1).

ЛИТЕРАТУРА

1. И. Л. Миркин, М. Е. Блантер, «Металлург» № 1, 1937.
2. И. Л. Миркин, М. Е. Блантер, Сборник трудов МИС, вып. 10, 1938.
3. Р. Мейль, «Tr. A. S. M.» dec. 1941.
4. Г. Ф. Головин, «Журнал технической физики», т. XX, вып. 12, 1950.
5. М. М. Замяткин, «Журнал технической физики», т. XXI, вып. 4, 1951.
6. С. И. Кутковский, «Журнал технической физики», т. XXI, вып. 5, 1951.
7. Г. Ф. Головин, «Журнал технической физики», т. XXI, вып. 4, 1951.
8. В. Н. Гриднев, «Журнал технической физики», т. XXI, вып. 4, 1951.
9. В. Д. Садовский, Б. Г. Сазонов, «Журнал технической физики», т. XXI, вып. 6, 1951.
10. И. Н. Кидин, Термическая обработка стали при индукционном нагреве, Metallurgizdat, 1950.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОНАГРЕВЕ

Величина аустенитного зерна, его состав и однородность, полученные при нагреве стали в надкритическом интервале температур, в значительной степени определяют ее поведение при дальнейшей термической обработке и конечные свойства изделия. Поэтому понятен тот интерес, который всегда проявлялся металловедами к изучению процесса образования аустенита при нагреве стали выше критических точек. В настоящее время механизм и кинетика образования аустенита при малых скоростях нагрева, благодаря главным образом работам советских ученых, изучены достаточно полно. Большое количество исследований посвящено и процессам образования аустенита при нагревах стали в надкритическом интервале с высокими скоростями, особенно в связи с широким внедрением в практику термической обработки высокочастотного и контактного электронагрева стали.

Вместе с тем механизм и кинетику структурных превращений при высоких скоростях нагрева еще нельзя считать окончательно выясненными. Недостаточно ясной остается и связь механических свойств стали в закаленном состоянии и тех структурных превращений, которые произошли при нагреве ее в надкритическом интервале в зависимости от скорости нагрева, состава и исходной структуры стали.

Целью настоящей работы являлось изучение изменения микроструктуры, твердости и микротвердости стали при электронагреве ее с повышенными скоростями в область надкритических температур в зависимости от состава по углероду и исходной структуры.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование¹ проводилось на трех стандартных марках стали: 20, 45 и У12. Марки 20 и 45 предварительно отжигались с получением балла по зерну (феррита № 6). Сталь У12 бралась в состоянии поставки с исходной структурой зернистого цементита.

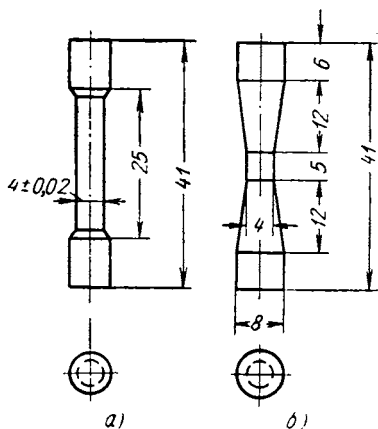
¹ В экспериментальной части работы принимала участие инж. Ф. Е. Майзлиш.

Часть стали 20 и 45, кроме того, подвергалась высокотемпературному отжигу с нагревом до 1250° , выдержкой 3 часа и охлаждением со скоростью $100\text{--}150^{\circ}/\text{час}$. При этом было получено укрупнение структуры до 2-го балла (по ферриту). Некоторые образцы из стали У12 проходили дополнительный отжиг при 900° в течение 1,5 часа с охлаждением со скоростью $100\text{--}150^{\circ}/\text{час}$. Структура в этом случае состояла из пластинчатого перлита, цементитной сетки с величиной зерна (аустенитного), отвечающей 5--6-му баллу.

Из исследуемого материала изготовлялись цилиндрические и конические (градиентные) образцы для электроннагрева, имевшие форму и размеры, соответствующие фиг. 1.

Цилиндрические образцы нагревались со скоростью порядка $100^{\circ}/\text{сек}$. до $700, 720, 740, 780, 820, 860, 900$ и 950° . Изменение температуры образца во времени фиксировалось термопарой, приваренной в средней части образца, с записью при помощи шлейфового осциллографа. Конические образцы нагревались в средней части до $\sim 1000^{\circ}$ и служили для качественного суждения об изменении структуры в зависимости от температуры нагрева, которая непрерывно снижалась от средней, наиболее тонкой части образца к его концам. После нагрева до заданной температуры образцы охлаждались в водяной ванне для фиксации изменений структуры, происшедших при нагреве. Устройство для охлаждения было заблокировано с нагревательной схемой так, что в момент охлаждения нагревательная цепь разрывалась.

После указанной выше обработки по продольному сечению образца изготовлялся микрошлиф, по которому исследовалась микроструктура, проводился замер микротвердости различных структурных составляющих на приборе ПМТ-3 и твердость по Виккерсу на приборе Харьковского индустриального института.



Фиг. 1. Образцы для электроннагрева:

a — цилиндрический образец; *б* — конический (градиентный) образец.

АНАЛИЗ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

1. Образование аустенита и изменение его состава

Образование аустенита в сталях 20 и 45 во всех случаях начинается внутри перлитных зерен на границе феррит — перлит или на стыках перлитных колоний. При этом рост образовавшихся аустенитных участков проходит с большой скоростью вглубь перлитного зерна. Последовательность образования и роста аустенитных зерен

можно проследить по микрофотографиям (фиг. 2 и 3). Температура начала образования аустенита в перлите в этом исследовании точно не определялась, но приблизительно при выбранной скорости нагрева она лежит в пределах 740° .

Образовавшиеся участки аустенита растут очень быстро до заполнения всего перлитного зерна. Естественно, что содержание углерода в образовавшемся за счет перлитного зерна аустенитном



Фиг. 2. Начало образования аустенита в стали 20 (исходное зерно № 2). $\times 1500$.



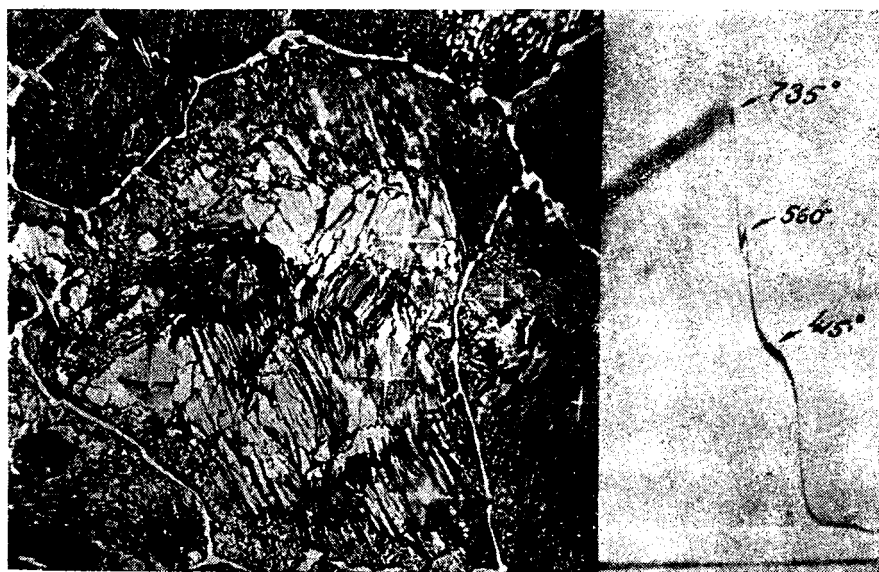
Фиг. 3. Рост аустенита стали 20 в перлит (исходное зерно № 2). $\times 1500$.

участке приблизительно равно эвтектоидному, о чем свидетельствуют высокие значения микротвердости, находящиеся в пределах $900-950 \text{ кг/мм}^2$.

В высокоуглеродистой стали У12 с исходным пластинчатым перлитом образование аустенита проходит аналогично стали 20 и 45. Аустенитные участки образуются главным образом у границ перлитных зерен, окаймленных цементитной сеткой, и растут вглубь перлитных колоний. Наряду с этим образуются аустенитные участки и внутри зерен на стыках перлитных колоний. Состав аустенита непосредственно после его образования оказывается неоднородным, и после закалки в нем выявляется микроструктура, напоминающая перлит.

Образование аустенита в перлите начинается с перекристаллизации ферритных пластинок, которые имеют возможность в процессе нагрева быстро обогащаться углеродом. После перекристаллизации проходит энергичное растворение пластинок цементита в образовавшемся малоуглеродистом аустените. На фиг. 4 зафиксирован такой

момент, когда во внутренней части перлитного зерна уже произошла перекристаллизация ферритных пластин в малоуглеродистый аустенит, растворение же цементита еще не успело произойти в заметных пределах. При последующем охлаждении малоуглеродистый аустенит бывшего феррита превращается в малоуглеродистый мартенсит с низкой твердостью. В это же время образовавшиеся ранее около границ зерна участки аустенита уже успевают в значительной степени растворить цементитные пластинки и обогатиться углеродом до состава, близкого к эвтектоидному.



Фиг. 4. Начало образования аустенита и осциллограмма охлаждения. Сталь У12 (исходная структура — пластинчатый перлит). $\times 1500$.

Наличие резко различного по составу аустенита в первые моменты после его образования отмечается и на осциллограммах охлаждения стали с 735° , где ясно видны две температурные остановки. Одна остановка — при $560\text{--}580^{\circ}$ — отвечает мартенситному превращению малоуглеродистого аустенита, вторая — при 415° — превращению более обогащенного углеродом аустенита в ранее образовавшихся участках (фиг. 4).

При дальнейшем более высоком нагреве стали У12 аустенит заполняет все перлитное зерно, однако неоднородность его по составу хотя и уменьшается, но сохраняется и в дальнейшем до температуры нагрева $\sim 900\text{--}920^{\circ}$.

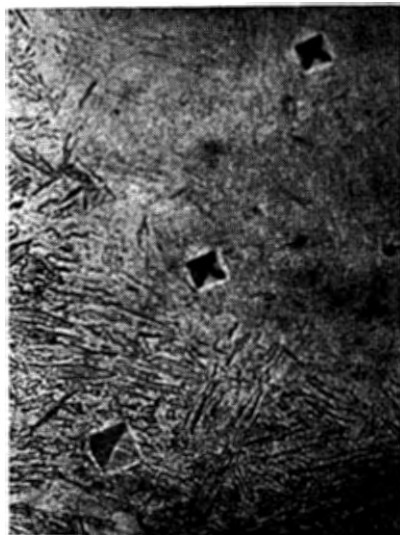
Примерно аналогично проходит образование аустенита и в стали У12 с исходным зернистым цементитом. Здесь аустенитные участки образуются первоначально около мелких карбидов. Вблизи крупных карбидных частиц аустенит образуется позднее

и медленнее обогащается углеродом. В результате этого при охлаждении от температур нагрева, незначительно превышающих критическую точку $A_{1,3}$, в стали образуется неоднородный аустенит.

После образования аустенита дальнейший нагрев во всех сталях приводит к выравниванию его состава в пределах бывших перлитных зерен, а затем к растворению избыточных составляющих, за счет чего, например, в доэвтектоидных сталях неравномерность состава аустенита вновь усиливается. Последнее особенно резко проявляется на низкоуглеродистых сталях с крупным исходным зерном,



Фиг. 5. Образование однородного аустенита в пределах бывшего перлитного зерна стали 20 (исходное зерно № 2, температура нагрева 780°). $\times 1500$.



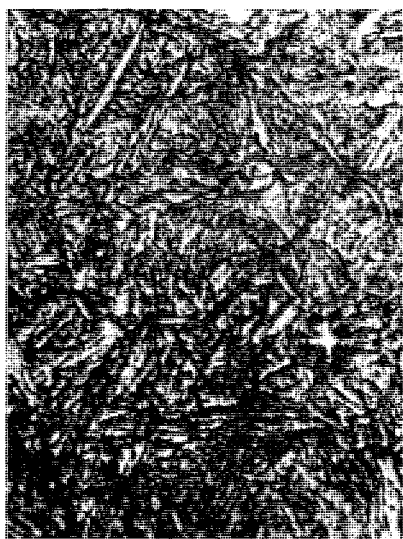
Фиг. 6. Обеднение углеродом периферийных участков аустенита за счет растворения избыточного феррита в стали 20 (исходное зерно № 2, температура нагрева 980°). $\times 1500$.

где в процессе нагрева образуется вначале однородный в пределах перлитного зерна аустенит (фиг. 5), а затем вследствие растворения избыточного феррита периферийные участки сильно обедняются углеродом (фиг. 6).

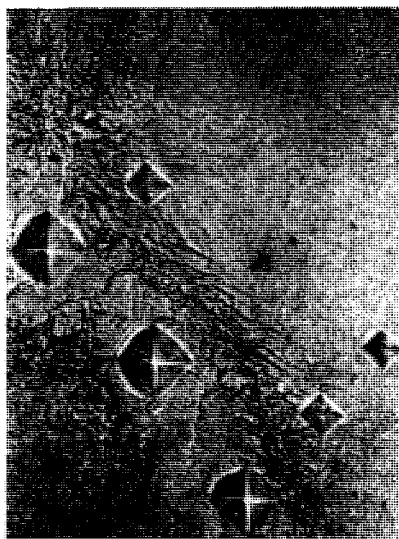
Выравнивание состава аустенита имеет место лишь после растворения избыточных фаз и сопровождается интенсивным ростом аустенитного зерна и укрупнением мартенситных игл в образующемся при последующем охлаждении мартенсите.

Температура полного растворения избыточной фазы и выравнивания состава аустенита зависит от исходной структуры стали, повышаясь с ее укрупнением. Это наглядно следует из сопоставления микрофотографий стали 45 с исходным 6- и 2-м баллом по зерну.

В этой стали с исходным 6-м баллом по зерну полное растворение феррита достигается при принятой скорости нагрева уже при 865° , в то же время в стали со 2-м баллом по зерну избыточный феррит сохраняется выше 925° (фиг. 7 и 8).



Фиг. 7. Образование однородного аустенита при нагреве стали 45 до 865° (исходное зерно № 6).
× 1500.



Фиг. 8. Избыточный феррит в стали 45 с исходным зерном № 2 (температура нагрева 925°).

2. Изменение твердости стали в процессе нагрева

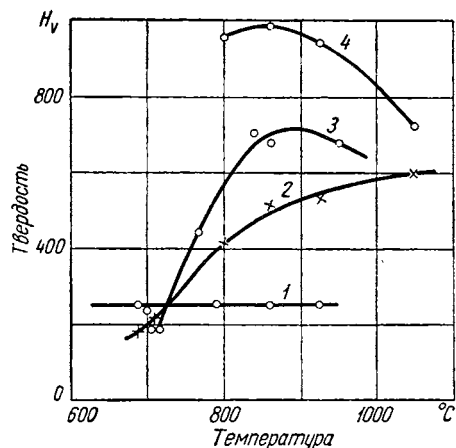
В соответствии с изменением структуры при нагреве происходит изменение твердости и микротвердости стали.

В стали 20 в мелкозернистом (6-й балл) и крупнозернистом (2-й балл) исходном состоянии микротвердость перлита остается постоянной до начала превращения и изменяется с момента перекристаллизации. При этом момент перекристаллизации феррита в перлите сопровождается некоторым повышением его твердости после быстрого охлаждения, очевидно, за счет некоторого пересыщения углеродом.

Дальнейший нагрев приводит, как указывалось выше, к образованию аустенита эвтектоидного состава в пределах перлитного зерна, а затем к обеднению его за счет растворения избыточного феррита. В соответствии с этим мартенсит, который образуется при охлаждении стали, имеет вначале максимальную микротвердость $H_v = 900 \text{ кг/мм}^2$, соответствующую твердости закаленной высокоуглеродистой стали. Затем микротвердость мартенсита становится различной в пределах одного мартенситного участка, уменьшаясь

к его периферии, и, наконец, снижается до средних значений твердости для данной стали.

Усредненная твердость стали (при измерении на твердомере) с начала превращения возрастает и достигает максимума примерно к моменту растворения избыточного феррита. При этом для крупнозернистого исходного состояния нарастание твердости с температурой нагрева идет более медленно, чем в мелкозернистом, и максимум твердости достигается при значительно более высоких температурах. Нужно отметить также, что максимальная твердость крупнозернистой стали (2-й балл по зерну) остается все же ниже, чем максимальная твердость, получаемая на стали с более мелкозернистой исходной структурой (6-й балл зерна).



Аналогичная зависимость была получена на среднеуглеродистой стали 45.

Здесь максимум микротвердости мартенсита достигается для температур нагрева до 820°, т. е. к тому моменту, когда аустенит образовался главным образом за счет перлитных зерен, а растворение феррита еще не произошло в полной мере (фиг. 9). Дальнейший нагрев и полное растворение феррита в аустените снижает микротвердость образовавшегося при последующей закалке мартенсита. Максимум

Фиг. 9. Зависимость твердости и микротвердости закаленной стали 45 от температуры нагрева и исходного зерна:

1 — микротвердость феррита; 2 — твердость стали 45 с исходным зерном № 2; 3 — то же с исходным зерном № 6; 4 — микротвердость мартенсита в стали 45 с исходным зерном № 2.

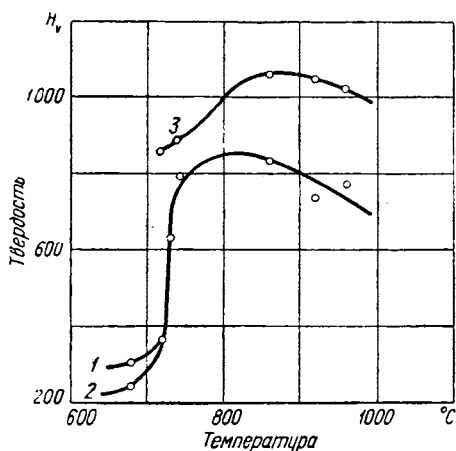
твердости после закалки достигается для мелкозернистого состояния стали 45 при нагреве до 860°, что соответствует моменту полного растворения в аустените избыточного феррита без укрупнения аустенитного зерна. В крупнозернистом (2-й балл) исходном состоянии нарастание твердости с возрастанием температуры нагрева проходит гораздо медленнее, достигая максимума также к моменту растворения избыточного феррита, но твердость все время остается ниже соответствующей твердости для исходного мелкозернистого состояния.

Таким образом, процесс образования гомогенной аустенитной структуры при нагреве доэвтектоидных сталей тормозится растворением избыточного феррита. Наличие крупных зерен феррита в сильной степени замедляет образование однородного аустенита, что вынуждает повышать температуру нагрева и увеличивать время выдержки.

Повышение же температуры приводит к тому, что к моменту растворения феррита аустенитные зерна укрупняются и после

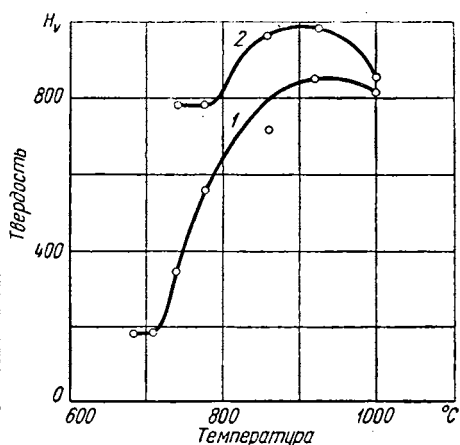
закалки образуется крупноигльчатая структура мартенсита с пониженными механическими свойствами.

В заэвтектонидной стали У12 пластинчатый перлит переходит в аустенит значительно быстрее, чем зернистый; поэтому для пластинчатого исходного состояния максимум твердости достигается уже при нагреве до $800-820^{\circ}$ против $925-950^{\circ}$ для исходного состояния зернистого цементита. Более высокий нагрев стали У12



Фиг. 10. Зависимость твердости и микротвердости закаленной стали У12 от температуры нагрева (исходная структура пластинчатый перлит):

1 — микротвердость перлита; 2 — твердость стали; 3 — микротвердость мартенсита.



Фиг. 11. Зависимость твердости и микротвердости стали У12 от температуры нагрева (исходная структура зернистый цементит):

1 — твердость стали; 2 — микротвердость мартенсита.

приводит к снижению твердости за счет повышенного количества остаточного аустенита и растворения избыточного цементита, а, возможно, и за счет образования крупноигльчатого мартенсита (фиг. 10 и 11).

ВЫВОДЫ

1. Образование аустенита при нагреве углеродистой стали начинается с перекристаллизации феррита. При этом в начальный момент образуется аустенит с низким содержанием углерода, что подтверждается кривыми охлаждения при закалке (фиг. 4). Видимое образование аустенита, фиксируемое при закалке появлением мартенситных участков, происходит наиболее часто на границах перлитных зерен. Это объясняется тем, что в этих местах происходит наиболее быстрое растворение цементита и соответственно быстрое обогащение углеродом ранее образовавшегося аустенита.

2. В доэвтектонидных сталях видимое превращение начинается в первую очередь в перлитных участках. Образующиеся аустенитные участки имеют состав, близкий к эвтектонидному. При дальней-

шем повышении температуры происходит перекристаллизация ферритных участков и диффузия углерода из бывших перлитных участков во вновь образованный обедненный аустенит.

Процесс гомогенизации зависит от протяженности исходных ферритных полей. При грубой исходной структуре требуются более длительные выдержки или более высокие температуры нагрева для полной гомогенизации структуры. Вместе с тем повышение температуры нагрева приводит к росту зерна и к ухудшению механических свойств.

Отмечено, что в сталях с исходной мелкзернистой структурой процесс растворения феррита в аустените происходит быстрее и без заметного перегрева.

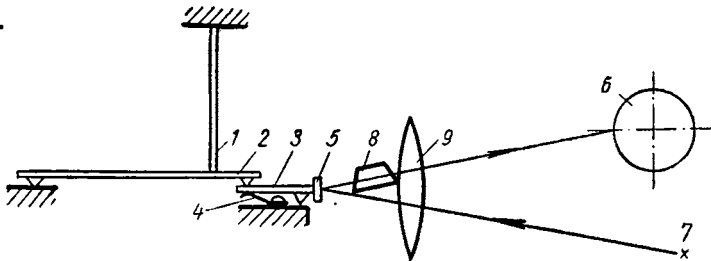
3. Твердость закаленной стали при нагреве с повышенными скоростями вначале возрастает, достигает максимума, и затем снижается. Для доэвтектоидных сталей максимум твердости приблизительно соответствует моменту растворения избыточного феррита без заметного роста зерна аустенита. Для заэвтектоидных сталей максимум твердости достигается при растворении в аустените эвтектоидного цементита.

4. Укрупнение исходной структуры приводит к смещению максимума твердости после закалки в область более высоких температур нагрева. При этом твердость стали с крупной исходной структурой все время остается несколько ниже твердости стали с более дисперсной структурой.

5. Можно предположить, что, по крайней мере для многих конструкционных сталей, двойная обработка может дать лучшую структуру и более высокие механические свойства, чем закалка стали с обычной структурой отжига.

ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ ПРИ ЭЛЕКТРОНАГРЕВЕ

Для исследования превращений при электронагреве в настоящем исследовании под руководством проф. В. Н. Гриднева был использован специальный дилатометр. Прибор (фиг. 1) в сочетании с малоинерционным гальванометром (фиг. 2), позволил определить



Фиг. 1. Схема дилатометра:

1 — образец; 2 и 3 — рычаги; 4 — пружина; 5 — зеркало; 6 — барабан;
7 — осветитель; 8 — призма; 9 — линза.

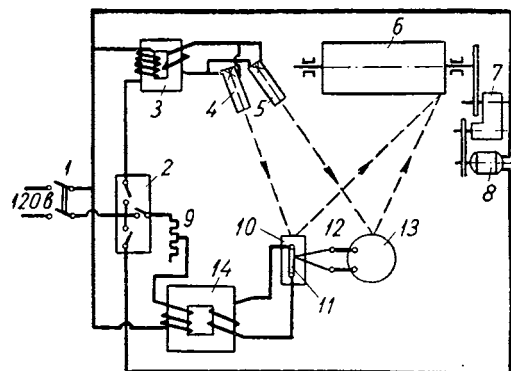
температуру превращений, сопровождающихся изменениями удельного объема, а также в отдельных случаях количественно оценивать кинетику $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения.

Температура $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при электронагреве со скоростями 30—200°/сек* изучалась на сплавах с содержанием 0,045; 0,12; 0,38; 0,76 (сталь У8) и 1,08% С в двух исходных состояниях — после отжига и после закалки от 950° в воде.

Исследованием стожженных сплавов подтверждена и уточнена полученная В. Н. Гридневым [1] диаграмма метастабильных превращений при нагреве Fe—C-сплавов (фиг. 3). В сплаве с 0,045% С наблюдается едва заметный объемный эффект при температуре около 750° и сжатие, происходящее при постоянной

* В интервале 600° — начало превращения.

температуре $\sim 910^\circ$. В сплаве с 0,12% С интервал превращения 760—915°, в сплаве с 0,38% С — 760—900°. В сплавах с 0,76 и 1,08% С превращение протекает практически при постоянной температуре $\sim 755^\circ$.



Фиг. 2. Схема установки:

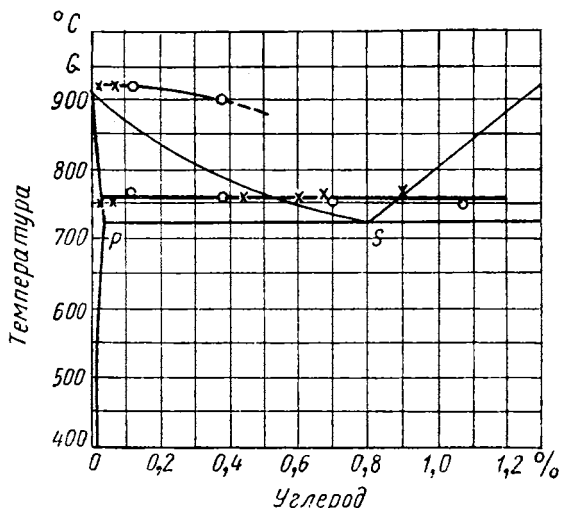
1 — рубильник; 2 — пульт управления; 3 — трансформатор; 4 и 5 — осветители; 6 — барабан; 7 — редуктор; 8 — электродвигатель; 9 — реостат; 10 — dilatометр; 11 — образцы; 12 — термопара; 13 — гальванометр; 14 — трансформатор.

Исследованием закаленных сплавов установлено:

а) В сплаве с 0,045% С, закаленном от 950° без выдержки, превращение протекает в интервале 800—910°. В том же сплаве, выдержанном перед закалкой 5 мин. при 950° , превращение происходит при постоянной температуре около 835° . Таким образом, получено прямое экспериментальное доказательство возможности образования метастабильного аустенита с

содержанием углерода меньше равновесного и окончания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения при температуре ниже точки A_3 для данного состава.

б) В закаленном сплаве с 0,38% С $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение происходит в интервале 725—745°, оканчиваясь на 35—40° ниже A_3 для данного состава. Состав образующегося аустенита и в этом случае ниже равновесного. На фиг. 4 показаны кривые нагрева закаленного сплава с 0,38% С; на фигуре видны объемные эффекты отпуска в интервалах 210—255 и 340—410° и эффект $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, протекающего при температуре 725° и заканчивающегося при 745°. На фиг. 5 показана микроструктура, полученная при нагреве предварительно закаленного образца со скоростью 100°/сек до 740° с последующим охлаждением в воде. Твердость образца $H_{D10} = 676 \text{ кг/мм}^2$.



Фиг. 3. Температура метастабильных превращений при нагреве отожженных сталей в ваннах (x, Гринднев) и электротоком (o).

Фиг. 5. Микроструктура, полученная при нагреве предварительно закаленного образца со скоростью 100°/сек до 740° с последующим охлаждением в воде. Твердость образца $H_{D10} = 676 \text{ кг/мм}^2$.

Микротвердость светлой составляющей 680 (ПМТ-3, нагрузка 30 г), темной составляющей 275.

в) При нагреве, закаленных сплавов с 0,76 и 1,08% также наблюдаются дилатометрические эффекты отпуска в интервалах 170—230 и 340—440°. Превращение происходит в основном при постоянной температуре около 720° (фиг. 6).

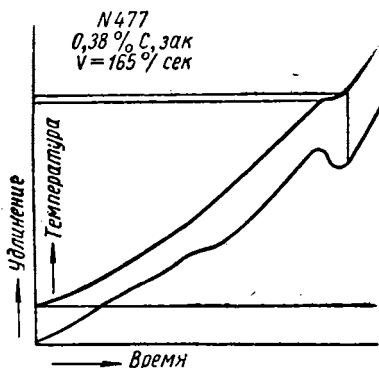
На фиг. 7 и 8 показана зависимость длительности $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения от скорости нагрева для стали У8 с исходной структурой сорбита. Полученная зависимость может быть выражена следующей опытной формулой:

$$v\tau_{пр} = \text{const}, \quad (1)$$

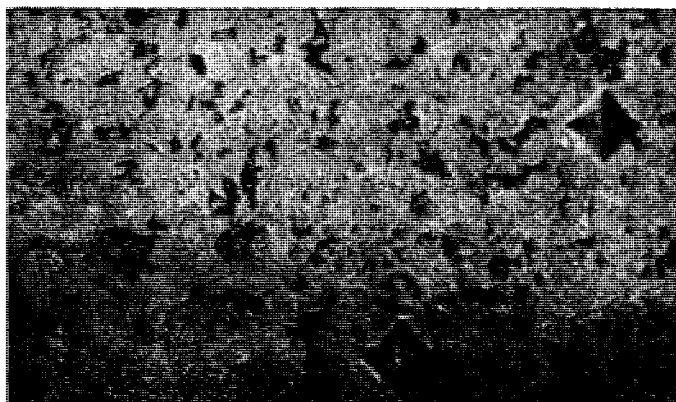
где v — скорость нагрева в °/сек;
 $\tau_{пр}$ — время превращения в сек.;
 $\text{const} = 43,5$.

В исследованных пределах скоростей нагрева (30—1000°/сек) время превращения с увеличением скорости нагрева непрерывно сокращается.

По данным дилатометрического анализа построены кинетические кривые $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в стали У8. По записанным кривым



Фиг. 4. Термическая и дилатометрическая кривые нагрева закаленной стали с 0,38% С; скорость нагрева 165°/сек.



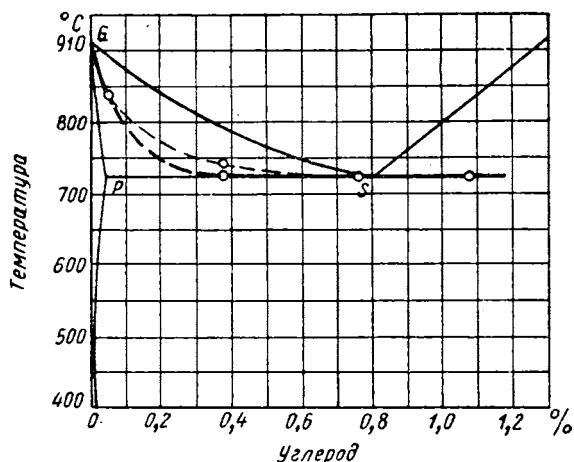
Фиг. 5. Микроструктура эталонного образца, нагретого со скоростью 100°/сек. до 740° с последующей закалкой в воде. $\times 1300$.

изменения удлинения и температуры вычерчивались кривые зависимости удлинения образца от температуры (фиг. 9); фазовый состав образца вычислялся по формуле

$$\gamma = \frac{L\alpha - L}{L\alpha - L\gamma}, \quad (2)$$

где γ — весовая доля фазы γ ;
 $L\alpha$ — длина образца в состоянии α (100%) при данной температуре;
 $L\gamma$ — длина образца в состоянии γ (100%) при той же температуре;
 L — длина образца в процессе превращения при той же температуре.

Специальное приспособление позволило производить закалку образцов на dilatометре. По записанным кривым определялось время между началом фазового превращения и моментом закалки.

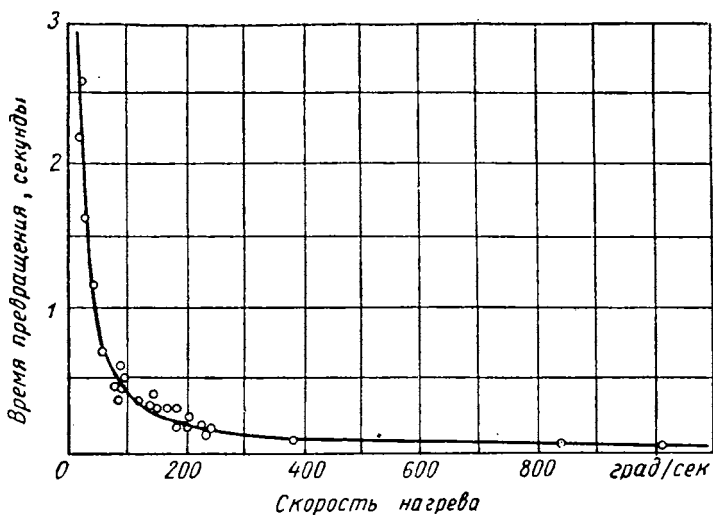


Фиг. 6. Температура метастабильных превращений при электроннагреве (30—200°/сек) закаленных сталей.

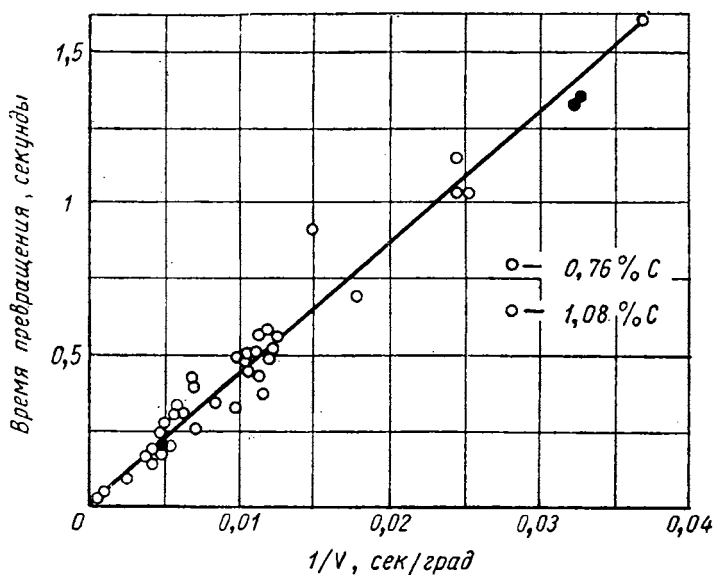
Измеряя приращение электросопротивления серии закаленных образцов, можно проследить за растворением цементита. Сопоставление кривых $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения с кривыми растворения углерода проливает свет на механизм превращения перлита в аустенит (фиг. 10—12). Считая в первом приближении приращение электросопротивления пропорциональным концентрацией углерода в растворе, получим средний состав аустенита к концу $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения: для зернистого цементита (при температуре $\sim 780^\circ$) — около 0,25%; для грубопластинчатого перлита (при 755°) — около 0,35%; для мелкопластинчатого перлита (при 735°) — около 0,45%, т. е. при нагреве перлита со скоростью $45^\circ/\text{сек}$ в первую очередь образуется метастабильный аустенит с содержанием углерода ниже равновесного. Этот факт является новым доказательством в пользу гипотезы В. Н. Гриднева о бездиффузионном механизме превращения перлита в аустенит при скоростном нагреве.

Для объяснения описанных явлений могут быть предложены следующие теоретические соображения.

На фиг. 13 представлен участок диаграммы железо — углерод, на фиг. 14 показано сечение диаграммы состав — температура — термодинамический потенциал ($C - T - F$) при постоянном составе (I , фиг. 13). Точка пересечения линий термодинамического потенциала отдельных фаз (α и γ) лежит ниже температуры A_3 для данного состава; следовательно, превращение феррита в аустенит без изменения состава при температуре ниже A_3 (обозначенное В. Н. Гридневым [1] как точка Ac_8) термодинамически возможно.

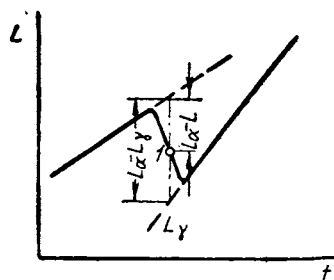


Фиг. 7. Зависимость времени фазового превращения от скорости нагрева (0,76% С, сорбит).



Фиг. 8. Зависимость времени превращения от обратной величины скорости нагрева.

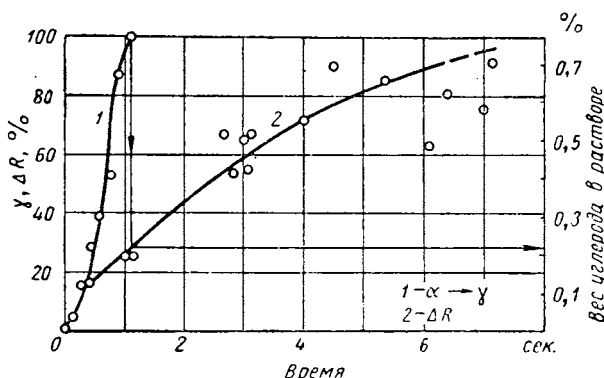
Положение точки Ac_1' определяется концентрацией углерода в феррите и, следовательно, зависит от общего содержания углерода в стали только до предела его растворимости в феррите, дальнейшее увеличение содержания углерода в стали не влияет на положение точки Ac_1' (фиг. 15).



Фиг. 9. Изменение удлинения образца в зависимости от температуры (схема).

Чем меньше размер цементитных частиц, тем выше их растворимость в феррите, тем ниже температура Ac_1' . Как видно из фиг. 16, принципиально возможно превращение в аустенит ниже равновесной температуры A_1 (последнее подтверждено опытами В. Н. Гриднева и В. И. Трефилова [2]).

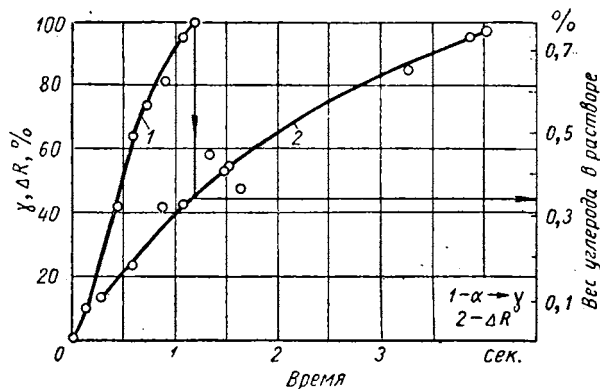
Сравнение фиг. 3, 6 и 15 показывает, что схема на фиг. 15 подтверждается опытом, если нагреваемая сталь имеет однородную перлитную (псевдоперлитную, сорбитную) структуру. При наличии структурно свободного феррита $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение растягивается на интервал температур, что должно быть отнесено за счет неоднородности состава феррита. Повидимому, участки феррита, удаленные от цементитных частиц, не успевают насыщаться углеродом при нагреве до Ac_1' .



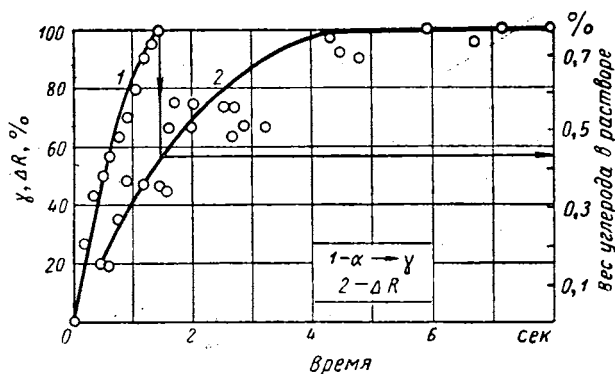
Фиг. 10. Кинетика превращений в стали У8 со структурой зернистого цементита при нагреве со скоростью $45^\circ/\text{сек}$; $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в интервале $760\text{--}780^\circ$.

Расхождения в определении различными авторами критической точки при быстрых нагревах только для углеродистых сталей превышает 100° (см. фиг. 17 и табл. 1). Если считать, что все эти данные относятся к одному явлению, происходящему при определенной температуре, а различия объясняются только неточностью эксперимента, придется обвинить отдельных исследователей в допущении грубой ошибки — до 100° , что мало вероятно.

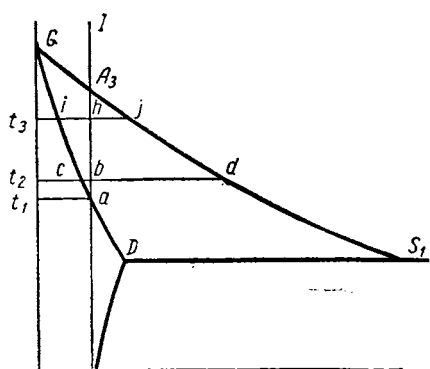
Предложенная В. Н. Гридневым [1] и подтвержденная в настоящем исследовании схема превращения перлита в аустенит позво-



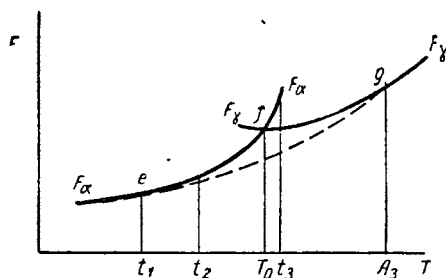
Фиг. 11. Кинетика превращений в стали У8 со структурой грубопластинчатого перлита при нагреве со скоростью 45°/сек; $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение при 755°.



Фиг. 12. Кинетика превращений в стали У8 со структурой тонкопластинчатого перлита при нагреве со скоростью 45°/сек; $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение при 735°.

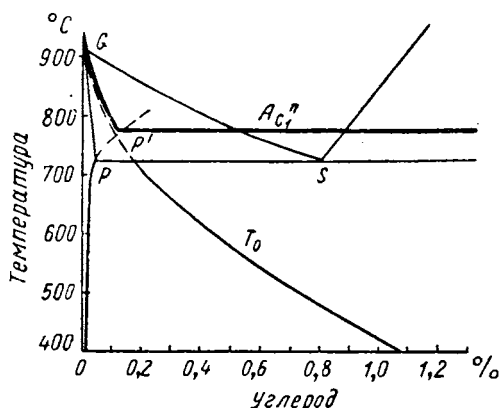


Фиг. 13. Участок диаграммы железо — углерод.

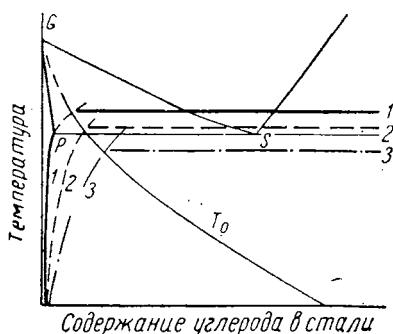


Фиг. 14. Сечение поверхности термодинамического потенциала плоскостью $F-T$ (при постоянном составе) через область двухфазного равновесия (схема):

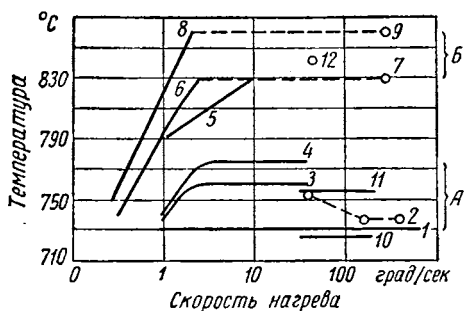
Сплошные линии — изменение термодинамического потенциала отдельных фаз. Пунктирная линия — изменение термодинамического потенциала системы при квазистатическом (термодинамически обратимом) превращении.



Фиг. 15. Теоретическая диаграмма метастабильных превращений при нагревании железоуглеродистых сплавов.



Фиг. 16. Схема влияния дисперсности цементита ($r_1 > r_2 > r_3$) на температуру превращения A_{c1}'' .



Фиг. 17. Влияние скорости нагрева на положение критической точки по данным различных авторов (см. табл. 1).

Зависимость температуры „критической точки“ от метода ее экспериментального определения (фиг. 17)

Таблица 1

№ по пор.	Автор	Содержание углерода в ‰	Исходная структура	Нагрев	Определение понятия критической точки
1	Г. Ф. Головин [4]	0,85	Сорбит	Индукционный	Не указано
2	К. А. Малышев и В. А. Павлов [3]	1—1,0—1,25	Тонкопластинчатый перлит (нормализация)	Прямой электронагрев	То же
3	В. Н. Гриднев [1]	0,45	Пластинчатый перлит (отжиг)	В печи (ванне)	А _{с1} -превращение феррита предельной концентрации в аустенит той же концентрации
4	То же	0,9	То же	То же	То же
5	А. Г. Спектор [5]	1 1,4 (Cr)	Зернистый перлит	Индукционный	Температура, отвечающая половине превращения
6	Л. А. Шишко [6]	1,09	Не указано	В ванне	Начало превращения перлита в аустенит
7	То же	1,09	То же	То же	То же
8	„	1,07; 1,45	„	„	„
9	„	1,45	„	„	„
10	Певзнер	1,08	Мартенсит	Прямой электроток	α→γ-превращение
11	„	0,76; 1,08	Пластинчатый перлит (отжиг)	То же	То же
12	„	0,76	То же	„	Окончание растворения цементита

Метод	Признак, по которому обнаруживалась критическая точка	Максимальная температура в °С
Термический . . .	Горизонтальная площадка на кривой нагрева То же . .	730 755 760 775 } Группа А
Микроисследование закаленных образцов Изменение электрического сопротивления в процессе нагрева Измерение электрического сопротивления закаленных образцов См. пункт 6 См. пункт 7	Мартенсит занимает половину площади шлифа Изменение термического коэффициента электрического сопротивления Не указано То же .	830 830 830 860 860 } Группа Б
Дилатометрический . Измерение электрического сопротивления закаленных образцов	Сжатие . Приращение электрического сопротивления достигает максимума	750 755 845 } А Б

ляет дать следующее объяснение указанным расхождениям. Данные группы А (фиг. 17), полученные термическим методом, показывают температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, т. е. точку Ac_1'' . (Дилатометрическое исследование показывает, что $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение в основном заканчивается при температуре остановки на термических кривых). Температура Ac_1 тем выше, чем грубее феррито-цементитная смесь (см. схему на фиг. 16). Данные группы В (фиг. 17), полученные методами электросопротивления и микроструктурным, указывают температуру растворения цементита, следующего после $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Таким образом, данные различных исследователей, противоречивые на первый взгляд, дополняют и подтверждают друг друга.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. Н. Гриднев, Сообщения о научно-исследовательской работе Киевского политехнического института, № 7, 1948.
 2. В. Н. Гриднев, Статья в настоящем сборнике.
 3. К. А. Малышев, В. А. Павлов, УФАН, Труды Института физики металлов, № 9, 1946.
 4. Г. Ф. Головин, «Журнал технической физики» № 12, 1950.
 5. А. Г. Спектор, «Журнал технической физики» № 9, 1950.
 6. Л. А. Шишко, Сборник трудов Московского института стали, 27, 1949.
-

РАЗДЕЛ II

СТУПЕНЧАТАЯ И ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ЗАКАЛКА СТАЛИ

Л. М. ПЕВЗNER

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ ПРИ ЗАКАЛКЕ В ГОРЯЧИЕ СРЕДЫ

Закалка в горячие среды была впервые применена еще Д. К. Черновым. Позднее, начиная с 1929 г., кардинальные исследования процессов превращения переохлажденного аустенита проводились различными школами советских ученых.

Очень много работ было посвящено также изучению механических свойств после различных способов закалки в горячие среды (изотермической, ступенчатой и др.), однако вопрос о связи между прочностью и характером получающихся при этом сложных структур затрагивался лишь в немногих из этих исследований и изучен далеко недостаточно.

В частности, по вопросу о целесообразности применения закалки в горячие среды к конструкционным легированным сталям высказывались противоречивые мнения: в ряде работ [1] указывалось, что изотермическая закалка в некоторых случаях существенно повышает величину ударной вязкости; в других, не менее многочисленных исследованиях утверждалось, что применение этой обработки даже ухудшает механические свойства (понижает пределы текучести и пропорциональности, уменьшает пластичность и вязкость).

Основной причиной такого отсутствия единой точки зрения является чрезвычайное разнообразие структур, которые могут быть получены в различных температурных зонах для сталей различного химического состава и тем, что наряду со структурами, имеющими очень высокие механические свойства, могут быть действительно легко получены сверххрупкие структуры. Этим прежде всего объясняется то, что в течение долгого времени закалка в горячие среды не получала широкого распространения в промышленности.

При внедрении нового процесса термической обработки вопросы технологии часто не менее существенны, чем получаемые свойства.

Так, с начала внедрения процесса закалки в горячие среды были установлены значительные его преимущества: уменьшение поводок и устранение опасности образования трещин.

Однако имелись и существенные технологические трудности. Препятствием к широкому внедрению этого вида закалки являлась

резко пониженная прокаливаемость и в особенности закаливаемость при охлаждении в спокойных горячих средах, в ваннах старой конструкции. При массовой обработке деталей получались нестандартные свойства (значительные колебания твердости для разных сечений и разных плавок; появление хрупких разрушений в связи с местным повышением температуры ванны и изделия и т. д.).

Отдельные случаи неудачного применения в промышленности закалки в горячие среды надолго охладили интерес к ней. Лишь в недавнее время возобновились работы по изысканию новых методов термической обработки, целью которых являлось получение надежных в эксплуатации стальных материалов высокой прочности.

В этих исследованиях были применены новые, более совершенные методы оценки конструктивной прочности: испытания при разных способах нагружения (статических, ударных, знакопеременных) при различных напряженных состояниях и т. д., причем было предусмотрено применение так называемых «жестких» методов, способствующих появлению хрупкого разрушения, т. е. методов испытания при наличии значительных растягивающих напряжений, при наличии объемности и неравномерности напряженного состояния (в частности, методов, оценивающих чувствительность к надрезу и перекосу).

В результате этих исследований было установлено, что изотермическая закалка в нижней части промежуточной зоны превращения в применении к некоторым сталям является весьма эффективным методом повышения не только ударной вязкости, но и реальной конструктивной прочности деталей при статических нагрузках [2].

Существенное улучшение технологии закалки (применение ванн с интенсивной циркулирующей среды), а также удачный выбор составов сталей позволили резко повысить закаливаемость, что дало возможность применить изотермическую закалку к ответственным деталям крупного габарита.

С другой стороны, применение щелочи взамен селитры (по предложению С. С. Волкова и В. Е. Садовского) дало возможность получения светлой поверхности при закалке в горячие среды, что способствовало распространению этого процесса в самых разнообразных отраслях промышленности.

В связи с положительным опытом применения изотермической закалки в серийном производстве естественно возникает вопрос о возможности более широкого применения различных методов закалки в горячие среды. Для решения этого вопроса необходимо обобщение имеющихся данных и дальнейшее изучение связи между составом, структурой и прочностью при закалке в горячие среды.

Целью настоящего сообщения является охарактеризовать особенности механических свойств и структуры изотермически обработанной стали по сравнению со сталью после обычной закалки и отпуска на примере некоторых сталей типичных составов.

Основная часть доклада посвящена конструкционным сталям с содержанием 0,30—0,50% С, представляющим наибольший практический интерес; приведены также некоторые наиболее интересные данные по механическим свойствам высокоуглеродистых сталей.

1. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОНСТРУКТИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ ИЗОТЕРМИЧЕСКИ ЗАКАЛЕННЫХ СТАЛЕЙ С 0,30—0,50% С*

Оптимальные механические свойства для конструкционных сталей получаются после изотермической закалки в промежуточной зоне превращения.

Под изотермической закалкой в дальнейшем понимается нагрев выше A_{c3} , быстрое охлаждение (в соляной или щелочной ванне) до температуры промежуточной зоны, выдержка до конца распада или до его практически полного затормаживания; последующее охлаждение с любой скоростью.

Сопоставление многочисленных исследований конструкционных сталей после такой обработки показывает, что для многих наиболее распространенных сталей (например: 38ХА, 40ХНМА, 30ХГСА, 50ХФА и др.) зависимость обычных механических характеристик (σ_b , $\sigma_{0.2}$, ψ , a_k) от температуры изотермы имеет в первом приближении качественно аналогичный характер (фиг. 1).

1. Оптимальное сочетание свойств: высокой прочности σ_b , R_C и большой пластичности ψ и вязкости a_k получается в нижней части промежуточной зоны (для сталей на фиг. 1, а, б и в — от мартенситной точки до температуры $\sim 400^\circ$).

2. При повышении температуры изотермы в верхней части промежуточной зоны наблюдается падение твердости и одновременно резкое падение характеристик пластичности и вязкости не только надрезанных, но и гладких образцов (суженное ψ на фиг. 1).

Эта хрупкость особенно резко выражена у сталей, имеющих зону устойчивости (или замедленного распада) между промежуточной и перлитной областями превращения (фиг. 1, б и в). Для сталей, у которых перлитное и промежуточное превращение накладывается друг на друга [4] (изотермическая кривая распада аустенита с одним максимумом), например, для углеродистых и никелевых сталей, наблюдается небольшое падение пластичности или имеется только перегиб, «площадка» на кривой пластичности (фиг. 1, а и 2).

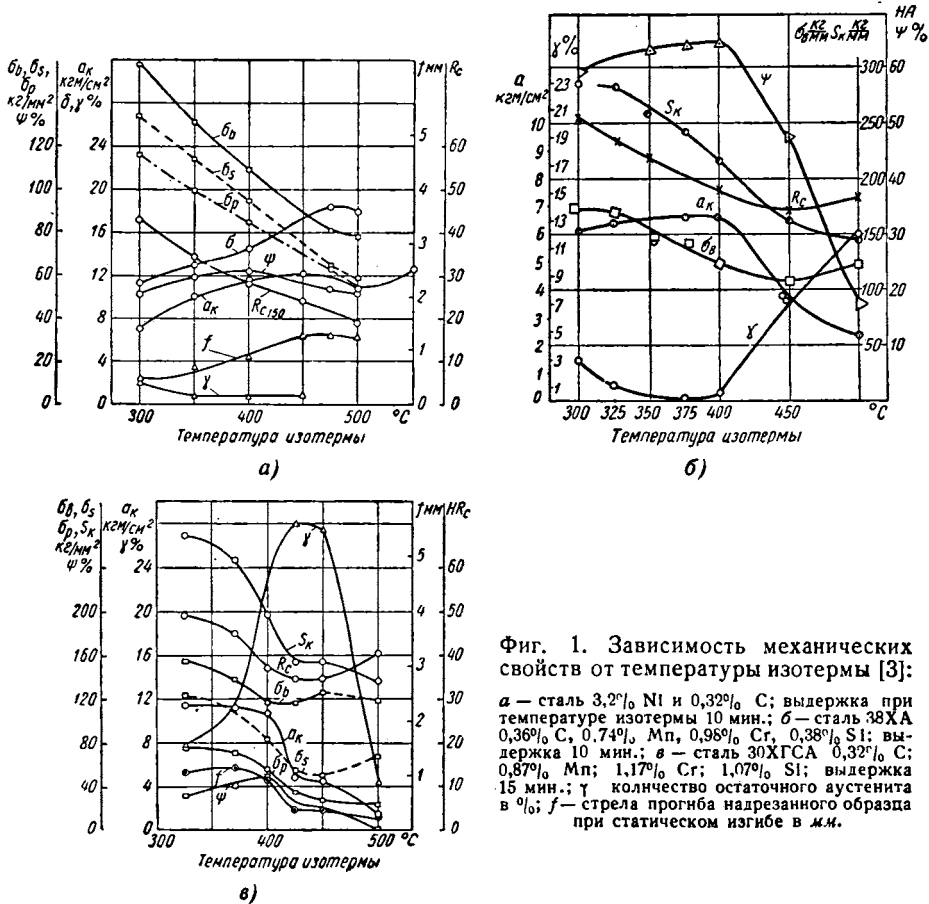
Верхняя граница температурной области, где обеспечиваются высокие механические свойства, лежит обычно тем ниже, чем ниже зона устойчивости на изотермической диаграмме, хотя и не совпадает с ней: падение пластичности начинается при более низких температурах изотермы.

Обычно указывается, что характерным признаком промежуточной зоны является то, что распад аустенита в этой зоне затормаживается.

* В проведении исследований, результаты которых приведены в этом разделе, принимали участие инженеры А. С. Тарантова, А. М. Якимова, К. С. Медведева.

вается не дойдя до конца, и значительные количества аустенита сохраняются при охлаждении до комнатной температуры.

Однако анализ проводившихся нами в течение ряда лет исследований промышленных марок сталей, а также некоторых литературных данных показывает, что это торможение процесса распада в промежуточной зоне и образование стабильного аустенита наблю-



Фиг. 1. Зависимость механических свойств от температуры изотермы [3]:

a — сталь 3,2% Ni и 0,32% C; выдержка при температуре изотермы 10 мин.; *б* — сталь 38ХА 0,36% C, 0,74% Mn, 0,98% Cr, 0,38% Si; выдержка 10 мин.; *в* — сталь 30ХГСА 0,32% C; 0,87% Mn; 1,17% Cr; 1,07% Si; выдержка 15 мин.; γ — количество остаточного аустенита в %; *f* — стрела прогиба надрезанного образца при статическом изгибе в м.м.

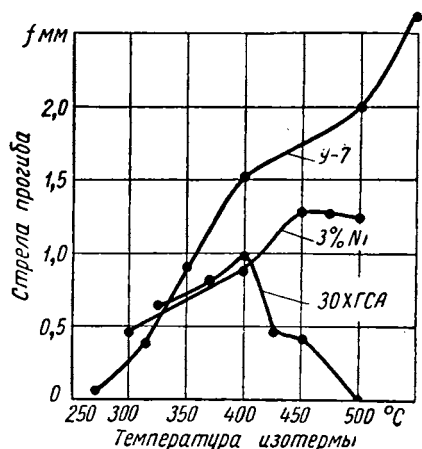
дается далеко не для всех составов (в отличие от мартенситной зоны). По характеру конечных стадий распада в промежуточной зоне превращения конструкционные стали можно в первом приближении разделить на следующие группы:

1) В углеродистых сталях распад аустенита во всем интервале температур промежуточной зоны в течение короткого времени заканчивается полностью.

У многих легированных сталей (например, никелевых), хотя распад идет медленнее, но все же за сравнительно короткое время завершается практически полностью. Незначительное количество

нераспавшегося аустенита претерпевает распад при охлаждении, и в структуре этих сталей при комнатной температуре практически нет остаточного аустенита (фиг. 1, а).

2) У многих легированных сталей, содержащих карбидообразующие элементы (например, стали 40ХНМА, 38ХА) и имеющих изотермическую кривую с двумя максимумами, распад в нижней части промежуточной зоны проходит так же быстро до конца, как у сталей 1-й группы. Остаточного аустенита после закалки в нижней части промежуточной зоны (325—400°, на фиг. 1, б) практически нет. Торможение распада наблюдается лишь в верхней части промежуточной зоны, при переходе в область устойчивости.



Фиг. 2. Зависимость стрелы прогиба от температуры изотермы для трех марок сталей (3% никелевая, У7 и 30ХГСА).

3) Наконец, для некоторых сталей (например, 30ХГСА и др.) характерное торможение распада наблюдается и в нижней части промежуточной зоны, аустенит стабилизируется и значительные количества его содержатся в структуре изотермически обработанной стали при комнатной температуре (от 8 до 24%, фиг. 1, в). Последняя группа сталей представляет особый интерес, так как абсолютные значения ударной вязкости и стрелы прогиба после изотермической закалки этих сталей, получались выше, чем для изученных нами сталей других групп.

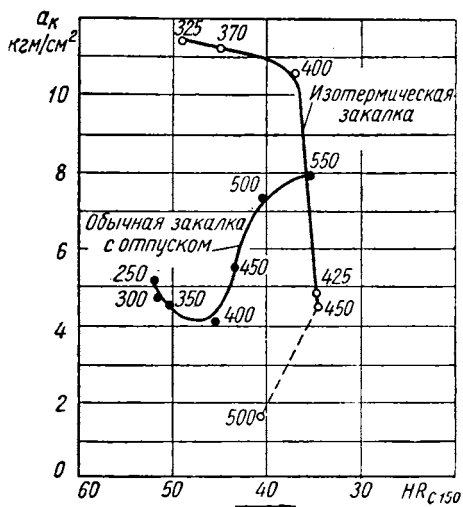
Целесообразность применения изотермической закалки к какой-либо марке стали зависит не

только от того, какие оптимальные свойства получаются при этой обработке, но и от характера изменения свойств после обычной закалки и отпуска.

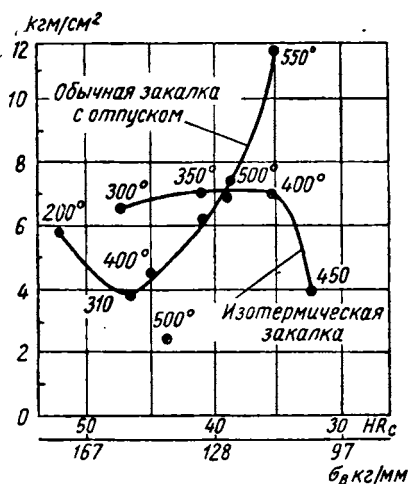
На фиг. 3, а, б и в сопоставлены значения ударной вязкости и стрелы прогиба при статическом изгибе для сталей 30ХГСА, 40ХНМА и 38ХА после изотермической закалки и после обычной закалки с последующим отпуском при одинаковых значениях твердости или предела прочности.

Анализ большого количества таких диаграмм показывает, что чем шире зона отпускной хрупкости, тем (при прочих равных условиях) больше интервал твердостей, где целесообразно применение изотермической закалки. Например, для стали 30ХГСА, имеющей широкую зону отпускной хрупкости, изотермическая закалка дает существенное повышение пластичности и вязкости при обработке на твердость $R_c = 35 \div 48$. Ее целесообразно применять и вместо высокого отпуска 500°. Для сталей 40ХНМА, 38ХА, 50ХФА, имеющих более узкую зону отпускной хрупкости, изотермическая закалка

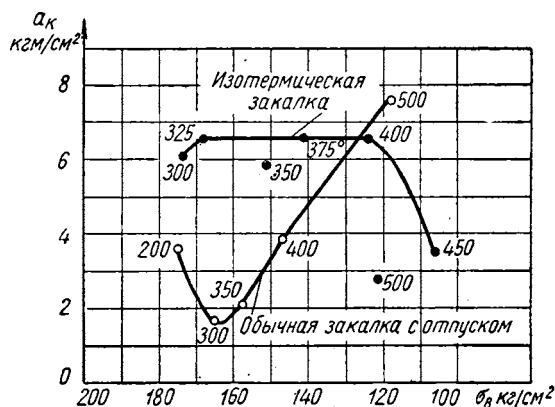
может быть применена лишь при обработке на высокую твердость ($H_{RC} = 42 \div 46$). Целесообразность практического применения изотермической заправки в какой-либо стали, как уже указывалось, не в меньшей степени зависит от прокаливаемости и закаливаемости при охлаждении в горячих средах.



а)



б)



в)

Фиг. 3. Сопоставление ударной вязкости (а и в) и стрелы прогиба (б) после изотермической заправки и после обычной заправки и отпуска на ту же твердость:

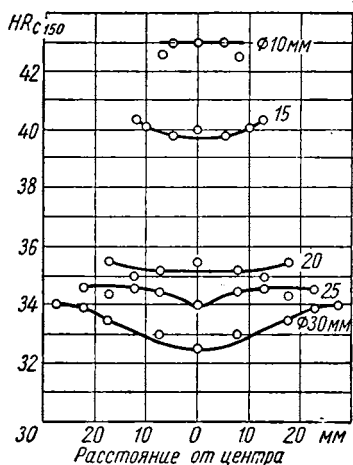
а — сталь 30ХГСА; б — сталь 38ХА; в — сталь 40ХНМА.

Как известно, характерным для многих сталей является резкое падение поверхностной твердости (закаливаемости) при увеличении сечения и общего габарита деталей (фиг. 4). Поэтому для некоторых сталей изотермическая заправка дает преимущество по сравнению с обычной заправкой и отпуском лишь при обработке в тонких сечениях.

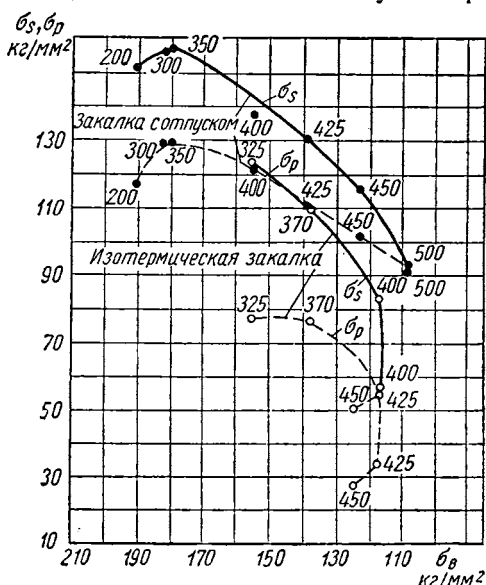
Если предварительные исследования показали целесообразность применения изотермической закалки, то для оптимального интервала температур изотермы должны быть проведены детальные и разносторонние исследования конструктивной прочности.

В табл. 1 сопоставлены (на примере стали 30ХГСА) типичные свойства структуры нижней части промежуточной зоны со свойствами отпущенного мартенсита при одинаковом пределе прочности (около 140 кг/мм²). Приведены также свойства после обычно применявшегося в промышленности для стали 30ХГСА отпуска при 500°.

Полученные данные позволяют сделать следующие выводы:



Фиг. 4. Прокаливаемость и закалка стали 30ХГСА (0,29% С, 0,85% Мп, 0,92% Сг, 0,92% Si) при изотермической закалке в интенсивно перемешиваемой щелочи при $t^{\circ} = 350^{\circ}$; выдержка 15 мин.



Фиг. 5. Сопоставление пределов упругости и текучести стали 30ХГСА после изотермической закалки и обычной закалки и отпуска на ту же твердость.

1. Пластичность изотермически обработанной стали при однородном напряженном состоянии повышается, но незначительно: сужение шейки гладких образцов при растяжении ψ повышается на 15—20%. Соответственно повышается и величина сопротивления разрушению S_k .

2. Характерным является значительное (на 20—30%) понижение пределов текучести и в особенности упругости (табл. 1 и фиг. 5).

Однако следует указать, что это понижение пределов особенно заметно для сталей, имеющих в структуре после изотермической закалки остаточный аустенит (например, 30ГСА). У сталей, не имеющих в структуре аустенита (40ХНМА, 38ХА и др.) падение пределов текучести и упругости значительно меньше.

Сравнение механических свойств стали 30ХГСА после изотермической и обычной закалки

Механические свойства	Изотермическая закалка при 370° 15 мин.	Закалка в масле отпуску при 450° 2 час.	Изменение механических свойств при изотермической закалке по сравнению с обычной в %	Закалка в масле, отпуску при 500° 2 час.
$\sigma_{\text{л}}$ кг/мм ²	71,5	110,5	-35,0	101,5
$\sigma_{\text{с}}$ кг/мм ²	109,5	130,5	-19,0	114,7
$\sigma_{\text{в}}$ кг/мм ²	138,5	139,5	0	123,0
$S_{\text{н}}$ кг/мм ²	248,0	215,0	+15,0	214,0
ψ %	57,0	51,0	+12,0	54,0
$\sigma_{\text{в}}^*$ кг/мм ²	112,02	70,5	+61,0	73,0
f^{**} мм	0,8	0,45	+83,0	0,44
$a_{\text{н}}$ кг.м/см ² (продольные)	11,2	5,5	+104,0	7,3
$a_{\text{н}}$ кг.м/см ² (поперечные)	6,8	—	—	3,3

* $\sigma_{\text{в}}$ — предел прочности образца с острым кольцевым надрезом (r дна надреза 0,1 мм) при перекосе 8°.

** f — стрела прогиба при статическом изгибе надрезанного образца.

3. Основным преимуществом изотермической закалки является резкое уменьшение чувствительности к надрезу и к перекоосу; увеличение в 1,5—2 раза ударной вязкости, пластичности в надрезе (стрелы прогиба f в табл. 1). Повышение ударной вязкости и пластичности в надрезе наблюдается и на поперечных пробах (табл. 1).

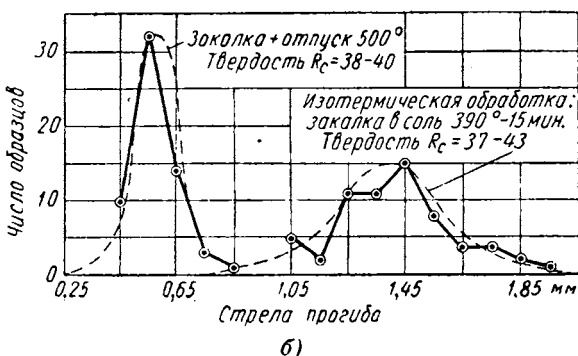
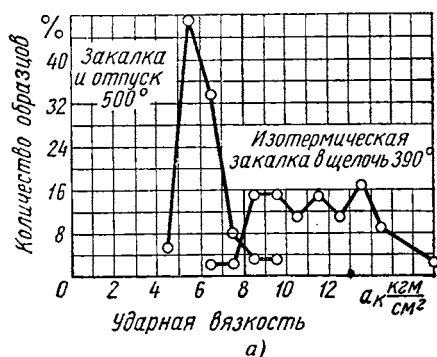
Особенно существенным является то, что в случае резко неоднородного напряженного состояния, при наличии надразов и перекоосов, изотермическая закалка дает не только повышение пластичности в надрезе, но и связанной с пластичностью реальной конструктивной прочности детали [2]. Например, прочность образца из стали 30ХГСА с острым кольцевым надрезом (r дна надреза $\approx 0,1$ мм) при перекосе 8° ($\sigma_{\text{в}}$ в табл. 1) повысилась при изотермической закалке на 60%.

Возможно, что малая чувствительность к надрезу изотермически обработанной стали объясняется пониженными пределами упругости и текучести при очень высоком сопротивлении разрушению.

Испытания большого числа образцов от промышленных плавок стали 30ХГСА, обработанных в цеховых условиях, показывают (фиг. 6, а и б), что очень значительное повышение пластичности и вязкости по сравнению с обычной закалкой и отпуском наблюдается для огромного большинства образцов, хотя рассеяние значений при изотермической закалке больше, чем при обычной.

Применение изотермической закалки к стали 30ХГСА (взамен обычной закалки с отпуском 500°) дает возможность получить ударную вязкость 7—14 кгм/см² вместо 5—7 кгм/см² при одновременном повышении прочности ($\sigma_b = 120 \div 150$ кг/мм² вместо 110—145 кг/мм²) и при минимальной чувствительности к надрезу.

Показанные в табл. 1 соотношения между свойствами стали после изотермической закалки и после обычной закалки и отпуска



Фиг. 6. Графики частоты ударной вязкости (а) и стрелы прогиба (б) большого числа плавов стали 30ХГСА после светлой изотермической закалки в производственных условиях.

заметные преимущества (левая часть кривой усталости повышена). Обнаружено и существенное увеличение живучести при повторных ударах, в случае значительных нагрузок и сравнительно небольшого числа циклов. Таким образом, применение изотермической закалки в нижней части промежуточной зоны превращения к некоторым конструкционным сталям дает возможность получить материал с очень высокой конструктивной прочностью при статических и ударных нагрузках.

Вопрос о свойствах структуры, получаемой в верхней части промежуточной зоны и вызывающей повышенную хрупкость, имеет существенное практическое значение, так как эта структура по-

на ту же твердость сохраняются и при более высоких значениях прочности (до $\sigma_b = 160 \div 170$ кг/мм²) и являются характерными для многих сталей.

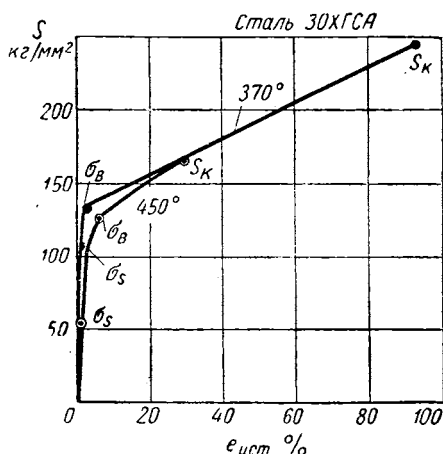
Для некоторых сталей изотермическая закалка в промежуточной зоне дает возможность получить сочетание прочности 140—170 кг/мм² и ударной вязкости 8—14 кгм/см²; прочность болта с острой резьбой при перекосе 8° достигает

160—170 кг/мм², причем эти свойства обеспечиваются при обработке деталей больших габаритов с сечением до 20—30 см².

Предел усталости изотермически обработанной стали обычно не превышает значений, получаемых после обычной закалки и отпуска на ту же прочность; однако при большой амплитуде повторных напряжений, видимо, изотермическая закалка дает за-

является в изделиях в случае неправильно выбранного режима изотермической закалки или нарушения технологии (слишком высокие температуры, изотермы, недостаточные скорости охлаждения), а также при обычной закалке в больших сечениях (в связи с недостаточной прокаливаемостью в промежуточной зоне [4]) при различных промежуточных операциях термической обработки (отжиг, нормализация); в зоне влияния сварных швов и т. д.

На фиг. 7 сопоставлены истинные кривые при растяжении после обработки в нижней части промежуточной зоны (370°) и в верхней ее части (450°) — в зоне резко выраженной хрупкости для стали 30ХГСА.



t° изотермы	σ _в в кг/мм ²	σ _с	σ _в и S _к		δ в %	ψ в % Ø 10 мм	ψ в % Ø 0,8 мм
			в кг/мм ²	S _к			
370	69	108	133	241	11,4	61,0	70
450	28	57	126	164	16,5	23,5	53

Фиг. 7. Истинные кривые при растяжении стали 30ХГСА после изотермической закалки по оптимальному режиму (t° изотермы 370°) и в зоне хрупкости (t° = 450°)

Наиболее характерной особенностью для зоны хрупкости является чрезвычайно резкое падение предела текучести (почти в 2 раза) при практически неизменном значении предела прочности σ_в.

Очень сильно (на 80%) падает и сопротивление разрушению S_к. Такое изменение характеристик прочности ведет к весьма своеобразному изменению характеристик пластичности.

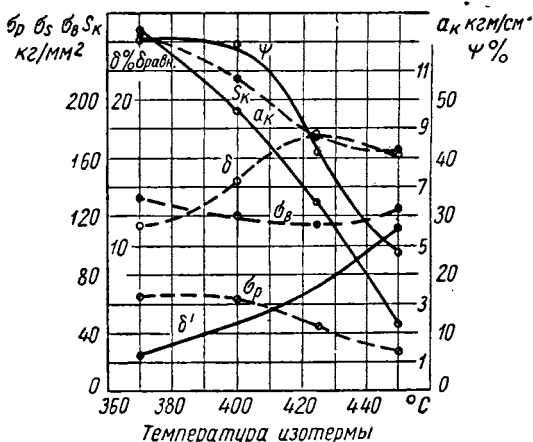
Вследствие падения σ_с при неизменном σ_в увеличивается участок равномерной деформации, вследствие чего равномерное удлинение стали 30ХГСА (фиг. 7 и 8) в интервале температур изотермы 370—450° увеличивается с 2,5 до 11%. Соответственно условное удлинение, отражая рост равномерного удлинения, возрастает с 11,5 до 15% (а при температуре изотермы 425° удлинение достигает 18%). Вместе с тем величина сосредоточенной деформации резко падает (в соответствии с понижением S_к), что ведет к очень сильному падению полного сужения ψ (до 20—25%, а на некоторых образцах и до 10%), т. е. получают редко наблюдаемые у конструкционных сталей полухрупкие изломы при однородном напряженном состоянии и при комнатной температуре.

Напомним, что в случае наиболее резко выраженной хрупкости отпуска наблюдается очень сильное падение ударной вязкости, но сужение ψ редко падает ниже 40%. Очевидно, сопротивление отрыву S_Т в случае «изотермической» хрупкости падает значительно

ниже, чем в случае хрупкости отпуска, что сказывается уже при испытании на растяжение гладких образцов.

На фиг. 8 показано типичное изменение характеристик пластичности при переходе в зону хрупкости.

Эту особенность изменения характеристик пластичности следует иметь в виду во избежание неправильного выбора режимов термической обработки: в некоторых случаях в погоне за повышенным удлинением (в особенности при обработке листового материала, когда ψ и a_k не измеряются) повышают температуру изотермы и попадают в зону хрупкости.



Фиг. 8. Повышение удлинения (δ' равномерное и δ условное) при падении сужения ψ после изотермической закалки в зоне хрупкости; сталь 30ХГСА.

Следует указать, что во многих случаях, описанных в литературе и встречавшихся в заводской практике, стремились получить повышение пластичности и вязкости при наиболее широко применяемых для конструкционных сталей значениях предела прочности $\sigma_b = 110 \div 130$ кг/мм². Для получения такой прочности изотермическая закалка проводилась в интервале 450—500°, т. е. в зоне температур, где большинство сталей дает описанную выше хруп-

кость, что и приводило к заключению о вредном влиянии изотермической закалки на механические свойства.

Особая опасность зоны хрупкости связана с тем, что в этой зоне обнаружено очень сильное влияние масштабного фактора даже при обычном статическом растяжении.

Например, если при изотермической закалке при 450° сужение, измеренное на микрообразцах диаметром 1,5 мм, достигало 45—50%, то на образцах диаметром 10 мм сужение падало до 25%. Изотермическая закалка в обоих случаях проводилась на заготовках одинаковых сечений, вследствие чего влияние прокаливаемости было исключено.

Исследованиями последних лет [4] было установлено, что большое практическое значение имеет вопрос о влиянии отпуска на свойства продуктов распада промежуточной зоны.

Не имея возможности подробно останавливаться на этом вопросе, укажем лишь на следующее: у большинства легированных сталей при отпуске после изотермической закалки обнаруживается зона резко выраженной хрупкости, лежащая при более высоких температурах, чем в случае отпуска после обычной закалки.

После отпуска в зоне хрупкости сталь имеет особенно большую склонность к хладноломкости.

Если при обычной закалке, вследствие неполной прокаливаемости в промежуточной зоне, в центре крупного изделия имеется промежуточная фаза, то обычно применяемый высокий отпуск может повести к резко выраженной хрупкости в центральных зонах изделия [4].

Применение низкого отпуска (до 300—350°) в большинстве случаев оказывается полезным: уменьшаются внутренние напряжения, несколько повышаются пределы упругости и текучести, часто наблюдается и некоторое повышение ударной вязкости.

II. КИНЕТИКА ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРЫ, ПОЛУЧАЮЩИЕСЯ ПРИ РАСПАДЕ В ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЗОНЕ ДЛЯ СТАЛЕЙ С 0,30—0,50% С

Изучению процессов превращения в промежуточной зоне посвящены многочисленные исследования. Однако вопрос о механизме этого процесса и природе получающихся фаз до сих пор далеко не ясен.

Распространенным является представление, что в промежуточной зоне происходит квазиэвтектоидное превращение, отличающееся от перлитного тем, что «ведущей» фазой, определяющей геометрию структуры, является феррит, а не цементит, а также тем, что в этой зоне не происходит перераспределения легирующих элементов.

Не менее распространена гипотеза, что превращение в промежуточной зоне идет через образование мартенсита с последующим его мгновенным отпуском.

Неоднократно высказывалось предположение, что процесс превращения начинается с участков, обедненных углеродом, а причиной стабильности нераспавшегося аустенита является его обогащение углеродом (а по мнению некоторых исследователей, и легирующими элементами).

Однако, если принять, что превращение идет через образование мартенсита, возможно предположение, что стабилизация аустенита происходит и без изменения концентрации в нем углерода или легирующих элементов, подобно тому как это наблюдается в мартенситной зоне.

Незначительное (на 10—12%) повышение концентрации углерода в аустените после частичного превращения в промежуточной зоне было показано (путем непосредственного измерения параметра) для заэвтектоидной углеродистой стали [5].

Для легированных конструкционных сталей до недавнего времени имелись лишь косвенные данные, указывающие на обогащение остаточного аустенита после распада в верхней части промежуточной зоны, но только для случая, когда предварительно выделяется свободный феррит [6].

Между тем наибольший практический интерес представляет вопрос о природе продуктов распада легированных конструкционных сталей в нижней части промежуточной зоны превращения.

Приведенные ниже данные являются результатом совместной работы автора, Т. Д. Кубышкиной и Г. М. Ровенского [8].

Выяснение механизма превращения в промежуточной зоне не являлось целью данной работы. В связи с задачей повышения конструктивной прочности стали, нас интересовала прежде всего природа, строение конечных продуктов распада (в особенности в нижней части промежуточной зоны), влияние легирующих элементов на структуру и установление связи между структурой и механическими свойствами.

К сожалению, в большинстве опубликованных исследований по кинетике превращения в сталях значительно больше внимания уделяется начальным стадиям превращения и лишь в редких случаях дается количественное соотношение фаз в конце распада.

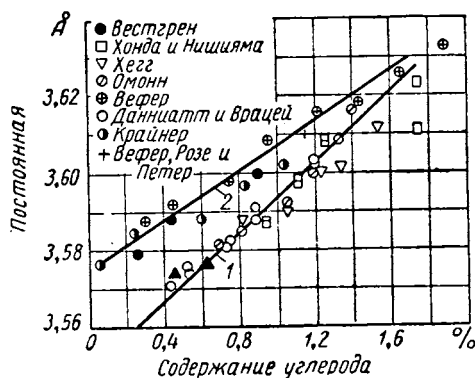
Как указывалось выше, изучение промышленных марок сталей показало, что торможение процесса распада в нижней части промежуточной зоны наблюдается не для всех составов, т. е. стабилизация нераспавшегося аустенита и присутствие остаточного аустенита в изотермически закаленной стали связана с присутствием в ней некоторых легирующих элементов. Для выяснения этого вопроса наряду с изучением промышленных марок сталей нами проводилось исследование влияния отдельных легирующих элементов (Si, Ni, Mn, Cr и др.) в стали с 0,30—

Фиг. 9. Зависимость постоянной решетки аустенита от концентрации углерода; Δ — результаты работы Певзнера, Ровенского и Кубышкиной.

0,40% С на кинетику превращения и характер продуктов распада. Одной из основных задач являлось исследование вопроса, сопровождается ли процесс превращения в промежуточной зоне перераспределением углерода и связана ли стабилизация аустенита с его обогащением углеродом.

Для изучения кинетики превращения и для анализа количественного соотношения фаз был применен магнитный анизометр Н. С. Акулова усовершенствованной конструкции. Концентрация углерода в аустените определялась путем измерения постоянной его решетки рентгеновским методом. Был применен прецизионный метод обратного отражения с ванадиевым излучением и титановым фильтром. Однако этот метод оказался непригодным для анализа образцов, содержавших менее 12% аустенита; поэтому был использован также обычный метод структурного анализа со стандартом (серебряным порошком). Съемка производилась на кобальтовом излучении с железным фильтром.

Для определения концентрации углерода в аустените были использованы данные о зависимости постоянной решетки аустенита от концентрации углерода, приведенные на фиг. 9. Прямая 1 по-



строена по данным различных исследователей на основании определения постоянной решетки остаточного аустенита в простых углеродистых сталях после обычной закалки. Полученные значения параметров кристаллической решетки остаточного аустенита для сталей с 0,46 и 0,62% С (фиг. 9) хорошо легли на прямую. При использовании этой кривой как градуировочной, необходимо предположить, что при распаде в мартенситной зоне перераспределения углерода не происходит и что влияние легирующих элементов на постоянную решетки аустенита невелико по сравнению с влиянием углерода.

Прямая 2 построена на основании изучения параметра аустенита в легированных сталях, имеющих аустенитную структуру, при комнатной температуре. Изучались стали с различным содержанием легирующего элемента (например, Mn) при одинаковом содержании С и затем проводилась экстраполяция на нулевое содержание легирующего элемента.

Как показывает сравнение прямых 1 и 2, при одной и той же концентрации С постоянные, полученные при изучении легированных сталей, оказались больше, однако разница уменьшается и кривые сливаются при высоких содержаниях С.

Чтобы выяснить, не связано ли расширение параметра с влиянием легирующих элементов, нами были проверены постоянные решетки остаточного аустенита после обычной закалки для серии исследованных нами конструкционных легированных сталей. Результаты, приведенные в табл. 2, показывают, что постоянные решетки остаточного аустенита сталей, легированных Si и Ni, мало отличаются от постоянных решеток остаточного аустенита углеродистых сталей с той же концентрацией С*.

Таблица 2

Постоянная решетки остаточного аустенита различных сталей после обычной закалки

Марка стали	Температура закалки в °С	Охлаждающая среда	Количество остаточного аустенита в %	Постоянная решетка остаточного аустенита в Å
Кремнистая, 0,37% С и 2,69% Si	900	Масло	5,6	3,578
Никелевая, 0,28% С и 4,68%	860	"	5,7	3,572
Никелевая, 0,28% С и 6,56% Ni {	860	"	5,0	3,578
	860	"	4,0	3,574
Хромистая, 0,32% С и 3,16% Cr	850	"	5,8	3,584
Углеродистая, 0,46% С	830	"	5,8	3,574
Углеродистая, 0,62% С	830	Вода	9,3	3,576

Недавно в литературе было высказано предположение, что при незначительных количествах остаточного аустенита, вкрапленного

* Позднее нами и показано, что при введении Al решетка остаточного аустенита после обычной закалки значительно расширена (около 3600 Å).

в мартенсит, частицы его испытывают всестороннее сжатие; это ведет к уменьшению постоянной решетки аустенита.

Для сталей с большой концентрацией С количество остаточного аустенита очень велико, его решетка не деформирована и поэтому постоянные получают такие же, как на прямой 2.

Объектом наших исследований является остаточный аустенит в количествах, в большинстве случаев не превышающих 20—25%. Поэтому в основном пользовались прямой 1, хотя весьма вероятно, что давление на частицы аустенита, окруженные продуктами распада промежуточной зоны меньше, чем в мартенситной зоне, так как разница в удельных объемах α - и γ -фаз здесь меньше.

Это могло количественно несколько изменить приведенные ниже данные, особенно при малых значениях постоянной, однако принципиальный характер наблюдаемых зависимостей остается неизменным, даже если пользоваться градуировкой по прямой 2.

Исследование углеродистых сталей. Как уже указывалось, процесс распада аустенита в промежуточной зоне для углеродистых сталей проходит за несколько минут полностью. Остаточного аустенита после изотермической закалки нет. Образующаяся «промежуточная фаза» представляет собой смесь α -фазы (очевидно, с незначительным количеством растворенного в ней углерода) и цементита, который обнаруживается при рентгеноанализе электролитически выделенного осадка [8]. В нижней части промежуточной зоны эта структура имеет под микроскопом типичный игольчатый характер (вследствие чего ее часто называют игольчатым трооститом).

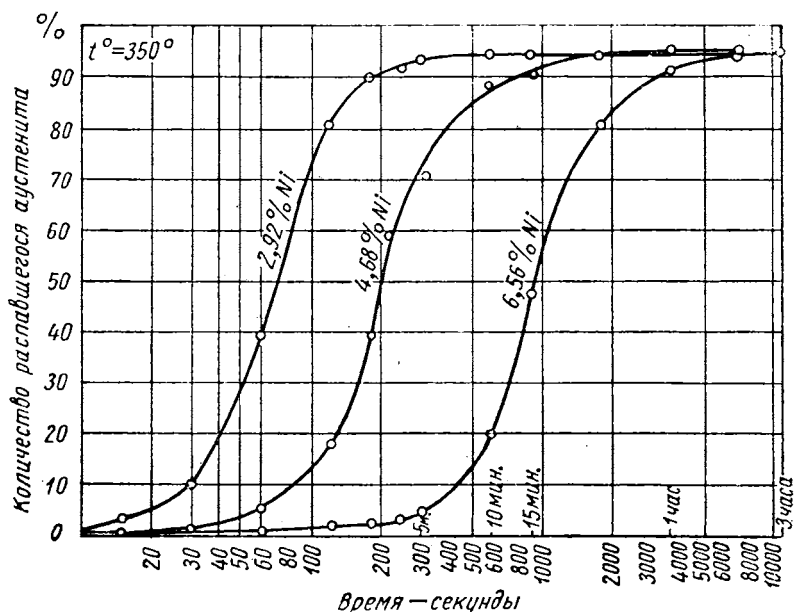
Чтобы удержать в структуре остаточный аустенит, приходится применять очень короткие выдержки (порядка 30 сек. — 1 мин.). При этом основная часть аустенита распадается все же при изотермической выдержке в ванне, а значительная часть при последующем охлаждении превращается в мартенсит, но некоторое количество аустенита (до 5—6%) сохраняется при комнатной температуре.

Таким образом, в случае очень коротких выдержек при комнатной температуре получается смесь «промежуточной фазы», мартенсита и остаточного аустенита. Постоянная решетка этого аустенита для стали с 0,45% С колебалась в пределах 3,563—3,574 Å, т. е. мало отличалась от значений, полученных для решетки остаточного аустенита при обычной закалке (табл. 3). Таким образом, заметного обогащения аустенита углеродом в результате частичного распада в промежуточной зоне для этой стали не обнаружено.

Исследование никелевых сталей. На фиг. 10 сопоставлены кривые распада в нижней части промежуточной зоны (температура 350°) для никелевых сталей с содержанием углерода 0,28% и с содержанием никеля 2,92%, 4,68% и 6,56%. Как показывают эти кривые, никель очень сильно уменьшает скорость в начальных стадиях распада, т. е. очень резко увеличивает прокаливаемость в промежуточной зоне, но его влияние на конечные стадии распада сравнительно невелико; время окончания распада несколько увеличивается, однако в течение часа распадается около 95% аустенита

для всех исследованных сталей; оставшийся аустенит не стабилен и при охлаждении до комнатной температуры распадается практически полностью (см. фиг. 12).

Для сохранения остаточного аустенита, как и в углеродистых сталях, приходилось применять кратковременные выдержки; при этом значительная часть аустенита распалась при охлаждении до комнатной температуры с образованием мартенсита.



Фиг. 10. Кривые изотермического распада аустенита трех никелевых сталей (0,28% C) в промежуточной зоне ($t^\circ = 350^\circ$).

Значения постоянных решетки аустенита после кратковременных изотермических выдержек в интервале температур промежуточной зоны для всех исследованных никелевых сталей лежали в пределах 3,582—3,591 Å. Вместе с тем погрешность измерений для никелевых сталей достигала 0,003 Å, т. е. закономерных изменений постоянной при изменении концентрации Ni, а также температуры изотермы (см. фиг. 20) обнаружить не удалось.

Максимальное значение постоянной для стали с 6,56 Ni было 3,591 Å и отличалось от среднего значения постоянной решетки остаточного аустенита после обычной закалки (3,576 Å) на 0,015 Å, что может соответствовать (по кривой 1 на фиг. 9) разнице в концентрациях углерода на 0,3%. Минимальное значение постоянной после распада в промежуточной зоне равнялось 3,580 Å, что соответствует разнице в концентрациях углерода порядка 0,1%.

Повышение сопротивления отрыву при изотермической закалке

Марка стали	Термическая обработка	Твердость $H_{RC} = 150$	Испытания на изгиб дисков				
			температурные в °С	$P_{разр}$ в кг			
У9	Изотермическая закалка с 780° в щелочи при 315°—20 мин.	48	+20	900			
		50		1600			
48,5	1250						
	средн.	49	—	1250			
У9	Обычная закалка с 780° в масле, отпуск 330°—час	51,5	+20	750			
		51		750			
49	800						
		50,5	—	760			
65Г	Изотермическая закалка с 800° в соли при 270°—1 час	56	—195	Испытание на кручение поперечных образцов			
				206	13,5		
						200	12,3
		204	13,8				
55	—	212	13,7				
65Г	Обычная закалка с 800° в 10%-ном растворе щелочи, отпуск 270°—1 час	—	+20	76			
				70			
				63			
		55	—	69,6	2,5		

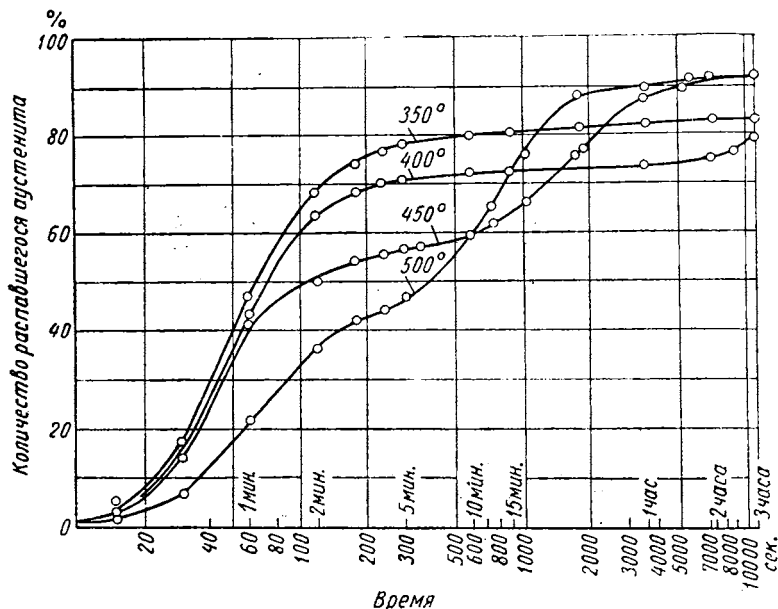
Примечание. Толщина дисков 3 мм, диаметр пуансона 10 мм, диаметр опоры 48 мм.

Таким образом, введение Ni до 7% не меняет по существу кинетики конечных стадий распада углеродистых сталей в промежуточной зоне и не способствует стабилизации аустенита. Перераспределение углерода в начальной стадии распада приводит к обогащению аустенита углеродом, но не более чем на 0,3% С.

Структура после закалки в этой зоне представляет собой, как и в случае углеродистых сталей, смесь α -фазы (с незначительной концентрацией растворенного в ней углерода) и цементита.

Исследование процесса превращения в мартенситной зоне показывает, что здесь наблюдается типичное для этой зоны торможение распада и образование стабильного остаточного аустенита. Постоянная решетки этого аустенита мало отличалась от постоянной в мартенситной зоне после обычной закалки.

Это подтверждает, что процесс стабилизации аустенита в мартенситной зоне не связан с изменением концентрации в нем углерода.

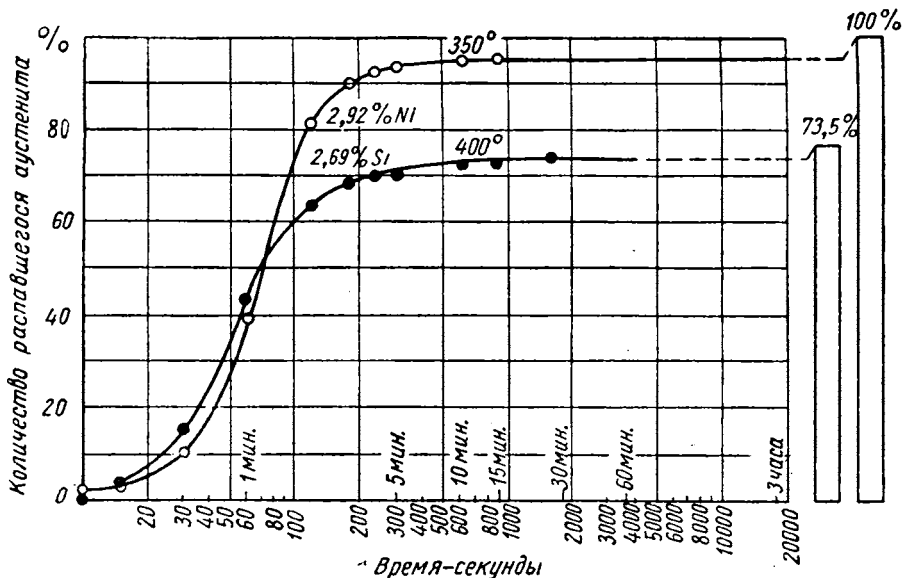


Фиг. 11. Кинетические кривые распада аустенита стали с 2,7% Si и 0,37% C в промежуточной зоне превращения.

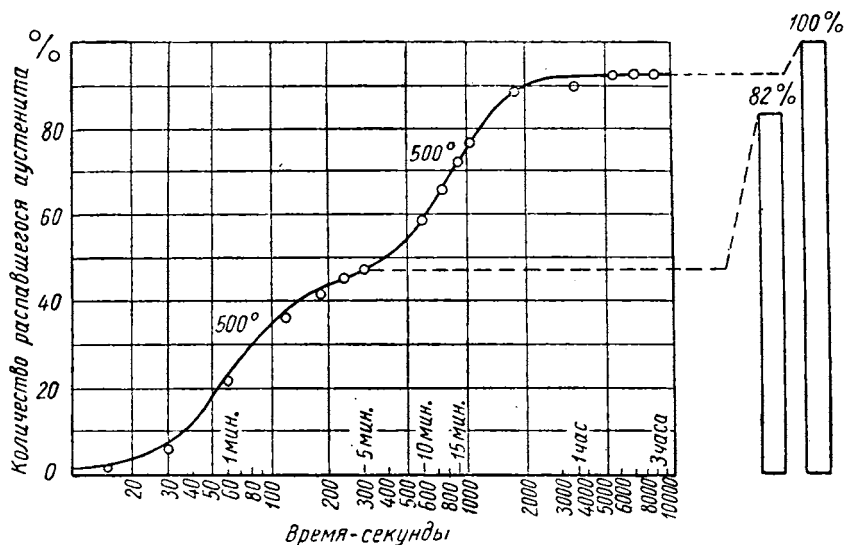
Исследование кремнистых сталей. Исследование простых кремнистых сталей показало, что Si является элементом, который вызывает особенно резкое торможение процесса распада в нижней части промежуточной зоны.

Ниже приведены результаты изучения стали с 0,37% C и 2,7% Si, являющиеся типичными для всех кремнистых сталей, и для сравнения — некоторые данные промышленных марок сталей, легированных Si (30ХГСА, 60С2). Общий характер кинетических кривых распада в промежуточной зоне приведен на фиг. 11—13. Анализ этих кривых и результаты рентгеновских исследований показывают следующее:

а) Превращение в нижней части промежуточной зоны ($t = 300 \div 400^\circ$) затормаживается, не дойдя до конца: например, при 350° за 15 мин. распадается 81% аустенита, а при дальнейшей выдержке до 5 час. — не более 3,—3,5%. При охлаждении до комнатной температуры как после 15-минутной, так и после 3-часовой выдержки,



Фиг. 12. Сопоставление кривых распада аустенита никелевой и кремнистой стали в нижней части промежуточной зоны превращения. Справа — количество распавшегося аустенита после охлаждения до комнатной температуры.



Фиг. 13. Кривая распада аустенита стали с 2,7% Si в верхней части промежуточной зоны превращения ($t^{\circ} = 500^{\circ}$).

распадается не более 3—5% и остается 12—15% остаточного аустенита. Очень незначительное количество аустенита распадается и при охлаждении до -195° , т. е. нераспавшийся аустенит имеет резко пониженную мартенситную точку.

Постоянная решетки этого аустенита чрезвычайно расширена до $3,618 \text{ \AA}^*$, что соответствует содержанию углерода 1,55% (по кривой 1 фиг. 9) или минимально 1,3% (по кривой 2 фиг. 9). Таким образом, концентрация углерода в остаточном аустените в кремнистой стали в результате распада в нижней части промежуточной зоны выросла в 3—4 раза, т. е. здесь проходит исключительно интенсивный процесс перераспределения углерода.

При электролитическом растворении (исследования Ц. Л. Минц) изотермически обработанной кремнистой стали в осадок выпал аустенит также с резко увеличенной постоянной решетки. Были обнаружены лишь незначительные следы линий карбидов. Порошок оказался магнитным, что объяснялось выпадением в осадок очень небольшого количества α -фазы. Химический анализ показал, что содержание Si в осадке не отличается от среднего его содержания в стали, т. е., как и следовало ожидать, перераспределения легирующего элемента в промежуточной зоне нет.

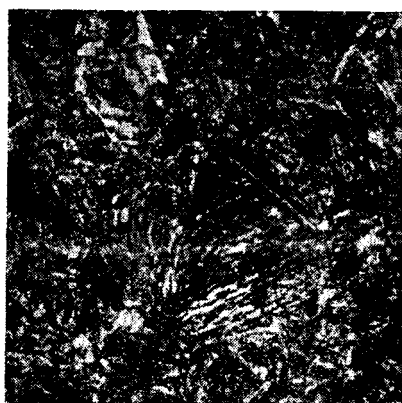
Для стали 30ХГСА, содержащей около 1% Si, наблюдалась та же кинетика превращения, что и для стали с 2,7% Si и интенсивное обогащение остаточного аустенита углеродом: постоянная решетки достигала $3,611 \text{ \AA}$, что соответствовало концентрации 1,1—1,3% C. Для кремнистой стали с повышенным содержанием C (60С2) постоянная решетки a достигала $3,622 \text{ \AA}$.

Таким образом, структура кремнистой стали после распада в нижней части промежуточной зоны представляет собой смесь промежуточной фазы и 10—20% устойчивого остаточного аустенита. Под микроскопом обнаруживается такое же игольчатое строение, как в случае углеродистых сталей.

б) При более высоких температурах изотермы наблюдается еще более быстрое торможение процесса образования промежуточной фазы (площадки на кривых распада при 450 и 500° , фиг. 11); количество образующейся «промежуточной фазы» быстро убывает при повышении температуры изотермы, однако стабильность нераспавшегося аустенита резко уменьшается: при увеличении длительности выдержки (как показано на кривых на фиг. 11 и 13), наблюдается увеличение скорости распада, что объясняется наложением перлитного превращения; если же прервать выдержку после окончания процесса образования «промежуточной фазы», то большая часть аустенита распадается при охлаждении до комнатной температуры с образованием мартенсита. Появление перлита и мартенсита подтверждается микроанализом (фиг. 14) и измерением микротвердости.

* Погрешность измерения для кремнистых сталей не превышала $\pm 0,002 \text{ \AA}$.

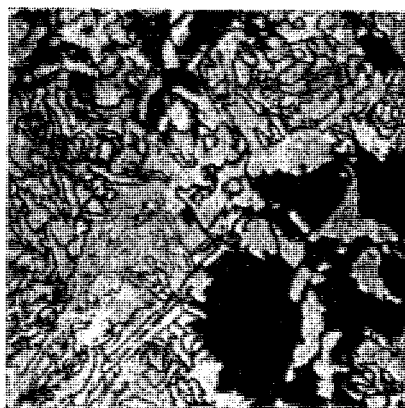
Таким образом, при изотермической закалке в верхней части промежуточной зоны получается смесь нескольких составляющих. В случае короткой выдержки — смесь промежуточной фазы, неотпущенного мартенсита и остаточного аустенита; в случае



a)



б)



в)

Фиг. 14. Микроструктура стали 30XГСА после закалки в промежуточной зоне:

a — при 370°; *б* — при 425°; *в* — при 500°.

длительных выдержек выделяется также перлит; количество остаточного аустенита в некоторых случаях может быть доведено до нуля.

Магнитный анализ дает возможность определить примерное количественное соотношение этих четырех составляющих. Иногда в структуре обнаруживается еще чистый феррит, выделяющийся в начальной стадии распада (фиг. 14, *в*; сталь 30XГСА). Величины частиц структурных составляющих в этой зоне обычно очень велики; промежуточная фаза теряет игольчатый характер; некоторые составляющие выделяются в виде крупных обособленных участков, создавая исключительную неоднородность (например, темные участки перлита и большие серые участки мартенсита на фиг. 14).

Постоянная решетки остаточного аустенита, а следовательно, и концентрация углерода в нем уменьшаются (как показывает кривая на фиг. 15) с повышением температуры изотермы в промежуточной зоне (300—500°). Изотермические выдержки при построении этой кривой выбирались по положению площадок на кривых распада для различных температур изотермы (фиг. 11); следовательно, примерно соответствовали концу процесса образования промежуточной фазы.

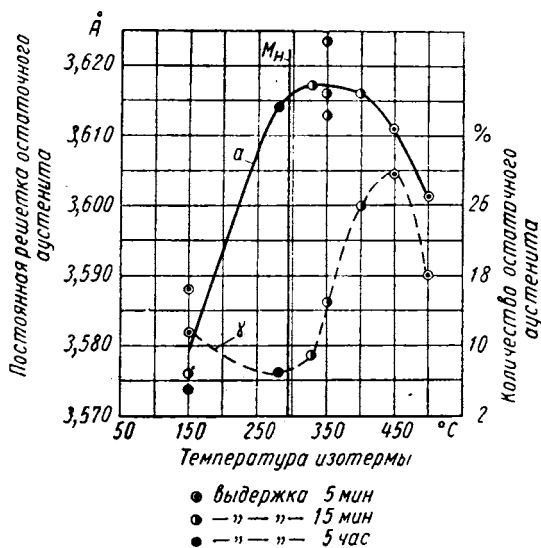
В действительности средняя концентрация углерода в нераспавшемся аустените в конце изотермической выдержки, вероятно, падает при повышении температуры изотермы еще сильнее, чем показано на фиг. 15. Это объясняется тем, что при охлаждении с высоких температур изотермы наиболее бедные углеродом участки распадаются, вследствие чего аустенит, сохранившийся при комнатной температуре, при рентгеновском исследовании показал более высокое содержание углерода.

Уменьшение концентрации углерода в нераспавшемся аустените при повышении температуры изотермы, вероятно, является причиной уменьшения его стабильности.

в) При увеличении изотермической выдержки в нижней части промежуточной зоны остаточный аустенит обогащается углеродом. Например, при температуре изотермы 350° после выдержки в течение 1 мин. постоянная остаточного аустенита $a = 3,611 \text{ \AA}$, после 5 мин. выдержки $a = 3,617 \text{ \AA}$; после 5 час. выдержки $a = 3,621 \text{ \AA}$.

Таким образом, обогащение остаточного аустенита углеродом идет в процессе образования промежуточной фазы; чем больше образовалось промежуточной фазы, тем больше концентрация углерода в остаточном аустените.

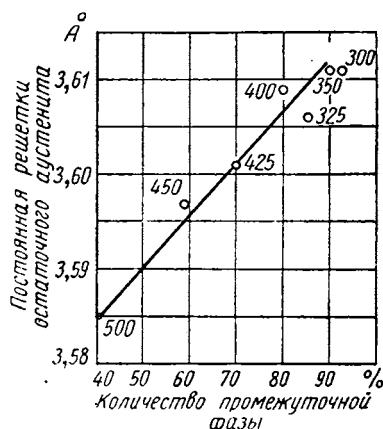
Зависимость между постоянной решетки остаточного аустенита и количеством промежуточной фазы, образовавшейся при различных температурах изотермы для стали 30ХГСА, приведена на фиг. 16.



Фиг. 15. Зависимость количества остаточного аустенита γ и постоянной его решетки a от температуры изотермы; кремнистая сталь с 2,7% S и 0,37% C.

Отметим, что постоянная решетки остаточного аустенита, как видно на фиг. 15, а также ниже, на фиг. 18 и 19, никак не связана с его количеством.

Характерные кривые превращения в мартенситной зоне приведены на фиг. 17: при температуре изотермы 280° , т. е. при незначительном переохлаждении ниже M_n , небольшое количество мартенсита образуется мгновенно, а затем наблюдается наложение изотермического процесса распада. Постоянная решетки остаточного аустенита в течение изотермической выдержки интенсивно растет (хотя медленнее, чем в промежуточной зоне): после выдержки 5 мин. $a = 3,582 \text{ \AA}$, а после 5 час. $a = 3,614 \text{ \AA}$.



Фиг. 16. Зависимость постоянной решетки остаточного аустенита от количества промежуточной фазы, образовавшейся при различных температурах изотермы (температуры указаны на графике).

решетки остаточного аустенита резко падает (до $3,580\text{--}3,585 \text{ \AA}$). В начале выдержки наблюдается некоторый изотермический распад; однако в течение выдержки до 5 час. изменения постоянной решетки γ не обнаружены. При обычной закалке в масле (при $+20^\circ$) постоянная была также около $3,580 \text{ \AA}$.

Таким образом, в мартенситной зоне (когда не накладывается промежуточное превращение) процесс, как и следовало ожидать идет без изменения концентрации. Общий характер зависимости количества остаточного аустенита и постоянной его решетки от температуры изотермы приведен на фиг. 15 (сталь с 2,7% Si).

Аналогичный характер имеют кривые промышленных марок сталей, легированных кремнием (30ХГСА, 60С2), на фиг. 18 и 19.

На фиг. 20 сопоставлены кривые зависимости постоянной решетки остаточного аустенита от температуры изотермы для стали с 2,7% Si, для стали с 6,56% Ni и углеродистой (0,46% C). Разница

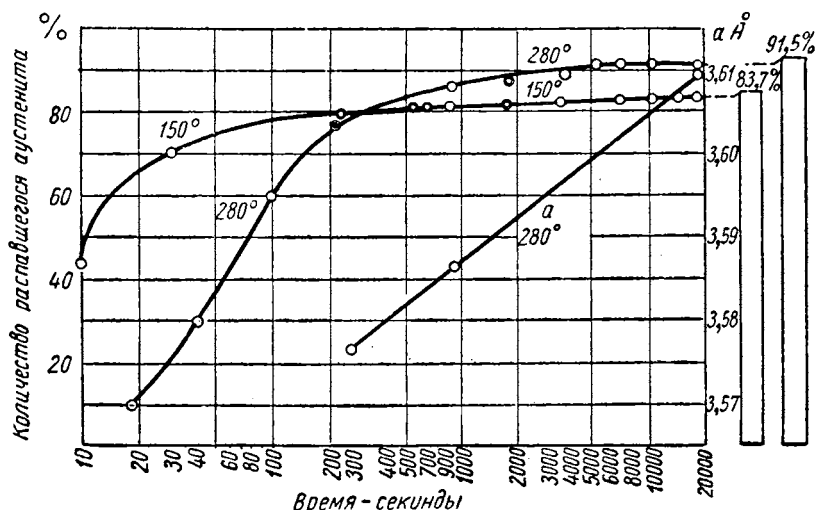
Для другой кремнистой стали при переохлаждении ниже M_n на 50° (температура изотермы 250°) 40% мартенсита образовалось до того, как образец принял температуру ванны (за 10—15 сек.); после этого наблюдался изотермический распад с обогащением остаточного аустенита углеродом: через 5 мин. $a = 3,579 \text{ \AA}$; через 5 час. $a = 3,592 \text{ \AA}$.

Эти данные показывают, что при некотором переохлаждении ниже M_n происходит наложение на мартенситный процесс медленно протекающего превращения промежуточной зоны со всеми его характерными особенностями.

При значительном переохлаждении ниже M_n (температура изотермы 150° , фиг. 15 и 17) постоянная

в характере кривых и в максимальных значениях постоянной решетки остаточного аустенита между кремнистой сталью и сталями углеродистой и никелевой настолько велика, что полностью перекрывает как ошибки эксперимента, так и различия, связанные с подсчетом по различным градуировочным кривым на фиг. 9.

Исследование влияния Mo, W, Mn и Cr. Исследования влияния Mo, W, Mn, Cr и других элементов на процесс перераспределения углерода в промежуточной зоне изучен неполностью и ниже приводятся лишь предварительные данные.

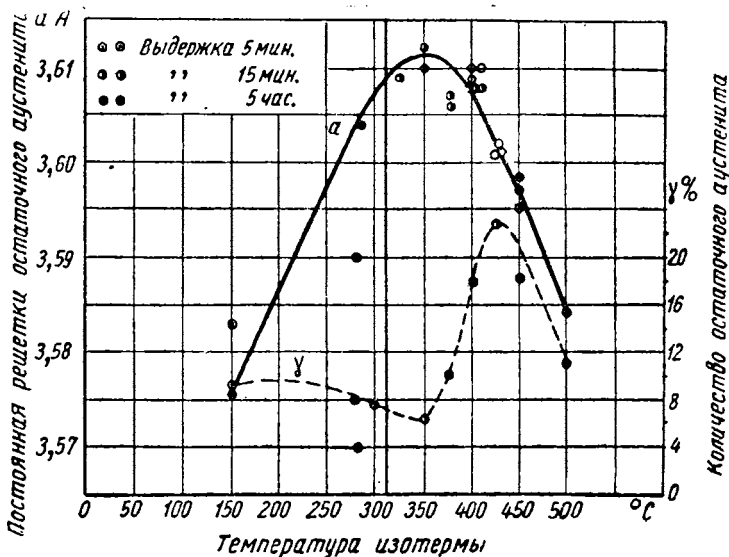


Фиг. 17. Кривые распада аустенита стали с 2,7% Si в мартенситной зоне ($t = 280$ и 150°) и зависимость постоянной решетки остаточного аустенита a от длительности изотермической выдержки при 280° .

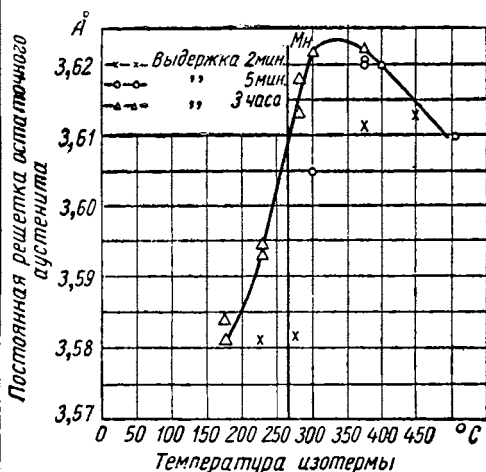
1. При введении Mn (до 2,8%) скорость в начале процесса распада замедляется (как и в случае никелевых сталей); однако «торможения» конечных стадий распада с образованием стабильного аустенита не наблюдается: нераспавшийся при изотермической выдержке аустенит распадается при последующем охлаждении до комнатной температуры, образуя мартенсит.

Обогащение остаточного аустенита углеродом, после частичного распада в промежуточной зоне, не превышает того, которое наблюдалось для никелевых сталей.

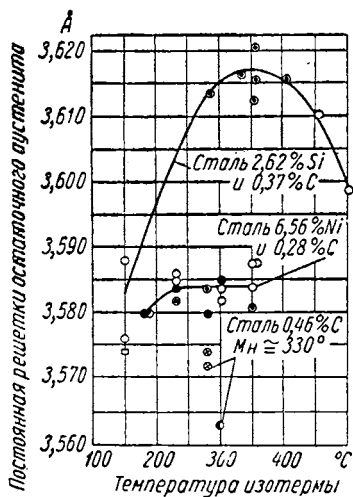
2. Введение Cr до 1—2% также мало меняет кинетику конечных стадий распада и природу продуктов распада. При введении 5% Cr наблюдалось типичное торможение процесса распада в нижней части промежуточной зоны (интервал температур 300—400°). Например, при 350° уже за 5 мин. распалось 85%, а при дальнейшей выдержке до 1 час. всего 1,5%; при последующем охлаждении до комнатной температуры распалось также лишь около 2%, т. е. нераспавшийся аустенит стабилизировался: при комнатной температуре оказалось 11,5% аустенита.



Фиг. 18. Зависимость количества остаточного аустенита γ и постоянной его решетки a от температуры изотермы; сталь 30XГC.



Фиг. 19. Зависимость постоянной решетки остаточного аустенита от температуры изотермы; сталь 60C2.



• выдержка 30 сек. ○ выдержка 60 мин.
 □ — " 1 мин. □ — " 300 — "
 ○ — " 5 " ○ — " — "
 ● — " 30 "

Фиг. 20. Сопоставление зависимости постоянной решетки остаточного аустенита от температуры изотермы для кремнистой, никелевой и углеродистой сталей.

Однако увеличение параметра решетки для этого аустенита оказалось значительно меньше, чем для кремнистых сталей; максимальное значение $a = 3,598$; при обычной закалке постоянная остаточного аустенита была около $3,580—3,585 \text{ \AA}$.

По предварительным данным можно предположить, что возможна стабилизация аустенита в промежуточной зоне и без изменений концентрации в нем углерода, подобно тому, как это наблюдается в мартенситной зоне.

Проведенные исследования показывают, что кинетика превращения и конечные продукты распада в промежуточной зоне существенно и своеобразно меняются в зависимости от легирования. Более ясное представление о механизме превращения и о роли легирующих элементов может быть получено только после систематического изучения влияния элементов с различной склонностью к карбидообразованию, с различным влиянием на диффузию углерода в α - и γ -растворе и т. д.

В настоящее время целесообразно все же сделать некоторые обобщения, рассмотрев главным образом наиболее важный для практики вопрос о влиянии легирующих элементов на конечные продукты распада и о связи между характером получающихся структур и конструктивной прочностью стали.

Основные полученные нами экспериментальные факты о влиянии легирующих элементов на процесс превращения и продукты распада в нижней части промежуточной зоны следующие:

1. Введение Cr до $1—2\%$ мало меняет скорость распада в нижней части промежуточной зоны; введение Ni до 7% и Mn до $2,8\%$ сильно замедляет начальную скорость распада (в соответствии с опубликованными ранее работами) [4], однако кинетика конечных стадий распада и природа продуктов распада по сравнению с углеродистой сталью во всех случаях по существу не меняется. Характерного «торможения» распада с образованием стабилизированного аустенита не наблюдается; при достаточных (сравнительно небольших) выдержках распад проходит полностью; при меньших выдержках остается некоторое количество нераспавшегося аустенита, однако он нестабилен и при последующем охлаждении до комнатной температуры претерпевает мартенситное превращение. При очень коротких выдержках незначительная часть аустенита может сохраниться до комнатной температуры.

Обогащение остаточного аустенита углеродом или не было обнаружено, или не превышало $0,3\%$ C .

2. Аналогичный характер процесса превращения и продуктов распада в нижней части промежуточной зоны установлен для многих распространенных промышленных марок сталей (40ХНМА, 38ХА, 50ХФА и др.).

3. Оптимальные механические свойства для этой группы сталей получаются после изотермической закалки в нижней части промежуточной зоны с выдержкой до конца распада.

Структура после такой закалки имеет типичное игольчатое строение (игольчатый троостит) и представляет собой смесь α -фазы (с незначительным количеством растворенного в ней углерода) и цементита¹. Остаточного аустенита в структуре практически нет.

При недостаточной изотермической выдержке в структуре появляется мартенсит (образующийся при охлаждении с температуры изотермы до комнатной); при еще более коротких выдержках появляется также остаточный аустенит.

Наличие участков хрупкого мартенсита ведет к резкому падению пластичности и вязкости.

4. Введение Si (в исследованных сталях начиная с 1%) не только уменьшает начальную скорость превращения, но и резко меняет кинетику конечных стадий распада в нижней части промежуточной зоны. Процесс распада быстро затормаживается, а нераспавшийся аустенит приобретает высокую устойчивость, при последующих длительных выдержках, и при охлаждении до комнатной температуры и до -195° распадается лишь незначительная его часть.

5. Установлено, что в процессе превращения в промежуточной зоне у всех кремнистых сталей идет интенсивное перераспределение углерода, вследствие чего концентрация углерода в аустените возрастает в 3—4 раза, т. е. достигает 1,2—1,5%.

Обогащение аустенита углеродом тем больше, чем больше образовалось промежуточной фазы. Промежуточное превращение накладывается на мартенситное превращение при температурах на $30—50^\circ$ ниже температуры начала мартенситного превращения M_s . При понижении температуры изотермы скорость этого процесса уменьшается, однако существенно отметить, что даже при температуре 250° можно наблюдать весьма интенсивный, хотя и медленно протекающий диффузионный процесс перераспределения углерода. По последним полученным нами данным весьма интенсивное обогащение аустенита углеродом при распаде в промежуточной зоне наблюдается также при введении Al.

По литературным данным, подобная картина наблюдалась у стали с 1—2% Va [9].

6. Структура кремнистых сталей после изотермической закалки в нижней части промежуточной зоны представляет собой своеобразную смесь 10—20% весьма пересыщенного углеродом аустенита и около 80—90% игольчатой составляющей с очень малым содержанием углерода.

Например, для стали с 2,7% Si после закалки при температуре изотермы 350° получается около 16% аустенита с содержанием C около 1,4%, т. е. около $\frac{2}{3}$ всего углерода находится в аустените: следовательно, среднее содержание углерода в игольчатой составляющей не превышает 0,15%. Если учесть, что в соответствии

¹ При электролитическом растворении стали 40ХНМА в осадок выпадает цементит (работа Ц. Л. Минц).

с исследованиями Г. В. Курдюмова и Перкас [10], некоторое, хотя и очень незначительное количество С, вероятно, растворено в γ -решетке, количество карбидов в структуре очень мало. У стали 30ХГСА количество остаточного аустенита, а также концентрация углерода в нем меньше и, следовательно, количество карбидов больше.

Таким образом, сталь типа кремнистой после изотермической закалки отличается от стали после обычной закалки и отпуска, во-первых, присутствием больших количеств пересыщенного углеродом устойчивого остаточного аустенита, во-вторых малым количеством карбидов.

Возможно, что именно это сочетание тонкодисперсной, игольчатого строения α -фазы и пластичного устойчивого аустенита обеспечивает сочетание высокой прочности с минимальной чувствительностью в надрезе. Это объясняет также особые преимущества кремнистых сталей после изотермической закалки по сравнению с углеродистыми и другими легированными сталями, структура которых после изотермической закалки представляет собой смесь α -фазы и значительных количеств цементита без остаточного аустенита.

7. В верхней части промежуточной зоны все исследованные нами легирующие элементы вызывают в большей или меньшей степени торможение распада аустенита. Количество образующейся вначале изотермической выдержки промежуточной фазы с повышением температуры изотермы резко убывает, однако нераспавшийся аустенит не имеет высокой устойчивости: при длительных изотермических выдержках возобновляется распад его, но уже по кинетике перлитной зоны с образованием перлита.

Интересно отметить, что процесс перлитного превращения после длительных изотермических выдержек можно наблюдать при очень низких температурах изотермы (например, для стали 30ХГСА при 380—400°). Появление перлита, вероятно, является одной из причин падения ударной вязкости при длительных выдержках в этой зоне температур.

Если прервать выдержку после окончания процесса образования промежуточной фазы, то большая часть нераспавшегося аустенита превращается при охлаждении до комнатной температуры в мартенсит.

Структура, получающаяся после изотермической закалки в верхней части промежуточной зоны у кремнистых сталей, характерна для всех исследованных нами сталей, имеющих область устойчивости или замедленного распада между перлитной и промежуточной зонами превращения: получается смесь «промежуточной фазы», мартенсита, остаточного аустенита. В случае более длительных выдержек появляется перлит; количество остаточного аустенита уменьшается и может дойти при больших выдержках до нуля.

У многих сталей в структуре имеется еще чистый феррит, появляющийся в первые моменты распада.

Характерным является (как уже указывалось ранее для случая кремнистых сталей) неоднородность структуры, наличие крупных обособленных участков отдельных составляющих. Характер промежуточной фазы также меняется (крупные выделения неигольчатого характера).

Все эти особенности структуры распада в верхней части промежуточной зоны хорошо объясняют причину резкого падения сопротивления отрыву, пластичности и вязкости в этой зоне температур, отмеченную выше.

Исключительно низкие значения пределов упругости и текучести характерны для неоднородных структур и, в частности, для случая появления участков мартенсита.

Приведенные данные показывают еще раз, что при изучении связи между структурой и свойствами необходимо учитывать особенности всех структурных составляющих, а не какой-либо одной из них. В частности, распространенное представление, что повышение вязкости изотермически обработанной стали связано с присутствием остаточного аустенита справедливо далеко не во всех случаях (как показывает, например, сопоставление кривых ударной вязкости и количества остаточного аустенита на фиг. 1).

8. Таким образом, показано, что оптимальное сочетание высокой прочности с минимальной чувствительностью в надрезу после изотермической заковки в нижней части промежуточной зоны получается, когда структура представляет собой смесь α -фазы игольчатого строения со значительным количеством устойчивого, обогащенного углеродом аустенита при малом количестве дисперсных карбидов (стали типа кремнистой).

Хорошие свойства (однако при меньшей пластичности в надрезе и ударной вязкости) могут быть получены также для смеси игольчатой α -составляющей со значительным количеством цемента, без остаточного аустенита (стали углеродистые, никелевые, 40ХНМА, 38ХА, 50ХФА и др.).

Структуры, получаемые после заковки в верхней части промежуточной зоны, представляющие собой неоднородную смесь нескольких составляющих — промежуточной фазы грубого строения, мартенсита, образующегося при охлаждении до комнатной температуры, остаточного аустенита и перлита (при более длительных изотермических выдержках, а в некоторых случаях даже феррита) характеризуются резко выраженной хрупкостью и весьма низким сопротивлением отрыву (стали 40ХНМА, 38ХА, 50ХФА, все кремнистые и т. д.).

Структуры, получающиеся в верхней части промежуточной зоны, в результате полного наложения промежуточного и перлитного превращений (С — кривая с одним максимумом — углеродистые, никелевые стали) дают менее заметное понижение пластичности и вязкости.

Из проведенных исследований вытекает, что при распаде аустенита в промежуточной зоне у сталей, легированных кремнием

(а по литературным данным — также при высоких содержаниях ванадия), идет интенсивный процесс перераспределения углерода: концентрация углерода в нераспавшемся аустените возрастает в 3—4 раза по сравнению со средним его содержанием в стали.

Естественно было бы предположить, что высокая устойчивость аустенита в кремнистых сталях объясняется его обогащением углеродом, которое приводит к очень сильному снижению мартенситной точки M .

Вместе с тем предварительные данные заставляют предполагать, что в промежуточной зоне возможен и другой механизм стабилизации аустенита, поскольку в некоторых сталях получался устойчивый аустенит, сравнительно мало обогащенный углеродом.

Этот вопрос требует дальнейшего изучения.

III. СТАЛИ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА ($C > 0,6\%$)

Общеизвестно, что применение изотермической закалки в промежуточной зоне (с образованием игольчатого троостита) к высокоуглеродистым сталям дает возможность значительно повысить все характеристики пластичности и вязкости (по сравнению с обычной закалкой и отпуском на ту же твердость), сохраняя достаточно высокие пределы упругости и текучести.

Как и у сталей со средним содержанием углерода, оптимальные свойства обеспечиваются при выдержках до конца распада.

Кремнистая сталь 60С2, как указывалось выше, имеет ту же кинетику превращения в промежуточной зоне, что и кремнистые стали со средним содержанием углерода: в результате распада получается смесь игольчатого троостита и устойчивого остаточного аустенита.

Интересно отметить, что эта сталь дает после изотермической закалки значительно более высокие значения пластичности в надрезе, чем углеродистые и марганцовистые стали той же прочности (фиг. 21, а и б)¹.

Проведенные нами исследования показали, что изотермическая закалка высокоуглеродистых сталей дает не только повышение пластичности, но и значительное повышение сопротивления отрыву.

Сопротивление отрыву определялось путем испытания на изгиб при -195° дисков, укрепленных по контуру. В случае хрупкого разрушения при таком испытании разрушающаяся нагрузка примерно пропорциональна сопротивлению отрыву.

Кроме того, проводилось испытание на кручение при -195° поперечных образцов. Разрушение происходило путем отрыва, что доказывалось характером разрушения (под углом 45° к оси

¹ Приведенные в этом разделе экспериментальные данные являются результатом совместной работы автора и инж. А. С. Тарантовой.

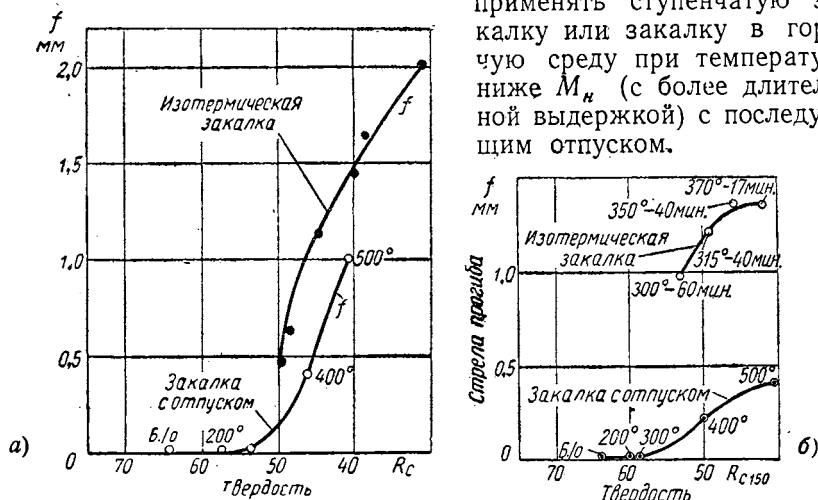
образца), после незначительной пластической деформации. Во всех случаях перед испытаниями устанавливалось отсутствие трещин на образцах путем исследования методом магнитного порошка.

Данные, приведенные в табл. 3, показывают, что сопротивление отрыву при изотермической закалке повышается в 3—4 раза.

Изотермическая закалка может быть применена при обработке инструмента и пружин сравнительно небольшого сечения, если требуется твердость не выше $R_c = 50 \div 55$.

В случае необходимости получения более высокой твердости ($R_c > 55$) и при обработке деталей большего сечения, следует

применять ступенчатую закалку или закалку в горячую среду при температуре ниже M_n (с более длительной выдержкой) с последующим отпускком.



Фиг. 21. Сравнение стрелы прогиба после изотермической закалки и после обычной закалки и отпуска на ту же твердость:

а — сталь 65Г; б — сталь 60С2.

В литературе (особенно в иностранной) неоднократно указывалось, что применение ступенчатой закалки уменьшает поводки и устраняет опасность появления трещин, но не дает заметного улучшения механических свойств.

Применение «мягкого» метода испытания — на кручение — при $+20^\circ$ позволило выявить существенное повышение пластичности (сдвига) при ступенчатой закалке.

С другой стороны, применение «жестких» методов (испытание дисков при -195° , а также испытание на кручение поперечных образцов при -195°) позволило установить значительное (в 4—5 раз) повышение сопротивления отрыву (табл. 4).

Особые преимущества закалки в горячие среды в применении к высокоуглеродистым сталям заключаются в устранении закалочных трещин, которые являются распространенным видом брака для этих сталей, а в случае закалки в щелочные среды — в возможности получения светлой поверхности без последующего опескоструивания или травления.

Повышение сопротивления отрыву и пластичности (относительного сдвига) после ступенчатой закалки; сталь 65Г

Термическая обработка	Испытания дисков			Испытания поперечных образцов на кручение		
	Твердость R _C	при +20°	при -195°	Твердость R _C	при -195°	
		S _T в кг/мм ²			S _T в кг/мм ²	Сдвиг γ в %
Ступенчатая закалка с 820° в соли 270° - 2 мин.; охлаждение на воздухе; отпуск 180° - 1 час		178	180		182	10,2
		178	178		221	27,3
		239				
		219				
		193				
	58	198	179	56	202	19
Обычная закалка с 820° в 10% - ном растворе щелочи; отпуск 180° - 1 час		84,5	80		32,5	3,4
		73,5	38		40	3,4
		84,5	56		50	4
		59,5	80,8	61	—	40,8

IV. СТАЛИ С ПОНИЖЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА
(ЦЕМЕНТУЕМЫЕ, C ≤ 0,20%)

1. Для этой группы сталей применение обычной закалки с низким отпуском дает структуру мартенсита со сравнительно малой концентрацией углерода в решетке, и, следовательно, с незначительной чувствительностью к надрезу.

2. Применение изотермической закалки (как показали первые опыты) не дает существенного улучшения механических свойств, однако весьма большие перспективы имеет применение различных методов закалки в горячие среды (в первую очередь ступенчатой закалки) к цементуемым деталям с целью уменьшения поводов, получения нужного сочетания твердости сердцевины и цементованного слоя, а также светлой поверхности.

V. ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

Проведенные исследования, работы других лабораторий и институтов, опыт внедрения в серийное производство приводит к следующим общим выводам.

1. Применение различных методов закалки в горячие среды во многих случаях дает значительные, технические, технологические и экономические преимущества:

а) для многих марок сталей (конструкционных и инструментальных) значительное повышение конструктивной прочности;

б) устранение закалочных трещин, минимальное коробление;

в) применение закалки в расплавленные щелочи обеспечивает получение светлой без окалины поверхности.

Это дает возможность во многих случаях проводить термическую обработку деталей после окончательной механической обработки без последующей очистки.

2. Для успешного применения всех видов закалки в горячие среды необходимо выполнение следующих условий:

а) правильный выбор марки стали и режима обработки на основании предварительного детального изучения механических свойств (с применением разносторонних методов испытания для оценки конструктивной прочности) прокаливаемости, закаливаемости и коробления; закалку в горячие среды целесообразно применять не ко всем маркам стали и размерам деталей; неправильный выбор режима обработки может привести к резкому ухудшению механических свойств;

б) обеспечение достаточно высокой и равномерной скорости охлаждения при закалке, что достигается применением ванн с интенсивной циркуляцией среды;

в) обеспечение максимальной однородности исходной аустенитной структуры.

При этом следует также учитывать, что закаливаемость при изотермической закалке сильно меняется в зависимости от размеров и формы деталей; поэтому при внедрении изотермической закалки необходимо уточнение технологии применительно к отдельным типовым деталям.

ЛИТЕРАТУРА

1. В. Д. Садовский, Труды Института металлофизики, вып. 5, 1945; Я. М. Потап, «Сталь» № 2—3, 1941.
2. Л. М. Певзнер, «Доклады Академии наук СССР», т. VIII, № 3, 1947; «Журнал технической физики», вып. 4, 1949.
3. С. С. Волков, Л. М. Певзнер и В. Е. Садовский, Светлая закалка стали в расплавленных щелочных средах, Оборонгиз, 1952.
4. В. Д. Садовский, Труды Института физики металлов УФАН, вып. 12, стр. 127.
5. В. Гриднев и Г. В. Курдюмов, «Теория и практика металлургии» № 2, 1936.
6. Лиман и Тройано, «Металс технолоджи», т. 12, сент. 1945, «Тройано Америкен сосьете фор Металс», 1947. Выступление в дискуссии по работе Хельтгрена, стр. 994.
7. Л. М. Певзнер, Г. М. Роненский и Т. Д. Кубышкина, «Доклады Академии наук СССР», т. XXXV, № 4, 1952.
8. Е. Г. Азинцев и М. П. Арбузов, «Журнал технической физики», т. XX, № 1, 1950, стр. 32.
9. Вефер, Розе и Петер, «Архив фюр дас ейзен хюттенвесен» № 11—12, 1950.
10. Проблемы металлофизики и металловедения, Металлургиздат, 1951.

*А. П. ГУЛЯЕВ, Е. А. ЛЕБЕДЕВА
и В. В. СОКОЛОВСКАЯ*

СТУПЕНЧАТАЯ ЗАКАЛКА В РАСПЛАВЫ ЕДКИХ ЩЕЛОЧЕЙ

В настоящее время в качестве закалочной среды при ступенчатой и изотермической закалке деталей и инструментов применяются наряду или вместо горячего масла и селитры расплавы едких щелочей.

Последний способ был предложен лауреатами Сталинской премии С. С. Волковым и В. Е. Садовским.

Преимущества расплава едких щелочей как закалочной среды перед горячим маслом или расплавом азотно- или азотистокислых солей состоят в следующем:

а) После закалки в едкие щелочи и последующей легкой промывки в воде (закалочный нагрев в соли) изделия приобретают серебристый или светлосерый цвет, тогда как при закалке в расплавы селитры, а также в воде или масле поверхность изделия покрывается слоем окислов, для удаления которых требуется специальная обработка (опескоструивание, химическая очистка). Ступенчатая закалка в расплавах едких щелочей получила название «светлая закалка», но это название недостаточно точное, так как светлую поверхность можно получить при закалке и в других средах.

б) Как следует из настоящей работы скорость охлаждения при закалке в расплавах едких щелочей значительно превышает скорость охлаждения в расплавленных селитрах; это расширяет возможность применения ступенчатой закалки и уменьшает опасность появления брака по мягким пятнам и недостаточной закаливаемости.

Указанные преимущества едких щелочей как среды для ступенчатой закалки обеспечили их широкое применение в машиностроительной промышленности.

Тем не менее не существует еще исследований, в которых технологические свойства щелочей, как закалочных сред были бы изучены достаточно подробно.

При применении щелочей как закалочных сред надо иметь в виду, что они содержат или могут содержать (растворять) воду.

Содержание в расплавленной щелочи воды является одним из наиболее существенных факторов, влияющих на свойства расплава как закалочной среды.

Для рационального применения щелочей в качестве закалочных сред необходимо было установить:

а) температуру начала затвердевания соли в зависимости от ее состава — содержания NaOH , KOH и H_2O , так как это определит нижнюю рабочую температуру расплава;

б) влияние состава расплава на закалывающую способность, определяющую предельный размер изделия, который может подвергаться закалке;

в) влияние состава расплава на внешний вид изделий, подвергавшихся ступенчатой закалке;

г) изменение состава ванны в процессе ее эксплуатации.

ТЕМПЕРАТУРА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВОВ ЕДКИХ ЩЕЛОЧЕЙ

В качестве исходных материалов служили технические соли едкого натра и едкого кали, применяемые для составления закалочных ванн на производстве:

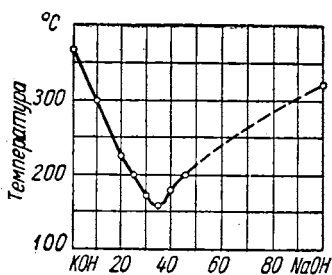
1) 92,1% NaOH ; 2,3% Na_2CO_3 ; 1,0% Na_2SO_4 ; 4,6% NaCl ;

2) 94,5% KOH ; 1,9% K_2CO_3 ; 0,3% K_2SO_4 ; 3,3% KCl .

NaOH и KOH образуют систему с неограниченной растворимостью в твердом состоянии.

Методом термического анализа нами была установлена температура начала кристаллизации безводных ($\text{H}_2\text{O} < 1\%$) щелочей указанной выше чистоты (фиг. 1).

Фиг. 1. Линия ликвидус системы $\text{KOH}-\text{NaOH}$.



Минимальная температура плавления безводного расплава солей $\text{NaOH} - \text{KOH}$ лежит при 155° , для соотношения 35% NaOH и 65% KOH .

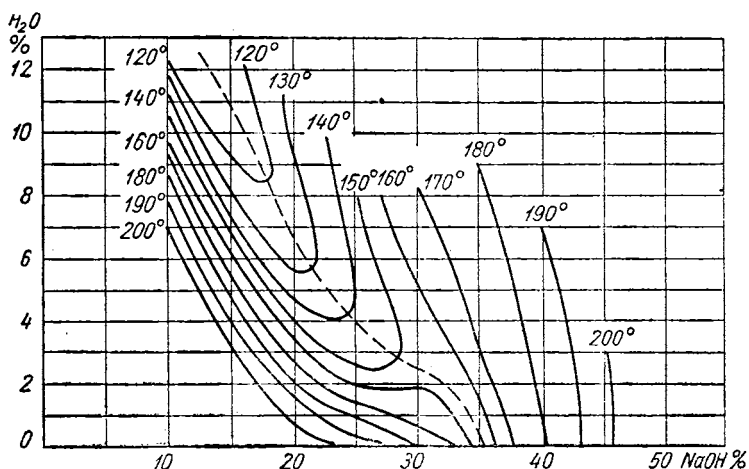
Добавка воды к расплаву солей снижает температуру плавления, но при различном соотношении солей с разной интенсивностью.

На фиг. 2 приведены сечения поверхности ликвидуса системы $\text{KOH} - \text{NaOH} - \text{H}_2\text{O}$.

Добавка воды при содержании в сплаве NaOH менее 35% ведет к снижению температуры начала затвердевания. При содержании в сплаве NaOH более 35% увеличение воды на температуру начала затвердевания существенно не влияет (фиг. 2).

Минимальная температура затвердевания сплава с увеличением содержания воды снижается и сдвигается в сторону меньшего содержания в сплаве NaOH (пунктирная линия на диаграмме).

При 10% воды минимальная температура кристаллизации лежит при 120° и соотношении NaOH:KOH около 15:85 (для безводных солей эта температура 155° и соотношение NaOH:KOH составляет 36:65).



Фиг. 2. Поверхность ликвидуса системы NaOH-KOH-H₂O.

ЗАКАЛИВАЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ РАСПЛАВА ЕДКИХ ЩЕЛОЧЕЙ

Закаливающая способность определялась нами как скорость охлаждения при 700° поверхности образца диаметром 25 мм, предварительно нагретого до 850°.

Для определения скорости охлаждения был использован торцевой метод определения прокаливаемости.

Определив торцевым методом твердость по длине образца стали 45 и зная распределение скорости охлаждения при торцевой закалке по длине образца, можно найти, какой скорости охлаждения при 700° соответствует та или иная твердость.

Следовательно, закаливая в различные расплавы образцы стали 45 той же плавки и измеряя на их поверхности твердость, можно было определить скорость охлаждения при 700°.

Этот несколько упрощенный способ определения закаливающей способности закалочных жидкостей дает сравнительно хорошие результаты, и им часто пользуются при исследованиях.

На фиг. 3 приводятся графически данные, показывающие зависимость скорости охлаждения поверхности образцов диаметром 25 мм при 700° от содержания в расплаве воды. Каждое семейство, состоящее из трех кривых, соответствует температуре закалочной среды 200—250°, а каждая кривая — соотношению в содержании солей 2:8, 3:7 и 4:6.

Из приведенного графика явствует, что:

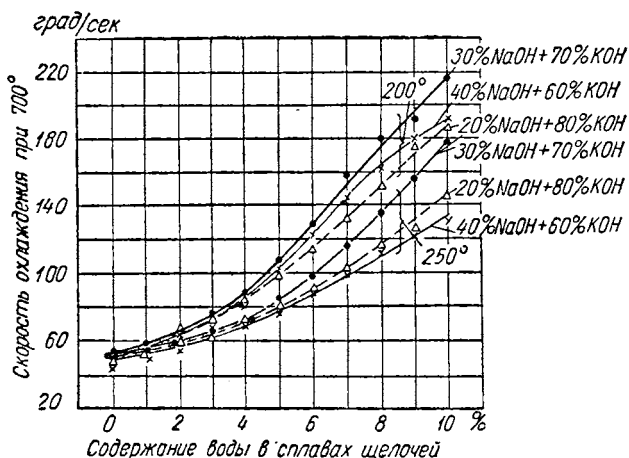
а) увеличение содержания воды в расплаве увеличивает его закалочную способность;

б) более низкая температура повышает закалочную способность расплава тем сильнее, чем больше содержание в нем воды;

в) наибольшую скорость охлаждения обеспечивает расплав, в котором отношение NaOH и KOH 3 : 7, однако это преимущество невелико и практически может не учитываться;

г) температура затвердевания соли не оказывает влияния на закаливающую способность расплава.

Так, например, при 5% воды сплавы с 20, 30 и 40% NaOH имеют одинаковую закаливающую способность, тогда как температура начала их затвердевания различна и равняется соответственно 140, 160 и 190°.



Фиг. 3. Скорость охлаждения поверхности стального образца диаметром 25 мм (нагретого до 850°) в щелочных средах, содержащих различное количество воды (температура щелочной среды 200 и 250°).

Следовательно, закаливающая способность расплава едких щелочей определяется в основном содержанием в нем воды и увеличивается по мере снижения температуры расплава.

Закаливающая способность расплава едких щелочей, содержащих воду, значительно превосходит закаливающую способность минерального масла, уступая в этом отношении закаливающей способности воды.

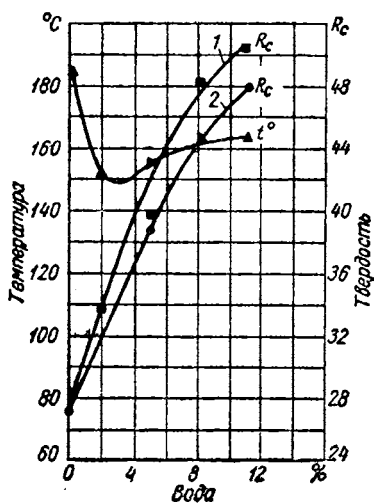
Скорость охлаждения образца диаметром 25 мм при 700° в случае закалки в воде соответствует 450°/сек, при закалке в масле 55°/сек и при закалке в расплавленных щелочах (содержание воды 7—10%) 100—200°/сек.

Максимальное количество воды, которое целесообразно вводить в расплав едких щелочей, составляет 10—15%. Больше количество воды в едких щелочах приводит к интенсивному испарению ее и к получению мягких пятен на закаленных изделиях.

В настоящее время нет химического метода определения содержания воды в расплавах едких щелочей ($\text{NaOH} + \text{KOH}$), загрязненных примесями (Na_2CO_3 , K_2CO_3 , NaCl и т. д.).

В связи с необходимостью в производственных условиях контроля щелочной ванны на содержание воды нами предложен термический метод анализа. На фиг. 4 приведена зависимость твердости поверхности образцов диаметром 25 мм и длиной 50 мм, изготовленных из стали 45, после закалки в едких щелочах от содержания воды в расплаве. Данная зависимость действительна для определенных условий закалки: нагрев образцов в соляной ванне при $850 \pm 5^\circ$ и выдержка 12,5 мин.; охлаждение в расплаве щелочи при $200 \pm 5^\circ$ или $250 \pm 5^\circ$ с выдержкой в ней в течение 5 мин. и последующим охлаждением в воде с температурой $70-80^\circ$.

Закаливая таким образом образцы указанных размеров из стали 45 и измеряя твердость на середине направляющей цилиндра, можно при помощи приведенного графика установить приблизительное ($\pm 1\%$) содержание воды в расплаве.



Фиг. 4. Зависимость твердости стали 45 и температура затвердевания сплава от количества воды, введенной в щелочную ванну, состоящую из 30% NaOH + 70% KOH .

1 — $t = 200^\circ$; 2 — $t = 250^\circ$.

ЧИСТОТА ПОВЕРХНОСТИ ИЗДЕЛИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ В РАСПЛАВЫ ЩЕЛОЧЕЙ

Нагрев изделия в хлористых солях не вызывает окисления.

В момент выдачи изделия из соли на воздух происходит частичное окисление металла, так как пленка солей неплотно обволакивает изделие.

При закалке соль затвердевает при температуре около 700° и вследствие разного коэффициента линейного расширения соли и металла тонкая пленка соли отслаивается и обнажает металл. Возможно, что одновременно имеет место растворение пленки соли в закалочной жидкости. В этот момент металл вступает во взаимодействие с закалочной жидкостью. Происходит последующее окисление металла кислородом, входящим в состав воды, летучими соединениями масла или азотнокислых солей.

В отличие от этих веществ едкие щелочи — настолько устойчивые соединения, что не разлагаются и не окисляют металла, а рас-

творяют образовавшиеся ранее окислы, поэтому закалка в расплаве щелочей обеспечивает получение неокисленной поверхности.

Закалка с расплаве технических щелочей дает все же некоторое окисление поверхности вследствие наличия в щелочи воды и других соединений, что отражается на изменении в цвете поверхности, который колеблется от серебристого до серого.

Процесс окисления металла начинается после отделения пленки соли и, вероятно, протекает в тем большей степени, чем длительнее сталь находилась при высокой температуре, т. е. чем медленнее происходило охлаждение.

Добавка воды к щелочам, на первый взгляд, должна была бы ухудшить качество поверхности, так как в закалочную жидкость интенсивно вводится окисляющий реагент; на самом же деле качество поверхности улучшается, так как добавка воды резко ускоряет охлаждение и уменьшает время пребывания изделия при высокой температуре в контакте с закалочной жидкостью. По тем же самым причинам более крупные изделия имеют менее светлую поверхность.

Практически замечено, что при содержании воды 4—6% светлая закалка достигается в изделиях диаметром менее 10 мм, а серая — в изделиях большого размера. Соотношение в содержании щелочей не отражается на качестве поверхности, но наличие различных примесей ухудшает качество поверхности.

Расплав, составленный из химически чистых солей, дает более светлую закалку, чем расплав, составленный из технических солей. Расплав из технических солей в первые дни работы дает более темную поверхность, чем в последующие. Это, по видимому, связано с разложением имеющихся в расплаве азотнокислых и азотистокислых солей при внесении в закалочную ванну изделий, имеющих высокую температуру. После того как эти соединения разложатся, цвет закаливаемых изделий сохраняется неизменным, несмотря на то, что состав ванны изменяется.

Раскисление желтой кровяной солью щелочной ванны, эксплуатируемой при температуре $\sim 200^\circ$, не способствует улучшению качества поверхности. Наоборот, степень раскисления ванны, используемой для нагрева, оказывает большое влияние на качество поверхности закаленных в щелочи изделий.

ИЗМЕНЕНИЯ СОСТАВА И ЗАКАЛИВАЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ВАННЫ В ПРОЦЕССЕ РАБОТЫ

В процессе работы состав ванны изменяется вследствие того, что:

- а) в ванну вместе с изделиями вносятся хлористые соли, являющиеся нагревательной средой под закалку;
- б) зеркало ванны реагирует с атмосферой;
- в) металл изделия реагирует с ванной.

В процессе 11-дневной эксплуатации была изучена ванна состава: 30% NaOH + 70% KOH + 4% воды. Температура ванны поддерживалась на уровне $200 \pm 5^\circ$. Емкость ванны 8,5 кг соли. Еже-

дневно в ванне закаливалось 16—18 кг стали марки X в виде образцов сечением $25 \times 25 \times 100$ мм, нагреваемых для заковки в расплаве хлористых солей ($\text{BaCl}_2 + \text{NaCl}$).

Ежедневно (первые 7 дней) производился химический анализ состава ванны, проверялась ее закаливающая способность путем заковки образцов из стали 45 с измерением их твердости и определялась термическим методом температура затвердевания.

Результаты опытов показали, что в процессе эксплуатации количество углекислых солей и окислов возрастает, тогда как содержание хлористого бария ограничивается десятками долями процента и не увеличивается, хотя он и вносится в ванну (содержание NaCl не определялось). Увеличение содержания углекислых солей, в том числе BaCO_3 , следует объяснить тем, что попадающий в ванну хлористый барий реагирует с поглощенной из воздуха углекислотой, образуя углекислые соли бария. Увеличение количества окислов происходит в результате окисления изделий и стенок тигля.

При этом изменении состава закаливающая способность ванны сохраняется постоянной¹, а температура плавления соли непрерывно повышается.

Через 11 дней работы в ванну было введено 8% (от общего веса ванны) хлористых солей, температура плавления ванны поднялась до 200° , и ванна загустела.

Общая площадь поверхности изделий, закаленных в ванне до ее загустения, составляет 2500 см^2 на 1 кг расплава щелочей.

Щелочная ванна указанного состава емкостью 700—800 кг при непрерывной заковке в ней изделий может быть использована без смены состава и добавления свежих щелочей в течение месяца.

Одним из недостатков расплава едких щелочей является то, что в зависимости от условий эксплуатации щелочной ванны в ней может меняться содержание воды.

Приведенные выше данные, характеризующие неизменное содержание воды в расплаве, соответствуют следующим условиям эксплуатации: ежедневное расплавление ванны и заковка изделий в щелочи в течение 6—7 час. при $200\text{—}220^\circ$.

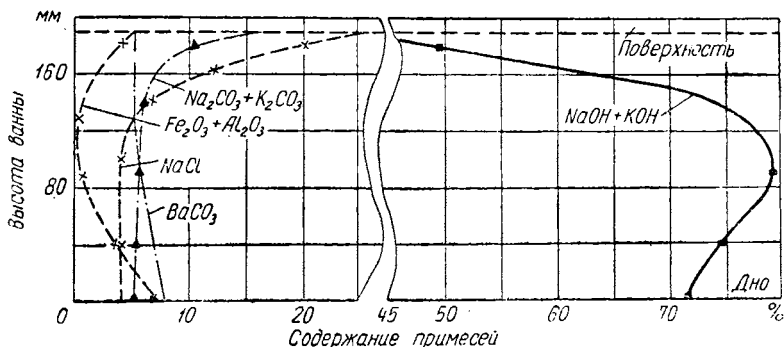
При условии непрерывной заковки изделий в щелочную ванну и рабочей температуре ее $200\text{—}220^\circ$ в сутки теряется 1—1,5% воды.

В застывшем состоянии едкие щелочи поглощают влагу из воздуха, и поэтому выдерживание ее в таком состоянии в течение нескольких дней будет способствовать увеличению воды в расплаве.

Необходимо отметить, что расплавы едких щелочей при условии неправильно выбранного состава быстро загустевают. Поэтому необходимо выбирать состав щелочной ванны по диаграмме кристаллизации системы едкий натр — едкое кали — вода, поддерживать в расплаве выбранное количество воды и вводить свежие щелочи в расплав в соотношении, установленном для первоначально выбранного состава.

¹ В наших условиях работы содержание воды в ванне не изменялось.

Увеличить срок службы щелочной ванны можно путем частичной регенерации ее. Установлено, что по глубине ванны состав расплава щелочей не является однородным. Эта неоднородность характерна для расплава, загрязненного хлористыми и углекислыми солями, и зависит от содержания воды в расплаве, времени выдержки расплава в спокойном состоянии. На фиг. 5 приведено распределение примесей по глубине щелочной ванны первоначального состава: 25% NaOH + 75% KOH + 6% H₂O. После эксплуатации расплава температура конца кристаллизации его повысилась



Фиг. 5. Распределение примесей по глубине щелочной ванны после выдержки при 200—220° в течение 25 час. (содержание воды в ванне 6%).

до 186°, тогда как в исходном состоянии средняя температура кристаллизации соответствовала 142°. Расплав был выдержан в спокойном состоянии при 200—220° в течение 25 час. Из графика видно, что в верхнем слое расплава, представляющем собой рыхлую корку, концентрируется наибольшее количество углекислых солей натрия и калия и хлористых солей¹, вследствие ограниченной растворимости их в едких щелочах при данной температуре.

Удаление корки с поверхности расплава, выдержанного при указанных условиях, температура конца кристаллизации которого близка к рабочей температуре, позволит уменьшить содержание хлористых солей на ~ 50% и углекислых солей натрия и калия на ~ 30% (при потере едких щелочей в количестве 12%).

Для возможно большего удаления углекислых солей из расплава содержание воды в нем должно быть наименьшим, так как увеличение ее повышает предельное содержание карбонатов в растворе.

Фиг. 5 показывает, кроме того, что путем отстаивания ванны нельзя осадить углекислый барий, а следовательно, и удалить его из расплава. С этой точки зрения применение солей, содержащих хлористый барий, для закалочного нагрева нецелесообразно.

¹ На графике карбонаты даны в пересчете с CO₂ на 25% Na₂CO₃ + 75% K₂CO₃, хлористые соли в пересчете с Cl на NaCl.

НОВЫЙ МЕТОД ПАТЕНТИРОВАНИЯ ПРОВОЛОКИ В РАСПЛАВЛЕННЫХ СОЛЯХ

ВВЕДЕНИЕ

Процесс патентирования заключается в нагреве проволоки в специальных протяжных муфельных печах до 850—900° с последующим охлаждением в расплавленном свинце, нагретом до 420—550°.

В современной литературе по термической обработке и проволочному производству указывается на свинец, как на единственный материал, употребляемый при патентировании проволоки.

Применение свинца обусловливалось тем, что он обладает высокой теплопроводностью, обеспечивающей необходимую скорость охлаждения нагретого металла.

Делались неоднократные попытки заменить свинец при патентировании другими недефицитными и дешевыми заменителями как у нас, в СССР, так и за границей. Однако эти попытки не имели успеха, так как не удавалось подобрать заменитель, который обеспечил бы такую же постоянную и равномерную скорость охлаждения, как свинец.

Автором в 1948 г. был разработан и внедрен новый метод непрерывной изотермической закалки (патентирования) проволоки в расплавленных солях.

В настоящее время указанный метод термической обработки в солях полностью внедрен в производство на заводе «Красная Этна» и зарекомендовал себя как прогрессивный метод, позволивший полностью отказаться от применения свинца, автоматизировать производство и внедрить более совершенный непрерывный нагрев металла токами высокой частоты.

1. СУЩНОСТЬ ПАТЕНТИРОВАНИЯ

До недавнего времени процесс патентирования был засекречен и долгое время охранялся патентом (отсюда и термин патентирование). Впервые этот процесс был исследован и научно обоснован советскими учеными и в первую очередь С. С. Штейнбергом [1]. Он

доказал, что патентирование представляет собой не закалку с высоким отпускком, как предполагали ранее, а изотермический распад аустенита в области температур 425—550°, обеспечивающий образование мелкодисперсной смеси феррита и цементита. Эта область температур изотермического распада аустенита характерна тем, что в пределах ее механические свойства сталей изменяются мало. Эта особенность отмечена в ряде литературных источников [3], [5], [6] и подтверждена нашими исследованиями на стали марки 65Г диаметром 6,5 мм [7].

Для придания стали высокой пластичности, необходимой для последующего волочения и получения высоких механических свойств после волочения, температура изотермического превращения должна вписываться в границы, определяющие получение структуры «верхний игольчатый троостит».

При патентировании в свинце на заводе были установлены температуры патентирования, указанные в табл. 1.

Таблица 1

Марка стали	Температура нагрева в °С	Температура свинцовой ванны в °С
65Г, 65Гп, С65А	840—900	430—490
У8, У8А	820—900	420—480
35, 40	820—900	430—490

При указанном в табл. 1 режиме проволока должна иметь предел прочности для различных размеров и марок сталей, указанный в табл. 2.

Таблица 2

Диаметр проволоки в мм	Предел прочности в кг/мм ² для сталей марок		
	65Г, 65Гп	У8, У8А	35, 40
9,0	100—110	115—130	—
7,0	103—110	115—130	—
6,5—5,5	105—117	115—130	—
5,7—4,7	105—117	125—135	65—80
4,5—3,75	110—120	125—135	65—80
3,6—2,8	112—125	130—140	65—80
2,6—1,4	115—125	130—140	65—80

Процесс патентирования в свинце осуществлялся в патентовочных агрегатах, включающих сматывающие приспособления, нагревательные протяжные печи (мазутные, газовые или электрические), свинцовые ванны для охлаждения проволоки, с мазутным, газовым или электрическим подогревом, наматывающий механизм для протягивания через весь агрегат проволоки и сматывающие ее в мотки.

Нагревательная печь должна обеспечить непрерывный нагрев проволоки до заданной (указанной в табл. 1) температуры с определенным временем выдержки при этой температуре.

Ванна для изотермического превращения переохлажденного аустенита наполнена расплавленным свинцом, нагретым до температуры, указанной в табл. 1.

Патентирование в свинце имеет ряд существенных недостатков, главные из которых: вредность применения свинца для обслуживающего персонала; невозможность регулирования скорости охлаждения и большой расход свинца, составляющий 18,4 кг на 1 т готовой продукции (по данным завода «Красная Этна»).

2. ОСОБЕННОСТЬ ПАТЕНТИРОВАНИЯ В РАСПЛАВЛЕННЫХ СОЛЯХ

Делались неоднократные попытки заменить свинец нагретым песком, сжатым воздухом, расплавленными солями. Однако эти попытки кончались неудачами, главным образом потому, что не удавалось обеспечить постоянную охлаждающую способность, равную свинцу.

Лучшие результаты дают расплавленные соли. Однако они должны быть подобраны таким образом, чтобы их охлаждающая способность была равной или больше охлаждающей способности свинца. Кроме того, применение солей требовало новых способов обогрева ванн, чтобы устранить возможность быстрого прогара ванн и исключить опасность взрыва и загорания солей в случае применения натриевой и калиевой селитры.

При разработке режимов термообработки в солях мы исходили из условия, что теоретической основой его должны быть кривые изотермического распада аустенита.

Кривые изотермического превращения аустенита для стали У8 представлены на фиг. 1. На основании аналогичных кривых были построены все режимы патентирования и переоборудованы ванны для работы на солях.

Температура нагрева металла перед погружением в соляную ванну устанавливается в пределах

$$T_{нагр} = (T_{Ac_3} + 100) \pm 20^\circ \text{C}, \quad (1)$$

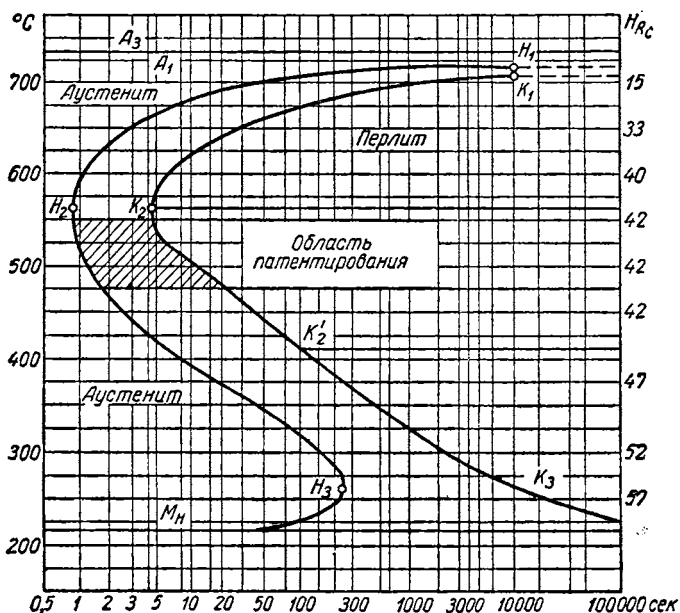
где $T_{нагр}$ — требуемая температура нагрева в $^\circ\text{C}$;

T_{Ac_3} — температура критической точки Ac_3 для стали каждой марки.

Температура соляных ванн для изотермического превращения была повышена на 50—80° по сравнению с температурой ванн со свинцом. Для сталей различных марок температура соляных и свинцовых ванн представлена в табл. 3.

Повышение температуры соляных ванн было вызвано необходимостью:

- а) уложиться в заданные требования по пределу прочности для стали каждой марки и размера, приведенных в табл. 2;
 б) иметь большую охлаждающую способность солей;



Фиг. 1. Диаграмма изотермического превращения стали У8.

в) получить лучшие условия изотермического превращения аустенита при меньшем времени на полное его превращение.

Таблица 3

Марки стали	Температура ванн изотермического превращения в °С	
	в солях	в свинце
65Г, 65Гп, С65А	470—530	430—490
У8, У8А	490—540	420—480
35, 40	450—530	430—490

Исходя из этого стремились поддерживать температуру ванн изотермического превращения близкую к температуре наименьшей устойчивости аустенита (фиг. 1).

Оптимальная температура соляных ванн определена:

$$T_0 = (T_{н_1} - 50) \pm 25^\circ \text{С}, \quad (2)$$

где T_0 — температура ванны изотермического превращения;

$T_{н_1}$ — температура наименьшей устойчивости аустенита по кривой изотермического распада (фиг. 1).

3. УСТАНОВЛЕНИЕ НЕОБХОДИМОГО ВРЕМЕНИ ПРЕБЫВАНИЯ ПРОВОЛОКИ В ВАННЕ

Для обеспечения высококачественного патентирования, кроме температуры патентирования, решающее значение имеет время пребывания проволоки в ванне. Время пребывания должно быть рас-

считано таким образом, чтобы обеспечить полное превращение переохлажденного аустенита в структуру троостита. Наличие в стали игольчатой структуры, по виду напоминающей мартенсит, делает проволоку хрупкой, с пониженными пластическими свойствами. Такая структура для проволоки недопустима.

Время на полное превращение должно быть определено по кривым изотермического превращения аустенита с учетом полного завершения превращения в заданную структуру. При этом должно быть учтено:

а) время инкубационного периода τ_1 , определяемого по кривой изотермического распада отрезком от ординаты до кривой начала превращения аустенита;

б) время от начала превращения аустенита до полного его завершения в заданную структуру τ_2 ;

в) время выдержки на превращение, зависящее также от диаметра, $\tau_3 = (0,1 \div 0,4) \tau_2$.

Таким образом, время пребывания проволоки в ванне должно быть не менее

$$\Sigma \tau = \tau_1 + \tau_2 + \tau_3. \quad (3)$$

В тех случаях, когда $\Sigma \tau$ невелико (для простых среднеуглеродистых сталей при температуре, соответствующей наименьшей устойчивости аустенита) и обрабатываемый металл имеет диаметр (или толщину) больше 3 мм, должно быть учтено время, потребное на охлаждение нагретого металла до температуры соляной ванны. Это время лучше всего определять по формулам Д. В. Будрина [8].

При непрерывном процессе изотермической закалки время пребывания практически определяется скоростью движения проволоки v м/мин и зависит от длины ванны.

Для определения скорости движения проволоки предложена формула, оправдавшая себя на практике патентирования сталей 65Г, 65Гп, У8 и У8А диаметром до 9 мм:

$$v = 60 \frac{L_s}{\Sigma \tau} \cdot \eta, \quad (4)$$

где v — максимально допустимая скорость проволоки в м/мин;

L_s — длина ванны в м;

$\Sigma \tau$ — общее время, потребное для полного превращения аустенита, в сек.;

η — коэффициент использования длины ванны, равный 0,8—0,95.

При проектировании и постройке новых патентировочных ванн с заданной скоростью движения проволоки длина ванн определяется по формуле

$$L_s = \frac{v \Sigma \tau}{60 \eta}. \quad (5)$$

4. СПОСОБ ПОДБОРА СОЛЕЙ ДЛЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ПРОВОЛОКИ

При подборе солей была поставлена основная задача: подобрать такой состав, чтобы он в расплавленном состоянии обладал такой же охлаждающей способностью, какой обладает расплавленный свинец при той же температуре.

Опытным путем удалось подобрать состав солей, который обеспечивал бы получение такой же структуры и прочности, которая была получена при охлаждении в свинце при тех же температурах. Была предложена ванна следующего состава: (60—70) % NaNO_3 + (25—35) % KNO_3 + (2—5) % NaCl .

NaCl вводился в состав ванны для предотвращения взрыва и загорания селитры. Эта добавка имела особое значение при наружном обогреве ванны мазутом или газом.

Позже был предложен ряд других составов солей, состоящих из NaNO_3 , KNO_3 , NaOH , KOH и др., которые обеспечивали охлаждающую способность, равную охлаждающей способности свинца в тех же условиях (или даже более высокую).

Если охлаждающая способность свинца является следствием его высокой естественной теплопроводности, то охлаждающая способность солей зависит от их вязкости и жидкотекучести.

С повышением температуры нагрева солей вязкость их μ уменьшается, а жидкотекучесть α , как величина, обратная вязкости, возрастает. В связи с этим увеличивается охлаждающая способность солей.

В табл. 4 приведены данные об изменении вязкости и жидкотекучести селитры и щелочей в зависимости от температуры нагрева.

Жидкотекучесть солей является функцией перегрева их относительно точки плавления (табл. 4).

Таблица 4

Селитра						Щелочи				
Натриевая NaNO_3			Калиевая KNO_3			Температура нагрева в °C	NaOH		KOH	
Температура нагрева в °C	μ	α	Температура нагрева в °C	μ	α		μ	α	μ	α
402	0,0188	53,0	390	0,022	45,5	400	0,028	35,8	0,023	43,5
458	0,0152	64,5	408	0,0201	49,6	450	0,022	45,5	0,017	58,8
—	—	—	450	0,0166	60,2	500	0,018	55,5	0,013	77,0
—	—	—	491	0,0142	69,5	550	0,015	66,5	0,010	100,0

С увеличением степени перегрева солей возрастает их коэффициент теплоотдачи [12]. Нашими опытами установлено, что соли и щелочи при коэффициенте теплоотдачи около 500 кал/м · час °C обладают охлаждающей способностью, равной охлаждающей способности свинца при температуре 450—500°.

Следовательно, с увеличением температуры перегрева солей увеличивается скорость охлаждения нагретого металла при изотермической закалке стали.

Нагревающая и охлаждающая способность солей целиком зависит от их жидкотекучести. Любые соли, будучи приведены в состояние одинаковой жидкотекучести, при одинаковой температуре будут обладать одинаковым нагревающим или охлаждающим эффектом. Поэтому термообработка в солях обеспечивает исключительно благоприятные условия для поддержания режима нагрева и охлаждения применительно к требованиям технологического процесса.

Исходя из высказанных положений, необходимым и достаточным условием подбора солей для изотермической закалки проволоки должна быть температура перегрева солей на $200\text{--}300^\circ\text{C}$ выше точки их плавления. Таким образом должно быть соблюдено условие

$$T_s = (T_{пл} + 250) \pm 50^\circ\text{C}, \quad (6)$$

откуда температура плавления солей $T_{пл}$ должна удовлетворять требованиям формулы

$$T_{пл} = (T_s - 250) \pm 50^\circ\text{C}, \quad (7)$$

где T_s — рабочая температура ванны в $^\circ\text{C}$;

$T_{пл}$ — температура плавления солей или их смесей в $^\circ\text{C}$.

Чтобы подобрать состав солей по температуре их плавления для стали любой марки в зависимости от температуры наименьшей устойчивости аустенита воспользуемся формулой (2) и, подставив ее в формулу (6), получим

$$T_{пл} = (T_{H_2} - 300) \pm 75^\circ\text{C}. \quad (8)$$

Подбор солей по температуре их плавления не представляет никакого труда. При этом могут быть применены любые соли, любого состава, лишь бы они удовлетворяли требованиям формул (7) или (8).

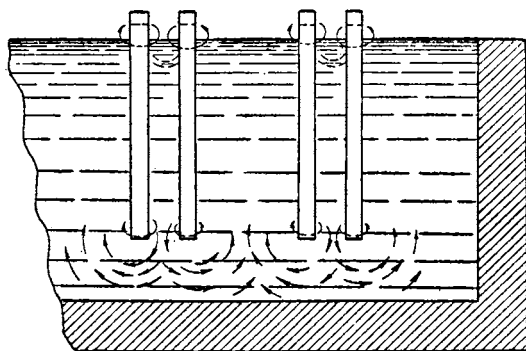
В настоящее время в зависимости от установившейся температуры изотермического превращения T_s применяют соли и щелочи: 1) 100% NaNO_3 ; 2) (70—80)% NaNO_3 + (20—30)% KNO_3 ; 3) (70—90)% NaOH + (10—30)% NaNO_3 ; 4) 100% NaOH и др.

Расплавы из щелочей NaOH и KOH с точки зрения охлаждающей способности удовлетворяют требованиям изотермической закалки, но применение их нежелательно вследствие их дороговизны.

5. СПОСОБ ОБОГРЕВА ВАНН ДЛЯ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ ПРОВОЛОКИ

Для разогрева солей и поддержания заданной температуры изотермической закалки были предложены и внедрены электродные ванны с электромагнитной циркуляцией.

Особенность электродного нагрева с электромагнитной циркуляцией заключается в том, что выделение тепла происходит внутри ванны за счет прохождения тока между парными электродами. Расплавленная соль, находящаяся между электродами, представляет собой жидкий проводник, по которому течет ток большой силы (до 5000 а). При этом в пространстве между парными электродами возникают большие электродинамические силы, которые, действуя на расплавленные соли, как на проводник, обтекаемый током в направлении сверху вниз, создают перемещение расплавленных солей. Перемещение солей между электродами при достаточном количестве последних вызывает интенсивную циркуляцию всей расплавленной массы солей, что обеспечивает надлежащий теплообмен и высокую охлаждающую способность их.



Фиг. 2. Механизм электромагнитной циркуляции солей при электродном способе обогрева ванн.

Механизм движения солей при электродном обогреве ванн для каждой пары электродов показан на фиг. 2. Электродный обогрев патентировочных ванн является наиболее рациональным как с технологической, так и с экономической точки зрения при полной безопасности для обслуживающего персонала. Расход электроэнергии на обогрев соляных ванн при электродном способе обогрева в 2 раза меньше, чем при наружном обогреве. При наружном обогреве отсутствует циркуляция, необходимая для равномерной и качественной изотермической закалки. Этот же недостаток имеет и электрообогрев трубчатыми электронагревателями.

Наружный обогрев мазутом или газом, кроме того, создает опасность быстрого прогара металлического тигля ванны и загорания селитры.

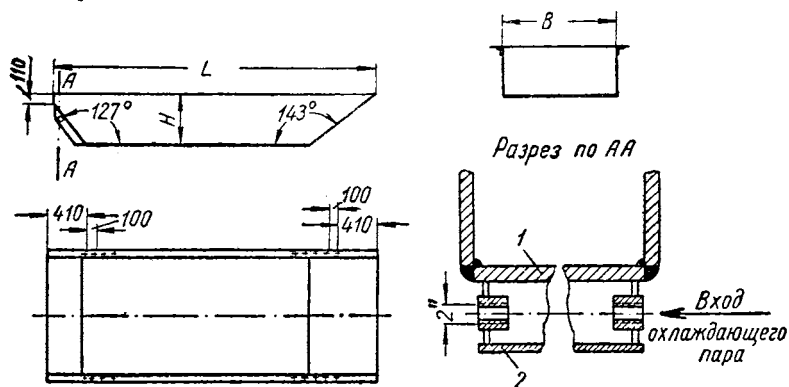
Электродный нагрев с электромагнитной циркуляцией обеспечивает равномерную температуру по всему объему ванны в пределах $\pm 5^\circ \text{C}$.

6. КОНСТРУКТИВНАЯ ОСОБЕННОСТЬ ПАТЕНТИРОВОЧНЫХ ЭЛЕКТРОДНЫХ СОЛЯНЫХ ВАНН

По конструкции соляные ванны имеют некоторое отличие от свинцовых. Металлический тигель свинцовой ванны обычно имел прямоугольное сечение [10]. Металлический тигель для соляной ванны представлен на фиг. 3.

Ванны больших размеров снабжены вибратором, показанным на фиг. 4. Он приводится во вращение от электродвигателя мощностью 3 квт.

Вибратор одновременно служит погружателем проволоки, средством перемешивания солей и заправочным механизмом. В связи

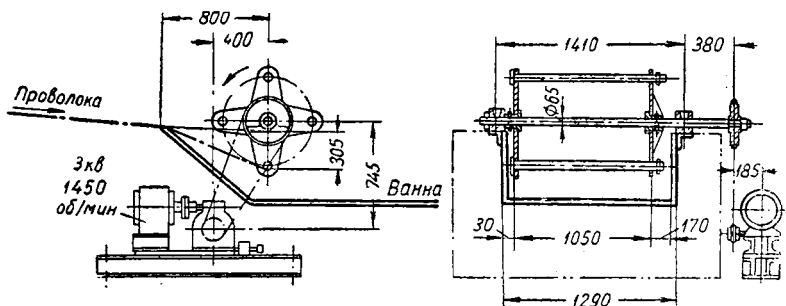


Фиг. 3. Металлический тигель соляной ванны:

1 — сварной металлический тигель; 2 — карман для охлаждения ванны у входа проволоки.

с этим громоздкие заправочные крюки, необходимые при свинцовых ваннах, снимаются за ненадобностью.

В малых ваннах и при закалке тонкой проволоки вибратор не ставится. На его место ставится погружатель эксцентрикового типа, показанный на фиг. 5.



Фиг. 4. Механический вибратор для перемешивания солей у входа проволоки.

Длина ванны определяется по формуле (5). Ширина соляной ванны с электродным обогревом должна быть больше ширины свинцовой ванны на величину, занятую электродами.

Если ширина свинцовой ванны равна ширине нагревательной печи и равна B , то ширина соляной ванны B_1 должна быть

$$B_1 = B + \Delta B. \quad (9)$$

ΔB подсчитывается в зависимости от расстояния между парными электродами a (при работе на селитре $a = 30 \div 60$ мм).

Для ванн с электромагнитной циркуляцией при металлическом тигле электроды должны находиться от стенки металлического тигля на расстоянии $(1,5-2)a$. Кроме того, крайняя от электродов проволока должна проходить от них на расстоянии a .

Таким образом,

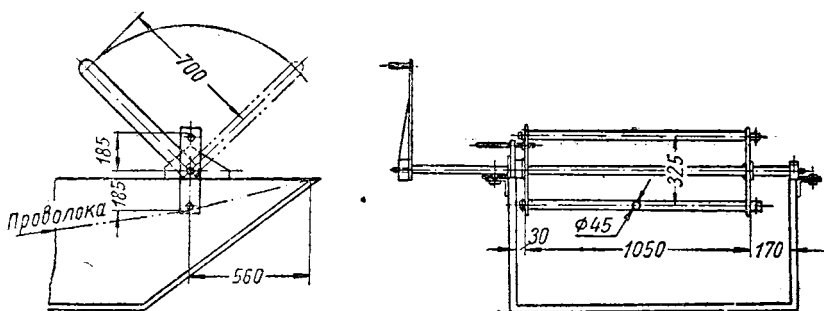
$$\Delta B = (2,5 \div 3)a + b, \quad (10)$$

где b — сторона квадрата электрода (в нашем случае $b = 50$ мм).

Следовательно, ширина электродной соляной ванны должна быть

$$B_1 = B + (2,5 \div 3)a + b. \quad (11)$$

Это обстоятельство нужно учитывать при проектировании соляных ванн с электродным обогревом.

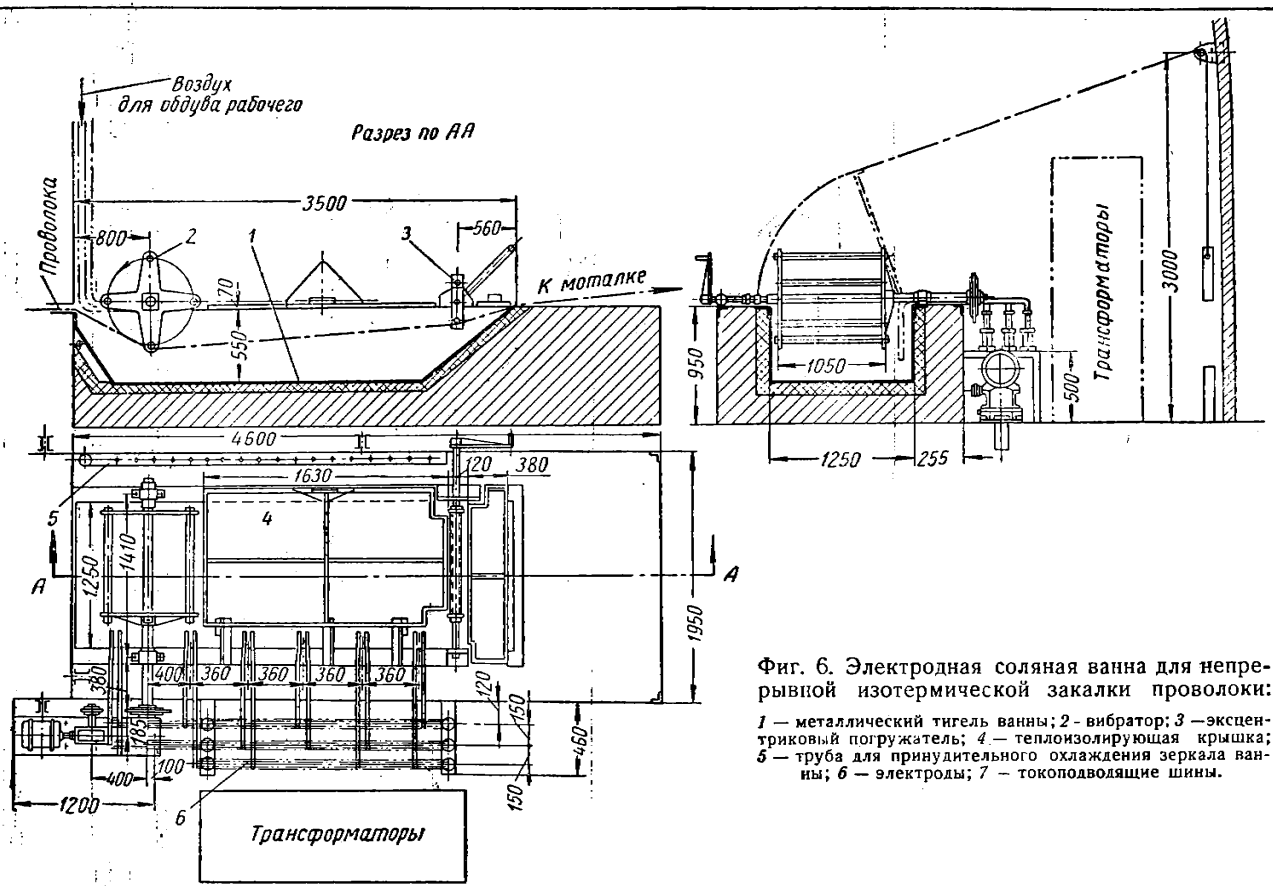


Фиг. 5. Погружатель эксцентрикового типа для погружения проволоки на определенную глубину.

Для проволоки тонких размеров и для проволоки, одновременно нагреваемой в индукторе высокой частоты пучком (до 8 нитей) в тех случаях, когда допускается охлаждение всего пучка проволоки, ширина ванны может быть значительно уменьшена.

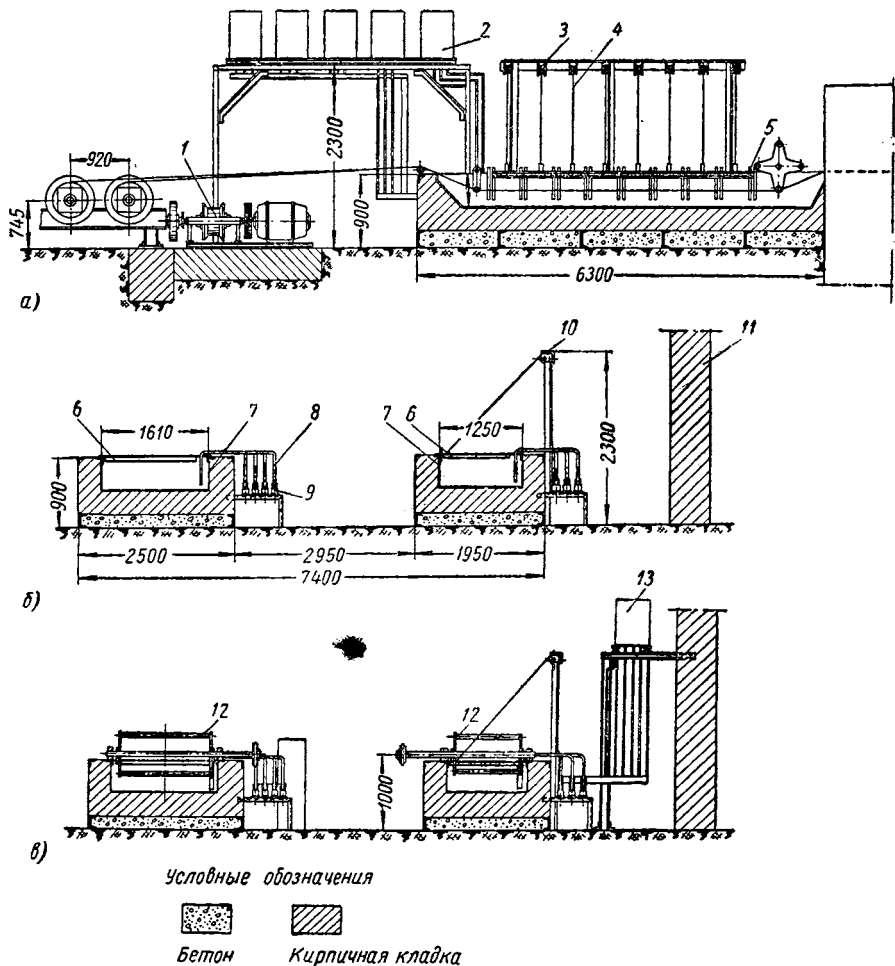
Глубина соляной ванны с электродным обогревом должна быть значительно больше глубины свинцовых ванн. Глубина соляных ванн зависит от глубины погружения электродов и обычно равна 550—600 мм. Кроме того, увеличение глубины ванны увеличивает ее емкость, а следовательно, и тепловую инерцию ванны, положительно сказывающуюся на процессе изотермической закалки.

При конструировании патентировочных соляных ванн с электродным обогревом должно быть обращено внимание на рациональное осуществление подвода тока к большому числу электродов на длине до 7 м. При этом должно быть занято как можно меньше места под систему ошиновки и трансформаторы, при минимальных потерях трансформированного тока, при передаче его от трансформаторов к электродам. Должно быть учтено и удобство обслуживания ванны.



Фиг. 6. Электродная соляная ванна для непрерывной изотермической закалки проволоки:
 1 — металлический тигель ванны; 2 — вибратор; 3 — эксцентриковый погружатель; 4 — теплоизолирующая крышка; 5 — труба для принудительного охлаждения зеркала ванны; 6 — электроды; 7 — токоподводящие шины.

На фиг. 6 представлена одна из первых установок для патентирования в расплавленных солях. Электродные установки размещаются на месте, занимаемом свинцовыми ваннами, непосредственно у нагревательных печей: мазутной, газовой, электрической, или установки т. в. ч.



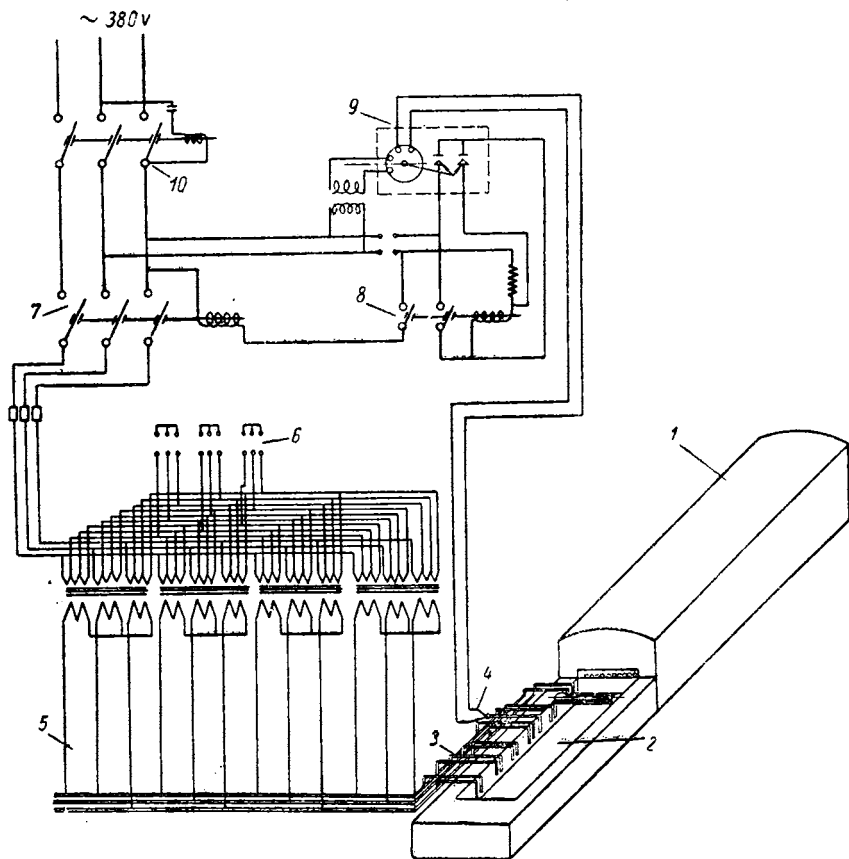
Фиг. 8. Продольные и поперечные разрезы соляных электродных ванн:

1 — общий привод; 2 — блок трансформаторов ГСУ 30 квт; 3 — блок; 4 — стальной трос; 5 — электроды; 6 — теплоизолирующая крышка; 7 — патентованная электродная соляная ванна № 3 и 4; 8 — электрод; 9 — изолятор; 10 — теплоизолирующая крышка; 11 — цеховая стена; 12 — вибратор; 13 — трансформатор.

Чтобы не занимать площади цеха трансформаторами и не загромождать рабочего места около ванн, трансформаторы вынесены наверх на специальную площадку.

На фиг. 7 показаны в плане две мазутные печи, свинцовые ванны которых переоборудованы на патентировочные соляные электродные установки.

На фиг. 8, а показан продольный разрез одной из электродных соляных установок этого агрегата. Поперечные сечения обеих электродных ванн этого агрегата показаны на фиг. 8, б и в.

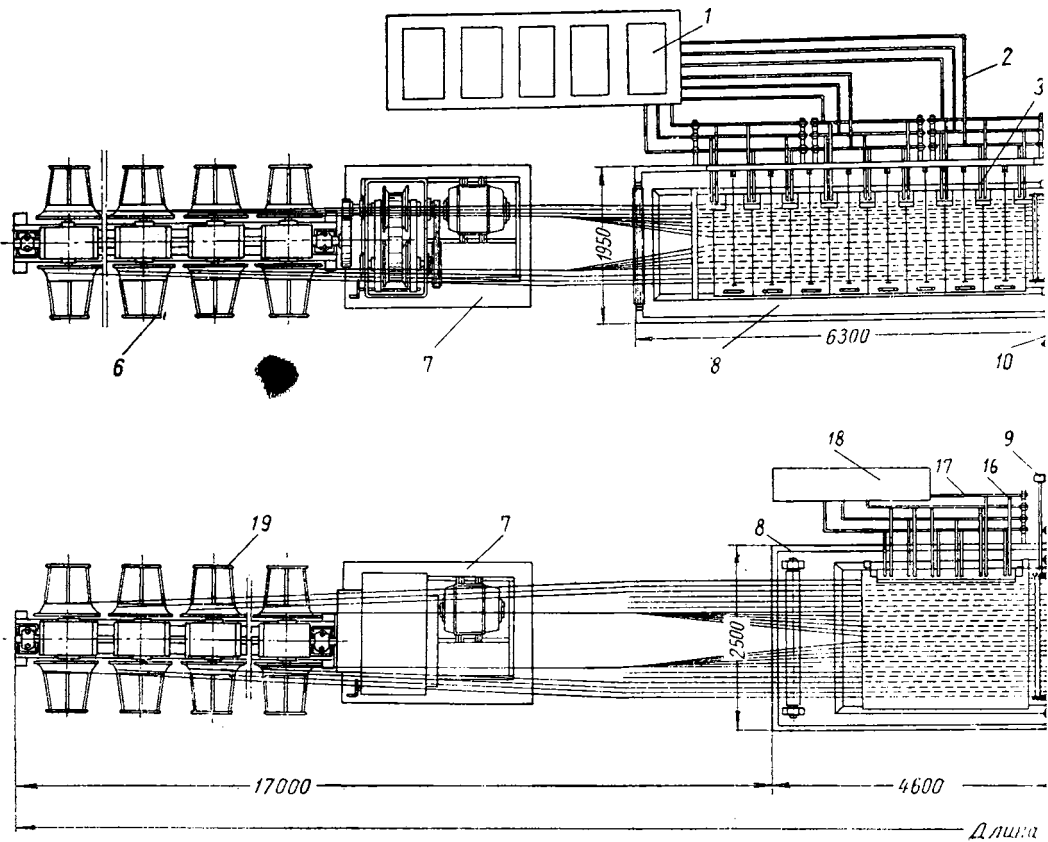


Фиг. 9. Схема электрического питания и управления электродной ванной:

1 — нагревательная муфельная печь; 2 — электродная соляная ванна для непрерывной изотермической заковки проволоки; 3 — система токоподводящих шин и размещения электродов; 4 — термомпара для автоматического регулирования температуры соляной ванны; 5 — блок понижительных трансформаторов; 6 — переключатели напряжения; 7 — контактор КТ-34; 8 — промежуточное реле РЛ-2; 9 — пирометр СП-1-Р1; 10 — автомат А-2010 с нулевой защитой.

Температура в электродных соляных ваннах регулируется автоматически. Схема электрического питания и управления патентировочной соляной ванны представлена на фиг. 9.

На фиг. 10 показана электродная соляная ванна к мазутной муфельной печи, находящаяся в эксплуатации. Вверху видна группа трансформаторов, помещенных в целях экономии производственной площади на специальной площадке.



Фиг. 7. Агрегат для непрерывной изотермиче

1 — блок трансформаторов 5 шт. ТСУ 30 *кат*; 2 — оцинковки; 3 — электроды; 4 — термопара; 5 — привод; 8 — патентованная электродная соляная ванна; 9 — термопара; 10 — вибратор; 11 — муфта форсунок; 14 — смазывающие фигурки; 15 — колпак вытяжной вентиляции; 16 — электр

ВНИТОМАШ 1146

площади на специальной площадке.

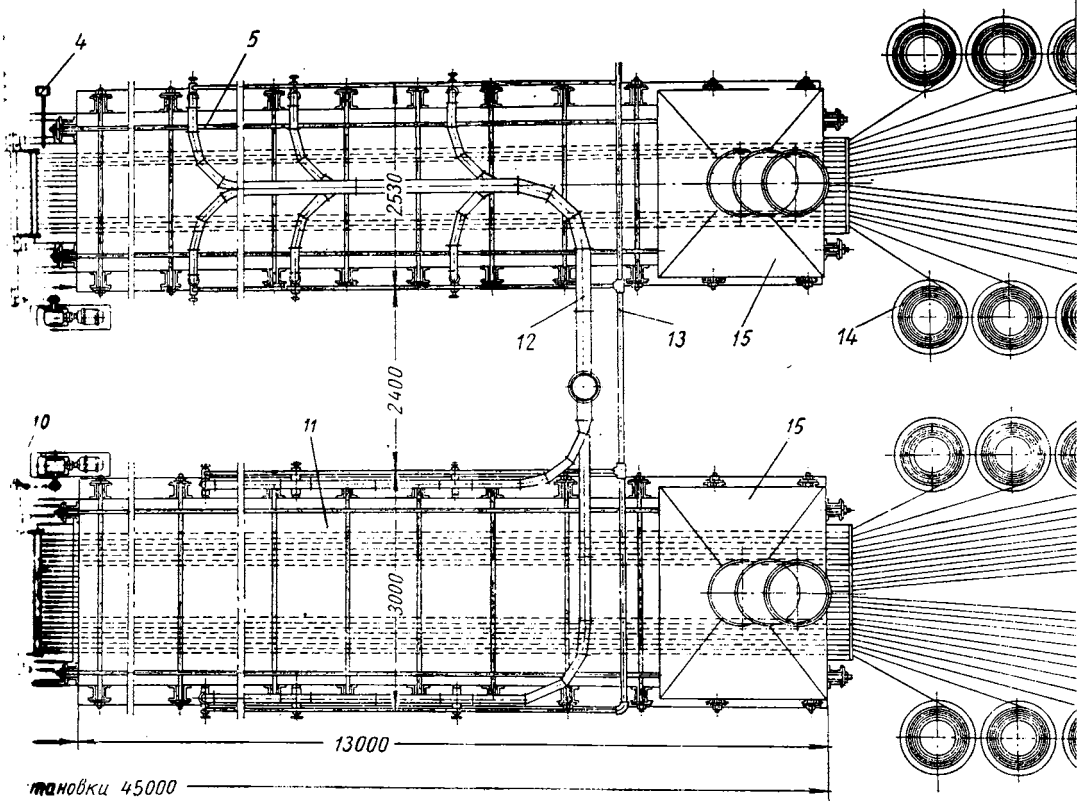
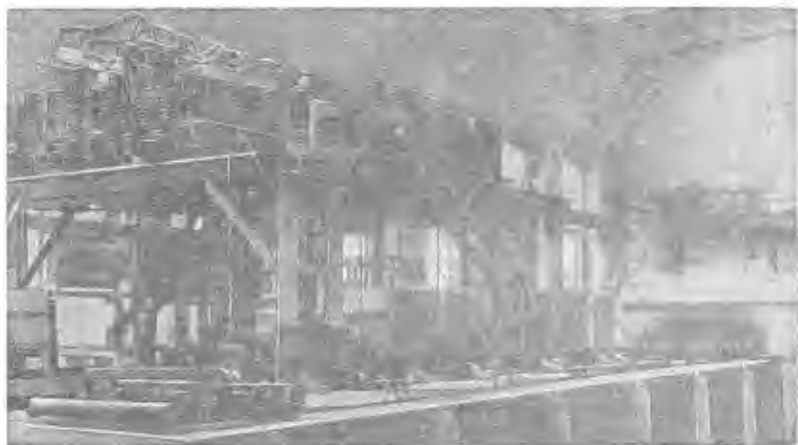
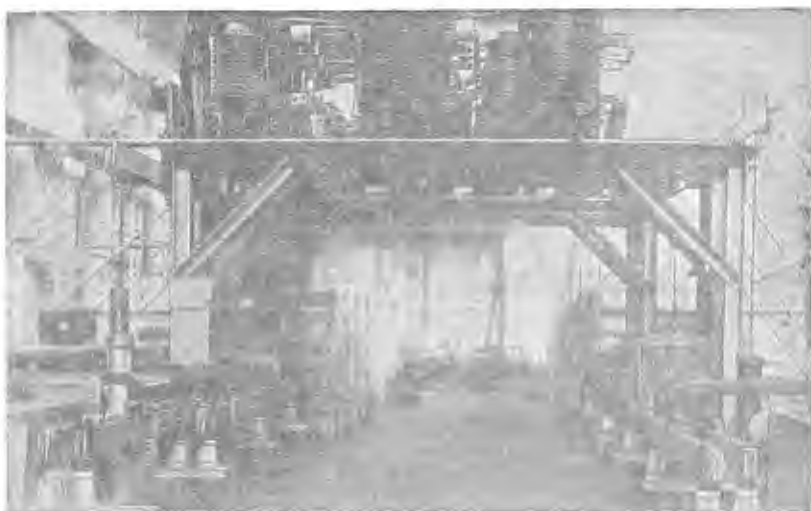


Схема заправки проволоки и полосок в солях:

1 — масляная мазутная печь на 16 каналов № 3; 6 — 16-барабанный намоточный стан; 7 — общий
 2 — масляная мазутная печь на 24 канала № 4; 12 — воздухопровод к форсункам; 13 — нефтепровод
 4; 17 — опилочка; 18 — трансформатор 75 квт; 19 — 24-барабанный намоточный стан.



Фиг. 10. Действующие электродные соляные ванны.



Фиг. 11. Электрическая часть двух электродных соляных ванн.

На рис. 11 представлена фотография электрической части нового патентировочного агрегата. Здесь видно, как удобно размещены трансформаторы, питающие трансформированным током одновременно две электродные установки. От трансформаторов, соединенных между собой параллельно, к обоим установкам опускаются алюминиевые шины, которые соединяются с горизонтальными шинами, идущими вдоль всей длины патентировочных ванн. К горизонтальным шинам присоединяются (между двумя шинами одной и той же фазы) электроды, которые другим концом опущены в соляные ванны.

В настоящее время на заводе работают девять соляных и щелочных ванн по термообработке проволоки; из них семь ванн с электродным обогревом и две малые на установках т. в. ч. с наружным электрообогревом.

Как видно на фиг. 11, над электродными ваннами отсутствует местная отсасывающая вентиляция. Вытяжные колпаки, необходимые при патентировании в свинце, теперь сняты, так как расплавленные соли указанного состава не оказывают вредного влияния на обслуживающий персонал.

Снятие местной отсасывающей вентиляции покрывает расход электроэнергии на электродные установки. По данным завода, при работе на свинцовых ваннах, на местную вытяжную вентиляцию и на подачу воздуха к форсункам свинцовых ванн расходовалось 40 квт электроэнергии на 1 т продукции. Кроме того, полностью отпадает потребность в мазуте, который раньше расходовался на обогрев свинцовых ванн.

7. ОХЛАЖДАЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ СОЛЕЙ И СВИНЦА

Наиболее спорным и неизученным вопросом до последнего времени был вопрос об охлаждающей способности солей и свинца. Ряд авторов [2], [4], основываясь на различной теплоемкости и теплопроводности солей и свинца, утверждал, что охлаждающая способность солей значительно ниже охлаждающей способности свинца.

Такая трактовка вопроса базировалась на ошибочной точке зрения, что охлаждающая способность всех жидких сред зависит только от физических (природных) свойств вещества. Это положение распространялось как на металлические (свинец и др.), так и на неметаллические (соли и щелочи) расплавленные среды. При этом считалось, что главным фактором охлаждающей способности является теплопроводность.

По физическим свойствам свинец значительно отличается от солей и щелочей. Сравнительные данные главнейших свойств свинца и щелочей при 450° приведены в табл. 4.

Из табл. 4 следует, что теплопроводность свинца выше теплопроводности NaNO_3 в 103 раза, а теплопроводности NaOH — в 88 раз. Коэффициент теплоотдачи свинца также значительно

Физические свойства	Свинец	Селитра		Щелочи	
		NaNO ₃	KNO ₃	NaOH	KOH
Удельный вес γ в г/см ³	11,3	1,8	1,78	1,72	1,7
Теплопроводность λ в кал/м	31,0	0,30	—	0,35	—
Теплоемкость С в кал/час·кг °С	0,044	0,42	0,32	0,40	—
Коэффициент теплоотдачи α в кал/м ² час °С	2600	460	398	397	330
Вязкость μ в пуазах	0,017	0,015	0,0166	0,022	0,017
Жидкотекучесть $\alpha = \frac{1}{\mu}$	58,8	66,7	60,5	45,5	58,8

выше коэффициента теплопроводности селитры и щелочей¹. В то же время теплоемкость свинца почти в 10 раз меньше теплопроводности селитры и едкого натра.

Вследствие такой большой разницы теплопроводности, теплоемкости, а также коэффициента теплоотдачи свинца и солей считалось невозможным получить такую же скорость охлаждения в солях, какая создается при охлаждении в свинце.

Трудами советских ученых [10] установлено, что нагревающая способность свинца зависит только от его теплопроводности (практически не зависит от температуры нагрева). Нагревающая способность солей зависит не от их теплопроводности, а от температуры нагрева (точнее, от температуры перегрева относительно точки плавления [9]).

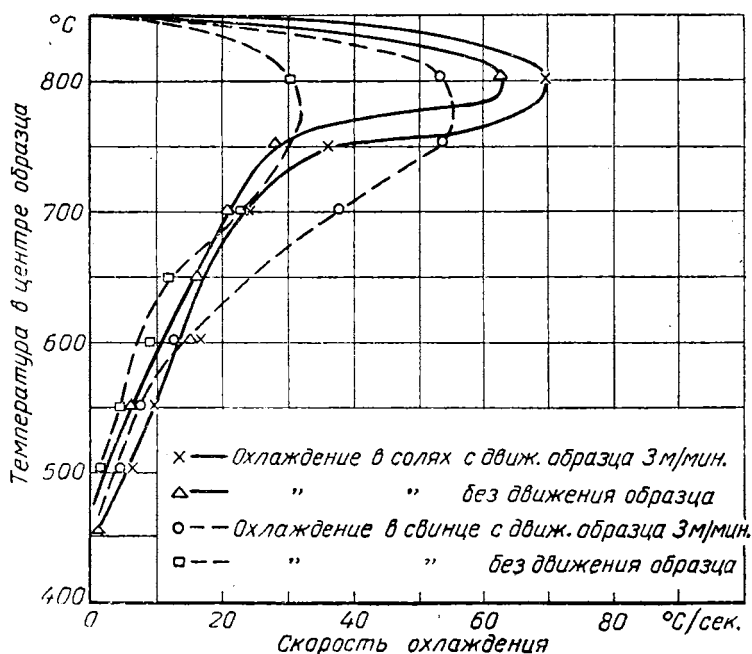
В результате большого числа опытов автор установил, что охлаждающая способность солей и свинца является следствием тех же факторов, которые определяют нагревающую способность указанных сред. Кроме того, на охлаждающую способность расплавленных сред оказывает решающее влияние их жидкотекучесть и перемешивание.

Люег и Помп [11] хотя и показали, что скорость охлаждения центра шарика диаметром 12 мм, нагретого в азотнокислых солях калия и натрия, в определенных условиях несколько выше, чем в свинце, но они не изменили утвердившегося мнения, очевидно, потому, что их опыты носили сугубо лабораторный характер и проводились на образцах, резко отличавшихся от обрабатываемой проволоки. Без изучения вопроса об охлаждающей способности солей и свинца нельзя было переходить на патентирование в солях. Возникла необходимость проведения сравнительных испытаний по определению охлаждающей способности солей и свинца. Охлаждающая способность определялась с помощью осциллографирова-

¹ Теплопроводность и коэффициент теплоотдачи свинца взят по данным исследования Н. Н. Доброхотова и П. В. Сорокина (НИИМАШ № 3, 1935).

ния, и весь процесс охлаждения записывался на пленку. Осциллографирование проводилось на образцах проволоки диаметром 6,5 и 8 мм. Испытания проводились в лабораторных условиях и в условиях производства. Проверялось также влияние перемешивания солей и свинца на скорость охлаждения образца.

Состав солей: 70% NaNO_3 + 30% KNO_3 . Температура свинцовой и соляной ванны поддерживалась постоянно равной 450°.



Фиг. 12. Кривые скорости охлаждения проволоки диаметром 6,5 мм при постоянной температуре охлаждения, равной 450°, в солях и в свинце (производственные условия).

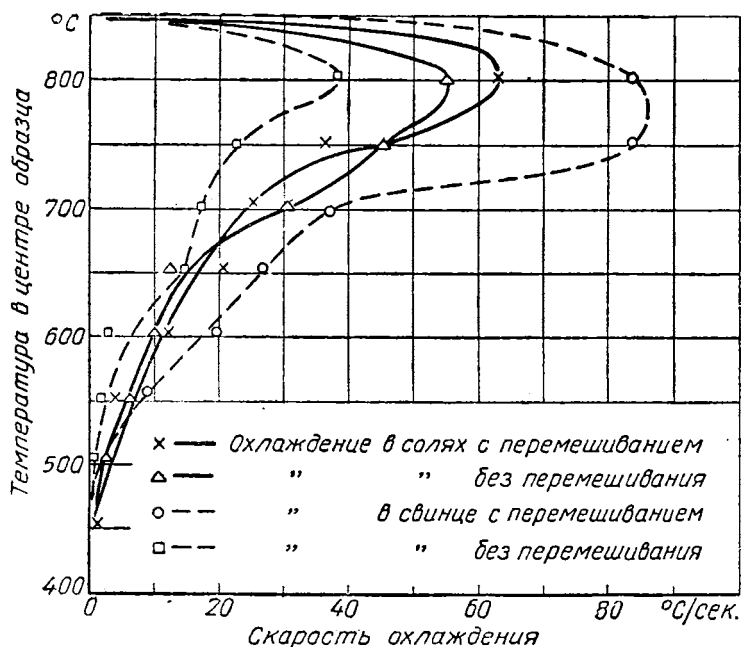
Полученные осциллограммы подвергались расшифровке. По осциллограммам были составлены кривые скоростей охлаждения каждого образца в различных условиях испытания.

На фиг. 12 представлены кривые скорости охлаждения проволоки диаметром 6,5 мм в электродной соляной ванне и в свинце. Испытания проводились по двум вариантам: с перемещением образца со скоростью движения проволоки 3 м/мин и с неподвижным образцом. Образец в каждом случае нагревался до 850° и охлаждался до температуры ванны 450°.

Из фиг. 12 видно, что в одинаковых условиях охлаждения скорость охлаждения в солях выше скорости охлаждения в свинце. Максимальная скорость охлаждения в солях с движением образца наступает при 800—790° и составляет 72°/сек. При этих же условиях максимальная скорость охлаждения в свинце наступает

при 775° и составляет $58^{\circ}/\text{сек}$. Значительно бóльшая разница в скоростях охлаждения наблюдается при охлаждении в солях и свинце в спокойном состоянии, т. е. при неподвижных образцах.

На фиг. 13 представлены кривые охлаждения тех же образцов в лабораторных условиях, причем испытания проводились с перемешиванием и без перемешивания охлаждающих сред. Из фиг. 13



Фиг. 13. Кривые скорости охлаждения проволоки диаметром 6,5 мм при охлаждении в солях и в свинце в различных условиях охлаждения (лабораторные условия).

видно, что перемешивание охлаждающих сред увеличивает их охлаждающую способность, особенно свинца. При перемешивании свинца скорость охлаждения его доходит до $85^{\circ}/\text{сек}$. В спокойном же свинце (без перемешивания и без движения образца) скорость охлаждения составляет $38^{\circ}/\text{сек}$. Скорость охлаждения в свинце при перемешивании выше скорости охлаждения в солях при тех же условиях. Скорость охлаждения в солях без перемешивания выше, чем в свинце без перемешивания.

На фиг. 14 представлены кривые охлаждения образцов диаметром 6,5 и 8 мм, охлажденных в солях и в свинце в производственных условиях.

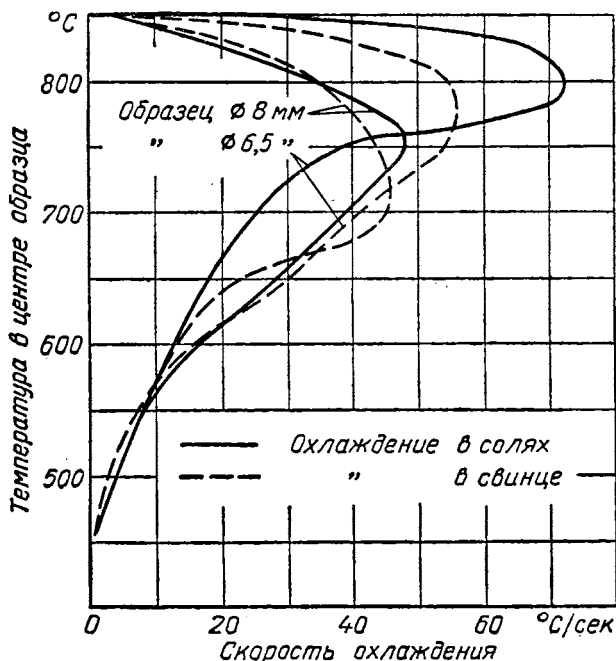
Таким образом установлено:

а) циркуляция или перемешивание охлаждающих сред оказывают очень большое влияние на скорость охлаждения;

б) расплавленные соли, приведенные в состояние определенной жидкотекучести, достигаемой перегревом выше точки их плавления

200—300° обеспечивают более высокую скорость охлаждения, чем расплавленный свинец в естественном состоянии при той же температуре;

в) особенность расплавленных солей заключается в том, что они допускают перемешивание; это увеличивает теплообмен и охлаждающую способность солей. Циркуляцию расплавленного свинца из-за его большого удельного веса осуществить в производственных условиях невозможно.



Фиг. 14. Кривые скорости охлаждения проволоки диаметром 6,5 и 8 мм в солях и в свинце при постоянной температуре 450°.

Если охлаждающая способность свинца является следствием его высокой теплопроводности и практически не поддается регулированию, то охлаждающая способность солей может быть доведена до более высокой степени путем подбора солей и за счет их циркуляции. Следовательно, охлаждающая способность солей может быть искусственно доведена до требуемых значений;

г) расплавленные соли с применением электродного обогрева патентовочных ванн обеспечивают большую скорость охлаждения проволоки и создают лучшие условия патентирования, чем свинец при той же температуре.

Утвердившееся мнение о пониженной охлаждающей способности солей по сравнению с охлаждающей способностью свинца при патентировании проволоки ошибочно.

ВЫВОДЫ

1. Внедрение метода непрерывной изотермической закалки проволоки в солях дало возможность полностью высвободить дорогой материал — свинец. Только по одному заводу «Красная Этна» высвобождено 460 т свинца на сумму более 3 млн. руб. Себестоимость изотермической закалки снижена в 8 раз.

2. Многочисленные сравнительные испытания по термообработке проволоки в расплавленных солях и в свинце показали неоспоримое преимущество солей перед свинцом.

3. Механические свойства проволоки, обработанной в солях, во всех случаях значительно выше, чем проволоки, патентованной в свинце, и равномернее по длине мотка. Микроструктура проволоки, охлажденной в солях, более равномерна и обеспечивает более высокие степени обжатия при волочении, чем проволока, охлажденная в свинце, при этой же температуре.

4. Электродный способ обогрева зарекомендовал себя как самый экономический и надежный вид нагрева, обеспечивающий равномерную и постоянную температуру ванны при изотермической выдержке проволоки.

5. Термические режимы изотермической закалки проволоки, а также выбор солей по температуре их перегрева относительно точки плавления и жидкотекучести обеспечили получение равномерных механических свойств сталей всех марок и проволоки всех размеров, подвергающейся изотермической закалке.

6. Метод патентирования в расплавленных солях с электродным обогревом ванны изотермического превращения обеспечивает полную возможность замены свинца при термической обработке ответственных сортов проволоки любых размеров из стали любых марок.

7. Внедрение изотермической закалки в расплавленных солях обеспечило технике сталепроволочного производства движение вперед по пути технического прогресса и дало возможность на заводе «Красная Этна» внедрить прогрессивный метод нагрева под патентование т. в. ч.

ЛИТЕРАТУРА

1. С. С. Штейнберг, Закалка стали в свете новых исследований, «Вестник металлопромышленности» № 9, 1931.
2. И. А. Юховец и Г. М. Алексеевко-Сербин, Холодное волочение черных металлов, ОНТИ, 1938.
3. М. Бонзель, Производство стальной проволоки, Металлургиздат, 1941.
4. И. Е. Контарович, Термическая обработка сталей и чугуна, Металлургиздат, 1950.
5. Ф. Моррель, Соляные ванны в проволочной промышленности, «Вайр Энд вайр продакт» № 1, 1946.
6. А. И. Зотьев, Патентирование в солях, «Сталь» № 6, 1952.
7. Д. В. Будрин, Приложение VIII к книге Г. П. Иванцова «Нагрев металла», Metallurgizdat, 1948.
8. Д. Я. Вишняков, Свойства расплавленных солей, применяемых в ваннах-печах, сборник XXVII, Metallurgizdat, 1949.
9. К. Ф. Стародубов, Оборудование термических цехов, Metallurgizdat, 1948.
10. К. Н. Соколов, Оборудование термических цехов, Машгиз, 1952.
11. Льюг и Помп, «Шталь унд Эйзен» № 11, 1941.

Ю. М. ЛАХТИН

АЗОТИРОВАНИЕ, СОВМЕЩЕННОЕ С ЗАКАЛКОЙ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ¹

Азотированием называется поверхностное насыщение стали азотом с целью придания ей высокой твердости, повышения предела усталости и, наконец, сообщения стали высокой сопротивляемости коррозии.

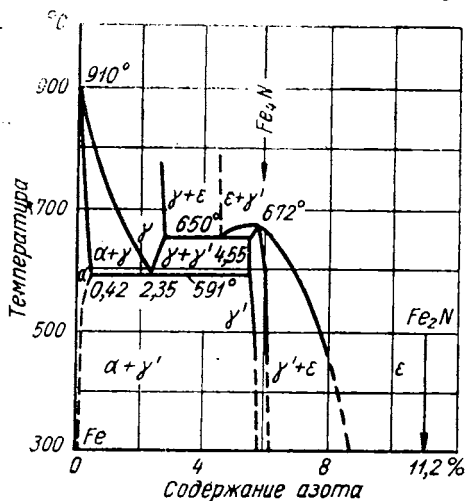
Азотирование стали любых конструкционных марок влечет за собой повышение предела усталости и коррозионной устойчивости стали [1]—[5].

Высокая твердость азотированного слоя может быть достигнута лишь при насыщении азотом специальных сталей, содержащих алюминий, хром, ванадий и некоторые другие элементы [1]. Азотирование простых углеродистых и малолегированных сталей не сопровождается заметным повышением твердости [1].

Проведенные нами исследования [1], [3], а также исследования других авторов показали, что при сочетании процесса азотирования с закалкой имеется возможность значительно повысить твердость азотированного слоя, полученного не только на высокоуглеродистых [5], [4], но и на малоуглеродистых сталях [6].

Как известно, в системе железо — азот существуют следующие фазы (фиг. 1):

1) α -фаза, представляющая собой твердый раствор азота в $Fe\alpha$; предельная растворимость азота в $Fe\alpha$ при эвтектидной температуре 591° составляет 0,42%;



Фиг. 1. Диаграмма состояния Fe — N₂.

¹ В экспериментальной части работы принимал участие канд. техн. наук доц. П. И. Георгиевский.

2) γ' -фаза — соединение переменного состава (5,5—5,95% N_2), включающее нитрид железа Fe_4N (5,9% N_2);

3) ϵ -фаза, существующая при концентрации азота 8—11,2%; предельное содержание азота в ϵ -фазе (11,2%) отвечает нитриду железа Fe_2N .

Нитриды железа представляют собой типичные «фазы внедрения», в которых решетки простого типа образуются ионами металла [для γ' -фазы — кубическая гранцентрированная, для ϵ -фазы — гексагональная], с внедренными в нее ионами азота.

При температуре выше 591° (фиг. 1) существует γ -фаза, представляющая собой твердый раствор азота в $Fe\gamma$.

При охлаждении γ -фаза претерпевает эвтектоидный распад. Азотистый эвтектоид, образующийся при 591° и концентрации азота 2,35%, состоит из α - и γ' -фаз.

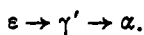
При диффузии азота в железо, как это было показано ранее [1], на поверхности последнего наблюдается последовательное образование стабильных, при данных условиях, α -, $\gamma'(\gamma)$ - и ϵ -фаз.

Первоначально образуется α -фаза. После достижения предела насыщения

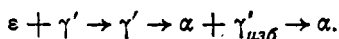
α -фазы азотом образуется следующая стабильная при данных условиях γ' - или γ -фаза и далее ϵ -фаза.

Механизм образования фаз более высокой концентрации $\gamma'(\gamma)$ из α и ϵ из $\gamma'(\gamma)$ определяется флуктуационными явлениями в фазах, предельно насыщенных азотом.

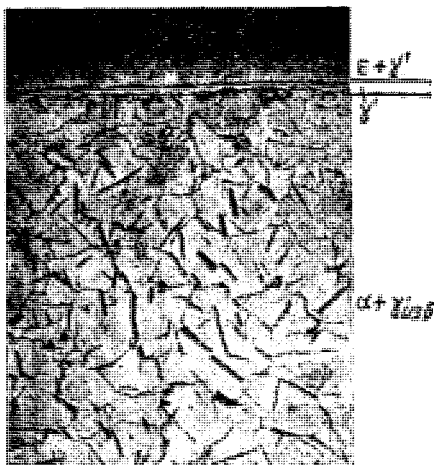
В случае диффузии ниже температуры образования эвтектоида в системе железо — азот, строение азотированного слоя (при температуре диффузии) может быть представлено в виде следующей схемы (от поверхности к сердцевине):



При последующем медленном охлаждении в соответствии с диаграммой состояния железо — азот (фиг. 1), ϵ - и α -фазы претерпевают распад и диффузионный слой (фиг. 2) приобретает следующее строение:



При температуре азотирования выше эвтектоидной, азотированный слой будет состоять:



Фиг. 2. Микроструктура азотированного слоя, полученного при 500° .

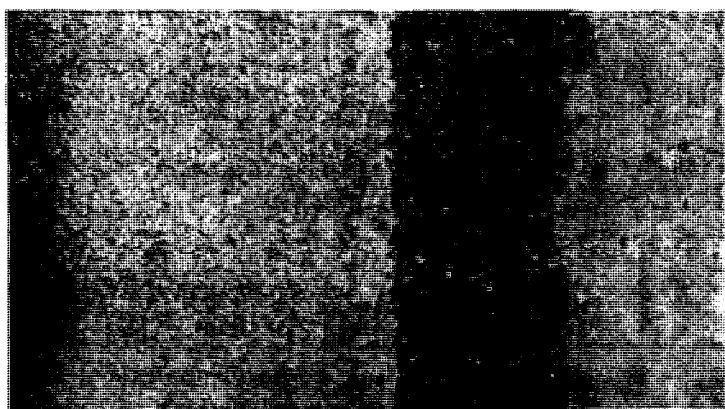
а) при температуре диффузии



б) после медленного охлаждения (фиг. 3)



При температурах выше 650° γ' -фаза исчезает. С повышением температуры азотирования выше 700° глубина ϵ -фазы уменьшается, а зона γ -фазы непрерывно растет, что хорошо видно из фиг. 4.



Фиг. 3. Микроструктура азотированного слоя, полученного при 600° (Ю. М. Лактин, Ф. И. Масленников).

Азотирование при 800° приводит к резкому уменьшению в структуре азотированного слоя ϵ -фазы и сильному развитию малоазотистой γ -фазы, претерпевающей при последующем охлаждении распад с образованием избыточной α -фазы и эвтектоида ($\alpha + \gamma'$) (фиг. 5).

На границе раздела фаз устанавливается резкий перепад концентрации азота [1].

Многочисленные исследования свойств (твердости) отдельных фаз азотированного слоя давали неоднозначные результаты. Некоторые авторы приписывают наибольшую твердость α -фазе, другие — ϵ -фазе, третьи — эвтектоиду $\alpha + \gamma'$. Однако все исследователи приходят к единому выводу, что, несмотря на весьма большие структурные изменения в поверхностном слое при азотировании углеродистых сталей, твердость их изменяется незначительно.

* При температуре диффузии ниже 650° .

Твердость отдельных структурных составляющих азотированного слоя не превышает: ϵ -фаза — $H_V = 250 \div 300$; α -фаза — $H_V = 100 \div 150$ и эвтектоида $\alpha + \gamma' - H_V = 150 \div 200$. Это не дает возможности применить процесс азотирования для повышения твердости простых углеродистых сталей. В 1938 г. В. И. Просвирин [4], [5] предложил для высокоуглеродистой стали метод азотирования, совмещенный с закалкой.

Новый метод азотирования можно проводить двояко: высокоуглеродистая сталь предварительно насыщается азотом при $600-700^\circ$ с последующим насыщением стали азотом в процессе нагрева и выдержки при температуре закалки, или же азотирование проводится только в процессе нагрева под закалку.

Таблица 1

Влияние температуры закалки на твердость стали 45, У10 ШХ15 после азотирования при 700° в течение 30 мин с последующей закалкой с различных температур; охлаждающая среда — масло

Марка стали	Твердость стали H_{RC} при температуре закалки в $^\circ C$				
	750	780	800	820	860
45	—	51,5	54	54	53
У10	—	62	—	64	61
ШХ15	61	62,5	—	65,5	65

Новый метод обеспечивает получение высокой твердости и одновременно сообщает стали ряд других ценных свойств, в частности высокую сопротивляемость коррозии (табл. 2), высокое значение предела усталости и повышенное сопротивление износу.

Азотирование, совмещенное с закалкой высокоуглеродистых сталей типа У10, ШХ15 и др., как это видно из табл. 1, позволяет получать твердость до $H_{RC} = 62 \div 64$.

Однако, как показали наши исследования [1], твердость по глубине слоя изменяется несколько специфично.

На фиг. 6 показан характер изменения твердости (по Виккерсу)

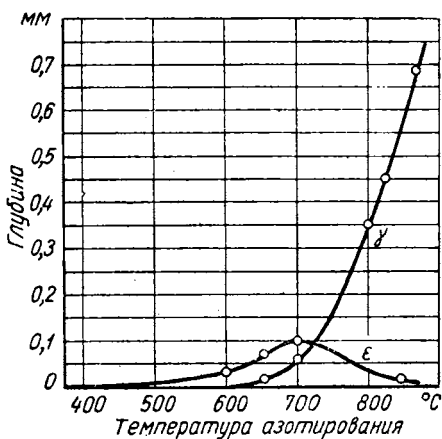
по глубине азотированного слоя. Как видно из фиг. 6, максимум твердости лежит не на поверхности, а на некоторой глубине¹.

Анализ указанного явления показал, что снижение твердости связано с образованием на поверхности карбонитридной ϵ -фазы и с сохранением непосредственно под ϵ -фазой значительного количества карбонитридной γ' -фазы [1]; переход же к области, отвечающей карбонитридному мартенситу, связан с сильным повышением твердости.

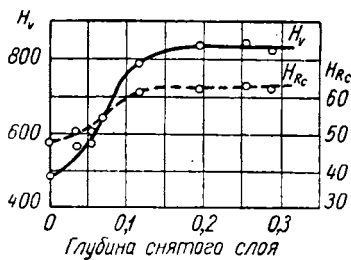
Азотирование, совмещенное с закалкой, может дать значительное повышение твердости и при обработке малоуглеродистых сталей за счет образования азотистого мартенсита, [3], [6] и [7].

Для определения, повышается ли твердость азотированного слоя за счет закалки с температуры диффузии, образцы из технического железа и стали 45 были подвергнуты азотированию при 600, 650,

¹ Испытание по Роквеллу дает среднюю твердость по глубине и не отмечает понижения твердости на поверхности.



Фиг. 4. Кинетика роста ϵ - и γ -фаз в азотированном слое; длительность азотирования 6 час.



Фиг. 6. Изменение твердости по глубине азотированного слоя на стали У10 после азотирования при 700° с последующей закалкой с 820° в масле.



Фиг. 5. Микроструктура азотированного слоя, полученного при 800° .

Коррозионная стойкость в пресной воде азотированных образцов

Режим азотирования ¹		Марка стали	Продолжительность испытания на коррозию в воде (полное погружение) в час.	Состояние поверхности
Температура в °С	Продолжительность			
500	1,0 час.	45, У10, ШХ15	290	Сильная коррозия по всей поверхности Местная коррозия на некоторых образцах Не корродирует; сохранил типичный для азотированной поверхности вид Не корродирует То же " " "
600	1,0 "	45	290	
600	1,0 "	У10, ШХ15	290	
650	3,0 "	45, У10, ШХ15	720	
700	30 мин.	45, ШХ15, У10	720	
700	45 "	45, ШХ15	257	
700	1,0 час.	45, ШХ15	720	
700	1,0 "	У10	290	
700	3,0 "	45, У10, ШХ15	720	

¹ После азотирования закалка в масле с температур: сталь 45 820°, сталь У10 780° и сталь ШХ15 820°.

700 и 800° с последующей закалкой в масле с температуры диффузии. После азотирования была изучена микроструктура азотированного слоя и определена микротвердость по глубине диффузионного слоя.

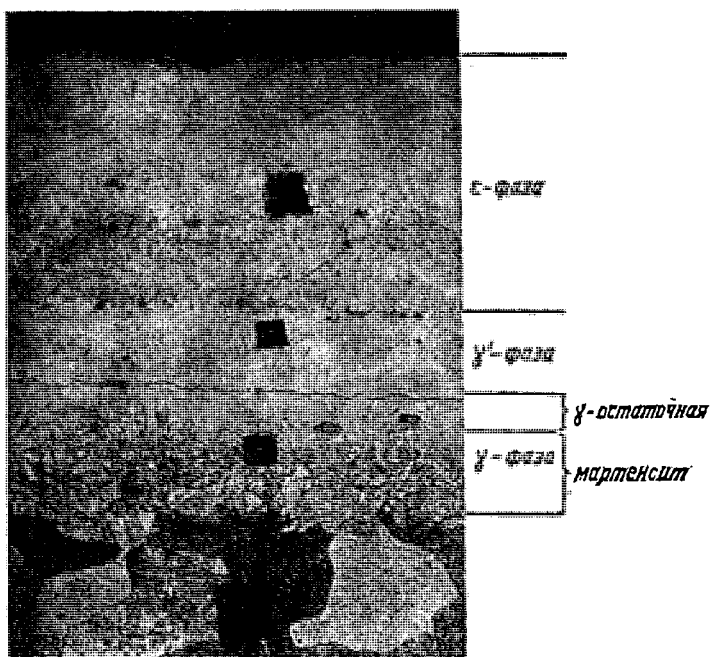
На фиг. 7—10 приведены типичные структуры азотированных слоев, полученные при 600, 650, 700 и 800° с последующей закалкой.

В случае насыщения азотом, при 600° азотированный слой состоит из: 1) ϵ -фазы, 2) γ' -фазы, 3) γ -фазы, претерпевшей в глубинных слоях мартенситное превращение, и 4) α -фазы, пересыщенной азотом. При небольшой длительности процесса азотирования γ' -фаза нередко отсутствует.

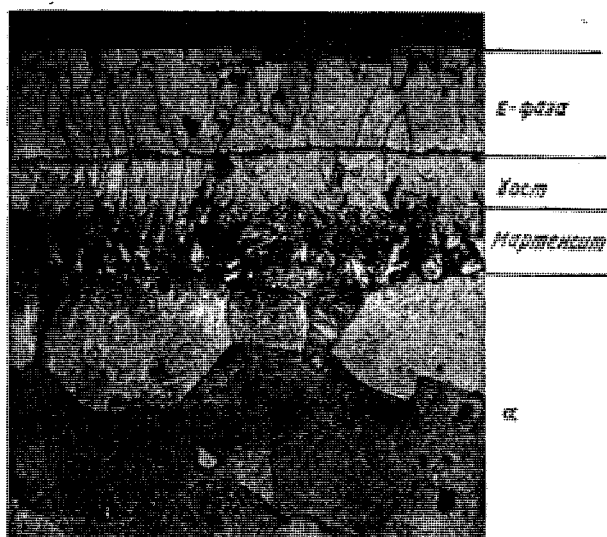
Повышение температуры азотирования выше 650° (фиг. 9) связано с устранением из структуры γ' -фазы (в соответствии с диаграммой FeN₂) и со значительным расширением области γ -фазы (фиг. 9). В случае азотирования при 700° вся область γ -фазы в процессе закалки претерпела мартенситное превращение. Дальнейшее повышение температуры закалки (до 800°) привело к еще большему развитию γ -фазы. При последующей закалке в масло γ -фаза не претерпела мартенситного превращения, а распалась с образованием высокодисперсной смеси $\alpha + \gamma'$ -фаз (фиг. 10).

Процесс распада переохлажденной азотистой γ -фазы протекает совершенно аналогично распаду переохлажденного аустенита.

На фиг. 11, по данным Бозе и Гаукиса, приведены кривые изотермического распада азотистой γ -фазы эвтектоидного состава,



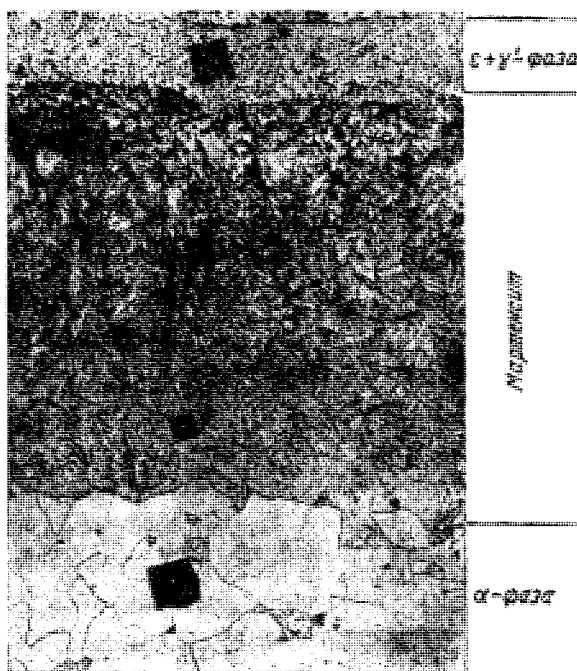
Фиг. 7. Микроструктура азотированного слоя, полученного на техническом железе при 600° охлаждение с температуры диффузии в масле.



Фиг. 8. Микроструктура азотированного слоя, полученного на техническом железе при 650°; охлаждение с температуры диффузии в масле.

Зона наименьшей устойчивости γ -фазы отмечается при температурах, лежащих в интервале 350—400°. При дальнейшем понижении температуры устойчивость γ -фазы сильно возрастает.

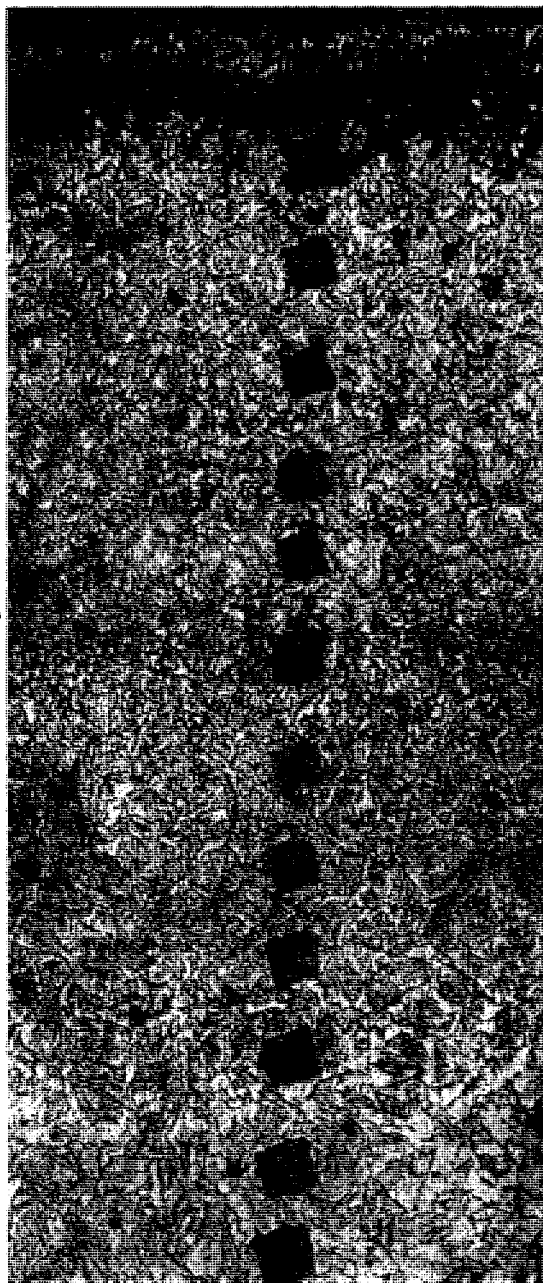
С повышением степени переохлаждения γ -фазы, дисперсность продуктов ее распада ($\alpha + \gamma'$) сильно возрастает. Продукты распада γ -фазы ниже температуры наименьшей устойчивости несут



Фиг. 9. Микроструктура азотированного слоя, полученного при 700°; охлаждение с температуры диффузии в масле.

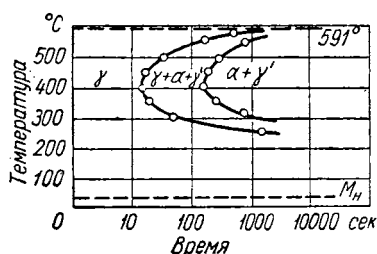
игольчатый характер и во многом напоминают игольчатый троостит, образующийся при распаде аустенита. Устойчивость γ -фазы зависит от концентрации в ней азота.

В случае диффузии азота при 600°, как показали наши исследования, концентрация азота в γ -фазе лежит в пределах 2,5—1,0% (фиг. 12). При повышении температуры азотирования концентрация азота в γ -фазе понижается и при 800° лежит ниже 1%. Как следствие уменьшения концентрации азота в γ -фазе устойчивость ее понижается, а критическая скорость закалки возрастает. Вследствие этого охлаждение в масле оказалось недостаточным для превращения малоазотистой γ -фазы (полученной при 800°) в мартенсит. Однако охлаждение в масле привело к сильному переохлаждению γ -фазы и к образованию высокодисперсной смеси $\alpha + \gamma'$ -фаз,

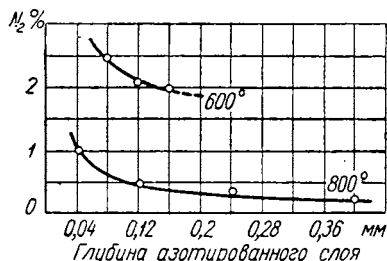


Фиг. 10. Микроструктура азотированного слоя, полученного на техническом железе при 800° ; охлаждение с температуры диффузии в масле.

что повлекло за собой увеличение твердости. Наоборот, высокая концентрация азота в γ -фазе после азотирования при 600° явилась причиной сохранения остаточной фазы в той части слоя, которая непосредственно прилегает к ϵ -фазе (см. фиг. 7).



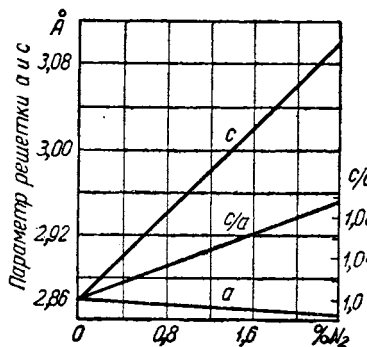
Фиг. 11. Кривые изотермического распада γ -фазы эвтектидного состава (Бозе и Гаукис).



Фиг. 12. Изменение концентрации азота по глубине азотированного слоя и (γ -фазы).

Мартенситное превращение азотистой γ -фазы подчиняется тем же закономерностям, которые установлены для углеродистого аустенита работами Г. В. Курдюмова, С. С. Штейнберга, А. П. Гуляева и др.

Азотистый мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор азота в железе α с тетрагональной решеткой. При эвтектидном содержании азота (2,35%) параметры решетки, по данным Бозе и Гаукиса, составляют: $c = 3,1 \text{ \AA}$, $a = 2,844 \text{ \AA}$ и $\frac{c}{a} = 1,09$.



Фиг. 13. Зависимость параметров решетки азотистого мартенсита от содержания азота (Бозе и Гаукис).

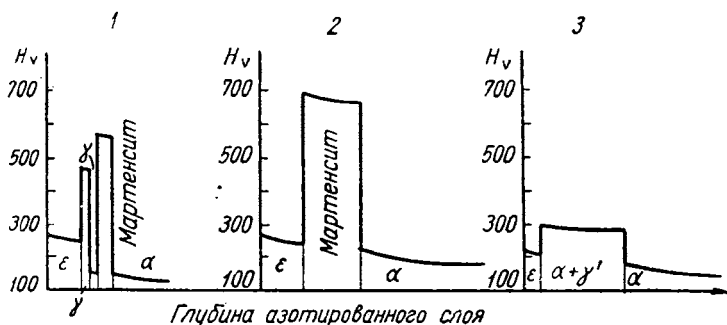
Тетрагональность решетки определяется содержанием азота в γ -фазе. На фиг. 13 приведены параметры и степень тетрагональности решетки мартенсита в зависимости от содержания азота. Тетрагональность решетки мартенсита прямо пропорциональна содержанию азота (фиг. 13).

Строение азотистого мартенсита аналогично углеродистому. Под микроскопом азотистый мартенсит имеет игольчатое строение; при этом иглы или пластины мартенсита имеют характерную чечевицеобразную форму. Размер мартенситных образований изменяется по глубине диффузионного слоя. В области высоких концентраций азота иглы (чечевицы) значительно крупнее, чем в глубинных слоях с пониженной концентрацией азота (см. фиг. 9).

Помимо изучения микроструктуры азотированного слоя, было проведено определение твердости отдельных фаз. Твердость определялась по Эбербаху при нагрузке 139 г.

Результаты исследования даны на фиг. 14. Как и следовало ожидать, ϵ -фаза показала твердость, не превышающую $H_V = 250$. Твердость γ' -фазы весьма высока и достигала $H_V = 500$.

При переходе в область азотистого мартенсита наблюдается дальнейшее повышение твердости до $H_V = 700 \div 750$. При этом

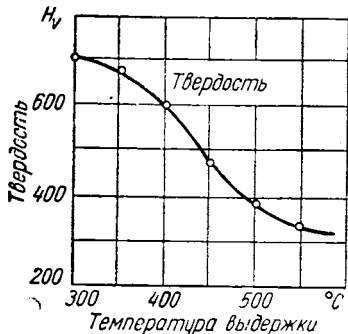


Фиг. 14. Изменение твердости по глубине азотированного слоя:

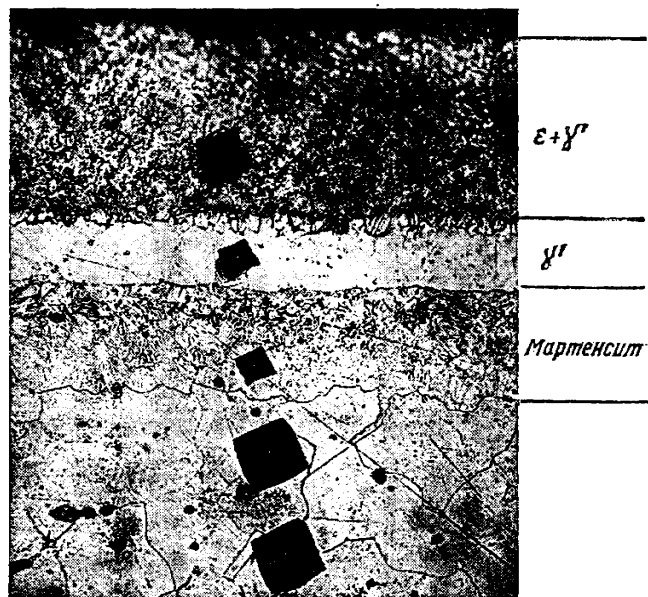
1 — азотирование при 600° и закалка в масле; 2 — азотирование при 700° и закалка в масле; 3 — азотирование при 800° и закалка в масле.

в случае азотирования при 600° отмечается провал в твердости в зоне, прилегающей непосредственно к ϵ -фазе. Это явление связано с наличием в этой части слоя переохлажденной γ -фазы. Вероятно, что некоторое количество остаточного азотистого аустенита сохраняется после закалки и в более глубоких слоях. Твердость азотированного слоя, полученного при 800° и последующей закалке в масле, оказалась пониженной за счет распада γ -фазы в смесь $\alpha + \gamma'$ -фаз.

Следует отметить, что с увеличением степени переохлаждения γ -фазы и увеличения дисперсности продуктов ее распада ($\alpha + \gamma'$), твердость непрерывно возрастает. Это хорошо видно из фиг. 15, на которой показана кривая, иллюстрирующая изменение твердости смеси $\alpha + \gamma'$ -фаз в зависимости от температуры изотермического распада γ -фазы эвтектоидной концентрации. Из приведенной кривой видно, что смесь $\alpha + \gamma'$ -фаз, полученная в результате распада γ -фазы эвтектоидного состава в области низких температур, имеет твердость не ниже, чем азотистый мартенсит (фиг. 15). Однако в нашем случае, после азотирования при 800° и последующей закалки в масле, твердость оказалась значительно ниже (см. фиг. 14). Это связано с резким обеднением γ -фазы азотом с повышением температуры азотирования и распадом ее в области высоких температур.



Фиг. 15. Влияние степени переохлаждения γ -фазы на твердость продуктов ее распада (Бозе и Гаукис).



Фиг. 16. Микроструктура азотированного слоя, полученного после азотирования при 600° , закали в масле и последующей обработки холодом.



Фиг. 17. Микроструктура азотированного слоя, полученного после азотирования при 700° , закали в масле и последующей обработки холодом.

Закалка в воде позволила подавить диффузионные превращения и переохладить γ -фазу в область температур мартенситного превращения. Однако твердость малоазотистого мартенсита оказалась сравнительно невысокой $H_V = 400 \div 450$; поэтому повышение температуры азотирования выше 750° вряд ли целесообразно. Во всех случаях характерно малое изменение твердости в пределах каждой фазы (фиг. 14).

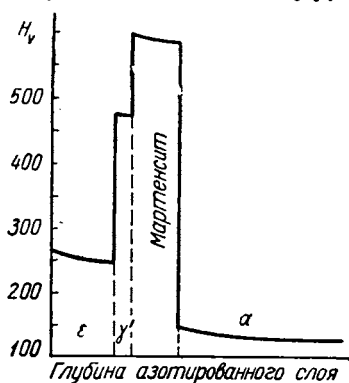
Учитывая возможность практического осуществления процесса азотирования, совмещенного с закалкой, было проведено специальное исследование, имевшее целью устранение из диффузионного слоя остаточной γ -фазы, что возможно двумя путями: 1) отпуском после закалки; влияние отпуска на свойства закаленного азотированного слоя подробно исследовал И. Е. Контрович и А. Савалова [6]; 2) обработкой «холодом», так как не вызывает сомнения, что конец мартенситного превращения для высокоазотистой γ -фазы лежит в области отрицательных температур. Исходя из влияния углерода на мартенситные точки начала и конца мартенситного превращения, не вызывает сомнения, что и азот резко снижает точки M_n и M_k . При этом азот, вероятно, снижает точки M_n и M_k более энергично, чем углерод.

Действительно Бозе и Гаукис экспериментально установлено, что для γ -фазы, содержащей 1,85% N_2 , начало мартенситного превращения соответствует 85° , а при повышении содержания азота до эвтектиoidной концентрации (2,35%) она снижается до 35° .

Ниже приведены данные по влиянию обработки холодом на свойство закаленного азотированного слоя.

Обработка холодом была осуществлена на установке завода имени Сталина (ЗИС). Температура холода была принята равной -183° . В результате обработки холодом сплошная зона переохлажденной γ -фазы после азотирования при 600° исчезла и весь слой приобрел мартенситное строение (фиг. 16). Как следствие этого, провал в твердости после обработки холодом не наблюдался (фиг. 14), однако заметного повышения твердости мартенсита после обработки холодом не обнаружено (фиг. 18).

Следует отметить, что в результате обработки холодом наблюдается сильный распад ϵ -фазы (фиг. 16 и 17) с выделением избыточной γ' -фазы. Это явление связано с уменьшением зоны гомогенности ϵ -фазы при понижении температуры в соответствии с диаграммой состояния железо — азот. Благодаря выделению γ -фазы, ϵ -фаза после обработки холодом обогащается азотом. Распад ϵ -фазы однако не повлек за собой заметного изменения ее



Фиг. 18. Изменение твердости по глубине азотированного слоя; азотирование при 600° , закалка в масле и обработка холодом.

твердости. Каких-либо изменений в γ' -фазе в результате обработки холодом не обнаружено.

Закалке, совмещенной с азотированием, была подвергнута кроме того, сталь, содержащая 0,45% углерода. На указанной стали были получены аналогичные результаты.



Фиг. 19. Микроструктура азотированного слоя на стали 45; азотирование при 650° , закалка в масле.

На фиг. 19 приведена микроструктура азотированного слоя на стали 45, полученного при 700° с последующей закалкой.

Как видно из фиг. 19, здесь на поверхности также образуется слой сплошной ϵ -фазы, а далее следует γ -фаза.

ϵ - и γ -фазы на стали 45 носят карбонитридный характер [1]. Параметры решетки карбонитридной ϵ -фазы, фиксированной закалкой с температуры диффузии (650°), определенные нами рентгенографически, составляют: $a = 2,68 \text{ \AA}$, $c = 4,35 \text{ \AA}$, $\frac{c}{a} = 1,623$; для γ -фазы $a = 3,64 \text{ \AA}$.

В отличие от азотированного слоя на техническом железе (фиг. 9) γ -фаза претерпела мартенситное превращение только в самых глубоких слоях (фиг. 19). Это указывает на большую устойчивость карбонитридной фазы по сравнению с чисто азотной γ -фазой.

После обработки холодом при -183° переохлажденная γ -фаза претерпела мартенситное превращение.

Твердость карбонитридной ϵ -фазы значительно выше чисто азотистой ϵ -фазы и лежит в пределах $H_V = 400 \div 450$.

Карбонитридная ϵ -фаза обладает и лучшей сопротивляемостью износу, не уступая в этом отношении закаленной высокоуглеродистой стали типа У10.

При переходе в область карбонитридного мартенсита твердость возрастает до $H_V = 800 \div 850$ (микротвердость), что также значительно превышает твердость азотистого мартенсита. Как видно из фиг. 7 и 8, на поверхности закаленного азотированного слоя образуется ϵ -фаза, обладающая сравнительно низкой твердостью.

Указанный слой может быть удален шлифованием или путем деазотирования [1], [8] в атмосфере предварительно полностью диссоциированного аммиака [1] при температуре азотирования.

Как было показано ранее [1], процесс деазотирования аналогичен процессу обезуглероживания стали в атмосфере водорода при высоких температурах.

Деазотирование первоначально происходит на поверхности, а затем азот диффундирует из глубинных слоев наружу для компенсации азота, потерянного на поверхности.

Одновременно с деазотированием идет процесс диффузии азота в γ - и α -фазах. В процессе выдержки при высокой температуре азот из области насыщенного твердого раствора γ и α , на границе ϵ - и γ - и γ - α -фаз мигрирует вглубь в направлении к сердцевине. Естественно, что это вызывает снижение концентрации азота на поверхностях раздела фаз, что влечет за собой поступление его из ϵ -фазы в γ -фазу и из γ -фазы в α -фазу.

Реакция деазотирования, протекающая на поверхности за счет водорода, в сочетании с диффузией азота в γ - и α -фазах должна привести к полному исчезновению ϵ -фазы [1] и к увеличению глубины γ - и α -фаз.

Однако следует иметь в виду, что в большинстве случаев удаление ϵ -фазы, обладающей хорошими антикоррозионными свойствами и высокой сопротивляемостью износу, нецелесообразно. Удаление ϵ -фазы не вызовет заметного повышения износостойкости, но сильно снизит коррозионную стойкость и предел выносливости.

ВЫВОДЫ

На основании произведенного исследования можно сделать следующие выводы.

1. Азотирование простых углеродистых сталей при 600—750° с последующим быстрым охлаждением в масле (воде) сообщает сталям высокую твердость за счет образования азотистого (карбонитридного) мартенсита. Твердость азотистого мартенсита лежит в пределах $H_V = 600 \div 750$ и карбонитридного $H_V = 800 \div 850$, т. е. не уступает твердости цементированного слоя.

Образование на самой поверхности диффузионного слоя ϵ -фазы сообщает стали высокую коррозионную стойкость и хорошую сопротивляемость износу.

Удаление из азотированного слоя ϵ -фазы, обладающей пониженной твердостью, путем шлифования, деазотирования или другими методами нецелесообразно, так как это не вызовет заметного повышения износостойкости, но неминуемо повлечет за собой снижения коррозионной стойкости и предела выносливости, определяющего общую прочность детали.

2. Кинетика превращения азотистой (карбонитридной) γ -фазы в мартенсит и природа азотистого мартенсита, аналогичны углеродистому мартенситу.

3. Для практического осуществления процесса азотирования, совмещенного с закалкой, рекомендуется следующий режим: а) азотирование при 700—750° с последующим быстрым охлаждением в масле (воде); б) азотирование при 700—750° с последующим

медленным охлаждением и повторный нагрев до 700—750° (желательно в атмосфере аммиака) с последующей закалкой в масле (воде).

В случае сохранения после закалки значительного количества остаточной γ -фазы для устранения ее должна быть применена обработка холодом при температуре ниже -80° .

4. Продолжительность процесса азотирования зависит от требуемой глубины слоя и может колебаться от 3 до 24 час.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. М. Лахтин, Физические основы процесса азотирования, Машгиз, 1948.
 2. Ю. М. Лахтин, «Вестник инженеров и техников» № 1, 1946.
 3. Ю. М. Лахтин, П. И. Георгиевский, «Вестник инженеров и техников» № 1, 1951.
 4. В. И. Просвирин, «Вестник металлопромышленности» № 6, 1939.
 5. В. И. Просвирин, «Металлург» № 2, 1938.
 6. И. Е. Конторович, А. А. Савалова, «Журнал технической физики», т. 20, вып. 1, 1950.
 7. А. В. Смирнов, «Вестник машиностроения» № 12, 1952.
-

НАСЫЩЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВОВ МЕТАЛЛАМИ И ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ЭТОМ СВОЙСТВА

Современное машиностроение предъявляет исключительно высокие требования к материалам конструкций и деталей машин, работа которых происходит в тяжелых условиях.

Имеется большая номенклатура деталей, самых разнообразных по назначению, у которых действие напряженного состояния того или иного рода оказывается сосредоточенным только в поверхностных зонах металла, в то время как сердцевинные зоны непосредственного внешнего воздействия не претерпевают и активного участия в работе детали не принимают. К числу их могут быть отнесены:

- 1) детали, работающие в условиях износа;
- 2) детали, работающие в условиях высоких температур;
- 3) детали, работающие в различных средах, вызывающих химическую коррозию;
- 4) детали, работающие на усталость;
- 5) детали, подверженные эрозионному воздействию среды при низких и высоких температурах.

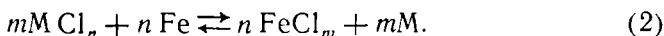
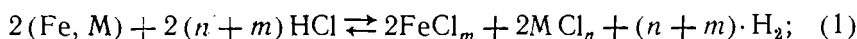
Создание структурно гетерогенных зон в сечении изделия и получение на его поверхности специальных свойств наиболее успешно решается методом химико-термической обработки. Поэтому в последнее время, наряду с насыщением стали такими элементами, как углерод и азот, все чаще стали прибегать к насыщению поверхности стали хромом, алюминием, кремнием, бором и др.

Однако несмотря на очевидный эффект, который может быть получен при насыщении стали металлами, этот способ не получил широкого распространения в промышленности. Причина этого заключается в несовершенстве методов, применяемых для производства насыщения, которые в большинстве случаев оказываются не поддающимися управлению.

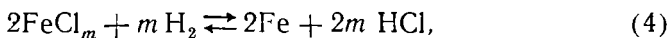
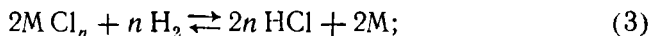
1. СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНЫХ ЗОН СТАЛИ ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ ЭЛЕМЕНТАМИ ИЗ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ

В данной работе рассматриваются результаты исследований, касающиеся изучения свойств стали, прошедшей насыщение такими металлическими элементами, как хром, вольфрам, молибден, ванадий, марганец, ниобий, церий.

Насыщение элементами производилось из газовой среды методом, являющимся в настоящее время наиболее совершенным. В качестве основной газовой среды в этом случае употребляют хлористые, фтористые, иодистые или бромистые соединения металла, которые могут быть использованы как в готовом виде [1], так и получены в процессе проведения насыщения. Нами использовались хлористые соединения металла MCl_n , получаемые при воздействии хлористого водорода на соответствующий ферросплав. При температуре выше 800° в рабочем пространстве печи протекают реакции:



Так как оказывается целесообразным газовый метод насыщения осуществлять при наличии в газовой среде водорода, в этом случае имеют место дополнительно также следующие реакции:



где n и m в реакциях (1)—(4) — целые числа. Выделяющийся по реакции (2) и (3) атомарный металл, будучи в активном состоянии, приобретает способность диффундировать в поверхностные слои стали.

Таким образом, в рабочем пространстве печи возникает единая цепочка химических реакций, взаимно обуславливающих друг друга и обеспечивающих протекание процесса насыщения стали металлами.

Получение первичной активной газовой смеси $H_2 + HCl$ требуемого состава осуществлялось по хлороводородному методу, описанному ранее [1].

Фазовый и химический состав поверхностных зон железа и стали после

Материал	Наименование	Характеристика	
		Cr	W
Железо (0,03%/С)	% легирующего элемента Фазовый состав	42,0 α -тв. р.	16,2 $\alpha + Fe_7W_6$
Сталь (0,47%/С)	% легирующего элемента Фазовый состав	79,5 $Cr_{23}C_6$	8,8 $\alpha + Fe_7W_6$ Fe_2W_2C (сл.)
Сталь (0,85%/С)	% легирующего элемента Фазовый состав	76,0 $Cr_{23}C_6$	17,8 $\alpha + Fe_2W_2C +$ $+ Fe_7W_6$

В табл. 1 приведены данные, характеризующие природу поверхностного слоя образцов железа и стали (фазовый состав, концентрация элемента на поверхности), прошедших насыщение различными элементами при 1200°, за 3 часа¹, а на фиг. 1 даны микроструктуры поверхностных зон насыщения.

Обнаружено, что после вольфрамирания железа и стали поверхностный слой структуры содержит фазу Fe₇W₆, а не фазу Fe₂W, как было найдено в опытах М. Г. Окнова и Л. С. Мороза [2].

Отсутствие сплошной карбидной зоны на поверхности стали при насыщении вольфрамом и молибденом объясняется глубоким обезуглероживанием стали, происходящим в результате большой скорости диффузии углерода из сердцевинных зон образца к его поверхностным зонам и малой скорости диффузии вольфрама или молибдена в насыщаемый металл.

Насыщение марганцем фиксирует при комнатной температуре на поверхности железа высокотемпературную модификацию марганца — γ (вернее, твердый раствор железа в γ — Mn). Обращает на себя внимание то обстоятельство, что в процессе формирования внешних зон насыщения концентрация марганца в твердом растворе на базе Fe γ не достигла предельного значения, соответствующего равновесной концентрации согласно диаграмме Fe — Mn. Непосредственно под слоем фазы Mn γ (Fe) концентрация марганца составляет всего 20—25% (фиг. 1, ж).

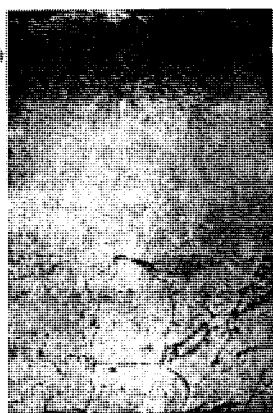
Как видно из фиг. 1, з, диффузия ниобия в железо сопровождается образованием на поверхности образца светлой зоны структуры α-твердого раствора ниобия в железе, которая отделена от сердцевинных зон линией (полосой), идущей параллельно контуру поверхности образца. Структура внешнего слоя состоит из столбчатых кристаллов, распространяющихся глубоко от поверхности образца по направлению к сердцевинным его зонам. Это позволяет

¹ Церирование стали производилось в вакууме при 1100° в течение 8 час. [10].

Таблица 1

насыщения различными элементами из газовой среды ($t = 1200^\circ$, 3 часа)

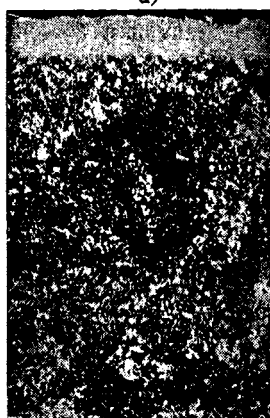
поверхностного слоя сплавов после насыщения элементами				
Mo	V	Mn	Nb	Ce
18,1 α + Fe ₇ Mo ₈	42,5 α-тв. р	87,0 Mn _γ (Fe)	29,6 α + (Fe ₃ Nb ₂ ?)	60,7 —
11,0 α + Fe ₇ Mo ₈	77,0 VC	72,5 Mn _γ (Fe)	80,0 NbC	— —
20,4 α + сл. (Fe ₂ Mo ₂ C?)	85,0 VC	81,0 Mn _γ (Fe) + (Mn, Fe) ₃ C	89,0 NbC	— —



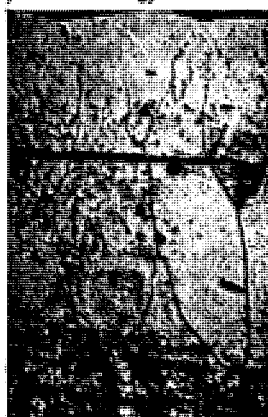
a)



б)



в)



г)



д)

**Фиг. 1. Микроструктура жє
ния поверхности метал**

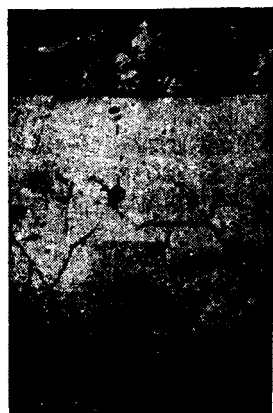
a—Cr—1100°, 6 час. × 200 (0,03% C);
б—W—1300°, 6 час. × 400 (0,03%
C); *в*—V—1100°, 6 час. ×
400 (1,18% C); *г*—Mn—1100°,
1200°, 6 час. × 200 (0,03% C); *д*—
Ce—1100°, 101



e)



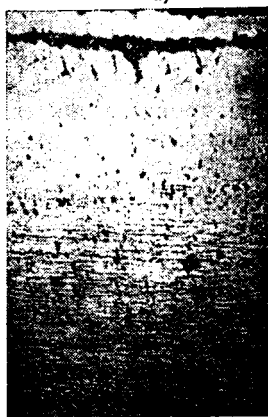
з)



ж)



и)



к)

лезы и стали после насыщения из газовой среды:

б — Cr — 1000°, 1 час. $\times 200$ (1,03% C);
С); г — Mo — 1300°, 6 час. $\times 100$
200 (0,03% C); е — V — 1100°, 6 час. \times
3 час. $\times 200$ (0,13% C); з — Nb —
Nb — 1200°, 6 час. $\times 300$ (1,18% C);
час. $\times 100$ (0,03% C).

сделать предположение о том, что в системе сплавов Fe—Nb γ -область должна быть замкнутой. Слабо выраженная разница в оттенках травления внешних зон структуры на фиг. 1, з может быть объяснена, повидимому, малой величиной скачка электродного потенциала, имеющего место на границе (линии) раздела диффузионного слоя.

Послойный анализ определения ниобия в краевых зонах железа, насыщенного ниобием при 1200° в течение 6 час., подтвердил наличие градиента концентрации в районе линии раздела фаз (при температуре диффузии) (фиг. 2). Последнее говорит также в пользу нашего предположения о наличии в системе Fe—Nb замкнутой области γ -фазы.

Узловая точка пересечения ветвей обеих кривых для случая железа указывает на предельную растворимость ниобия в γ -фазе. Согласно фиг. 2, предельная концентрация ниобия в γ -фазе для 1200° равна 1,8—2,0%, что находится в достаточно близком соответствии с данными Н. М. Воронова [3].

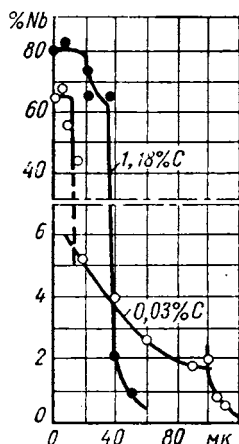
Диффузия ниобия в сталь сопровождается образованием на ее поверхности сплошного светлого слоя карбидной фазы состава NbC (фиг. 1, и).

Изложенные данные, определяющие природу поверхностных зон железа и стали после насыщения различными элементами, позволяют сделать некоторое заключение о кинетике формирования поверхностных зон в процессе диффузии металлов.

Действительно, кинетика формирования диффузионно насыщенного слоя на поверхности сплавов не может быть рассматриваема с точки зрения одной так называемой «чистой» или «реактивной» теорий пока не будет учтено действие различных факторов, определяющих течение процесса насыщения (методика проведения насыщения, обезуглероживание стали при насыщении, состав стали и т. д.).

Так, например, при насыщении железа церием или марганцем закономерность последовательного образования фаз, связанная с возникновением новой фазы, как только в ранее образовавшейся фазе будет достигнута предельная концентрация элемента, не наблюдается. Последнее указывает на иной характер течения процесса диффузии, в этих случаях не подчиняющийся закону последовательного образования фаз¹.

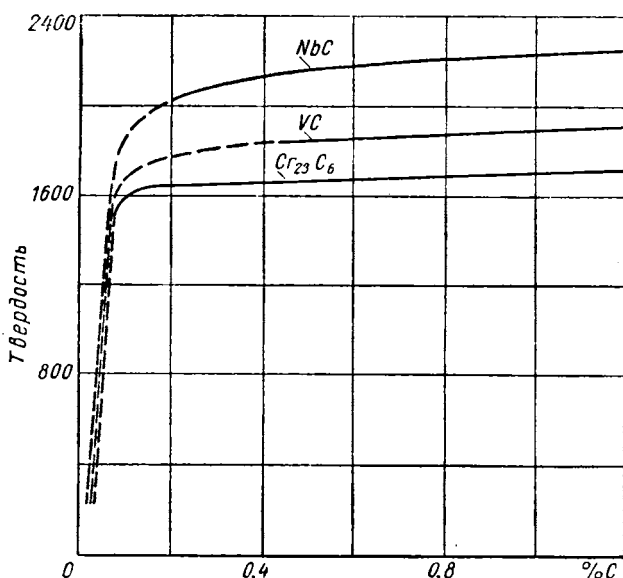
¹ Приведенные автором данные, с нашей точки зрения, не дают достаточно материала для такого вывода. *Ред.*



Фиг. 2. Распределение концентрации ниобия в поверхностных зонах железа и стали после газового ниобирования.

2. СВОЙСТВА СТАЛИ ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ МЕТАЛЛАМИ

Промышленное использование метода насыщения стали металлами определяется теми свойствами, которые приобретают детали после насыщения.



Фиг. 3. Влияние углерода на микротвердость поверхностного (карбидного) слоя стали после насыщения хромом, ванадием и ниобием.

Например, благодаря образованию сплошной карбидной фазы на поверхности стали, отличающейся высокой твердостью (фиг. 3), хромирование, ванадирование, ниобирование и марганценирование позволят, повидимому, повысить износоустойчивость стальных изделий.

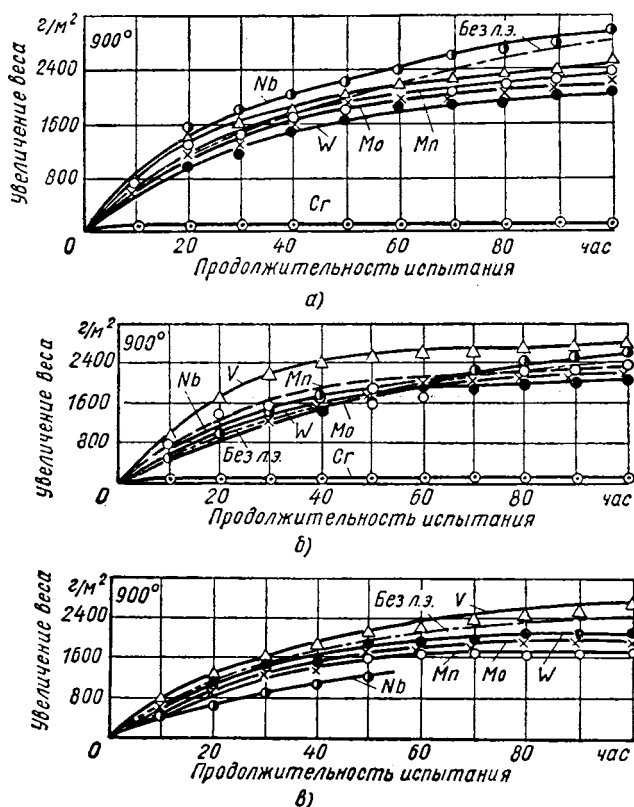
Жароупорность стали после насыщения поверхности металлами

Исследованию на жароупорность (сопротивление окислению при высоких температурах) подверглись образцы — пластины ($25 \times 15 \times 3$ мм), изготовленные из железа (0,03% C), стали марок 15 и У8А, а также из хромоникелевой стали марки Х18Н11Б.

Исследуемые образцы подвергались насыщению различными элементами (Cr, W, Mo, V, Mn, Nb, Ce) при 1200° в течение 3 час. Церирование производилось при 1100° в течение 8 час. Жароупорность определялась при 800, 900, 1000 и 1100° с общей продолжительностью пребывания образцов в окислительной температуре силовой электропечи в течение 120 час. Суждение о жароупорности производилось по определению привеса на окалину методом

повторных взвешиваний на микроаналитических весах через каждые 10 час.

Предварительные опыты определения жароупорности углеродистых сплавов (железо, сталь 15, У8А), прошедших насыщение Cr, W, Mo, V, Mn, Nb и Ce, показали, что для температур испытания от 800 до 1100° указанные элементы, за исключением хрома и частично ниобия, не приводят к какому-либо заметному повышению



Фиг. 4. Жароупорность железа и стали:

а — 0,03% С; б — 0,15% С; в — 0,85% С при 900° после насыщения различными элементами.

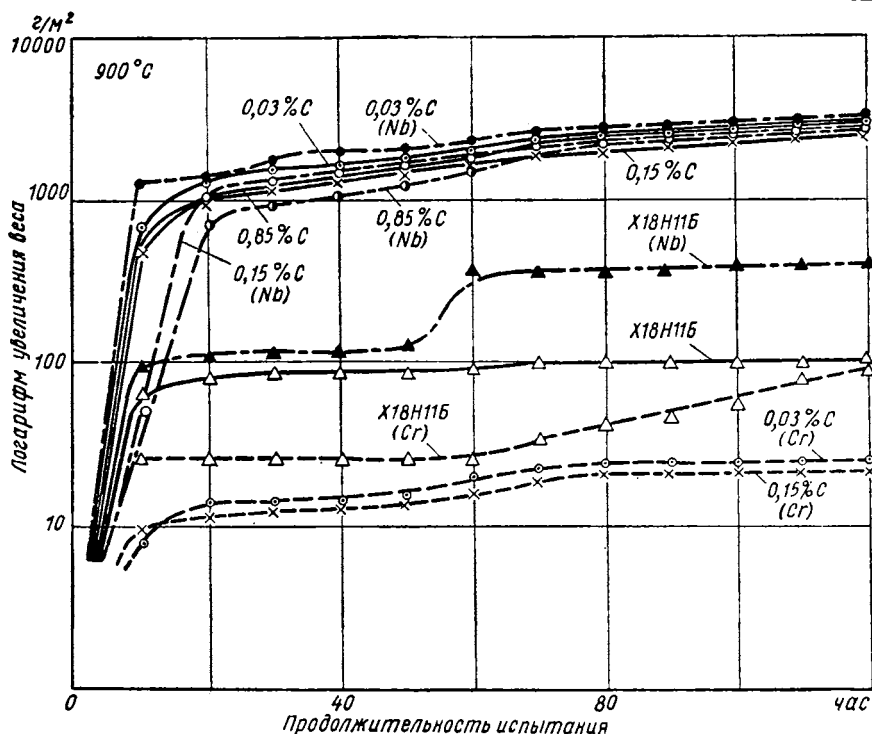
жароупорности по сравнению с образцами этих же сплавов, не прошедшими насыщение элементами.

Поэтому дальнейшие исследования были сосредоточены на исследовании жароупорности сплавов при 800—1100°, насыщенных хромом и ниобием. На фиг. 4 приведены результирующие данные испытаний на жароупорность при 900°.

На фиг. 5 приведены результаты определения жароупорности различных сплавов после хромирования и ниобирования для температур испытания 900°. При 800—1000° наиболее высокую жаро-

упорность обнаруживают сплавы, прошедшие хромирование. Ниобирование заметно не повышает жароупорности углеродистых сплавов и ухудшает жароупорность сплава X18H11B.

Наибольшей жароупорностью отличается сталь 15 и железо после хромирования. Жароупорность стали X18H11B хотя и повышается после хромирования, однако она ниже, чем у хромированных образцов железа и стали. Температурная зависимость измене-



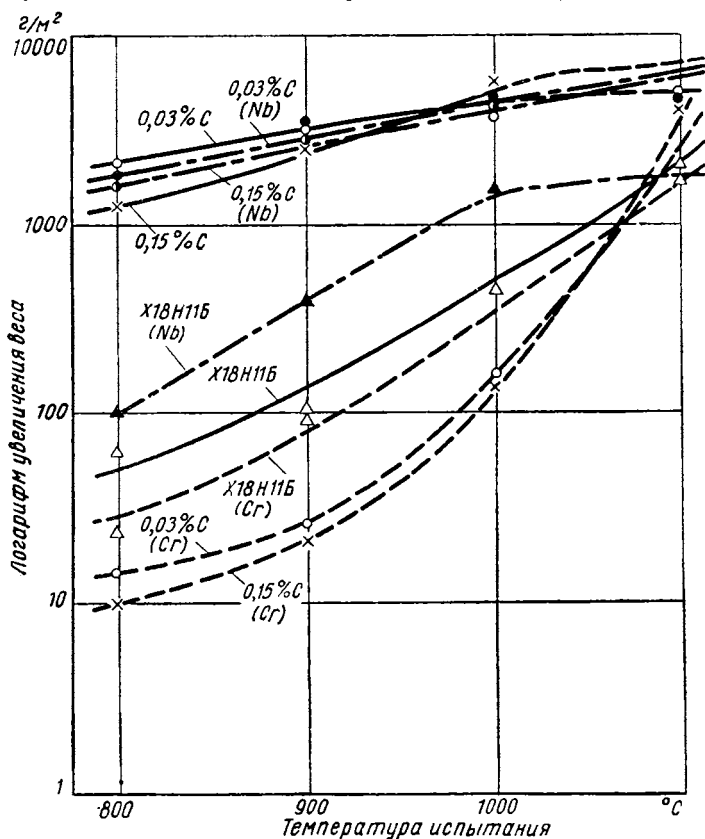
Фиг. 5. Жароупорность железа, углеродистой стали и стали X18H11B при 900° до и после газового хромирования и ниобирования.

ния жароупорности сплавов подчиняется экспоненциальному закону (фиг. 6). При 1100° скорость образования окалины оказывается настолько высокой, что образцы за короткое время окисляются насквозь, вследствие чего экспоненциальный характер кривой для температур выше 1000° нарушается.

С целью выяснения возможности дальнейшего повышения жароупорности сплавов методом хромирования были проведены опыты по определению жароупорности сплавов, прошедших хромирование на различную глубину. На фиг. 7 приведены сравнительные кривые жароупорных свойств образцов железа и стали X18H11B при 1100°, прошедших насыщение хромом при 1200° в течение 3 и 6 час. Из сопоставления кривых можно видеть, что увеличение глубины

насыщения хромом приводит к существенному увеличению жароупорности; особенно значительное увеличение жароупорности наблюдается для сплава X18H11B.

Существенно важное значение для получения высокой жароупорности сплавов после хромирования имеет качество получающейся поверхности (отсутствие пор, пятен, постоянство концентрации и глубины слоя по всей поверхности изделия).

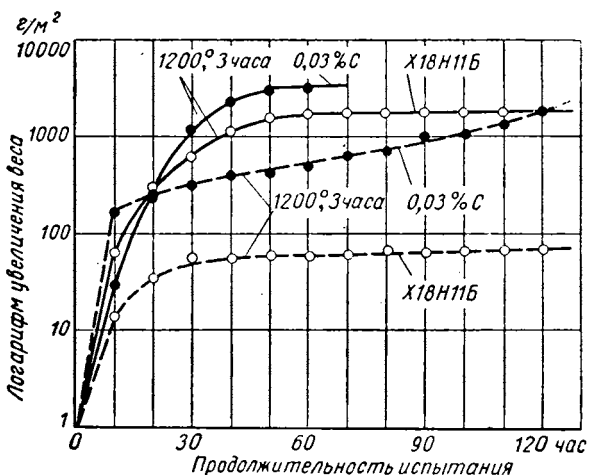


Фиг. 6. Влияние температуры на жароупорность железа, углеродистой стали и стали X18H11B до и после газового хромирования и ниобирования.

На фиг. 8 приводится фотография микроструктуры некачественно хромированного образца железа после 120-часового испытания на жароупорность при 1000° . Из фигуры видно, что незахромированный небольшой участок поверхности образца был причиной сильного разрушения металла под действием газовой коррозии. Наряду с этим хромированные участки остальной части поверхности оказались надежно защищенными от окисления.

Рассасывание слоя. То обстоятельство, что хромированные образцы сплавов обнаруживают высокую жароупорность при доста-

точно высоких температурах и теряют последнюю после длительного пребывания образцов в окисляющей атмосфере, заставляет рассмотреть более глубоко процесс тех преобразований в структуре



Фиг. 7. Влияние продолжительности газового хромирования на жароупорность железа и стали X18H11B.

и свойствах внешних зон насыщения, имеющих место в связи с явлением, которое мы назовем «рассасывание слоя». До настоя-

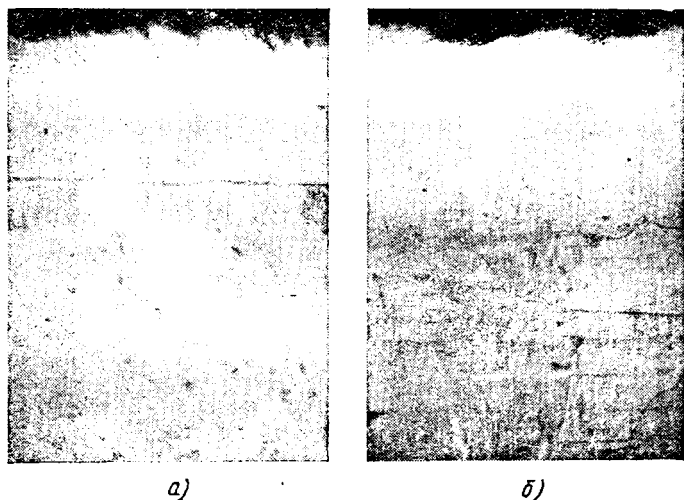


Фиг. 8. Местное разрушение от окисления незахромированного участка поверхности образца железа (испытание при 1000° , 120 час.; шлиф перетравлен). $\times 100$.

щего времени процесс рассасывания внешнего слоя насыщения не подвергался особому изучению, поэтому мы считали необходимым подвергнуть этот вопрос специальному анализу.

Следовало ожидать, что в результате «рассасывания» поверхностного слоя структуры, происходящего благодаря диффузии элемента слоя по направлению к сердцевинным зонам изделия будет происходить постепенное уменьшение концентрации легирующего элемента в поверхностном слое, приводящее к ускорению окисления стали. Поэтому от скорости рассасывания внешнего слоя должна существенно зависеть и жароупорность стали.

На фиг. 9 показана микроструктура хромированного железа в исходном состоянии *a* и после пребывания в течение 14,5 час. при



Фиг. 9. Микроструктура хромированного железа:

a — в исходном состоянии; *б* — после рассасывания при 300° в течение 14,5 часа.

800° (*б*) и в условиях воздушной атмосферы муфельной электропечи. Сопоставление фотографий показывает, что если за 14,5 час. при 800° толщина внешнего слоя заметно не изменилась, то линия раздела оказалась размытой вследствие рассасывания слоя, приведшего к установлению меньшего значения градиента концентрации хрома вдоль линии раздела, чем это имело место для образца в исходном состоянии. Для того чтобы изучить фактор рассасывания самостоятельно, изолировав происходящий процесс от возможных внешних влияний среды, опыты проводились в условиях глубокого вакуума.

Хромированные образцы, подлежащие исследованию на «рассасывание», предварительно изучались с точки зрения глубины слоя и концентрации элемента на поверхности, а потом заключались в кварцевые ампулы, в которых создавалось разрежение порядка 10^{-6} мм рт. ст. Запаянные образцами ампулы выдерживались при различных температурах (900—1100°) в течение определенного времени, после которого образцы извлекались из ампул и исследо-

вались, после чего вновь закрывались в ампулы и т. д. Определялась глубина внешнего слоя и концентрация элемента на поверхности.

Периоды между отдельными испытаниями на рассасывание составляли 10, 30, 60 и 120 час.

Исследуемыми сплавами служили образцы из железа и стали марок 15 и У8А, а также образцы из стали Х18Н11Б.

На фиг. 10 приведены микрофотографии, соответствующие хромированным образцам стали У8А в исходном состоянии и после рассасывания в вакууме при 1100°, в течение различных периодов времени.

В течение 60 час. толщина карбидного слоя у стали У8А остается неизменной. Однако уже спустя 10 час. становится заметным постепенное продвижение хрома из карбидного слоя по направлению к сердцевинным зонам образца, распространяющееся на еще большую глубину при увеличении выдержки до 60 час.

На фиг. 11 показаны результаты исследования влияния температуры и продолжительности рассасывания на толщину внешней зоны хромирования для железа и стали марок 15 и Х18Н11Б (режим хромирования: 1300°, выдержка 3 часа).

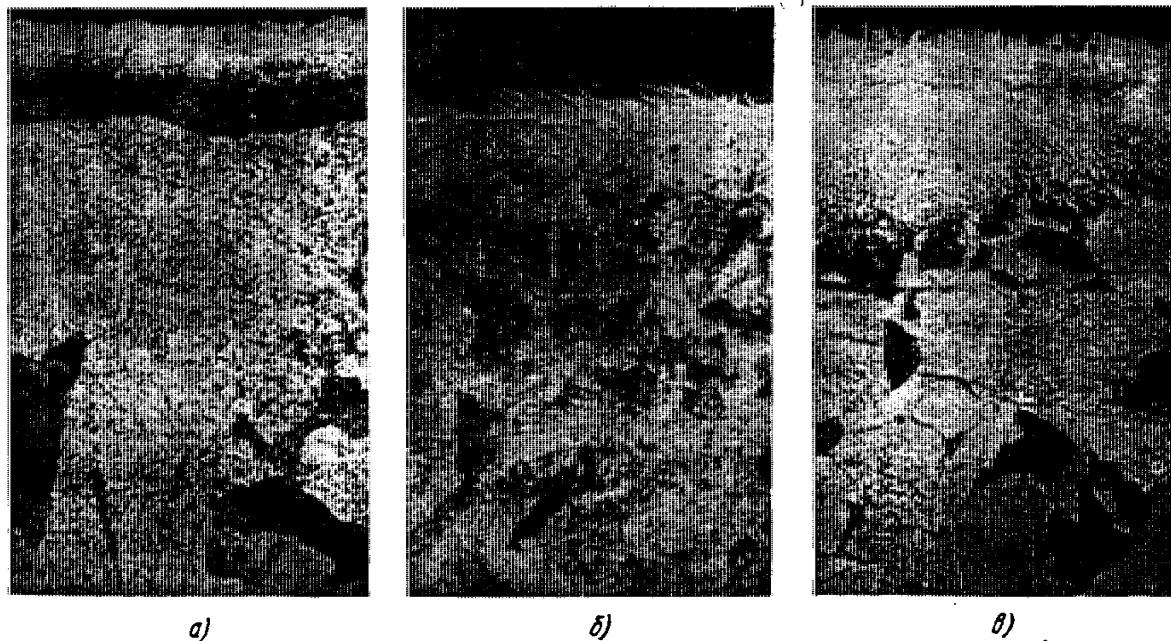
Рассмотрение полученных результатов позволяет считать, что заметное уменьшение толщины внешнего хромированного слоя наблюдается для железа и стали Х18Н11Б при температуре рассасывания выше 900°, за период испытания 60 час., тогда как хромированная сталь в течение этого периода не обнаруживает уменьшения толщины внешнего слоя даже и при 1000°.

Было обнаружено, что моменту наступления уменьшения толщины внешнего слоя предшествует период первоначального увеличения толщины слоя. В данной серии опытов сказанное выше установлено только для стали Х18Н11Б в интервале 800—900°.

Изменение концентрации хрома и толщины внешней зоны насыщения в процессе 120-часового рассасывания при 1100° для железа, стали 15 и У8А приведено на фиг. 12 (хромирование при 1200°, 3 часа).

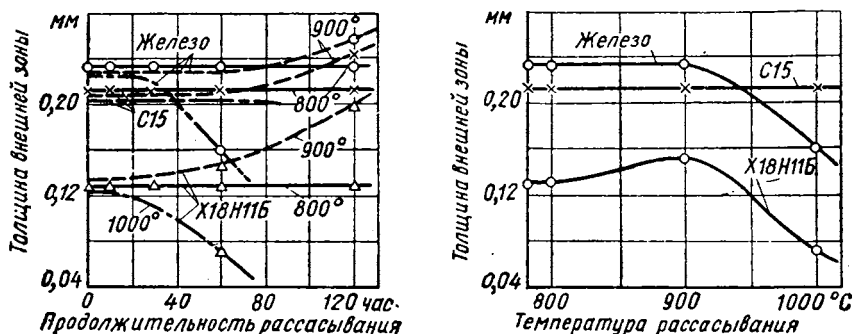
Высокие жароупорные свойства в первый период пребывания образцов из стали марки 15 и У8А при 1100° преимущественно обусловлены сохранением в течение 40—50 час. высокой концентрации хрома в поверхностном слое, а также малоизменяющимся значением толщины карбидного слоя. При последующем увеличении продолжительности пребывания образцов при температуре испытания наступает как уменьшение концентрации хрома на поверхности, так и уменьшение толщины внешнего слоя насыщения, что приводит в результате к потере деталями сопротивляемости действию высокой температуры.

В настоящее время еще отсутствует единая теория, которая бы объясняла кинетику окисления на сплавах, прошедших поверхностное насыщение элементами. В значительной мере это объясняется сложностью процессов, протекающих в поверхностных слоях стали под действием окисляющих газов.



Фиг. 10. Микроструктура хромированных образцов стали У8А до и после рассасывания при 1100°:
а — исходное состояние; $\times 500$; б — рассасывание 10 час.; $\times 500$; в — рассасывание 60 час.; $\times 500$.

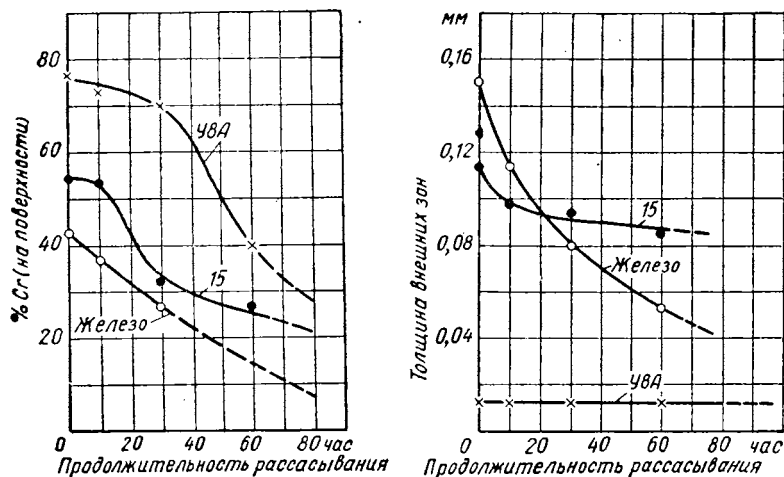
Исследованиями В. И. Архарова [4] было установлено, что сплав будет обладать высокой жароупорностью в том случае, если на его поверхности образуется оксидная фаза, имеющая структуру типа шпинели с возможно меньшим параметром решетки и, на-



Фиг. 11. Влияние температуры и продолжительности рассасывания на толщину внешней зоны хромированного железа и стали 15, X18H11B.

оборот, жароупорность будет малой у сплавов со структурой оксидной фазы типа вюстита.

Низкая жароупорность железа и стали в случае насыщения такими элементами, как V, Mo, W, Mn, Nb, Ce, может быть объяснена



Фиг. 12. Изменение толщины внешней зоны хромирования и концентрации хрома на поверхности у железа и стали 15, У8А в процессе рассасывания при температуре 1100°.

именно образованием оксидной пленки, имеющей структуру типа вюстита. С другой стороны, высокая жароупорность хромированного железа и стали, повидимому, обусловлена образованием структуры типа шпинели. Последнее подтверждается исследованиями

П. Д. Данкова и Н. А. Шишакова [5], [6] и И. И. Корнилова [7], обнаруживших на поверхности высокохромистой стали структуру типа шпинели ($\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$) и α — $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$.

Известно также, что образование оксидных фаз на поверхности стали подчиняется двум непрерывно следующим один за другим процессам: химическому взаимодействию окисляющего газа и основного металла и двусторонней диффузии кислорода извне и атомов основного металла на внешнюю поверхность оксидной пленки [4], [8]. Для случая поверхностно легированных сплавов эти процессы имеют место в поверхностных зонах насыщенного слоя.

Наши исследования показали, что окисные пленки на хромированном железе и особенно на хромированной стали, имеющей на поверхности карбидную фазу, а в некоторых случаях и у ниобированной стали, отличаются высокой прочностью даже после длительного испытания на жароупорность, что не наблюдается у образцов, прошедших насыщение другими элементами. В последнем случае уже в первые часы испытания возникают рыхлые, растрескивающиеся и отскакивающие пленки окислов.

Кроме того, при учете различных факторов, определяющих кинетику окалинообразования, нельзя не учитывать такого важного фактора, каким является процесс рассасывания внешнего слоя насыщения. Скорость окисления внешних зон образца при высоких температурах должна быть сопоставлена в этом случае со скоростью рассасывания внешнего слоя.

3. КИСЛОУПОРНОСТЬ СТАЛИ ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛАМИ

Образцы железа и углеродистой стали, прошедшие насыщение поверхности различными элементами (Cr, W, Mo, V, Mn, Nb) из газовой среды при 1200° в течение 3 час. подвергались коррозионным испытаниям в средах: HNO_3 (50%), HCl (37%), H_2SO_4 (98%), $\text{C}_2\text{H}_4\text{O}_2$ (85%), H_2O_2 (26,4%), NaCl (10%) при 20° . В качестве эталона для сравнения была взята хромоникелевая кислотоупорная сталь состава: 0,18% C; 25% Cr; 20% Ni. Общая продолжительность испытаний составляла 25 суток. Интервалы времени между повторными взвешиваниями образцов составляли 5—6 суток. Суждение о коррозионной стойкости образцов в различных средах производилось путем отнесения потери веса образца к единице его поверхности.

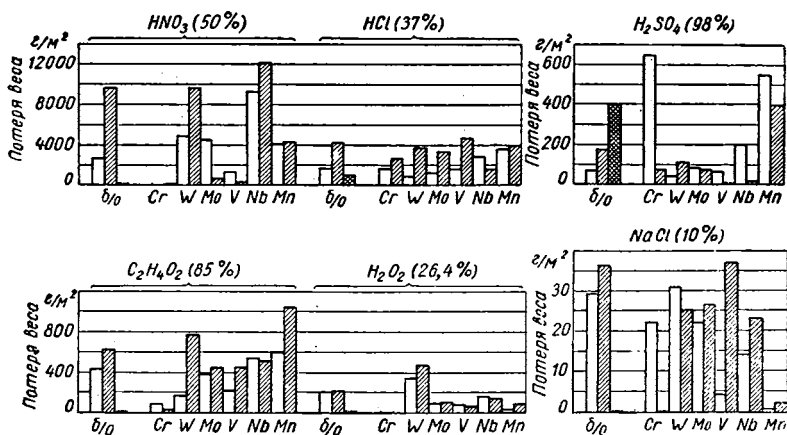
Сравнительные данные коррозионной устойчивости образцов железа и стали в различных средах до и после насыщения их различными элементами за период испытания 25 суток приведены на фиг. 13.

Насыщение хромом позволяет существенно повысить коррозионную устойчивость железа и стали в среде азотной и уксусной кислот, перекиси водорода в растворе хлористого натрия. Вольфра-

мирование и молибденирование сообщает коррозионную стойкость железу и стали в серной кислоте.

Марганценирование способствует повышению коррозионной стойкости в среде перекиси водорода и хлористого натрия. Ниобирование и ванадирование стали повышает ее коррозионную стойкость в серной кислоте.

Теории, которая объясняла бы кинетику коррозионного разрушения на сплавах, прошедших поверхностное насыщение элементами, нет. Это объясняется недостаточной изученностью электрохимиче-



Фиг. 13. Потери от коррозии у железа и стали в различных средах до и после насыщения поверхности металлами (за 25 суток при 20°).

□ — 0,03% C; ▨ — 0,47% C; ▩ — 0,16% C, 2% Cr, 20% K.

ских процессов, протекающих в объеме диффузионно-насыщенного слоя, особенно в тех случаях, когда микроструктура последнего является гетерогенной.

Если в случае наличия на поверхности металла гомогенной фазы твердого раствора (например, после насыщения железа хромом или ванадием) или фазы карбидной природы (при насыщении стали хромом, ванадием, ниобием) скорость коррозионного разрушения определяется степенью торможения анодного процесса, проявляющего свое действие равномерно по всей поверхности образца, то в случае гетерогенной структуры в диффузионно насыщенной зоне (например, при насыщении железа и стали вольфрамом и молибденом) процесс коррозионного разрушения должен быть, по видимому, связан с вероятностью возникновения большого количества добавочных микрокатодов на поверхности стали. Последние возникают вследствие электрохимического вытеснения более благородных ионов из раствора менее благородными ионами растворяющегося металла. Уменьшение скорости коррозии в условиях легкого возникновения пассивного состояния при образовании на коррозионной поверхности добавочных микрокатодов было установлено и обосновано Н. Д. Томашовым [9]. Уменьшение скорости коррозии

в некоторых средах при наличии гетерогенной структуры после насыщения железа или стали такими элементами, как вольфрам, молибден, ниобий, может быть объяснено с этой точки зрения возникновением пассивности вследствие анодной поляризации активных участков корродирующей фазы за счет контакта с другой фазой, действующей как добавочное катодное включение.

Анализ полученных результатов исследования позволяет считать вполне целесообразным применение метода диффузионного насыщения металлами к различным промышленным изделиям, так как наряду с увеличением эксплуатационных характеристик изделий оказывается возможным успешно заменить дорогостоящие специальные износостойкие, жароупорные и кислотоупорные сплавы дешевыми углеродистыми сталями.

ЛИТЕРАТУРА

1. Г. Н. Дубинин, Газовый метод хромирования стали. Металлургиздат, 1950.
 2. М. Г. Окнов, Л. С. Мороз, «Журнал технической физики» № 11, вып. 7 и 8, 1941.
 3. Н. М. Воронов, «Известия АН СССР»; серия химическая» № 6, 1937.
 4. В. И. Архаров, Окисление металлов, Metallurgizdat, 1945.
 5. П. Д. Данков и Н. А. Шишаков, «Известия АН СССР; отделение математич. и естеств. наук», стр. 1225, 1938.
 6. П. Д. Данков, «Доклады АН СССР», 1946.
 7. И. И. Корнилов, Железные сплавы, т. 1, АН СССР, 1945. Жароупорный сплав, № 3, АН СССР, 1947.
 8. Г. В. Акимов, Теория и методы исследования коррозии металлов. АН СССР, 1945.
 9. Н. Д. Томашев, Теория коррозии металлов, Metallurgizdat, 1952.
 10. Н. Т. Гудцов, Г. Н. Дубинин, «Известия АН СССР, отделение техн. наук» № 4, 1951.
-

Ю. А. ГЕЛЛЕР

НОВОЕ В ТЕХНОЛОГИИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ, ПРИМЕНЯЕМЫХ ДЛЯ РЕЖУЩИХ ИНСТРУМЕНТОВ

Развитие передовой техники и рост машиностроения предъявляют новые высокие требования к качеству инструментальных сталей и к повышению долговечности изготавливаемых из нее инструментов. Промышленность применяет за последние годы инструменты, все более сложные по форме и условиям эксплуатации — от очень мелких, например сверл диаметром до 1 мм, до очень крупных, имеющих резкие переходы по сечению и сложный профиль режущей кромки.

В этих условиях оценка инструментальной стали только по твердости, часто применяемая в промышленности для определения качества выполненной термической обработки, а следовательно, и качества готового инструмента, остается необходимой, но недостаточной характеристикой. Повышение температуры закалки на 10—30° и даже на 50—80° сверх минимально установленной, а в ряде случаев и применение других условий охлаждения почти не изменяют твердости. Кроме того, после закалки и низкого отпуска (150—200°) углеродистые и легированные стали с содержанием углерода в широких пределах — от 0,7 до 1,3% — имеют примерно одинаковую высокую твердость. Между тем несомненно, что эти изменения режима термической обработки или химического состава должны, в свою очередь, существенно изменить многие важные свойства инструментальной стали, определяющие как производительность изготовления инструментов, так и их режущие свойства и долговечность в работе.

В настоящее время серьезными задачами термической обработки инструментальных сталей являются получение высоких механических свойств наряду с высокой твердостью и красностойкостью для быстрорежущей стали и значительное снижение остаточных напряжений и деформации при закалке¹.

¹ Рассматриваемые ниже вопросы в значительной мере относятся к термической обработке не только режущих инструментов, но и штампов, применяемых для деформирования металла в холодном состоянии и изготавливаемых из углеродистой и низколегированной стали (марок X, 9XC, XГ).

Для оценки влияния механических свойств на долговечность режущих инструментов характерны результаты систематических наблюдений и проверки причин пониженной стойкости инструментов в заводских условиях эксплуатации, выполненные на Уральском заводе тяжелого машиностроения [4]. Они показали, что 73% инструментов небольшого диаметра выходит из строя из-за поломки, т. е. преждевременно, до наступления нормального износа или потери красностойкости. Наши наблюдения показывают, что разрушение чаще всего происходит на некотором расстоянии от зоны резания: в участках, в которых создается наибольший изгибающий или крутящий момент. Крупные фасонные инструменты сложной формы оказываются в ряде случаев непригодными для дальнейшего использования из-за поломки отдельных зубьев или нитки резьбы. Поэтому механические свойства инструментальных сталей имеют для долговечности многих фасонных, а следовательно, дорогих инструментов, такое же большое значение, как и для деталей, изготовляемых из конструкционных сталей.

Другой задачей, которую необходимо разрешить при термической обработке инструментов, особенно сложной формы или небольшого сечения, является уменьшение остаточных напряжений и деформации, вызываемых закалкой. Возможно большее снижение деформации не только устраняет или значительно уменьшает дорогостоящее шлифование и правку инструментов, но и предупреждает брак инструментов многих типов, особенно имеющих внутреннее отверстие, излишнее увеличение диаметра которого в результате закалки часто делает такие инструменты непригодными для использования. Кроме того, получение меньших остаточных напряжений в закаленной стали позволяет резко сократить брак по трещинам инструментов сложной формы.

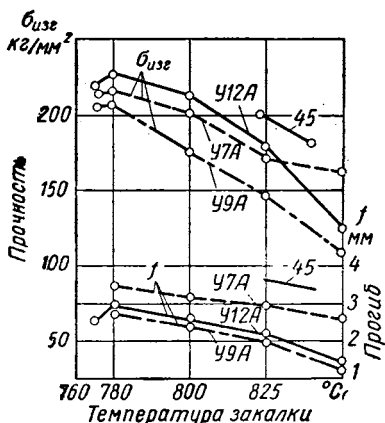
1. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Механические свойства инструментальных сталей после закалки и отпуска, в состоянии, в котором они сохраняют мартенситную структуру и высокую твердость и применяются в готовых инструментах, изучались еще сравнительно мало из-за значительной методической трудности определения. Инструментальные стали в этом состоянии разрушаются хрупко (путем отрыва), вследствие чего испытания на растяжение, широко применяемые для конструкционных сталей, оказываются малоприменимыми. Испытания на сжатие не выявляют достаточно полно механические свойства стали, имеющей избыточные карбиды в структуре. Лучшие результаты можно получить в испытаниях на кручение или на изгиб. Приводимые ниже данные получены нами для образцов призматической формы размерами $8 \times 12 \times 80$ мм в испытаниях на чистый изгиб: двумя нагрузками, приложенными на равном расстоянии от опор (в третях пролета).

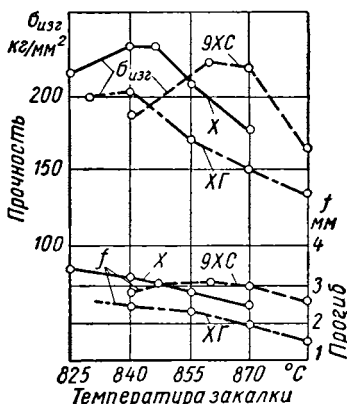
Влияние закалки. Изменение механических свойств в зависимости от температуры закалки показано на фиг. 1 для углероди-

стой стали: доэвтектоидной У7А, эвтектоидной У9А и заэвтектоидной У12А, на фиг. 2 — для легированной стали Х, ХГ и 9ХС и на фиг. 3 и 4 — для быстрорежущей стали Р9 и Р18. Поскольку инструментальные стали применяются в готовом инструменте в закаленном и отпущенном состоянии, механические свойства указаны на диаграммах после закалки и отпуска, сохраняющего мартенситную структуру и высокую твердость.

Испытания отчетливо показывают, что не только пластичность, но и прочность инструментальных сталей, имеющих мартенситную структуру, резко зависит от температуры нагрева для закалки. Механические свойства заэвтектоидных сталей разного состава и



Фиг. 1. Механические свойства углеродистой инструментальной стали (после отпуска при 180°) в зависимости от температуры закалки.



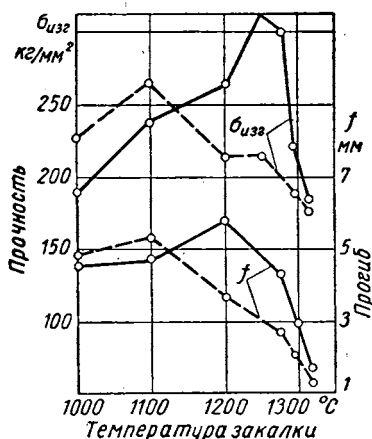
Фиг. 2. Механические свойства легированной инструментальной стали (после отпуска при 150°) в зависимости от температуры закалки.

быстрорежущих сталей изменяются в зависимости от температуры закалки по одинаковому закону. Повышению температуры закалки отвечает сначала возрастание прочности и пластичности: небольшое для углеродистой заэвтектоидной стали, несколько большее для легированной стали и наиболее значительное для быстрорежущей стали. Это возрастание механических свойств сменяется в результате дальнейшего повышения нагрева резким снижением как прочности, так и пластичности. Повышение температуры закалки с 780 до 850° понижает прочность доэвтектоидной углеродистой стали У7А на 25%, а заэвтектоидной стали У12А — на 50%. Аналогично повышение температуры закалки стали 9ХС с 860 до 900° понижает прочность на 35%. Повышение температуры закалки быстрорежущей стали Р18 с 1250 до 1300° вызывает снижение прочности на 30—35%. Еще более значительно снижается при этом пластичность инструментальных сталей, характеризуемая величиной прогиба.

Указанное изменение механических свойств было получено в результате закалки инструментальных сталей в условиях, принятых в промышленности, т. е. с нагревом в двухфазную область

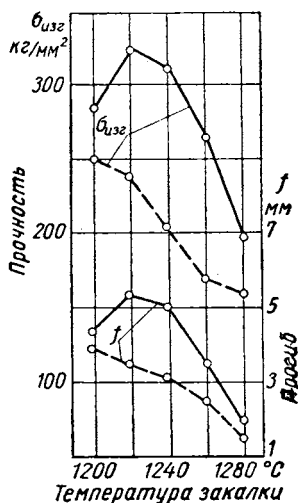
(аустенит и карбиды), после которого в структуре закаленной стали сохраняется некоторое количество избыточных карбидов. Дальнейшее повышение температуры закалки, вызывающее почти полное растворение карбидов заэвтектоидной стали, дополнительно и резко понижает механические свойства.

Главными факторами, влияющими на механические свойства сталей, закаленных из двухфазной области (аустенит и карбиды) и получивших мартенситную структуру, являются: величина действительного зерна аустенита, созданного при нагреве, условия распределения и размеры избыточных карбидов и остаточные напряжения.



Фиг. 3. Механические свойства быстрорежущей стали P18 в зависимости от температуры закалки (охлаждение в масле):

--- без отпуска;
 — после отпуска при 500°, три раза.



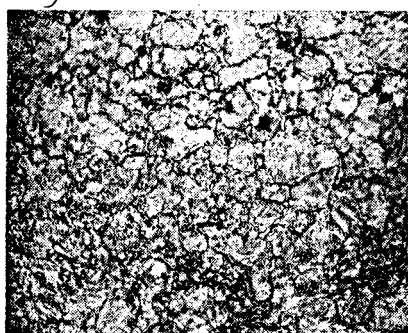
Фиг. 4. Механические свойства быстрорежущей стали P9 в зависимости от температуры закалки (охлаждение в масле):

--- без отпуска;
 — после отпуска при 560°, три раза.

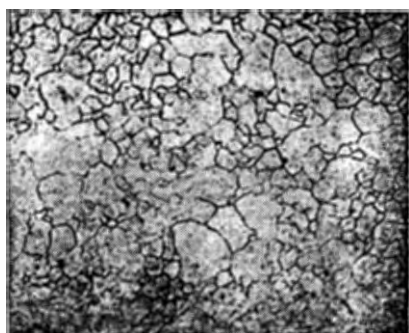
Ориентировка по бывшему зерну аустенита сохраняется в условиях мартенситного превращения [5]. Границы раздела различно ориентированных зерен служат барьером, препятствующим развитию трещины, возникающей при хрупком разрушении. Поэтому увеличение размеров зерна усиливает концентрацию напряжений на концах возникающей более крупной трещины и значительно понижает не только пластичность, но и прочность стали, имеющей мартенситную структуру. Так, например, повышение температуры закалки углеродистой заэвтектоидной стали У12А с 780 до 850°, ухудшающее механические свойства, одновременно вызывает рост зерна с № 7—8 до № 4—5 (фиг. 5). Аналогичная зависимость между величиной зерна аустенита и механическими свойствами отчетливо наблюдается и у других инструментальных сталей с мартенситной структурой.

Влияние величины зерна на механические свойства заэвтектоидных и быстрорежущих сталей усиливается действием карбидов, выделяющихся по границам зерен. Однако воздействие карбидов на прочность и пластичность сравнительно сложно.

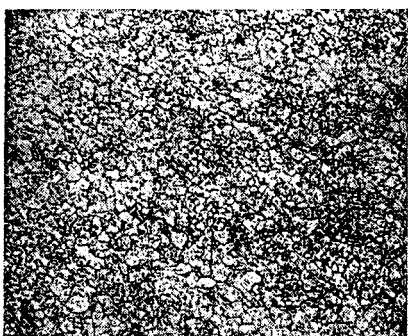
Избыточные карбиды, присутствующие в структуре заэвтектоидной и быстрорежущей стали, тормозят рост зерна аустенита при



a)



б)



в)

Фиг. 5. Величина зерна инструментальной стали. $\times 100$:

a—сталь У12А, нагрев 800°; *б*—сталь У12А, нагрев 850°; *в* — сталь Р18, нагрев 1260°.

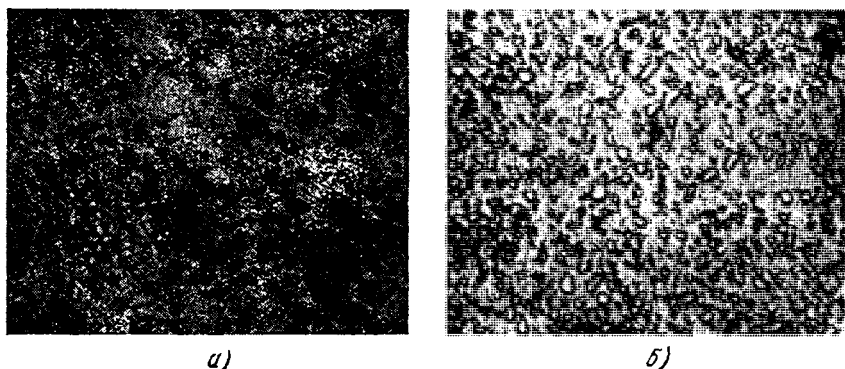
нагреву. Поэтому в условиях нагрева, сохраняющего большую часть вторичных карбидов, инструментальные стали имеют мелкое зерно. Значительный рост зерна наступает при растворении большей части вторичных карбидов.

Вместе с тем влияние карбидов на механические свойства не ограничивается только воздействием на величину зерна. Избыточные карбиды могут неблагоприятно влиять и понижать механические свойства, если они неравномерно распределены в структуре. Карбиды, выделившиеся в виде сетки или ориентированные по границам зерен, ухудшают свойства пограничного слоя и его роль барьера, препятствующего развитию трещины. Карбидные включения, вытянутые в виде строк или полос, нарушают также сплошность металла.

Карбидообразующие элементы, в частности хром при содержании в количестве 0,5—1,5% в стали с 0,9—1,1% С, задерживают

коагуляцию карбида цементитного типа при отжиге и способствуют получению более мелких и равномерно распределенных карбидов (сталь X, 9XC) по сравнению с углеродистой заэвтектоидной сталью (фиг. 6).

Увеличение содержания углерода до 1,2—1,3% (сталь У13, ХГ) или значительное увеличение содержания карбидообразующих элементов, особенно хрома и вольфрама (высокохромистые стали Х12, Х12М, Х12Ф и быстрорежущие стали), усиливает карбидную неоднородность. Обработка давлением в значительной степени устраняет карбидную неоднородность [6], [7]; поэтому катаная или кованая сталь в прутках меньшего диаметра, получивших соответственно



Фиг. 6. Влияние хрома на структуру отожженной заэвтектоидной стали. $\times 1000$:
а — сталь У12; б — сталь с 1,1% С и 0,9% Cr.

большую деформацию при прокатке (или ковке), имеет, как правило, более мелкие и равномерно распределенные карбиды. На фиг. 7 показано влияние карбидной неоднородности на механические свойства стали Р19; отчетливо видно, что с уменьшением карбидной неоднородности механические свойства резко возрастают.

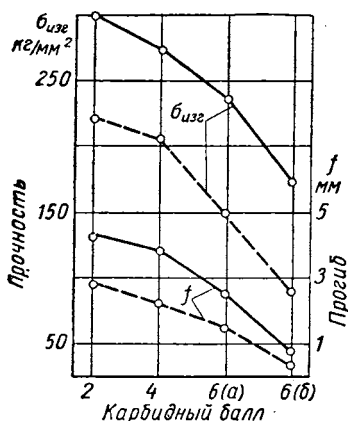
Указанные особенности влияния величины зерна и карбидов объясняют различие в механических свойствах инструментальных сталей разного состава.

Эвтектоидная углеродистая сталь (марок У8 и У9) имеет как в закаленном, так и в отпущенном состоянии более низкие механические свойства, чем заэвтектоидная сталь с 1,05—1,15% С (фиг. 8). При нагреве до одинаковых температур закалки эвтектоидная сталь как не имеющая вторичных карбидов получает более крупное зерно. Эти свойства эвтектоидной стали делают мало целесообразным ее применение для большей части режущих инструментов.

Заэвтектоидная углеродистая сталь с 1,0—1,15% С превосходит по механическим свойствам не только эвтектоидную, но и сталь, имеющую более 1,15—1,20% (фиг. 8). В последней стали чаще наблюдается выпадение цементита по границам зерен, что ухуд-

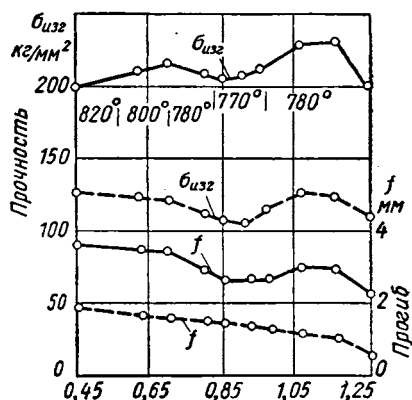
шает ее механические свойства. Это позволяет рекомендовать выделить эту сталь в самостоятельную марку У11.

Легированные стали марок Х и 9ХС сравнительно мало отличаются от стали У12А по количеству избыточных карбидов и по величине зерна, получаемого при нагреве для закалки. Эти стали немного превосходят сталь У12 (У11) по механическим свойствам в низкоотпущенном состоянии (см. фиг. 1 и 2), вследствие более равномерного распределения избыточных карбидов в структуре и, как будет показано ниже, меньших остаточных напряжений, сохраняющихся в легированной стали после низкотемпературного отпуска.



Фиг. 7. Влияние карбидной неоднородности на механические свойства быстрорежущей стали Р18; механические свойства указаны для стали с карбидным баллом 2 и 4 в продольном направлении, для стали с карбидным баллом 6:

а — в продольном, б — в поперечном направлении;
 - - - - - закалка с 1270° в масле;
 ———— закалка с 1270° в масле и отпуск 560°, три раза.



Фиг. 8. Механические свойства углеродистой стали в зависимости от содержания углерода (цифры на диаграмме указывают температуру закалки):

— — — — — после закалки, охлаждение в воде;
 ———— после закалки и отпуска при 180°, 1 час.

В группе легированных сталей пониженные механические свойства имеет сталь ХГ; это объясняется влиянием неоднородного распределения карбидов вследствие повышенного содержания углерода в стали ХГ (1,30—1,50%).

Быстрорежущая сталь имеет в структуре значительно больше карбидов, чем углеродистая и легированная сталь. Количество карбидов в стали Р18 составляет в отожженном состоянии 25%, а после закалки (с 1300°) 15—17% [8]. В стали Р9 количество избыточных карбидов составляет 17—18% в отожженном состоянии и 7—9% после закалки с 1230—1240°. Вследствие задерживающего влияния карбидов на рост зерна, быстрорежущие стали даже при высоком нагреве для закалки имеют очень мелкое зерно

(фиг. 5). В результате нагрева до 1250—1260° (сталь Р18) и 1200—1220° (сталь Р9) балл по зерну соответствовал 11—12. При дальнейшем нагреве, вызывающем растворение большей части вторичных мелких карбидов, в быстрорежущей стали наблюдается более интенсивный рост зерна. Однако и в этом случае величина зерна быстрорежущей стали значительно меньше, чем, например, в углеродистой стали У12А, нагревавшейся до 800—820°. Способность быстрорежущей стали сохранять мелкое зерно при высоком нагреве является одной из главных причин, вследствие которых быстрорежущие стали значительно превосходят углеродистые и легированные стали по механическим свойствам особенно по прочности¹. Таким образом, основное отличие в свойствах быстрорежущей стали от других инструментальных сталей заключается не только в ее красностойкости, но и в высоких механических качествах. Сталь Р9 имеет обычно меньшую карбидную неоднородность и поэтому несколько превосходит сталь Р18 по механическим свойствам (но немного уступает последней по красностойкости).

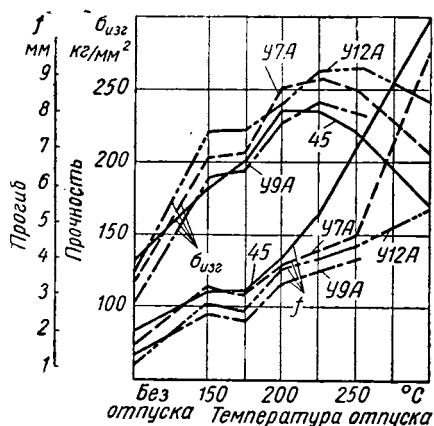
Неоднородность в распределении карбидов в структуре стали вызывает, кроме того, анизотропию механических свойств, определяемых вдоль и поперек направления карбидных строк. Принципиальное отличие анизотропии механических свойств доэвтектоидной стали заключается в том, что инструментальные стали с мартенситной структурой имеют в поперечном направлении не только меньшую вязкость, но и пониженные прочность и пластичность. Испытания образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлениях, показали, что анизотропия прочности и пластичности составляет примерно 5—10% для стали Х и 9ХС, 15—25% (в зависимости от степени карбидной неоднородности) для стали ХГ и достигает 20—25% по прочности и 40—50% по пластичности для стали Р18 (фиг. 7).

Остаточные напряжения, создаваемые закалкой, значительно понижают механические свойства стали с мартенситной структурой. Роль остаточных напряжений отчетливо выявляют: а) сравнением механических свойств углеродистой стали, закаленной в воде и в масле, и б) ходом изменения этих же свойств в результате отпуска закаленной стали.

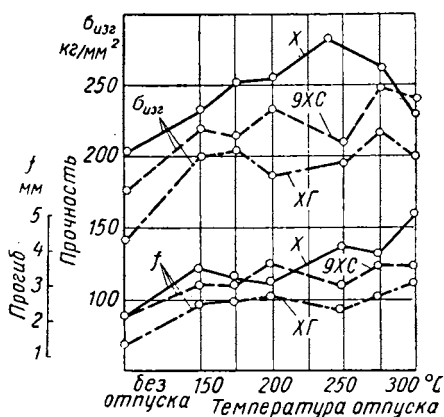
Испытания образцов размерами $4 \times 6 \times 40$ мм, изготовленных из стали У12А, показывают, что непосредственно в закаленном состоянии (без отпуска) углеродистая сталь, охлажденная в масле и получившая твердость $R_c = 62 \div 63$, имеет более высокие механические свойства, чем такая же сталь, охлажденная в воде и получившая лишь немного большую твердость ($R_c = 64 \div 65$). После отпуска при 150—160°, снимающего значительную часть напряжений, это различие в свойствах практически исчезает.

¹ Быстрорежущая сталь превосходит по механическим свойствам углеродистые и легированные стали не только в отпущенном состоянии, когда может проявляться влияние выделяющихся из раствора мелкодисперсных карбидов, но и в закаленном состоянии.

Такой же результат показывает сравнение механических свойств углеродистой стали, охлажденной в воде (фиг. 9), и легированной стали, охлажденной в масле (фиг. 10). Непосредственно в закаленном состоянии углеродистая сталь, в том числе и сталь У7¹, имеет более значительные остаточные напряжения и пониженные механические свойства по сравнению с легированной сталью. Однако после отпуска при 150—180°, снимающего большую часть напряжений, механические свойства этих сталей оказываются примерно одинаковыми.



Фиг. 9. Механические свойства углеродистой стали в зависимости от температуры отпуска продолжительностью 1 час (температура закалки — оптимальная; охлаждение в воде).



Фиг. 10. Механические свойства легированной стали в зависимости от температуры отпуска продолжительностью 1 час (температура закалки оптимальная; охлаждение в масле).

Таким образом, основное различие во влиянии величины зерна и остаточных напряжений на механические свойства состоит в том, что величина зерна, созданная нагревом для закалки, сохраняется и в отпущенной стали и не может быть изменена отпуском, тогда как остаточные напряжения в значительной мере снимаются при отпуске.

По сравнению с ролью указанных факторов меньшее влияние на механические свойства инструментальной стали с мартенситной структурой оказывает изменение содержания углерода и мартенсита и количества остаточного аустенита в структуре.

Содержание углерода в мартенсите заэвтектоидной стали, закаленной со сравнительно низких температур из двухфазной области (аустенит и карбиды), изменяется в относительно узких пределах: от 0,7—0,8 до 0,9—1,0%. Увеличение содержания углерода в этих пределах немного понижает пластичность, но мало влияет на прочность.

¹ Эта сталь имеет в закаленном состоянии (охлаждение в воде) примерно такое же содержание углерода в мартенсите, как и легированные стали Х, ХГ, 9ХС, охлажденные в масле.

Увеличение количества остаточного аустенита с 10—15 до 20%, т. е. в пределах, в которых он сохраняется в результате закалки с нагревом, не вызывающим еще роста зерна и в обычно принятых условиях охлаждения (вода, масло, ступенчатая закалка), снижает напряжения и позволяет тем самым получить более высокие механические свойства, однако лишь непосредственно в закаленном состоянии. Это влияние остаточного аустенита становится незначительным в результате низкого отпуска, уменьшающего напряжения. В то же время увеличение количества остаточного аустенита, достигаемое значительным повышением температуры закалки, вызывает рост зерна; роль этого фактора, ухудшающего механические свойства, оказывается преобладающей. Влияние повышенного количества остаточного аустенита, получаемого изменением условий охлаждения при закалке (изотермическая закалка) и не сопровождающегося, следовательно, ростом зерна, рассматривается ниже, в § 2.

Приведенные данные позволяют объяснить показанный на фиг. 1—4 своеобразный ход изменения механических свойств инструментальных сталей в зависимости от температуры закалки. Небольшое повышение температуры закалки выше области перлитного превращения не вызывает еще заметного роста зерна, но способствует растворению части мелких карбидов, ориентированных в отожженной стали по границам зерен. Для растворения выделившихся по границам зерен сложных карбидов в быстрорежущей стали необходим более высокий нагрев, что способствует получению лучших механических свойств.

Дальнейшее повышение температуры нагрева усиливает растворение карбидов и рост зерна и увеличивает легированность аустенита. Такой пересыщенный легированными элементами аустенит является неустойчивым в отношении выделения части карбидов по границам зерен при последующем охлаждении даже в надкритической области температур. Относительное количество карбидов, выделяющихся в пограничных слоях, больше в стали с крупным зерном. Поэтому выделение карбидов в виде сетки отчетливо наблюдается в значительно перегретой заэвтектоидной и ледебуритной стали. Перегрев при закалке понижает по этим причинам больше механические свойства заэвтектоидной и быстрорежущей стали, чем доэвтектоидной. Для получения лучших механических свойств рекомендуется закалка со следующими температурами:

Для стали	У7А (У7)	780—790°
" "	У8А и У9А (У8, У9)	760—770°
" "	У10А, У12А (У10, У12)	780—790°
" "	Х	835—845°
" "	9ХС	860—870°
" "	ХГ	835—850°
" "	Р9	1200—1220°
" "	Р18	1250—1260°

Необходимо подчеркнуть, что указанные температуры закалки для углеродистой и быстрорежущей стали не во всех случаях

являются лучшими. В зависимости от технологических условий эксплуатации инструментов эти температуры надо изменять исходя из следующих соображений.

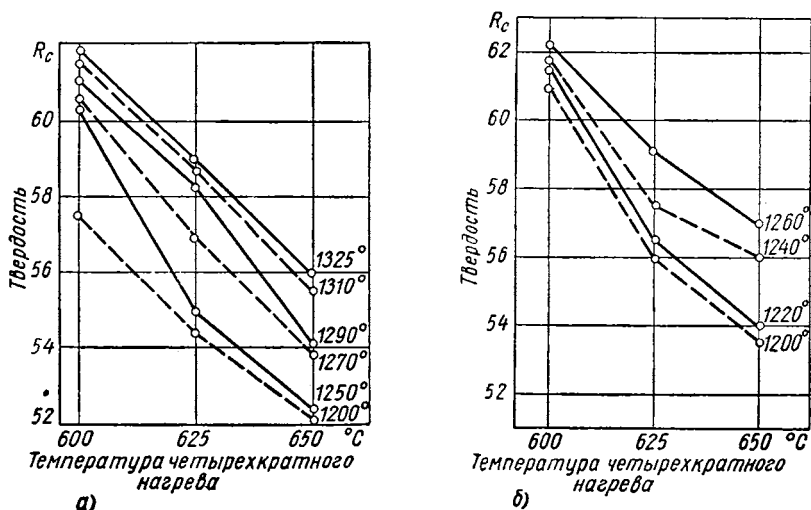
Углеродистые стали обладают различной закаливается и прокаливаемостью в зависимости от сечения инструмента.

Углеродистая сталь марок У10 и У12 получает высокую твердость при охлаждении в масле лишь в инструментах диаметром до 5—7 мм, а при охлаждении в расплавленных солях с температурой 150—160° (и выдержкой 1—3 мин.) в инструментах диаметром до 10—12 мм. Замедленное охлаждение в интервале мартенситного превращения при закалке в масле или расплавленных солях способствует уменьшению остаточных напряжений и деформации инструмента по сравнению с создаваемым охлаждением в воде. Однако с целью получения достаточно высокой и однородной твердости необходимо для углеродистой стали, охлаждаемой в масле или в расплавленных солях, повышать температуру закалки до 800—810°. В этом случае снижение механических свойств, вызываемое небольшим ростом зерна, возмещается некоторым возрастанием этих свойств за счет получения меньших остаточных напряжений. Последние лишь частично снимаются при отпуске, тем более, что инструменты, охлажденные в масле или в расплавленных солях, обычно нагревают при отпуске до сравнительно более низких температур (~150°) для сохранения высокой твердости.

Инструменты крупного сечения (диаметром больше 25—30 мм), изготовленные из углеродистой стали, даже при охлаждении в воде прокаливаются на небольшую глубину и в них почти полностью отсутствует переходная зона между тонким поверхностным слоем твердостью $R_C = 60 \div 65$ и не принявшей закалку сердцевиной, имеющей небольшую твердость. Такой тонкий поверхностный слой быстрее разрушается при работе инструмента под действием повышенных удельных давлений. Кроме того, исследования ряда авторов ([9], [10] и др.) показали, что в этом случае на границе между закаленным слоем и незакалившейся сердцевиной возникают растягивающие напряжения, вызывающие образование внутренних трещин в участках резкого изменения твердости.

В. Я. Дубовой [11], изучавший вопрос о стойкости штампов для холодного деформирования, изготовляемых из углеродистой стали, рекомендовал повышать температуру закалки штампов большого сечения до 810—820° (и выше), что обеспечивает значительное возрастание стойкости. Это следует объяснить тем, что повышение температуры закалки до 800° увеличивает прокаливаемость стали и толщину закаленного слоя (примерно в 2 раза в образцах сечением 25 мм). В этом случае общее увеличение прочности закаленного поверхностного слоя за счет возрастания толщины слоя более значительно, чем уменьшение его прочности, вызванное ростом зерна. Несомненно, что для инструментов сечением более 25—30 мм подобное небольшое повышение температуры закалки (до 810—820°) полностью оправдывается, так как улучшает стойкость инструментов и уменьшает опасность образования трещин.

Для инструментов из углеродистой стали сечением от 10—12 до 25 мм, закаливаемых с охлаждением в воде и прокаливающихся на значительную глубину, наиболее целесообразно применение температур закали, указанных выше и обеспечивающих получение лучших механических свойств. Повышение температур закали выше 800° значительно усиливает опасность образования продольных трещин в инструментах этого сечения, особенно если они имеют сложную форму.



Фиг. 11. Красностойкость быстрорежущей стали в зависимости от температуры закали:

а — сталь Р18; б — сталь Р9.

Для быстрорежущей стали необходимо учитывать, что степень растворения карбидов при высоком нагреве различно влияет на основные качества быстрорежущей стали: красностойкость и механические свойства.

Красностойкость быстрорежущей стали с повышением температуры закали непрерывно возрастает. Данные, приведенные в табл. 1 и на фиг. 11, показывают, что удовлетворительную красностойкость¹ сталь Р18 получает после нагрева до 1250°, а сталь Р9 после нагрева до 1200°.

Повышение температуры закали стали Р9 сверх 1200° и стали Р18 сверх 1250° увеличивает легированность твердого раствора и красностойкость стали, но менее интенсивно.

В литературе часто рекомендуется нагревать для закали инструменты из быстрорежущей стали до возможно более высокой температуры, не вызывающей, однако, образования карбидной сетки или выделения карбидов по границам зерен (1280—1310°

¹ Определение красностойкости производилось по методике, установленной ГОСТ 3379-46 и подробно изложенной в литературе [12].

**Влияние температуры заковки на состав твердого раствора
и красностойкость быстрорежущей стали**

Температура заковки в °С	Состав твердого раствора			Красностойкость в °С
	W	V	Cr	
Сталь P18 (0,72% C; 18,30% W; 4,12% Cr; 1,27% V)				
1200	4,9	0,74	3,6	540
1250	7,0	0,81	3,6	600
1270	7,2	0,83	3,6	605
1290	7,5	0,83	3,6	610
1310	—	—	—	612
1325	7,8	0,84	3,7	615
Сталь P9 (0,091% C; 9,03% W; 4,59% Cr; 2,49% V)				
1200	4,9	1,14	4,0	605
1220	—	—	—	607
1240	5,6	1,21	4,0	610
1260	6,0	1,22	4,0	612

для стали P18 и 1250° для стали P9). Однако это распространенное мнение требует в настоящее время серьезной поправки, так как при определении режимов термической обработки необходимо учитывать получение в быстрорежущей стали не только высокой красностойкости, но и удовлетворительных механических свойств.

Механические свойства быстрорежущей стали, как показано выше (фиг. 3 и 4) с увеличением температуры заковки сначала возрастают, достигая (в отпущенном состоянии) наибольшего значения после заковки с 1250—1260° (сталь P18) и 1200—1220° (сталь P9). Эти данные показывают, что нельзя назначать одинаковых температур заковки для различных по типу инструментов из быстрорежущей стали. Выбор температур заковки следует производить в зависимости от назначения, формы и условий нагружения инструментов. Для инструментов небольшого сечения, например сверл диаметром до 1—2 мм, испытывающих повышенные изгибающие и скручивающие удельные нагрузки, необходимо назначать более низкие температуры заковки, обеспечивающие получение лучших механических свойств. Эти инструменты чаще всего выходят из строя не из-за нормального износа и потери красностойкости, а из-за поломок. В то же время для инструментов, работающих в условиях повышенного нагрева, но не испытывающих значительных напряжений изгиба или кручения, например для резцов или сверл крупного диаметра, надо выбирать более высокие температуры нагрева, обеспечивающие получение лучшей красностойкости.

Рекомендуемые на основании приведенных данных температуры заковки указаны в табл. 2.

**Рекомендуемые температуры закалки инструментов
из быстрорежущей стали**

Тип инструмента	Температуры закалки в °С	
	Сталь P18	Сталь P9
Сверла диаметром более 15—20 мм и резцы . .	1280—1300	1240—1250
Фасонные инструменты диаметром 10—70 мм . .	1270—1290	1220—1240
Фасонные инструменты диаметром более 70 мм и фасонные инструменты и сверла диаметром 3— 15 мм	1260—1280	1210—1230
Инструменты диаметром менее 2—3 мм	1250—1260	1200—1220

Для инструментов весьма крупного сечения (например, диаметром более 70 мм) целесообразно назначать немного пониженные температуры закалки, указанные в табл. 2, вследствие того, что такая сталь имеет значительную карбидную неоднородность и более чувствительна к росту зерна в участках, объединенных карбидами.

Влияние отпуска. На фиг. 9 и 10^а было показано влияние отпуска на механические свойства углеродистой и легированной стали. Отпуск при низких температурах значительно улучшает как прочность, так и пластичность стали по сравнению с закаленным состоянием. Вместе с тем механические свойства изменяются неодинаково и не пропорционально повышению температуры отпуска. Можно выделить три области низкого отпуска, характерные различным изменением механических свойств и отвечающие различным стадиям отпуска, по структурным признакам [13].

Первая область отпуска отвечает 125—150°. Такой нагрев сопровождается выделением мелкодисперсных карбидных частиц из мартенсита. Частичный распад мартенсита, вследствие незначительности диффузии, сопровождается увеличением числа мелкодисперсных карбидов, но не их ростом. Выделяющиеся карбидные частицы распределены поэтому равномерно внутри зерен обедненного твердого раствора.

Одновременно нагрев для отпуска снимает часть остаточных напряжений, что повышает механические свойства.

Совместное протекание указанных процессов действует в одинаковом направлении. Так, прочность стали У12А возрастает со 125 до 215 кг/мм² в результате отпуска при 150° (1 час).

Вторая область отпуска отвечает для углеродистой стали 150—170°. При этих более высоких температурах происходит не только дальнейшее выделение карбидных частиц, но и неоднородная коагуляция их по границам зерен и по плоскостям скольжения. Этот процесс понижает механические свойства, несмотря на продолжающееся снятие остаточных напряжений.

Легирующие элементы не влияют на протекание первой стадии отпуска, но смещают вторую стадию к более высоким температурам [14]. Действительно, снижение механических свойств легированной стали наблюдается в результате отпуска при более высоких температурах: 200—250° для стали X, 210—275° для стали 9ХС и 200—275° для стали ХГ (фиг. 10).

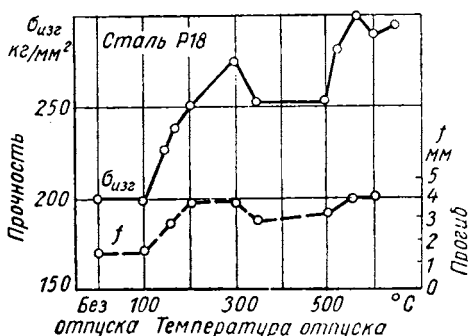
В третьей стадии отпуска (175—300° для углеродистой и 250—300° для легированной стали) происходит более значительная и однородная коагуляция карбидных частиц. Этот процесс, наряду с большим снятием напряжений, повышает пластичность, однако вследствие распада мартенсита и коагуляции выделившихся карбидов понижает прочность и особенно твердость¹.

Таким образом, для получения лучшей прочности при сохранении высокой твердости следует производить отпуск:

а) углеродистой стали У10 и У12 с нагревом в первую область температур: 150° (главным образом для инструментов, охлаждающихся при закалке в масле или в расплавленной соли) или в нижнюю зону третьей области: ~ 180° (для инструментов, охлаждающихся в воде);

б) легированной стали с нагревом в первую область температур, но ближе к верхнему пределу (180—190°) для большого снятия напряжений.

Изменение механических свойств стали Р18 при отпуске показано на фиг. 12. Подобным же образом изменяются механические свойства стали Р9. Отпуск при низких температурах вызывает процессы, аналогичные происходящим в углеродистой и легированной стали (для первой и второй стадии). В быстрорежущей стали, как более легированной, вторая стадия отпуска сдвинута в сторону повышенных температур. Отпуск при 250—350° вызывает снятие напряжений, созданных закалкой, выделение и неоднородную коагуляцию карбидов цементитного типа к границам зерен. Происходящее при этом уменьшение содержания углерода в мартенситах понижает твердость стали² (до $R_c = 59 \div 62$). Дальнейшее повышение температуры отпуска быстрорежущей стали вызывает



Фиг. 12. Механические свойства быстрорежущей стали Р18 в зависимости от температуры отпуска (закалка 1270°).

¹ Отпуск при указанных температурах (и несколько выше) рекомендуется главным образом для деревообрабатывающих инструментов.

² Фазовый анализ показывает [8], что мартенсит закаленной быстрорежущей стали/содержит от 0,30% (сталь Р18) до 0,40% углерода (сталь Р9). Заэвтектидная сталь У12, закаленная с 780—800°, содержит в мартенсите 0,9—1,0% С.

перераспределение легирующих элементов и углерода между твердым раствором и карбидами. По данным наших исследований отпуск при 400—500° сопровождается выделением хрома и превращением части цементитных карбидов в карбиды хрома. Более высокий отпуск, при 500—600°, уменьшает содержание ванадия и вольфрама в растворе; фазовый анализ показывает, что содержание ванадия уменьшается при этом более значительно, чем содержание вольфрама. Данные фазового анализа и изменение физических свойств позволяют предположить, что выделение ванадия в виде мелкодисперсных карбидов, в которых присутствует также и вольфрам, вызывает дисперсное твердение и возрастание твердости (с $R_c = 59 \div 60$ после отпуска при 300—400° до $R_c = 64 \div 65$).

Другим фактором, повышающим твердость, является мартенситное превращение остаточного аустенита, происходящее, в процессе охлаждения после нагрева для отпуска [1], [15]. Образование новых количеств мартенсита в отпущенной стали создает дополнительные остаточные напряжения. Последующий второй отпуск снимает эти напряжения, но вызывает новые, меньшие по величине напряжения за счет мартенситного превращения остаточного аустенита, не превращенного полностью при первом отпуске. Третий отпуск почти полностью снимает остаточные напряжения, созданные вторым отпуском.

Снятие остаточных напряжений повышает механические свойства быстрорежущей стали. Поэтому основное преимущество многократного отпуска над однократным заключается в улучшении механических свойств. Трехкратный отпуск наиболее целесообразен для сложных по форме инструментов. В отдельных случаях третий отпуск при 560° можно заменять более низким отпуском при 250°, поскольку такой отпуск необходим лишь для снятия остаточных напряжений.

2. ПУТИ УМЕНЬШЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИНСТРУМЕНТОВ ИЗ ЛЕГИРОВАННОЙ И БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Условиями, необходимыми для значительного уменьшения деформации при закалке, являются:

1) получение в структуре закаленной стали такого соотношения между мартенситом и остаточным аустенитом, которое обеспечивает наименьшее изменение удельного объема по сравнению с отожженным состоянием;

2) сохранение в закаленном состоянии меньшей тетрагональности мартенсита, так как увеличение содержания углерода в мартенсите увеличивает объемные изменения и

3) получение в закаливаемой стали к моменту окончания мартенситного превращения возможно большей прочности, так как эта характеристика по существу соответствует сопротивлению пластической деформации инструментальной стали, имеющей высокую твердость и разрушающейся хрупко.

Первые два положения были установлены в 1938 г. А. П. Гуляевым и А. П. Беловой [16], в настоящее время хорошо известны и поэтому не требуют специальных пояснений.

Третье положение, также имеющее, по нашему мнению, большое значение для оценки деформации, основано на следующем. Изменение формы и размеров при закалке является следствием пластической деформации, вызываемой фазовыми и термическими напряжениями и протекающей неоднородно по времени в различных объемах охлаждаемой стали.

В инструментальных сталях — углеродистых У10, У12, легированных и быстрорежущих — мартенситное превращение начинается в интервале $150\text{--}170^\circ$ и не заканчивается полностью при охлаждении до 20° . Напряжения, вызываемые мартенситным превращением, возрастают с увеличением количества аустенита, превращающегося в мартенсит, и, следовательно, достигают почти наибольшего значения к моменту достижения комнатной температуры. К этому моменту значительно возрастают и термические напряжения. Поэтому значения прочности инструментальной стали, определяемые при комнатной температуре, должны сравнительно близко характеризовать и сопротивление пластической деформации, создаваемой напряжениями. Отсюда следует, что:

а) сопротивление пластической деформации уменьшается, а поэтому деформация инструмента возрастает при значительном повышении температур закалки, создающем рост зерна и снижение прочности стали; вызываемое таким нагревом возрастание количества остаточного аустенита одновременно сопровождается увеличением тетрагональности мартенсита¹;

б) инструменты, изготовленные из стали, имеющей в закаленном состоянии более высокую прочность, получают меньшую деформацию (при примерно одинаковом с другими сравниваемыми сталями содержании аустенита).

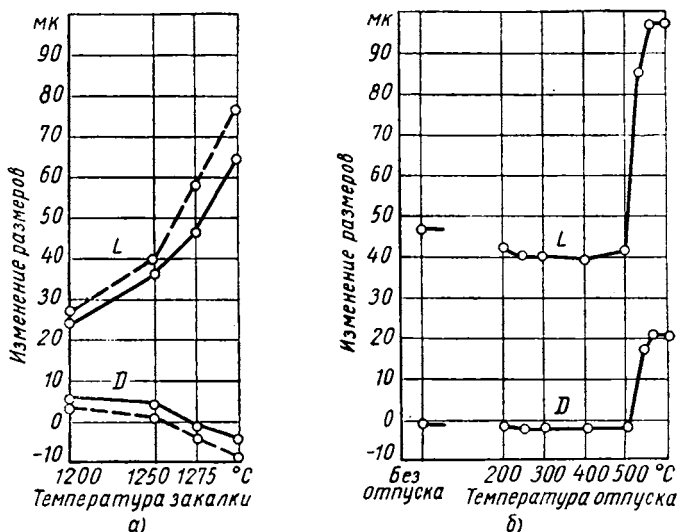
На фиг. 13 показано изменение размеров цилиндрических образцов стали Р18 в зависимости от температуры закалки. Меньшие изменения размеров были получены после закалки с $1200\text{--}1250^\circ$, т. е. в условиях, обеспечивающих получение максимальной прочности. Дальнейшее повышение температуры закалки снижало прочность стали и увеличивало деформацию. Количество остаточного аустенита при этом возрастало, что вызывало уменьшение удельного объема по сравнению с отожженным состоянием. Однако это изменение удельного объема было незначительно и по абсолютному значению не превышало получившегося при закалке с $1200\text{--}1250^\circ$ (но с обратным знаком).

Повышение температуры закалки легированной инструментальной стали: ХГ с 850 до 870° и 9ХС с 870 до 900° понижает

¹ Повышение температуры закалки для уменьшения деформации оказывается эффективным в том случае, если оно вызывает значительное возрастание количества остаточного аустенита (сталь Х12Ф1). Однако и для такой стали повышение температуры нагрева не должно превосходить определенного предела ($1050\text{--}1070^\circ$).

прочность и увеличивает деформацию, несмотря на возрастание количества остаточного аустенита и меньший прирост удельного веса по сравнению с отожженным состоянием (чем получаемый после закалки с более низких температур).

Наши испытания показали, что образцы быстрорежущей стали даже после закалки с высоких температур получают меньшую деформацию, чем образцы легированной стали, например, стали ХГ, сохраняющей при закалке повышенное количество остаточного



Фиг. 13. Изменение размеров цилиндрических образцов стали P18 ($D = 15$ мм; $L = 50$ мм):

a — в зависимости от температуры закалки; b — в зависимости от температуры отпуска (закалка 1270°);
 --- карбидный балл 2;
 — карбидный балл 6.

аустенита. Это связано с тем, что быстрорежущие стали имеют не только меньшее содержание углерода в мартенсите, но и значительно превосходят другие стали по прочности.

Принципиально иначе чем при закалке изменяются размеры закаленных образцов при отпуске. Отпуск быстрорежущей стали при 500—560° вызывает мартенситное превращение остаточного аустенита, происходящее при охлаждении. Однако это превращение почти равномерно изменяет размеры образцов и в отличие от закалки не искажает их формы. Такой же характер изменения размеров наблюдался при отпуске образцов легированной стали 9ХС и ХГ. Это объясняется тем, что отпуск, не вызывающий полного распада мартенсита и сохраняющий высокую твердость, снимает большую часть остаточных напряжений и повышает прочность стали и ее сопротивление пластической деформации.

Таким образом, деформация, создаваемая закалкой, является необратимой и не может быть устранена изменением размеров,

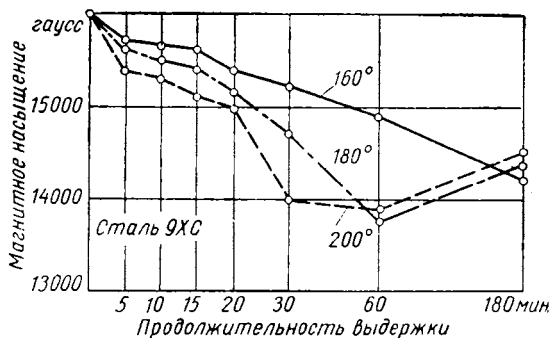
происходящим при отпуске. По этим причинам для уменьшения деформации инструментов необходимо уделять основное внимание изменению условий закалки, увеличивая в структуре количество остаточного аустенита таким путем, чтобы не вызвать роста зерна и снижения прочности. Следовательно, поставленную задачу надо решать не повышением температуры закалки, а изменением условий охлаждения.

Легированные инструментальные стали. Ступенчатая закалка заключается в кратковременной выдержке (2—3 мин.) закаливаемой стали в горячих средах с температурой 150—200° и в последующем охлаждении на воздухе. Замедленное прохождение интервала мартенситного превращения, способствуя более равномерному распределению остаточных напряжений, уменьшает деформацию. Специальные испытания [17] показали, что ступенчатая закалка предупреждает деформацию сверл, изготовленных из стали 9ХС. Применение ступенчатой закалки является поэтому надежным способом уменьшения деформации инструментов многих типов.

Однако для инструментов особо сложной формы целесообразно применение изотермической закалки с более длительной выдержкой при температурах около M_n (150—170°), как способа, увеличивающего количество остаточного аустенита в структуре закаленной стали и уменьшающего деформацию в большей степени, чем ступенчатая закалка.

Наши испытания показывают, что после выдержки при 150—170° продолжительностью более 5—15 мин. легированные инструментальные стали марок Х и ХГ получают твердость в пределах $R_C = 57 \div 59$, что недостаточно для многих режущих инструментов. Применение изотермической закалки оказывается эффективным для сложнолегированной стали, какой, в частности, является хромокремнистая сталь 9ХС. Последняя имеет более устойчивый против распада твердый раствор и даже после продолжительной выдержки при 150—200° получает твердость в пределах $R_C = 59 \div 62$.

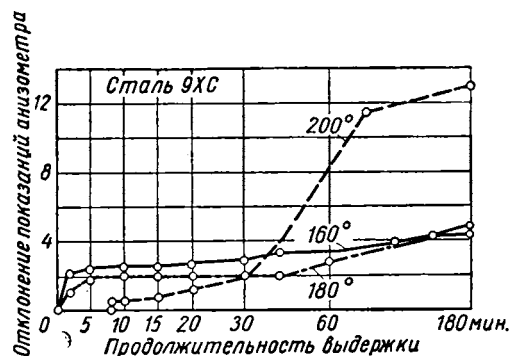
Увеличение продолжительности изотермической выдержки стали 9ХС при 150—200° до 45—60 мин. повышает количество остаточного аустенита почти в 2 раза по сравнению с получаемым при закалке с охлаждением в масле или при ступенчатой закалке (фиг. 14). Изменения физических свойств показывают, что, кроме того, в процессе выдержки при этих температурах происходит



Фиг. 14. Магнитное насыщение закаленной стали 9ХС в зависимости от продолжительности изотермической выдержки (нагрев при закалке 875°).

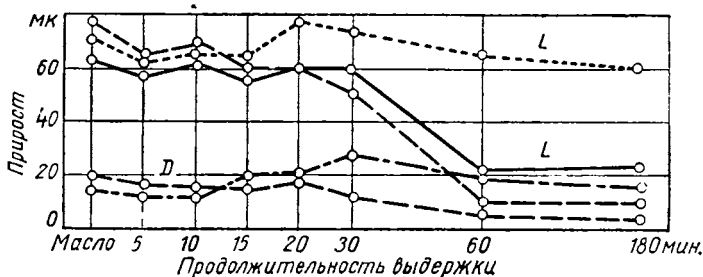
Увеличение продолжительности изотермической выдержки стали 9ХС при 150—200° до 45—60 мин. повышает количество остаточного аустенита почти в 2 раза по сравнению с получаемым при закалке с охлаждением в масле или при ступенчатой закалке (фиг. 14). Изменения физических свойств показывают, что, кроме того, в процессе выдержки при этих температурах происходит

образование игольчатого троостита (фиг. 15) и выделение карбидов из твердого раствора. Однако последние два процесса при выдержке до 60 мин. (при 150—180°) развиваются незначительно; наибольшее развитие получает процесс стабилизации аустенита.



Фиг. 15. Отклонение показаний анизометра в зависимости от температуры и продолжительности изотермической выдержки стали 9ХС (нагрев при закалке 875°).

отпуска после изотермической закалки (с целью сохранения высокой твердости) можно устанавливать более низкую, а именно — для стали 9ХС в пределах 150—160°. Однако и после такого отпуска сталь, получившая изотермическую закалку, имеет более высокие механические свойства (примерно на 30—50% по прочности и пластичности).



Фиг. 16. Изменение размеров образцов стали 9ХС ($D = 15$ мм; $L = 50$ мм) в зависимости от продолжительности изотермической выдержки (нагрев при закалке 875°):

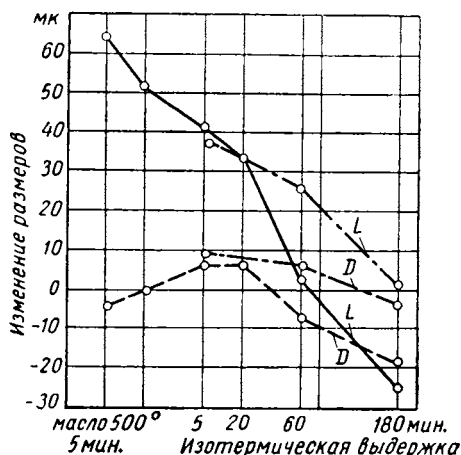
— выдержка 160°;
 - - - выдержка 180°;
 выдержка и отпуск 180°.

Увеличение продолжительности выдержки до 2—3 час. при 180—200° и до 5—6 час. при 160—170° уменьшает эффект стабилизации аустенита и усиливает процессы образования игольчатого троостита и коагуляции выделившихся карбидов. Уменьшение количества остаточного аустенита в структуре вызывает возрастание

объемных изменений и деформации; поэтому закалка с выдержкой инструментов в течение 45—60 мин. дает наименьшую деформацию. В результате более длительной¹ или более короткой выдержки деформация, наоборот, увеличивается.

Необходимость применения сравнительно продолжительной выдержки (45—60 мин.) ограничивает область изотермической закалки для легированной стали. Такая обработка целесообразна главным образом для инструментов сложной формы (как режущих, так и штампов), устранение деформации которых требует специальной дорогостоящей правки или шлифования.

Быстрорежущие стали. Для уменьшения деформации главным образом стержневых инструментов и предупреждения образования трещин массивных инструментов сложной формы рекомендуется в литературе [20] и принята в практике ступенчатая закалка с кратковременной выдержкой (2—5 мин.) в горячих средах (450—550 или 600—650°) с последующим охлаждением на воздухе. Температурный интервал 450—550° отвечает области наибольшей устойчивости переохлажденного аустенита быстрорежущей стали. Поэтому ступенчатая закалка почти не изменяет соотношения между количеством остаточного аустенита и мартенсита в структуре закаленной стали и степени тетрагональности мартенсита по сравнению с получаемыми при охлаждении в масле. Последующее охлаждение с температуры ступени на воздухе обеспечивает более медленное прохождение интервала мартенситного превращения. Испытания показывают [21], что использование ступенчатой закалки с выдержкой при 450—550° уменьшает, но не столь значительно, линейные изменения и деформацию по сравнению с получаемой при охлаждении в масле (фиг. 17). Этот результат подтверждает и широкий производственный опыт. Заводы подвергают стержневые инструменты значительной



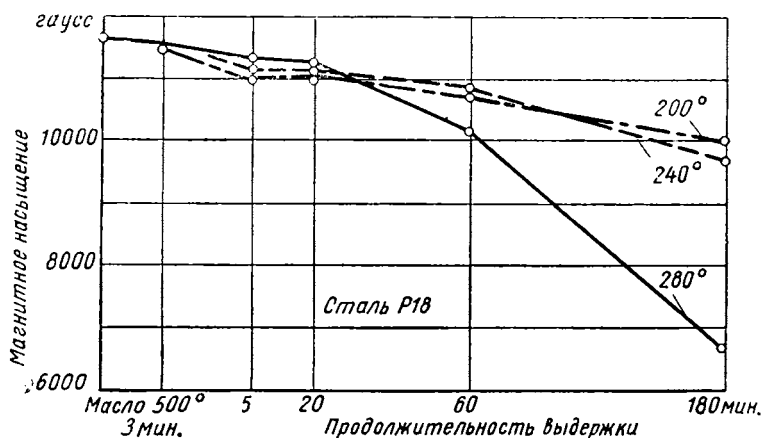
Фиг. 17. Изменение размеров образцов стали P18 ($D = 15$ мм; $L = 50$ мм) в зависимости от условий охлаждения при закалке (с 1290°):

— и - - - - выдержка при 280°;
 - · - · - выдержка при 240°.

¹ Характерно, что еще большее увеличение производительности выдержки (до 10—30 час.) вновь увеличивает количество остаточного аустенита. Этот результат получили В. И. Просвириин и С. Д. Энтин [18] для стали X (ШХ15) и А. Г. Рахштадт и Б. М. Шадхни [19] для стали 9ХС. Подобное же «волнообразное» изменение механических свойств в зависимости от продолжительности изотермической выдержки получили В. Д. Садовский и Н. В. Вьяль для стали X (ШХ15). Причины такого влияния выдержки еще недостаточно изучены.

правке после ступенчатой закалки для устранения «биения». Вместе с тем применение ступенчатой закалки в ряде случаев не позволяет предупредить образование трещин в крупных инструментах (главным образом диаметром более 100 мм) сложной формы.

Выдержка при повышении температуры ступени (620—650°) вызывает, как это и следует из диаграммы изотермического превращения аустенита быстрорежущей стали, выделение небольшого количества карбидов из переохлажденного аустенита и уменьшает легированность твердого раствора, полученную при высоком на-



Фиг. 18. Магнитное насыщение закаленной стали Р18 в зависимости от условий охлаждения при закалке (с 1290°).

греве для закалки. Наши испытания показали, что красностойкость стали при этом немного ухудшается.

Исследование, выполненное нами совместно с С. Д. Бриком [21], показывает, что для уменьшения объемных изменений и деформации целесообразно применить изотермическую закалку с выдержкой при охлаждении в промежуточной области (200—300°). Было показано [22], что выдержка в этой области увеличивает количество остаточного аустенита. Однако влияние превращений в промежуточной области на свойства быстрорежущей стали не было исследовано.

Мы изучали изменения размеров и деформации при закалке образцов диаметром 15 мм и длиной 50 мм (шлифованных и доведенных с точностью до 1—3 мк) и опытных партий сверл.

Изотермическая выдержка при 200—300° значительно уменьшает магнитное насыщение (фиг. 18), что подтверждает данные, полученные А. П. Гуляевым [22]. Снижение магнитного насыщения наблюдается даже после короткой выдержки 5 мин. при 200 и 240° и выдержки 15—20 мин. при 280 и 300° и неуклонно продолжается с увеличением продолжительности выдержки. Наибольшее снижение магнитного насыщения наблюдается в результате выдержки

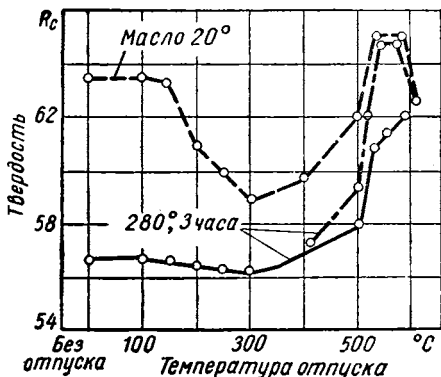
в верхней зоне промежуточной области (при 280—300°); для выдержки 3 часа магнитное насыщение закаленной стали составило 7800 гс (против 12 600 гс после закалки с охлаждением в масле). Это отвечает сохранению 50% остаточного аустенита по сравнению с 18—22% в структуре стали, охлаждавшейся в масле или в соли с температурой 450—625°. Твердость закаленной стали при этом понижается и в результате выдержки 3 час. при 280—300° составляет $R_C = 56 \div 57$.

Удельное электросопротивление в результате закалки с изотермической выдержкой уменьшается, что может быть следствием как возрастания количества остаточного аустенита, так и образования игольчатого троостита и выделения карбидных частиц из твердого раствора.

Игольчатый троостит обнаруживается в структуре закаленной стали лишь после выдержки более 2—3 час. при 240—300°. Наше исследование показывает, что игольчатый троостит быстрорежущей стали является высоколегированной α -фазой, содержащей углерода и легирующих элементов не меньше, чем мартенсита стали, закаленной в масле и затем отпущенной при температуре изотермической выдержки. Даже увеличение продолжительности выдержки до 10 час. при 200—300° не увеличивает магнитного насыщения; последнее свидетельствовало бы о распаде твердого раствора и о дальнейшем выделении карбидных частиц.

Кроме того, если бы игольчатый троостит быстрорежущей стали представлял фазу с меньшим содержанием углерода и легирующих элементов, чем мартенсит стали, закаленной в масле и отпущенной до 200—300°, то следовало ожидать, что сталь, прошедшая изотермическую закалку, получит в результате последующего высокого отпуска при 560—600° меньшую твердость, чем сталь, закалившаяся в масле. Измерения, однако, показали, что сталь, имеющая после изотермической закалки твердость $R_C = 56$, повышает ее в результате отпуска до $R_C = 63 \div 65$ (фиг. 19).

Таким образом, изотермическая закалка даже с очень длительной выдержкой, вызывающей образование игольчатого троостита, не должна изменять красностойкость быстрорежущей стали по сравнению с получаемой при обычной закалке с охлаждением в масле или при ступенчатой закалке (с выдержкой при 450—600°). Это подтвердили испытания красностойкости и фазовый анализ. В процессе длительной выдержки при 250—280° выделяется небольшое количество карбидов цементитного типа, подобно тому, как это

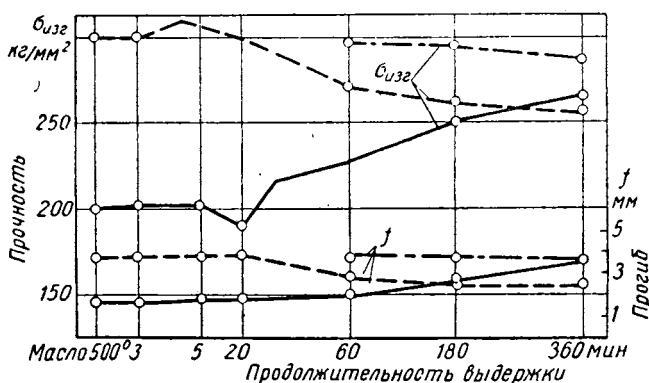


Фиг. 19. Изменение твердости стали P18 при отпуске в зависимости от условий предшествующей закалки (с 1290°).

происходит в стали, закаленной в масле и затем отпущенной при 250—300°.

Возрастание количества остаточного аустенита, наряду с уменьшением тетрагональности, вызываемым выделением карбида, и его коагуляцией, понижают твердость и электросопротивление быстрорежущей стали в закаленном состоянии.

Поэтому изотермическая закалка, уменьшая долю аустенита, участвующего в мартенситном превращении, должна, в свою очередь, уменьшать остаточные напряжения и деформацию при закалке и повышать механические свойства в закаленном состоянии без снижения твердости и красностойкости после отпуска.



Фиг. 20. Механические свойства закаленной и отпущенной стали Р18 в зависимости от условий охлаждения при закалке (с 1290°):

- после закалки;
- - - - - после трехкратного отпуска при 560°;
- · - · - · после четырехкратного отпуска при 560°.

Действительно, сталь, прошедшая изотермическую закалку, имеет в закаленном состоянии более высокие механические свойства (фиг. 20), чем сталь, получившая ступенчатую закалку. Возрастание свойств, главным образом пластичности, наблюдается даже после короткой выдержки 5 мин. при 200—240° и 20 мин. при 280—300°. Значительно большее возрастание механических свойств создает выдержка 3 часа при 280—300° и 5—6 час. при 250—260°: прочность возрастает на 30%, а пластичность на 60%. Лучшие результаты достигаются после выдержки при 260—300°, чем при более низкой температуре.

Результаты измерений размеров образцов в зависимости от режима изотермической выдержки приведены для стали Р18 на фиг. 17. Подобные же данные были получены и для стали Р9. Даже закалка с кратковременной выдержкой в течение 5—10 мин. при 200—280° вызывает меньшую деформацию, чем ступенчатая закалка с выдержкой в области наибольшей устойчивости аустенита (450—550°). Увеличение продолжительности выдержки до 60 мин. при 200 и 240° уменьшает изменения размеров почти в 2 раза по

сравнению с получаемыми при ступенчатой закалке, а изотермическая закалка с такой же выдержкой при 280—300° позволяет почти полностью устранить деформацию. Дальнейшее еще большее увеличение продолжительности изотермической выдержки до 3 час. более или менее целесообразно. Происходящее вследствие такой длительной выдержки значительное увеличение количества остаточного аустенита уменьшает общий объем закаленной стали по сравнению с отожженным состоянием и создает новую деформацию, но с обратным знаком (по сравнению с деформацией, получаемой при закалке с охлаждением в масле).

Изотермическая закалка повышает устойчивость остаточного аустенита. Практически полное превращение остаточного аустенита в стали, прошедшей ступенчатую закалку с выдержкой при 450—600° или закалку с охлаждением в масле, достигается (в зависимости от температуры нагрева при закалке) после двух-, трехкратного отпуска при 560°, а в стали, прошедшей изотермическую закалку, после трех-, четырехкратного отпуска в случае выдержки 20—60 мин. в промежуточной области и пятикратного отпуска — в случае выдержки 3—6 час. в промежуточной области.

Мартенситное превращение аустенита, происходящее при отпуске, изменяет механические свойства. В отпущенном состоянии сталь, получившая изотермическую закалку и надлежащее количество отпусков, не отличается по механическим свойствам и твердости от стали, охлаждавшейся в масле или с выдержкой при 450—600° (фиг. 20).

Как и следовало ожидать, образцы, прошедшие изотермическую закалку, получают при отпуске, вследствие превращения повышенного количества аустенита, большее изменение размеров, чем образцы, подвергавшиеся ступенчатой закалке. Однако отпуск, уменьшая напряжения, изменяет, в отличие от закалки, главным образом размеры образцов, а не их форму, т. е. не создает дополнительной деформации. Действительно, испытания показали, что суммарная деформация, создаваемая закалкой с выдержкой в промежуточной области и последующим отпуском, оказывается меньше, чем деформация, вызываемая закалкой с охлаждением в масле или ступенчатой закалкой и отпуском.

Изменение среды охлаждения (селитра, щелочь, нагретое масло) при изотермической закалке сравнительно мало влияет на структуру, напряжения, объемные изменения и другие свойства закаленной стали, поскольку подобная перемена охлаждающей среды немного изменяет лишь скорость охлаждения в температурном интервале, в котором быстрорежущая сталь сохраняет устойчивый против распада аустенит. Поэтому применение для изотермической закалки более энергичной охлаждающей среды (щелочи) не увеличивает заметно деформации и напряжения по сравнению с менее энергичными охладителями — селитрой и горячим маслом.

Указанные выводы были проверены на большой партии конусных сверл диаметром 1 мм; рабочая часть сверла была изготовлена из стали Р9. Отдельные партии сверл охлаждались до 200, 250

и 300° с выдержкой 5, 20 и 60 мин., а затем на воздухе. Одновременно часть сверл подвергалась ступенчатой закалке с выдержкой при 560°. После закалки измерялась деформация сверл. В соответствии с техническими условиями сверла, имевшие деформацию (прогиб) более 0,15 мм, проходили правку. После трех- и четырехкратного отпуска при 560° вновь измерялась деформация. Применение изотермической закалки уменьшило деформацию в 2,5—3 раза по сравнению с полученной при ступенчатой закалке. Относительное количество сверл, не требовавших правки, составило 16% для сверл, получивших ступенчатую закалку и 44—52% для сверл, прошедших изотермическую закалку. Это уменьшение деформации было получено в результате сравнительно кратковременной выдержки: 5 мин. при 200 и 250° и 20 мин. при 300°.

Последующий трехкратный и четырехкратный отпуск вызывал лишь незначительную и примерно одинаковую деформацию сверл, прошедших как изотермическую, так и ступенчатую закалку.

Твердость сверл всех партий после трехкратного отпуска была одинаковой и составляла $R_c = 63 \div 64$. Измерения магнитного насыщения стали в готовых сверлах на аустенитометре подтвердили, что для более полного превращения аустенита, а следовательно, и для устранения остаточных напряжений необходимо сверла, прошедшие изотермическую закалку, подвергнуть трех-, четырехкратному отпуску.

Для испытания режущих свойств были отобраны по пять сверл от каждой партии; сверление производилось по улучшенной стали 40X. Испытания резанием, как и следовало ожидать, не установили заметных различий в стойкости сверл, обработанных по разным режимам, поскольку эти условия охлаждения не изменяли красностойкости и механических свойств для отпущенного состояния.

Весьма существенные результаты дало применение изотермической закалки для инструментов больших размеров и сложной формы. Ступенчатая закалка или закалка с охлаждением в масле (20—40°) часто не предупреждает образования трещин в инструментах, например во фрезах диаметром более 100—150 мм и высотой 200—300 мм. Применение изотермической закалки устранило брак по трещинам. Такая закалка, значительно уменьшая напряжения и деформацию, является наиболее пригодной для инструментов подобного типа.

ЛИТЕРАТУРА

1. С. С. Штейнберг и В. И. Зюзин, «Уральская металлургия» № 1, 1934.
2. А. П. Гуляев, «Вестник инженера и техника» № 5, 1937 и А. П. Гуляев, П. П. Грудов и А. А. Бадаева, «Станки и инструмент» № 3 и 4, 1949.
3. Д. А. Прокошкин, Сборник трудов Института стали № XIII, 1939.
4. Г. Н. Титов, Стойкость режущего инструмента, Машгиз, 1948.
5. В. И. Архаров, Кристаллография закаленной стали, Металлургиздат, 1951.

6. Ю. А. Геллер, «Вестник машиностроения» № 9—10, 1943.
 7. Е. И. Малинкина, Карбидная ликвация в прокате быстрорежущей стали, издание ЦБТИ Министерства станкостроения, 1951.
 8. А. П. Гуляев, «Сталь» № 3, 1946.
 9. Л. С. Мороз и С. С. Шурakov, Проблема прочности цементованной стали, Минтрансаш, 1947.
 10. Е. И. Малинкина, Образование трещин в инструменте при термической обработке, изд. ЦБТИ Министерства станкостроения, 1952.
 11. В. Я. Дубовой, Выбор стали и термическая обработка штампов в автотракторном производстве, ОНТИ, 1938 (см. также Ю. А. Геллер и В. С. Бабаев, Инструментальная сталь, Металлургиздат, 1945).
 12. Ю. А. Геллер, «Заводская лаборатория» № 3, 1947.
 13. Г. В. Курдюмов и Р. И. Энтин, Отпусная хрупкость конструкционных сталей, Металлургиздат, 1945.
 14. Г. В. Курдюмов и М. Д. Перкас, Проблемы металловедения и физики металлов, Металлургиздат, 1951.
 15. А. П. Гуляев, «Металлург» № 12, 1937.
 16. А. П. Гуляев и А. П. Белова, «Вестник металлопромышленности» № 1, 1938.
 17. А. П. Гаращенко, «Машиностроитель» № 24, 1934.
 18. В. И. Просвирин и С. Д. Энтин, Термическая обработка, УралНИТОМАШ, Машгиз, 1950.
 19. А. Г. Рахштадт и Б. М. Шадхин, Сборник трудов Московского механического института, Машгиз, 1953.
 20. С. С. Штейнберг, П. В. Склюев, А. А. Говоров и Д. Самороч, Труды Уральского индустриального института № 4, 1937.
 21. Ю. А. Геллер и С. Д. Брик, «Вестник машиностроения» № 10, 1953.
 22. А. П. Гуляев, «Металлург» № 9, 1940.
-

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Несмотря на то, что термическая обработка нержавеющей и кислотоупорной стали изучена достаточно обстоятельно, все же ряд вопросов, связанных с температурным интервалом ее нагрева при закалке, продолжительностью выдержки, влиянием α -фазы на коррозионную стойкость требует дальнейшего угочнения.

В настоящей статье на основании исследований автора и обобщения литературных данных делается попытка дать дополнительное освещение этого вопроса.

Нержавеющая и кислотоупорная стали представляют собой сплавы на основе высоколегированного α - или γ -твердого растворов. Эти стали склонны к межкристаллитной коррозии, как результат фазовых превращений и диффузионного перераспределения углерода и других примесей в элементарных объемах сплава. Выделение карбидной фазы по границам зерен стали вызывает в начальной стадии понижение ее пластичности и вязкости, а затем межкристаллитное разрушение. Можно также предполагать, что склонность стали к межкристаллитной коррозии порождается образованием адсорбированного слоя углерода по границам зерен, как результат внутренней адсорбции. Некоторые элементы, находящиеся в твердом растворе в малых концентрациях, распределяются преимущественно в зонах, прилегающих к границам кристаллитов (так называемые горофильные элементы). Они изменяют свойства металлов в поверхностных слоях кристаллитов и условия протекания физических явлений в этих слоях и существенно изменяют свойства всего поликристалла.

Межкристаллитная коррозия характерна тем, что разрушению подвергаются преимущественно границы зерен и здесь коррозионный процесс сравнительно быстро продвигается вглубь.

Склонностью к межкристаллитной коррозии очень сильно обладает аустенитная хромоникелевая сталь типа 18-8, а также сталь с более высоким содержанием хрома и никеля (марки X23H13 и X23H18) после нагрева в температурном интервале 450—850°. Наличие в структуре стали гомогенного твердого раствора обеспечивает ее большую коррозионную устойчивость.

Термодинамическая устойчивость стали в случае электрохимической коррозии обычно оценивается по величине его нормального

равновесного потенциала. Меньшая величина отрицательного потенциала и большая величина положительного потенциала соответствуют большей термодинамической устойчивости металла. Протекание электрохимической коррозии определяется возможностью существования коррозионного гальванического элемента. С этой точки зрения нарушение в стали гомогенности γ -твердого раствора и образование дополнительной фазы, отличным электрохимическим потенциалом, сообщает стали склонность к межкристаллитной коррозии. В отдельных случаях, когда, например, вновь образуемая фаза может служить анодом и пассивироваться, т. е. создать явление анодной пассивности, коррозионный процесс может прекратиться.

Очень важно отметить, что явление химической стойкости нержавеющих сталей связано с явлением пассивности. Наиболее вероятной причиной пассивного состояния можно считать образование адсорбированного слоя кислорода на поверхности металла. Этот слой изменяет электрохимическое и коррозионное поведение поверхности металла, делая ее более электроположительной. Переход от адсорбционной стадии связывания кислорода к образованию более толстых фазовых пленок продуктов окисления железа и других металлов и законы роста этих пленок при воздействии кислорода отражены в ряде работ [1]—[5] и др.

Поверхностный окисел в данном случае приобретает свойства новой фазы, оказывает, несомненно, большое влияние на коррозионное поведение сплава. При этом возникает вполне определенное кристаллохимическое соответствие между частицами окисла по отношению к частицам металла, что дает возможность знать об относительном положении окисных образований в кристаллической решетке металла. В соответствии с принципом структурного и размерного соответствия [3] в маточной кристаллической фазе образуются стабильные или даже метастабильные фазы, строение и параметры которых находятся в наибольшем соответствии с основной структурой. Это означает, что ориентировка кристаллов окиси обуславливается ориентировкой кристаллов металла.

Окисные пленки, возникающие на неблагородных металлах и сплавах, имеют весьма малую толщину (20—100 Å) и могут быть обнаружены только новейшими методами исследования, в частности электронографическим.

Примерная толщина невидимых окисных пленок, которые достигают постоянной величины на нержавеющей стали, следующая (в ангстремах):

Аустенитная нержавеющая сталь в сухом воздухе . . .	10—20
Аустенитная нержавеющая сталь в сухом воздухе, содержащем озон	20—30
Аустенитная нержавеющая сталь в азотной кислоте . . .	20
Аустенитная нержавеющая сталь, анодно обработанная в растворе серной кислоты	25
Железо в сухом воздухе	15—25
Железо в сухом воздухе, содержащем озон	35—40
Железо или сталь, анодно обработанные в щелочном растворе сульфата	40

Из приведенных данных видно, что толщина защитной пленки на нержавеющей стали почти не отличается от толщины защитной пленки железа.

Разность электродных потенциалов аустенитной нержавеющей стали типа 1X18H9 в 0,1 NbHNO_3 по отношению к платине в этой же среде составляет 0,4 в, в то время как основные компоненты этой стали в тех же условиях показывают: железо 1,2 в, никель 0,8 в, хром 0,6 в. В данном случае разность потенциалов нержавеющей стали лежит ближе к потенциалу платины, чем даже потенциал чистого хрома.

На железе и железных сплавах защитными являются окислы, имеющие структуру типа шпинделей Fe_3O_4 и $\text{Fe}\gamma - \text{Fe}_2\text{O}_3$. Повышенная скорость окисления обычно связана с наличием в структуре окалины — вюстита FeO . Образование более сложных шпинделей сообщает сплавам при определенных условиях более высокую коррозионную стойкость. Так, например, окисная пленка на поверхности высокохромистой стали имеет структуру шпинели состава $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ и во внешнем слое $\alpha - (\text{FeCr})_2\text{O}_3$.

На хромоникелевых сплавах при определенных температурах также образуется защитная пленка шпинельной структуры $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ [6] — [8].

Таким образом, легирование нержавеющей стали оказывает влияние не только на формирование ее основной структуры, но и на формирование структуры окисла, предопределяя ее коррозионную стойкость. Вполне очевидно, что при термической обработке сплавов необходимо учитывать также возможность изменения поверхностной пленки, так как в условиях высоких температур подвижность металлических атомов и частиц окисла значительно возрастает. Процессы диффузии частиц металла и кислорода совершаются с заметной скоростью, число активных мест на поверхности увеличивается, и процесс окисления подчиняется параболическому закону, который связывает квадрат толщины окисной пленки со временем окисления. При повышенных температурах выявляются также процессы рекристаллизации, сопровождающиеся снятием внутренних напряжений в поверхностном слое. Поэтому состояние поверхности нержавеющей стали заметно влияет на ее коррозионную стойкость.

Можно, например, указать, что после пассивирования нержавеющей сталь обладает значительно более положительным электрохимическим потенциалом, чем до пассивирования. Наличие окалины из нержавеющей стали (особенно часто наблюдаемой в узких зазорах изделий) нарушает пассивное состояние ее поверхности и способствует возникновению коррозионного разрушения. В связи с этим важнейшей и неотложной задачей при всех видах термической обработки нержавеющей стали является применение нагревательных устройств с защитной атмосферой, в качестве которой могут быть использованы продукты диссоциации аммиака с последующей осушкой или продукты частичного сжигания диссоциированного аммиака.

Нержавеющая сталь после закалки склонна к старению, особенно отчетливо проявляющемуся в определенном температурном интервале. Процесс старения связан с образованием избыточной фазы преимущественно по границам зерен, что понижает стабильность аустенита в этих участках сплава и создает возможность частичного фазового превращения γ -раствора в α -раствор. Старение нержавеющей хромоникелевой аустенитной стали приводит к распаду твердого раствора прежде всего по границам зерен, в результате чего выделяются карбидная и частично ферритная фазы.

Исследование старения стали 1X18H9, содержащей 0,11% С; 18,2% Cr; 8,4% Ni, при 450—850° в течение 100 и 400 час. вызывает образование α -фазы в количестве около 15—20%. Частичный распад хромоникелевого аустенита с образованием карбидов и α -фазы обнаруживается также и в других аустенитных сталях.

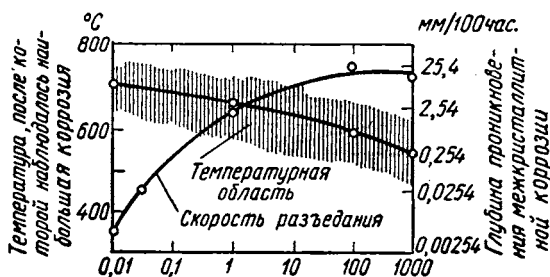
Данные рентгеноструктурного анализа электролитически выделенных остатков в хромоникелевой стали показывают, что при вторичном нагреве образуется кубический хромовый карбид типа $(CrFe)_{23}C_6$ с параметром решетки $a = 10,58 \text{ \AA}$.

Склонность аустенитной нержавеющей стали (и других сплавов) к межкристаллитной коррозии зависит от состояния сплава и от условий, в которых он находится. Так, закаленная нержавеющая сталь подвержена межкристаллитной коррозии лишь после нагрева в интервале 450—850° в некоторых коррозионных средах. После сварки аустенитной стали, прошедшей обычную термическую обработку, межкристаллитная коррозия наблюдается на некотором расстоянии от сварного шва, в сравнительно узкой зоне. Остальная поверхность металла и сам шов, находящийся в тех же коррозионных условиях, межкристаллитной коррозии не подвергаются.

Влияние температуры нагрева и времени выдержки аустенитной стали 18-8 после закалки на ее склонность к межкристаллитной коррозии показано на фиг. 1. Большое количество экспериментальных данных о зависимости между минимальным временем выдержки в опасной зоне температур, вызывающим склонность к межкристаллитной коррозии, и абсолютной температурой выдержки,

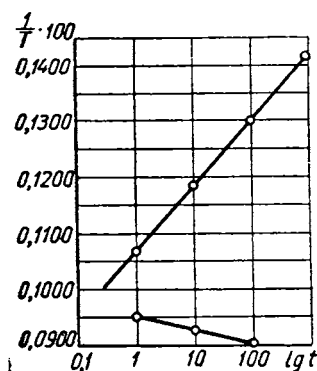
показали прямолинейную зависимость между $\frac{1}{T}$ и $\lg t$ (фиг. 2 и 3),

где T — абсолютная температура, а t — время выдержки, вызывающее максимальную межкристаллитную коррозию [9] — [11]. Для низких температур существует одна прямая; для высоких — другая.

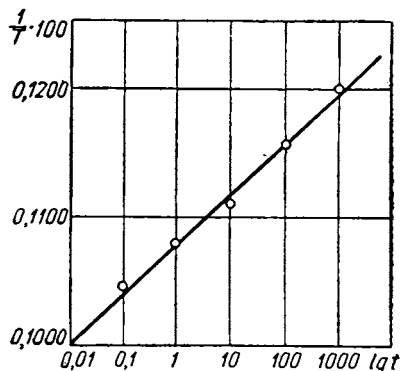


Фиг. 1. Влияние температуры нагрева и времени выдержки аустенитной стали 1X18H9 на ее склонность к межкристаллитной коррозии.

Закалка нержавеющей аустенитной стали предотвращает ее склонность к межкристаллитной коррозии, так как при нагреве происходит растворение избыточной фазы и последующее быстрое охлаждение фиксирует практически однородный хромоникелевый



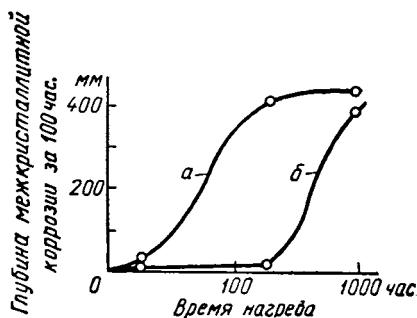
Фиг. 2. Зависимость $\frac{1}{T}$ от $\lg t$ для стали 1X18H9, закаленной с 1100° и отпущенной при температуре T .



Фиг. 3. Зависимость $\frac{1}{T}$ от $\lg t$ для стали 1X18H9, закаленной с 1100° и отпущенной при температуре T .

аустенит. С точки зрения возможности получения наиболее гомогенного твердого раствора после закалки казалось бы целесообразным применение более высоких температур нагрева и более длительной выдержки, так как при этом концентрация углерода и других примесей в аустените выравнивается.

Однако с повышением температуры закалки наблюдается интенсивный рост зерна и сталь приобретает повышенную склонность к межкристаллитной коррозии (фиг. 4). Увеличение выдержки нержавеющей стали при нагреве под закалку также способствует росту зерна и делает ее более чувствительной к межкристаллитной коррозии.



Фиг. 4. Влияние величины зерна на склонность стали 1X18H9 к межкристаллитной коррозии:

а — крупнозернистая сталь; б — мелкозернистая сталь.

Влияние температуры закалки и продолжительности выдержки на склонность стали к межкристаллитной коррозии исследовалось нами на листовой стали

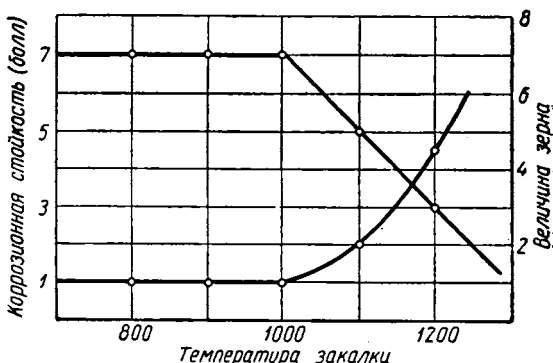
марки 1X17H9T толщиной 2 мм следующего химического состава: (0,09% С; 18,2% Cr; 9,4% Ni; 0,62% Ti; 0,78% Si; 1,15% Mn; 0,017% S; 0,029% P). Образцы подвергали нагреву в течение 15 мин. в температурном интервале от 800 до 1300° через каждые 100° с последующим охлаждением в воде. Влияние продолжитель-

ности выдержки при температуре закалки определялось в течение 30, 45 и 60 мин. Перед испытанием на межкристаллитную коррозию все образцы нагревались при 700° в течение 1,5 часа. Испытание на межкристаллитную коррозию производилось стандартным методом. Обнаружение склонности стали к межкристаллитной коррозии производилось по пятибалльной шкале [12]:

Балл	Характеристика
1	Гладкая поверхность
2	Рябизна
3	Мелкие трещины
4	Трещины
5	Полное разрушение

Наличие в образцах межкристаллитной коррозии, соответствующей баллу 3 и выше, считается браком.

Образцы, нагретые при 800, 900 и 1000° и закаленные в воде, при испытании обнаружили отчетливый металлический звук и при загибе имели гладкую поверхность (балл 1); при закалке стальных образцов с 1100° обнаруживалась небольшая рябизна (балл 2), а при температурах выше 1100° наблюдался приглушенный звук и наличие мелких трещин. При 1200 и 1300°



Фиг. 5. Склонность стали к межкристаллитной коррозии и к росту зерна в зависимости от температуры закалки.

обнаруживались трещины и глухой звук. Таким образом, температура нагрева 1100° при закалке уже сообщает стали некоторую склонность к межкристаллитной коррозии и сопровождается заметным ростом зерна. Следует отметить, что, по данным некоторых исследователей [13], в хромоникелевотитановой нержавеющей стали 1X18N9T заметный рост зерна наблюдается только при ее нагреве 1150° и выше. Склонность стали к межкристаллитной коррозии в зависимости от температуры нагрева при закалке и соответствующий при этом рост зерна показаны на фиг. 5.

Рост зерна при нагреве стали, очевидно, обуславливается процессом рекристаллизации мелких зерен аустенита. Объемные изменения, которые претерпевают новые зерна аустенита, связаны с концентрационными изменениями и частичным превращением γ -раствора в α -раствор, что вызывает внутренний наклеп.

Ввиду того, что способ определения межкристаллитной коррозии по приведенной выше пятибалльной шкале дает только некоторую качественную характеристику и в значительной части является субъективным, было сочтено целесообразным применить способ

измерения электросопротивления образцов. Этот метод позволяет получить количественную характеристику межкристаллитной коррозии. По принятой нами методике [13] изменение каждого образца производилось дважды (до и после кипячения) и разность в значениях удельного электросопротивления определялась путем вычитания. При этом ошибки измерения могут складываться, и максимальная относительная ошибка опыта составляет около 1% по отношению к измеренной величине удельного электросопротивления образца. Результаты испытания склонности стали к межкристаллитной коррозии, определенные методом изменения удельного электросопротивления, приведены в табл. 1. Приведенные в этой

Таблица 1

Склонность стали к межкристаллитному разрушению (по изменению удельного электросопротивления)

Температура нагрева при закалке в °С	Удельное электросопротивление в ом			Изменение удельного сопротивления в % после кипячения в течение часов			
	До кипячения	После кипячения в течение часов			24	72	96
		24	72	96			
800	0,7339	0,73390	0,7414	0,7486	0,69	1,02	2,05
900	0,7360	0,7374	0,7420	0,7492	0,19	0,81	1,8
1000	0,7348	0,7412	0,7436	0,7464	0,87	1,1	1,58
1100	0,7425	0,7615	0,7678	0,7690	2,56	3,41	3,58
1200	0,7532	0,7830	0,8295	0,8526	3,96	10,1	10,5
1300	0,7519	0,7890	0,8324	0,8714	4,94	10,7	15,9

таблице цифровые данные взяты как средние при испытании пяти образцов. Анализ приведенных цифровых данных показывает незначительное изменение электросопротивления во время первых 24 час. испытания образцов, закаленных при 800, 900 и 1000°. В то же время образцы, нагретые при закалке до более высоких температур (1100° и выше), характерны уже более заметным изменением удельного электросопротивления. При 72 час. испытания особенно сильное изменение электросопротивления обнаружилось в образцах, нагретых при закалке до 1200 и 1300°. Наконец, при 96 час. испытания особенно сильное изменение электросопротивления обнаружилось также в образцах, нагретых до высоких температур. Таким образом, данные изменения удельного электросопротивления образцов достаточно отчетливо показывают, что склонность стали к межкристаллитной коррозии начинает проявляться уже при температуре 1100° и с ее дальнейшим повышением усиленно прогрессирует. Приведенные данные хорошо согласуются с результатами исследования образцов на склонность к межкристаллитной коррозии по изменению звука и образованию трещин.

Весьма важным фактором при выборе закалочных температур для аустенитной нержавеющей стали является растворимость кар-

бидов в твердом растворе. При нагреве стали до высоких температур происходит растворение карбидов хрома и титана в твердом растворе, а при последующем нагреве в опасном интервале температур карбидная фаза выделяется из твердого раствора. Например, фазовый анализ стали, содержащей 0,14% С, 9,04% Ni, 18% Cr и 0,47% Ti после закалки при 1000° показал присутствие в аустените 0,12% Ti; 0,06% С и в виде карбида титана 0,42% TiC; после закалки с 1350° в аустените содержалось 0,32% Ti; 0,11% С, а в виде карбида титана 0,16% TiC. Следовательно, более высокая температура нагрева увеличивает содержание углерода в твердом растворе и уменьшает карбидообразование, что связано с диссоциацией карбидов при высокой температуре. Повышение содержания углерода в твердом растворе сообщает стали большую склонность к межкристаллитной коррозии. Выделение карбида титана из твердого раствора наиболее эффективно происходит при температуре около 900°; остающееся в аустените содержание углерода настолько мало, что при нагреве в интервале опасных температур межкристаллитная коррозия практически предотвращается. С этой точки зрения наиболее оптимальной температурой нагрева стали при закалке следует считать температуру около 1000° [14].

Важным фактором при термической обработке аустенитной нержавеющей стали является также время выдержки при температуре закалки, так как это также влияет на склонность стали к межкристаллитной коррозии. В процессе проведения исследования было установлено следующее.

При температурах закалки от 800 до 1100° при выдержке 30, 45 и 60 мин. все исследованные образцы не обнаружили склонности к межкристаллитной коррозии и заметного роста зерна не наблюдалось. Однако при температуре закалки 1100°, при выдержке 30 мин. на загибах уже наблюдалась небольшая рябизна, а при выдержке 45 и 60 мин. наблюдалось образование волосных трещин. При закалке с температур более высоких, чем 1100 (до 1300°), при выдержке 30 мин. во всех опытах были обнаружены мелкие и глубокие трещины и отсутствие металлического звука. Следовательно, продолжительность выдержки оказывает бесспорное влияние на склонность стали к межкристаллитной коррозии, причем это влияние до температуры нагрева 1100° практически не обнаруживается. Поэтому нам представляется гораздо рациональней применять более низкую температуру закалки (не свыше 1000°), так как при этом в большей степени гарантируется предотвращение склонности стали к межкристаллитной коррозии. Необходимое при этом диффузионное выравнивание концентрации аустенита может быть компенсировано некоторым увеличением выдержки стали в печи при данной температуре, что не влечет за собой коррозионного снижения ее качества.

Следует также отметить, что образование крупнозернистой структуры при закалке нержавеющей стали не устраняется повторными нагревами в связи со сравнительной стабильностью

высоколегированного аустенита и небольшой его склонностью к перекристаллизации. Приведенные выше экспериментальные данные хорошо согласуются с результатами ранее проведенных исследований.

В аустенитной нержавеющей стали всегда содержится легированная α -фаза, количество которой зависит от ее химического состава и металлургических условий ее производства. Наличие α -фазы в количестве более 20% снижает пластичность нержавеющей стали, затрудняет технологию ее горячей обработки, способствует увеличению брака по рванинам, трещинам и расслоению металла. В то же время присутствие α -фазы сообщает стали меньшую восприимчивость к межкристаллитной коррозии.

Вопрос о влиянии температуры нагрева и продолжительности выдержки на процесс образования α -фазы в аустенитной стали окончательного разрешения до настоящего времени еще не получил. Согласно исследованиям Ц. Н. Рафаловича [15] в кованных образцах из стали 1X18H9T в интервале 800—1280° при продолжительности выдержки до 4 час., вне зависимости от последующей скорости охлаждения, количество α -фазы в стали не изменяется, но изменяется ее форма и усиливается коагуляция.

Н. С. Алферова [16] установила, что при нагреве трубной заготовки из стали 1X18H9T в интервале 1000—1200° количество α -фазы не изменяется с повышением температуры и увеличением времени выдержки. Однако начиная с 1250° вновь наблюдается увеличение α -фазы, количество которой увеличивается с температурой и продолжительностью выдержки.

М. И. Виноград [17] считает, что количество α -фазы в стали 1X18H9T при нагреве выше 1000° увеличивается.

По данным Г. В. Эстулина [18] следует, что минимальная величина магнитного насыщения в стали получается после закалки при 1100—1150°. При повышении температуры закалки до 1250—1300° магнитное насыщение стали непрерывно и резко увеличивается, что свидетельствует об увеличении α -фазы.

Проведенное нами исследование влияния температуры закалки на содержание α -фазы в стали 1X18H9T магнитным методом хорошо согласуется с ранее произведенным Г. В. Эстулиным [18] исследованием. До температуры нагрева 1200° магнитное насыщение стали практически остается неизменным и только после ее нагрева свыше 1300° степень магнитного насыщения заметно возрастает. Это позволяет сделать вывод, что при температуре нагрева до 1300° количество α -фазы не изменяется. Нами в качестве эталона был принят образец из высокохромистой ферритной нержавеющей стали X17, у которого магнитное насыщение в условиях эксперимента составляло 15 000 гс и соответственно количество ферритной фазы в стали 1X18H9T после закалки с 800—1200° составляло 2%, а после нагрева с 1300° количество α -фазы увеличивается до 6%. Несомненно, что на количество α -фазы, как уже указывалось выше, оказывают большое влияние условия металлургического производства стали и, в частности, количество неметалли-

ческих включений. Поэтому колебания в содержании α -фазы для разных плавок одной и той же марки могут заметно изменяться.

Влияние наличия α -фазы на общую коррозионную стойкость аустенитной хромоникелевой стали до настоящего времени не выяснено. В ряде случаев присутствие α -фазы служит основанием для перевода стали в брак. В данном случае критерием для низкой оценки коррозионных свойств нержавеющей стали служит ее двухфазность. Однако, как нам представляется, это не может служить доводом для суждения о коррозионной стойкости стали. Действительно, коррозионная стойкость хромоникелевой и хромистой стали обуславливается образованием на ее поверхности тончайшей пленки окислов шпинельного типа, о чем уже было сказано выше. В хромоникелевой аустенитной стали присутствующая α -фаза также представляет собой высоколегированный твердый раствор, который отлично пассивируется и обладает высокой коррозионной стойкостью. Для установления влияния α -фазы на общую коррозионную стойкость аустенитной нержавеющей стали нами были проведены коррозионные испытания стали марки 1X18H9T с содержанием α -фазы в пределах до 20%. Оценку количества α -фазы производили по пятибалльной шкале завода «Запорожсталь». Согласно этой шкале, содержание α -фазы соответствует следующим баллам:

Балл	1	2	3	4	5
Количество α -фазы в % . .	5	5—12	12—20	20—35	35

Данные коррозионных испытаний показывают, что содержание α -фазы в пределах трех баллов не оказывает заметного влияния на коррозионную стойкость аустенитной нержавеющей стали. Вне зависимости от содержания α -фазы коррозионная стойкость стали соответствует 1-й группе стойкости. Таким образом, для аустенитной нержавеющей стали температурный режим нагрева при закалке рекомендуется применять не свыше 1000—1050°, т. е. на 100—150° ниже, чем это практикуется в настоящее время. Такой режим нагрева стали предотвращает образование большого роста зерна, делает ее не склонной к межкристаллитной коррозии и имеет несомненные экономические преимущества. Следует также отметить, что присутствие в стали α -фазы в количестве до 20% практически не ухудшает ее коррозионных свойств и поэтому не может служить основанием, чтобы считать такую сталь материалом с пониженной коррозионной стойкостью.

ЛИТЕРАТУРА

1. Б. П. Кабанов, Д. И. Лейкис, „Журнал физической химии“ 20,9, 1946; „Доклады АН С СР“, 58, 1947.
2. Н. А. Шумилова, Р. Х. Бурштейн, „Доклады АН СССР“, 61, 1948.
3. П. Д. Данков, Труды 2-й конференции по коррозии металлов, АН СССР, 1943.

4. С. З. Рогинский, Сборник „Проблемы кинетики и катализа“, ОНТИ, Госхимиздат, 1937, стр. 378.
 5. В. И. Архаров, Окисление металлов, Metallurgizdat, 1945.
 6. П. Д. Данков и Н. А. Шишаков, „Известия АН СССР, Отделение математич. и естеств. наук“, 1938.
 7. П. Д. Данков, „Доклады АН СССР“, 51, 1946.
 8. И. И. Корнилов, Железные сплавы, т. I, АН СССР, 1945.
 9. E. C. Rollason „J. of the Iron“, steel Institute, 127, 1933.
 10. E. Vain. R. H. Aborg, J. J. Rutherford, „Trans. Am. Soc. for steel Treating“, 21, 1933.
 11. И. А. Левин, Исследования по коррозии металлов, АН СССР, 1951.
 12. Д. О. Славин, Е. Б. Штейман, Металлы и сплавы в химическом машиностроении и аппаратостроении, Машгиз, 1951.
 13. Д. О. Славин, Р. С. Зайцева, Сборник трудов НИИХИММАШ № 6, 1953.
 14. S. J. Rosenberg a. G. H. Darr, „Metal Progress“, 54, 4, 1948.
 15. Ц. Н. Рафалович, „Теория и практика металлургии“ № 3, 1938.
 16. Н. С. Алферова, „Сталь“ № 10, 1948.
 17. М. И. Виноград, „Сталь“ № 5, 1948.
 18. Г. В. Эстулин, „Заводская лаборатория“ № 10, 1949.
-

СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ СО СВОЙСТВАМИ ЧУГУНА

1. ВИДЫ И СВОЙСТВА ЧУГУНА

Как известно, чугунное литье широко применяется в машиностроении. До 70% деталей (по весу) делают из чугуна. Причины такого широкого применения чугуна заключаются не только в его технологических преимуществах, но и в значительном улучшении механических свойств чугуна.

Повышение прочности чугуна можно иллюстрировать следующими данными: в 1900 г. средний предел прочности при растяжении серого чугуна составлял примерно 8—10 кг/мм², а в 1950 г. — около 24—26 кг/мм².

В настоящее время, согласно существующему ГОСТ, наилучший серый чугун имеет предел прочности при растяжении не ниже 38 кг/мм².

Значительное улучшение механических свойств чугуна привело к тому, что, несмотря на увеличение мощностей современных машин и уменьшение их веса на единицу мощности, применение чугуна не только не уменьшается, а, наоборот, непрерывно возрастает.

Из всех видов высококачественного чугуна наибольший интерес представляет магниевый чугун с шаровидным графитом, имеющий ряд преимуществ перед серым и ковким чугуном; в частности, серый чугун имеет относительное удлинение, близкое к нулю, а из ковкого чугуна, обладающего повышенным относительным удлинением, можно отливать только изделия ограниченной толщины, не более 40—50 мм. Это связано с тем, что ковкий чугун получается путем отжига белого чугуна, для получения которого необходимо относительно быстрое охлаждение, достигнуть которого при отливках большой толщины крайне трудно. Магниевый же чугун, имея сравнительно высокое относительное удлинение и высокий предел прочности при растяжении, допускает отливку изделий любого сечения.

В табл. 1 приведены примерные свойства серого, ковкого и магниевого чугунов.

С появлением магниевого чугуна полностью решена проблема замены ковкой и литой стали чугуном, получаемым из простой вагранки, для ряда случаев, для которых раньше применение чугуна считалось немислимым.

Примерные свойства различных видов чугуна

Вид чугуна	σ_b в кг/мм ²	δ %	a_k в кг/см ² (без надреза)	H_B в кг/мм ²
Перлитный серый чугун	24—35	До 0,25	0,4—0,8	170—248
Перлитный ковкий чугун	45—55	2—6	0,5—1,5	До 201
Перлитный магниевый чугун	50—60	0,5—3,0	0,5—1,5	207—285
Перлиито-ферритный серый чугун	15—21	До 0,25	0,4—0,6	149—197
Перлиито-ферритный ковкий чугун	45—38	4—8	1,0—1,5	149—197
Перлиито-ферритный магниевый чугун	45—55	3—8	1,5—3,0	179—207
Ферритный серый чугун	До 12	До 0,25	0,4—0,6	До 149
Ферритный ковкий чугун	34—38	8—15	1,5—2,5	149
Ферритный магниевый чугун	40—45	10—20	3,0—6,0	155—179

Значение такой замены видно хотя бы из примера изготовления семиколенного вала на заводе «Русский дизель». Длина вала 4,5 м, вес вала в обработанном виде 2, 3 т. При изготовлении этого вала из стали приходилось делать поковку весом около 7 т и механической обработкой снимать свыше 4 т стружки. При изготовлении же этого вала из магниевого чугуна затрачивают около 4 т жидкого чугуна. После отрезки литников и прибылей вес заготовки составляет всего 2,6 т. Такой малый вес заготовки объясняется тем, что у литого вала обрабатываются только шейки. Исследование свойств опытного литого вала показало, что он обладает следующими механическими свойствами: $\sigma_b = 59 \div 65$ кг/мм²; $\delta = 5-6\%$; $a_k = 2,9 \div 3,5$ кг/см² и $H_B = 207 \div 217$.

Свойства чугуна определяются в основном характером металлической основы, формой и количеством графитовых включений, пронизывающих данную металлическую основу.

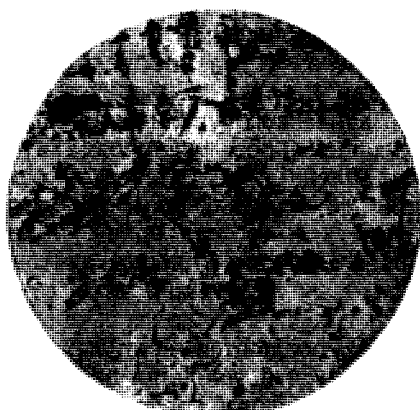
На фиг. 1—4 представлены наиболее характерные формы графита, встречающегося в чугуне различных видов.

На фиг. 1 дана микрофотография пластинчатого графита, а на фиг. 2 — сетчатого графита (мельчайшие пластинки междендритного расположения). Оба вида графита свойственны серому чугуну, и в зависимости от количества они в 3—5 раз ослабляют прочность металлической основы, а ее относительное удлинение сводят почти к нулю. Учитывая снижение механических свойств чугуна за счет включений графита, становится понятным стремление производить серый чугун с перлитной основой, обладающей наибольшей прочностью.

На фиг. 3 представлен хлопьевидный графит, свойственный ковкому чугуну, а на фиг. 4 — шаровидный графит, свойственный магниевому чугуну. Последние два вида графита более благоприятны (особенно шаровидный) для металлической основы; предел прочности при растяжении они снижают меньше чем на поло-



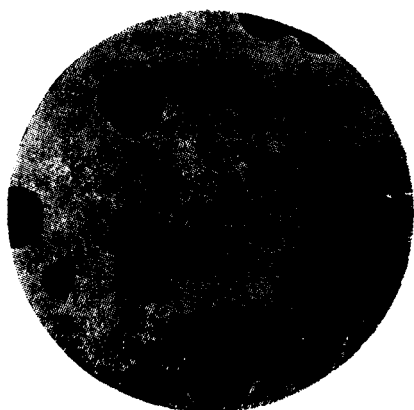
Фиг. 1.



Фиг. 2.



Фиг. 3.



Фиг. 4.

вину и в значительной степени сохраняют относительное удлинение. Поэтому ковкий и магниевый чугуны производят не только перлитными и перрито-ферритными, но и ферритными. В последнем случае чугун обладает относительно большой пластичностью.

Как уже указывалось, главной задачей при производстве серого чугуна является получение однородной перлитной основы. Однако решение этой задачи — дело весьма трудное, так как в отливках

более толстые стенки остывают медленнее, вследствие чего очень часто в случае получения в тонких сечениях перлитной основы в толстых сечениях получается много феррита и, наоборот, в случае получения перлитной основы в толстых сечениях образуется отбел в тонких сечениях.

Соответственно изменяется и прочность чугуна. В частности, при одном и том же содержании углерода большое ослабление прочности металлической основы в перлитно-ферритном чугуне (против перлитного чугуна) происходит не только за счет уменьшения количества перлита и увеличения количества феррита, но и за счет автоматического увеличения количества графита.

Значительное увеличение графита в сером чугуне приводит к ослаблению металлической основы не только вследствие уменьшения ее сечения, но и вследствие того, что пластинки графита, переплетаясь между собой, надрезают значительные объемы этой основы. Поэтому большое значение имеет степень изолированности графитовых включений друг от друга. Кроме того, пластинчатая форма графита приводит к образованию микронадрезов, на остриях которых создаются концентрации напряжений, отрицательно сказывающихся в условиях эксплуатации.

Из двух форм графита в сером чугуне — пластинчатой и сетчатой — предпочтение следует отдавать пластинчатой форме. Объясняется это тем, что сетчатая форма графита обычно бывает окружена известным количеством феррита, вследствие чего затрудняется получение чугуна с чисто перлитной металлической основой с достаточно хорошей износоустойчивостью.

Причина неизбежного сопровождения сетчатого графита ферритом до сих пор недостаточно ясна. Однако хорошо известно, что сетчатый графит легко получается в чугуне, затвердевшем с большим переохлаждением и содержащим много кремния (более 2%).

Учитывая данный факт, можно полагать, что образование феррита вокруг сетчатого графита происходит потому, что образующийся переохлажденный первичный аустенит содержит меньше углерода чем обычно, а также потому, что кремний расширяет температурный интервал эвтектоидного превращения, при котором в условиях равновесия неизбежно одновременное существование феррита, графита и аустенита. Осуществление эвтектоидного превращения в условиях равновесия происходит вследствие наличия сетчатого графита, состоящего из большого количества мельчайших включений, общее число которых во много раз превосходит количество графитовых включений при пластинчатом графите.

На основании изложенного можно сказать, что получение высокопрочного и износоустойчивого серого чугуна сводится к получению в отливках, имеющих стенки различной толщины, структуры, состоящей из перлитной металлической основы, в которой включения графита имеют пластинчатую форму. Количество пластинок по возможности должно быть невелико, и они должны быть изолированы друг от друга. Решение этой задачи может быть осуществлено модифицированием чугуна.

Модифицирование цветных сплавов и стали, как известно, имеет назначением улучшение качества первичной структуры (измельчение зерна). Однако при модифицировании серого чугуна измельчение структуры не является основной задачей, а в отношении графита это даже вредно. Основной задачей модифицирования чугуна является стремление избавиться от сетчатого графита.

Поскольку главной целью модифицирования серого чугуна является не измельчение структуры, то и само модифицирование не всегда может дать положительный эффект.

Модифицировать необходимо чугун малокремнистый, малоуглеродистый и относительно высокомарганцовистый. Такой чугун без модифицирования затвердевал бы белым или половинчатым, но в результате модифицирования он затвердевает с перлитной основой в толстых и тонких сечениях, а графитовые включения оказываются пластинчатыми.

Выбор чугуна такого состава объясняется тем, что малое содержание углерода (при перлитной основе) приводит к малому содержанию графита в структуре, а малое содержание кремния и углерода и повышенное содержание марганца приводят к торможению эвтектоидного превращения, т. е. к получению перлита.

Однако необходимо считаться с тем, что большинство факторов, влияющих на графитизацию, оказывает однозначное влияние на обе стадии графитизации (либо затрудняет их, либо ускоряет). Особенность же модифицирования серого чугуна заключается в том, что оно оказывает непосредственное влияние только на первую стадию графитизации.

Поэтому, если берется чугун, который по составу трудно поддается графитизации в первой и второй стадиях и соответствующим образом модифицируется, то отливки получаются без отбела в тонких сечениях и без феррита в толстых сечениях.

В качестве модификатора часто берется 75%-ный ферросилиций.

Добавка ферросилиция в жидкий чугун перед его разливкой приводит к устранению переохладения, раскислению чугуна и созданию центров кристаллизации. Устранение переохладения предупреждает образование не только отбела, но и сетчатого графита.

Обычно в толстых сечениях дисперсность перлита меньше, чем в тонких, поэтому и прочность чугуна оказывается ниже в толстых сечениях. В частности, в модифицированном чугуне с перлитной основой, отлитом из одного ковша, твердость образцов толщиной 10 мм составляла максимум $H_B = 269$, а толщиной 50 мм минимум $H_B = 239$. Максимальная разница в твердости составляла 40 единиц, а минимальная 14. В обыкновенном же сером чугуне ГОСТ допускает значительно большие отклонения ($H_B = 170 \div 241$). В модифицированном чугуне с перлитной основой предел прочности при растяжении для образцов толщиной 30 и 150 мм дает разницу в 10%, а в немодифицированном чугуне увеличение толщины, например в 3,5 раза, уменьшает прочность на 50%.

Такое снижение прочности объясняется не только уменьшением дисперсности металлической основы в более толстых сечениях, но

и образованием в них значительного количества феррита вместо перлита.

Изменение предела прочности чугуна в зависимости от толщины может быть выражено формулой

$$\sigma_x \cdot d_x^a = \text{const} = \sigma_{30} \cdot d_{30}^a, \quad (1)$$

где σ_x — предел прочности образца диаметром d_x ;

σ_{30} — предел прочности образца диаметром d_{30} (30 мм);

a — показатель степени чувствительности, который составляет 0,4—0,8 при $\sigma_b < 20 \text{ кг/мм}^2$ и 0,2—0,5 при $\sigma_b > 25 \text{ кг/мм}^2$.

Для модифицированного чугуна показатель a обычно ближе к 0,2.

2. НОМОГРАММА ДЛЯ РАСЧЕТА СОСТАВА СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЧУГУНА

Свойства чугуна определяются его структурой. Необходимая структура чугуна обеспечивается соответствующими технологическими факторами и химическим составом. Поэтому правильный подбор химического состава и выбор технологии производства обеспечивают получение требуемой структуры и необходимых свойств.

С этой точки зрения считаем неправильным встречаемое иногда в литературе высказывание, что главное — это технологический вариант. Нельзя согласиться, например, с отсутствием в технологических вариантах Г. И. Клецкина¹ указаний на требуемое количество связанного углерода.

Количество связанного углерода при данном общем содержании углерода определяет в значительной степени характер металлической основы и количество графита, пронизывающего металлическую основу, а поэтому ни в коем случае нельзя пренебрегать этой характеристикой.

Отсутствие ссылки на количество связанного углерода не может быть оправдано тем, что в модифицированном чугуне основа всегда перлитная, а поэтому и количество связанного углерода там якобы всегда одно и то же. На самом деле это не так. Различные скорости охлаждения и примеси, содержащиеся в чугуне, изменяют диаграмму состояния Fe — C. Вместо нормального эвтектоида образуются квазиэвтектоиды, в которых количества связанного углерода значительно отличаются от 0,83% (в соответствии с диаграммой Fe — C).

Чем больше связанного углерода содержится в перлите, тем этот перлит прочнее и тверже. На прочность чугуна влияет также легирование и степень дисперсности структурных составляющих.

Ввиду большого количества факторов, влияющих на прочность

¹ Г. И. Клецкин, Получение отливок из высококачественного чугуна с заданными механическими свойствами, «Литейное производство» № 11, 1952 г.

чугуна, очень трудно дать точную зависимость между этими факторами и свойствами чугуна.

Говоря о модифицированном сером чугуне, следует сказать, что из технологических факторов положительное влияние на получение высококачественного чугуна оказывает высокая температура выпуска чугуна из вагранки (1420—1440°), высокая температура заливки (1330—1360°) и добавка в шихту от 30 до 60% стали.

По химическому составу наилучшие результаты получаются, когда количество углерода понижено и составляет 2,8—3,2%. Фосфора желательнo не более 0,25—0,3%; серы не более 0,12% и марганца около 1,0% (сверх баланса), т. е. сверх того, что требуется, чтобы образовать MnS. Кремний берется по расчету в зависимости от толщины отливки (см. ниже).

Приведенные данные показывают, что в модифицированном чугуне регулируемыми элементами являются углерод, кремний и марганец.

Наличие около 1% марганца сверх баланса содействует получению перлитной основы, поскольку марганец снижает точку A_1 диаграммы состояния Fe—C. Однако слишком высокое содержание марганца нежелательно, так как начинает сказываться его тормозящее действие на эвтектическое превращение, т. е. на первую стадию графитизации.

Что касается количества углерода и кремния, то оно меняется в широких пределах.

Количество углерода и его распределение между $C_{св}$ и C_{2p} определяется в первую очередь требуемой прочностью чугуна, а количество кремния должно быть таким, чтобы обеспечить требуемое распределение между $C_{св}$ и C_{2p} для конкретных отливок.

В связи с этим большое значение имеет правильный выбор требуемого количества углерода и кремния в каждом отдельном случае.

Для указанной цели служат различного рода диаграммы структурообразования чугуна. Весьма ценными являются диаграммы Л. И. Какурина и Н. Г. Гиршовича. Однако в указанных диаграммах не отражены прочностные свойства чугуна и в них $C_{об}$ не разделена на $C_{св}$ и C_{2p} , несмотря на то, что действие каждого из указанных видов углерода на свойства чугуна противоположно.

Что же касается известных диаграмм Маурера и Грейнера — Клигенштейна, то при современном состоянии производства высококачественного чугуна их следует считать устаревшими.

Диаграмма Маурера дает зависимость между $C_{об}$ и Si для отливок одной толщины, а диаграмма Грейнера — Клигенштейна, хотя и охватывает несколько толщин, но не пригодна для пользования при производстве ковкого и модифицированного чугуна и не дает правильных представлений о структуре обычного серого чугуна.

Многокомпонентность чугуновых сплавов, влияние большого количества технологических факторов и значительная неоднородность

структуры затрудняют создание полноценных диаграмм структурообразования, тем более таких, в которых участвовала бы и прочность чугуна.

В настоящей работе мы приводим разработанный нами способ определения требуемого состава структуры и свойств чугуна. Этот способ определяет для серого нелегированного чугуна зависимости между содержанием кремния, всех видов углерода (общего, связанного и графита), толщиной отливки, пределом прочности при растяжении и структурой, а также ряд зависимостей и для других видов чугуна.

Согласно нашему способу, требуемый ответ может быть получен либо расчетным путем при помощи формул (2), (3) и (4), либо при помощи номограммы (фиг. 5), составленной на основе этих же формул

$$Si = \frac{6,3 - (\lg T + C_{об})}{0,5(C_{св} + K)} \cdot 0/_{0}, \quad (2)$$

где T — толщина отливки в мм;

K — величина, зависящая от вида чугуна и равная для серого феррито-перлитного чугуна 0,9—1,0, для серого перлитного чугуна 1,0—1,2, для половинчатого чугуна (подлежащего модифицированию) 0,3—0,5 и для белого чугуна (подлежащего отжигу на ковкий) 2,2—2,8.

$$\sigma_b = \frac{75 \cdot C_{св} + 40}{C_{зр} + 1,0} \text{ кг/мм}^2; \quad (3)$$

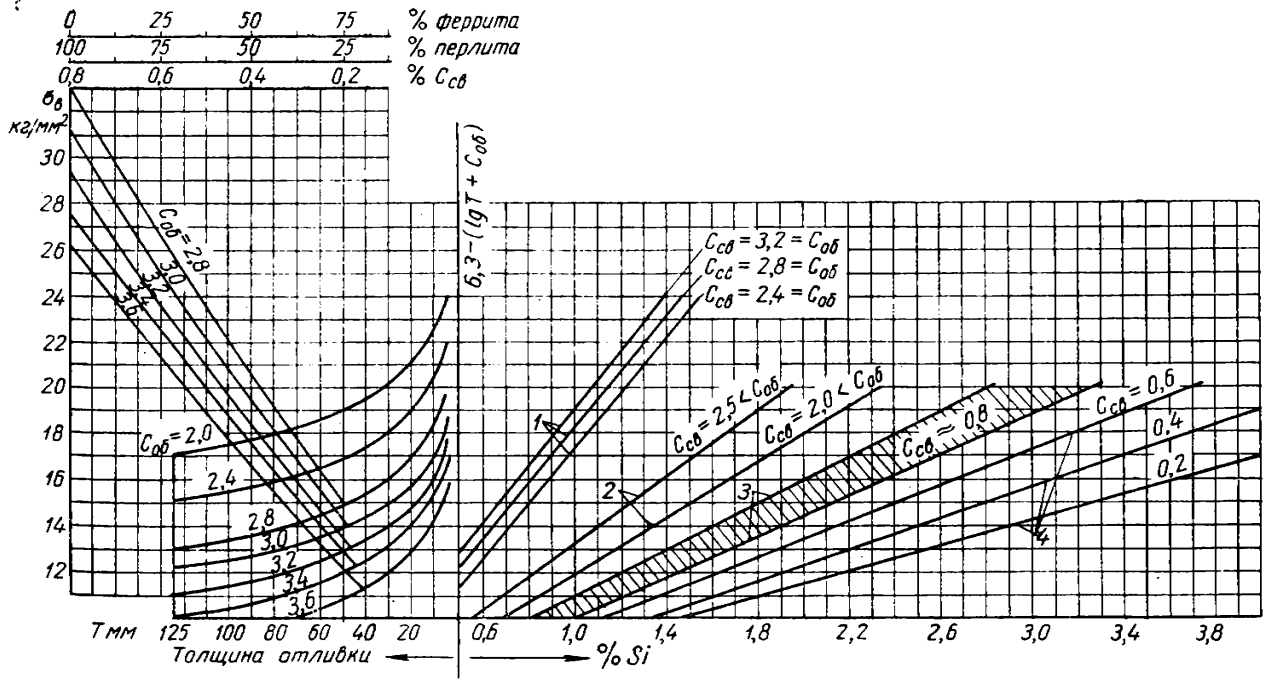
$$0/_{0} C_{св} = \frac{\sigma_b (C_{об} + 1,0) - 40}{\sigma_b + 75} \cdot 0/_{0}. \quad (4)$$

Учитывая большие трудности в установлении зависимости между указанными выше факторами, получаемые по нашему способу результаты следует считать ориентировочными, приближенными и действительными только в известных пределах.

Номограмма представляет собой сочетание трех диаграмм. Две диаграммы — правая и левая — имеют общую ось ординат и разные оси абсцисс (левая ось — толщина отливки, правая ось — количество кремния). На левой диаграмме кривые линии характеризуют $C_{об}$, а на правой диаграмме лучи характеризуют $C_{св}$ для разных чугунов. В левой части номограммы имеется самостоятельная диаграмма со своей осью ординат σ_b , осью абсцисс (верхняя ось) — $C_{св}$, процент перлита и феррита. На этой диаграмме лучи характеризуют $C_{об}$.

Пользование номограммой весьма просто, что видно из следующих примеров.

1. Определить необходимое содержание кремния для отливки из белого чугуна (для отжига на ковкий). Задано $C_{об}$ и известна толщина отливки. Сначала на оси абсцисс, на левой части номограммы, проводят перпендикуляр от заданной толщины до пересечения с кривой, соответствующей $C_{об}$, отсюда проводят горизонтальную линию направо до пересечения с лучом $C_{св}$ для белого

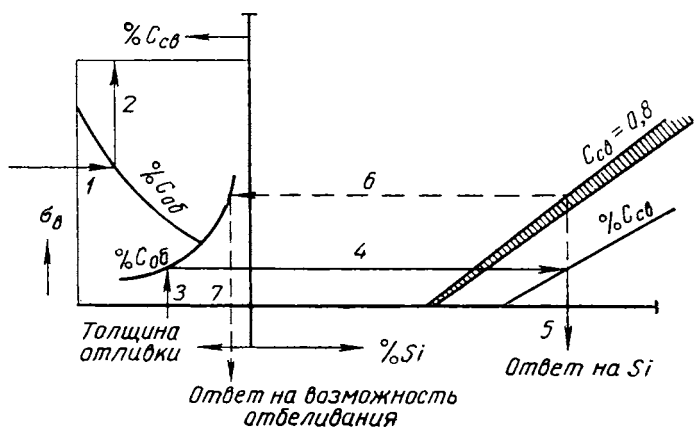


Фиг. 5. Номограмма для расчета состава, структуры и свойств чугуна (нелегированного) при литье в земляные формы (А. Ф. Ланда):

- 1 — белый чугун для отжига на ковкий; 2 — половинчатый чугун (чугун для модифицирования); 3 — перлитный серый чугун; 4 — феррито-перлитный серый чугун.

чугуна ($C_{св} = C_{об}$) и опускают перпендикуляр на ось абсцисс, где находят требуемое количество кремния.

2. Определить необходимое содержание кремния, чтобы обеспечить заданную прочность отливки из перлитно-ферритного серого чугуна, имеющую стенки различной толщины. Сначала на левой части номограммы, на оси ординат, проводят горизонтальную линию от заданного предела прочности до пересечения с лучом, характеризующим технологически наиболее подходящее (для данного случая) содержание $C_{об}$, отсюда восстанавливают перпендикуляр на верхнюю ось абсцисс и находят требуемое содержание $C_{св}$, а также структуру металлической основы. Затем на нижней левой абсциссе



Фиг. 6. Схема определения требуемого содержания кремния и возможности отбела в сером чугуне.

восстанавливают перпендикуляр от размера наибольшей толщины отливки до пересечения с кривой, характеризующей принятое $C_{об}$; отсюда проводят направо горизонтальную линию до пересечения с лучом $C_{св}$, соответствующим найденному $C_{св}$, и опускают перпендикуляр на ось абсцисс, пересечение с которым дает требуемое количество кремния. Чтобы проверить, не получится ли отбел в наиболее тонкой части отливки, восстанавливают перпендикуляр от найденного количества кремния до пересечения с верхней линией перлитной области ($C_{св} \approx 0,8\%$); отсюда проводят налево горизонтальную линию до пересечения с кривой принятого $C_{об}$ и опускают перпендикуляр на ось абсцисс, где находят минимальный размер толщины отливки, при котором не будет получаться отбел.

Решение второго примера показано схематически на фиг. 6.

3. Определить необходимое содержание $C_{об}$ и Si в сером чугуне заданной прочности и заданной структуры.

Сначала на левых верхних осях абсцисс находят для заданной структуры соответствующее ей содержание $C_{св}$, затем опускают перпендикуляр до пересечения с перпендикуляром, который проводят от левой оси ординат (от заданной прочности). Луч, проходя-

щий через точку пересечения обоих перпендикуляров соответствует требуемому содержанию $C_{об}$. Зная толщину отливки, содержание $C_{об}$ и $C_{св}$, дальнейшее решение проводят, как в предыдущем случае.

4. Определить необходимое содержание Si в отливке из модифицированного чугуна, имеющей стенки различной толщины. Для того чтобы чугун можно было модифицировать, содержание в нем кремния без модифицирования должно давать структуру половинчатого чугуна.

Весьма удобно вести расчет таким образом, чтобы $C_{св}$ в тонком сечении составлял в половинчатом чугуне не менее 2,5%, а в толстом сечении — не менее 0,8 и не более 2,0%. Соответствующим образом и построены лучи для $C_{св}$ на номограмме.

Сначала задаются содержанием $C_{об}$, затем проводят от левой нижней оси ординат два перпендикуляра, от минимальной и максимальной толщин отливки до пересечения с кривой $C_{об}$, затем от полученных точек пересечения проводят направо линии до пересечения с соответствующими лучами для половинчатого чугуна и спускают перпендикуляр на правую ось абсцисс, где находят два ответа для количества кремния: один — для толстой части отливки, другой — для тонкой части отливки: средняя величина указанных двух ответов представляет собой искомую величину кремния.

3. НЕКОТОРЫЕ ВОПРОСЫ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ МАГНИЕВОГО ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

О механизме структурообразования

Причиной высокой прочности магниевого чугуна является сочетание шаровидной формы графита с высокопрочной металлической основой.

Шаровидная форма графита была известна и до появления магниевого чугуна, однако получение ее было связано с большими трудностями.

Обычно при кристаллизации графита непосредственно из жидкого раствора, а также при графитизации белого чугуна, чуть ниже температуры затвердевания графит получается пластинчатым, и только по мере снижения температуры отжига белого чугуна графит получается все более и более округлым.

Эта зависимость степени округленности графита от степени снижения температуры графитизации отсутствует в магниевом чугуне. При любых температурах графит получается шаровидным, если только в чугуне содержится не менее определенного количества магния.

По поводу условий образования шаровидного графита в магниевом чугуне существовали различные точки зрения, а именно:

а) графитизация в магниевом чугуне происходит после затвердевания чугуна в виде белого; графитизация происходит подобно

тому, как это имеет место в ковком чугуна, но значительно быстрее, в виде самоотжига непосредственно в форме;

б) графитизация в магниевом чугуна происходит во время его затвердевания внутри аустенитной оболочка;

в) графитизация в магниевом чугуна происходит, когда чугуна еще находится в жидком состоянии.

Анализируя изложенное, приходится выразить сомнение в правильности одной какой-либо точки зрения, взятой в отдельности, так как многие известные явления при этом остаются необъяснимыми.

Опыты показывают, что при присадке магния в чугуна можно получать шаровидную форму графита при его кристаллизации в жидком, полужидком и твердом (белом) чугуна. Это значит, что перечисленные точки зрения на условия образования графита друг друга не исключают, а, наоборот, дополняют.

В настоящее время многие специалисты придерживаются указанного выше взгляда, но полагают, что в различных условиях кристаллизации графита имеют место различные причины, вызывающие выделение графита в шаровидной форме. К таким причинам относят:

а) характер соотношения скоростей диссоциации цементита, растворения, диффузии и кристаллизации графита;

б) образование адсорбционных пленок на поверхностях граней кристаллов графита и металлической основы;

в) образование какого-то шаровидного центра кристаллизации, вынуждающего графит кристаллизоваться шаровидно.

Однако нам представляется, что поскольку во всех случаях кристаллизации графит (при присадке магния) получает одну и ту же форму (шаровидную), то и причина, вызывающая образование этой формы, должна быть одна и та же. Что же касается перечисленных выше причин, якобы вызывающих сфероидизацию графита, то против них можно выставить ряд возражений. Нельзя, например, объяснить шаровидность графита характером соотношения скоростей диссоциации цементита, растворения, диффузии и кристаллизации графита, поскольку данное объяснение никак не подходит к случаю кристаллизации шаровидного графита из жидкого раствора, где совершенно отсутствует цементит и где без магния графит обычно получается пластинчатым.

Могут ли являться причиной сфероидизации графита особые свойства какого-то ядра, вокруг которого кристаллизуется графит?

Ответ на этот вопрос тоже должен быть отрицательный, ибо при отжиге белого магниевом чугуна никакого ядра в центре не обнаруживается, а графит все же имеет шаровидную форму.

Что же это за ядро, встречаемое часто внутри графитного шара в «магниевом» чугуна, и каково его значение?

Роль ядра здесь, повидимому, такая же, как при модифицировании серого чугуна. Без модифицирования чугуна затвердевает белым или половинчатым. Роль модификатора сводится к созданию

центров кристаллизации, устранению переохлаждения и облегчению кристаллизации графита.

Примерно то же самое происходит при модифицировании ферросилицием магниевого жидкого чугуна. Без присадки в ковш ферросилиция чугун обычно затвердевает белым или половинчатым. При вводе ферросилиция образуется ядро (центр графитизации), вследствие чего устраняется переохлаждающее действие магния, облегчается процесс кристаллизации графита при затвердевании (без отжига) и графит распределяется равномернее по всему объему отливки.

В обоих случаях процесс один и тот же, а графит получается различным по форме. Это доказывает, что ядро не влияет на форму графита.

Графит получается шаровидным и без модифицирования магниевого чугуна ферросилицием. Для этого достаточно только, чтобы отливки содержали много кремния и были очень толстыми или же, если в них мало кремния и они затвердевают белыми, следует их подвергнуть графитизирующему отжигу.

Сомнительным является также предположение, что сфероидизация графита вызвана образованием адсорбционных пленок на поверхностях кристаллов графита и металлической основы.

Теория поверхностных адсорбционных пленок в применении к данному случаю исходит из положения, что магний не растворяется в железе и графите, а поэтому при затвердевании чугуна магний адсорбируется в виде пленок на поверхностях кристаллов металлической основы и графита. Действие магниевых пленок заключается в том, что они заставляют графит кристаллизоваться шаровидно как в жидком, так и в твердом окружении. Существует также мнение, что если графит кристаллизуется в жидком окружении, то адсорбционные пленки, обволакивающие графит, соответствующим образом регулируют скорость роста его граней; если же графит кристаллизуется в твердом окружении, то вступают в строй магниевые пленки, обволакивающие зерна металлической основы; заполняя стыки между зернами, они не дают графиту возможности вытянуться в этих стыках.

Такое объяснение роли поверхностных пленок при кристаллизации графита кажется сомнительным. Мы полагаем, что в данном случае адсорбционные пленки никакого влияния не оказывают.

В самом деле, нет никаких оснований считать, что отсутствие растворимости магния в железе исключает его растворимость и в чугуне. Чугун содержит в себе углерод и кремний; оба указанных элемента, как известно, дают с магнием химические соединения MgC_2 , Mg_2C_3 и Mg_2Si . Наличие химического родства между магнием, углеродом и кремнием дает основание полагать, что при присадке в чугун магния последний должен вступить во взаимодействие с углеродом и кремнием, растворенными в чугуне, и вследствие этого оказаться в известных количествах растворенным в чугуне. Если бы это было не так, то присадка магния в жидкий

чугун, была бы невозможна, так как вследствие низкой температуры кипения магния он весь испарился бы, а не образовывал при затвердевании поверхностные пленки. Из практики известно, что количество усваиваемого магния зависит от количества содержащихся в чугуне углерода и кремния. Чем больше содержится в чугуне кремния и углерода, тем больше усваивается магния.

Образование адсорбционных пленок требует, чтобы в процессе кристаллизации захваченный магнием перемещался изнутри кристаллов металлической основы и графита на их поверхность. Такое перемещение трудно себе представить при наличии химического родства между углеродом и кремнием. Скорее, наоборот, можно себе представить, что по мере затвердевания чугуна магнием переходит в цементит, графит, аустенит и феррит и что с понижением температуры, вследствие уменьшения растворимости магния, происходит выделение не чистого магния, а избыточной фазы, находящейся в каком-то соединении с магнием. Обычно пленки, в том числе и адсорбционные, мешают росту кристаллов, а шаровидный графит во второй стадии графитизации продолжает расти.

Согласно теории адсорбционных пленок, требуется незначительное количество вещества для образования поверхностных пленок. Действительно, достаточно 0,06% магния, чтобы графит получился шаровидным. Однако для образования пленок это незначительное количество магния должно было быть равномерно распределено по поверхностям кристаллов всех структурно составляющих фаз. Если же исходить из приведенных нами соображений, то такой равномерности быть не может. В самом деле, если магнием, растворяясь в чугуне, соединяется с углеродом и кремнием, то можно ожидать, что эти связи сохраняются в той или иной степени и после затвердевания чугуна. В этом случае можно полагать, что при графитизации вместе с графитом выделится тот магнием, который был связан с углеродом внутри раствора, а в металлической основе должен остаться тот магнием, который был связан главным образом с кремнием. Учитывая, что кремния в чугуне содержится не больше, чем углерода, и что почти весь углерод в чугуне находится в виде самостоятельной фазы — графита, а кремний растворен в огромной массе железа (в десятки раз превосходящей количество кремния), то получается, что в металлической основе процент содержащегося магния должен быть во много раз меньше, чем в графите. Это значит, что в чугуне магнием не может быть распределен равномерно по структурным составляющим фазам. Факты это подтверждают.

Известно, что количество магния оказывается значительно большим там, где имеет место ликвация графита. При центробежном литье графит оказывается значительно отжатым внутрь отливки, где обнаруживается повышенное количество магния. То же получается и при литье заэвтектического чугуна, когда имеет место ликвация первичного графита.

В литературе описан случай, когда в чугунной отливке имела место ликвация углерода; соответственно в том же месте была обнаружена ликвация магния; в сердцевине отливки углерода

было 3,5% и магния 0,066%, а в верхней части отливки углерода было 12% и магния 0,21%.

Нами был проведен следующий опыт с целью проверки степени равномерности распределения магния между графитом и другими структурными составляющими чугуна.

а) Чугун, содержащий 3,83% $C_{об}$; 2,6% $C_{зр}$ и 0,067% Mg, был превращен в порошок и из него отсеян тонкий помол, обогащенный графитом. В помоле оказалось 7,4% $C_{об}$; 6,7% $C_{зр}$ и 0,17% Mg.



Фиг. 7. Некоторые искаженные переходные формы графита.

б) Чугун, содержащий 3,33% $C_{об}$; 2,72% $C_{зр}$ и 0,033% Mg, был превращен в порошок; из него отсеян тонкий помол, обогащенный графитом. В помоле оказалось: 4,02% $C_{об}$; 3,42% $C_{зр}$ и 0,045% Mg.

Из приведенных цифр видно, что процент магния в помоле значительно возрос одновременно с ростом количества графита.

Аналогичные результаты получены были П. И. Степиным¹, который измельченную стружку разделил многократным отстаиванием в спирте на три фракции.

Не согласуются также с теорией адсорбционных пленок встречающиеся иногда в магниевом чугуне включения графита, напоминающие собой не диск (шар), а кольцо или часть кольца, внутри которого находится такой же чугун, как и снаружи кольца, и другие искаженные формы (фиг. 7).

Не согласуются с теорией адсорбционных пленок и получаемые, более высокие по сравнению с обыкновенным чугуном, твердость и прочность феррита в магниевом чугуне.

¹ П. И. Степин, «Литейное дело» № 5, 1952.

Некоторые объясняют высокую прочность феррита в магниевом чугуна повышенным содержанием кремния. Однако простое сопоставление цифр, приведенных в табл. 2, этого не подтверждает.

Таблица 2

Наименование чугуна	% Si	H _B феррита
Углеродистая сталь	Следы	90
Серый чугун	2,6	131
Магниевый ковкий чугун . . .	1,7	163

Из табл. 2 видно, что, несмотря на меньшее содержание кремния в магниевом чугуна, феррит его обладает большей твердостью, чем в сером чугуна.

Кремний, действительно, увеличивает твердость феррита, но не в такой большой степени, как это получается в магниевом чугуна.

Существуют и другие факторы, позволяющие сомневаться в регулирующей роли (в данном случае) адсорбционных пленок. В частности, графитные включения в чугуна не всегда являются монокристаллами. Очень часто каждое включение является поликристаллом или конгломератом, состоящим из кристаллов графита, перемешанных с частицами металлической основы и других включений.

Формы графитных включений в таких случаях могут оказаться самыми разнообразными. На форму графита может также влиять характер расположения первичных дендритов аустенита, кривизна границ цементита и т. п.

Объяснение влияния магния образованием адсорбционных пленок основано на положении, что кристаллы графита по своей природе всегда стремятся расти вытянуто. В доказательство этого положения приводится тот факт, что при кристаллизации графита в жидком окружении он приобретает вытянутую форму. Однако такое доказательство нельзя считать убедительным, если принять во внимание различные факторы, влияющие на поверхностное натяжение. Известно, что с повышением температуры поверхностное натяжение уменьшается. Это обстоятельство не может не оказать влияния на форму графитных включений в чугуна. В частности, при отжиге одного и того же белого чугуна можно получать любую форму графита (пластинчатую, хлопьевидную и шаровидную). Чем выше температура, тем вытянутее графит. Повидимому, с повышением температуры уменьшается поверхностное натяжение на границе графит — аустенит, что содействует образованию форм графита с более развитой поверхностью.

Как известно, растворение малых добавок в значительной степени изменяет поверхностное натяжение. В случае понижения поверхностного натяжения жидкого металла можно ожидать, что при его кристаллизации будет затрудняться работа образования зародышей и затвердевание будет происходить с переохлаждением.

В случае, если примеси оказываются растворенными и в зародыше, они могут изменять поверхностное натяжение на границе зародыш — маточная среда. В случае увеличения поверхностного натяжения на границе кристалл — жидкая фаза будет иметь место не только увеличение работы образования зародыша и переохлаждение сплава, но и кристаллы будут обладать большей склонностью кристаллизоваться шаровидно, поскольку данная форма соответствует минимуму поверхностной энергии.

Повидимому, магний оказывает именно такое действие; растворяясь в жидком чугуна, он приводит к переохлаждению его вплоть до полного торможения процесса графитизации и образования сквозного отбеливания. При принятии должных мер с целью предупреждения переохлаждения или при отжиге белого чугуна и образовании графита в нем всегда оказывается растворенным известное количество магния. Наличие кремния в маточном растворе и в графите изменяет поверхностное натяжение на границе графит — маточная среда, и графит как бы теряет чувствительность к высоким температурам, сохраняя способность кристаллизоваться шаровидно.

Гипотезы, отводящие решающую роль регулятора формообразования графита поверхностным пленкам, не придают должного значения влиянию магния, растворенного в графите и железе.

Приводимые нами рассуждения, наоборот, убеждают нас в том, что именно растворенный внутри кристаллов графита и железа магний играет решающую роль.

В связи с установившимся мнением, что магний в феррите не растворен, а находится только на поверхности кристаллов, повышенная прочность феррита объясняется образованием внутренних напряжений при кристаллизации, повышением содержания кремния в феррите и большей дисперсностью металлической основы.

Перечисленные факторы, конечно, могут в известной степени являться причиной повышенной прочности феррита в магниевом чугуна. Однако в свете наших рассуждений это не является главной причиной. Для того чтобы убедиться в том, что магний действительно растворен в кремнистом феррите и именно это является главной причиной упрочнения металлической основы, мы сделали два опыта.

1. Чугун из одного ковша был разделен на две части. Одна часть модифицировалась магниевой лигатурой на ферросилициевой основе, а другая часть модифицировалась таким же количеством ферросилиция, не содержащего магния. Из обеих частей отливались образцы и были отожжены при 720° с целью получения ферритной основы, затем они выдерживались при 720° еще несколько часов и испытывались на твердость.

Полученные результаты приведены в табл. 3.

Приведенный опыт, несомненно, подтверждает, что повышенная твердость феррита не является следствием ни внутренних напряжений (они были сняты отжигом), ни повышенного содержания кремния (во всех образцах количество кремния одинаковое).

№ образца	Длительность отжига при 7200° образцов с ферритной основой в час. и мин.	Чугун, легированный ферросилицием и магнием	Чугун, легированный ферросилицием
		Графит шаровидный и феррит H_B	Графит пластинчатый и феррит H_B
1	2.30	241	122
2	3.45	241	122
3	5.—	235	122
4	6.15	235	122
5	7.30	234	131
6	8.45	230	129

Повышенное содержание кремния несколько повысило твердость феррита против обычного. Однако в образцах, содержащих магний, твердость феррита оказалась больше примерно на $H_B = 100$.

2. Для того чтобы убедиться в том, что весьма высокая твердость металлической основы не является следствием обволакивания феррита магниевыми пленками, а есть следствие растворения магния в самом феррите, мы решили подвергнуть чугун азотированию.

Магний во многом похож на алюминий и, так же как алюминий, способен давать нитриды. Исходя из этой особенности магния, мы решили, что нахождение магния внутри феррита должно при азотировании дать существенное повышение твердости. Если же магний не растворен в феррите, то твердость зерен феррита не повысится. Полученные результаты превзошли ожидания. Микротвердость после азотирования в течение 3 час. оказалась весьма высокой, до $H_V = 900$. Многократные опыты дали идентичные результаты. Опыты не только подтвердили факт растворимости магния в феррите, но и установили целесообразность разработки технологии азотирования магниевых чугунов. Обычно азотирование требует применения легированных алюминием и хромом, сталей и чугунов, которые весьма трудны в изготовлении, а само азотирование длится десятки часов. В данном же случае получена высокая твердость нелегированного чугуна за весьма короткое время (около 3 час.)¹.

Твердость после азотирования оказалась неравномерной (в разных зернах $H_B = 450 \div 900$), что указывает на неравномерность растворения магния в феррите.

Исходя из предположения, что магний растворен в кристаллах феррита, а не расположен на их поверхности, до азотирования, был проведен отжиг с целью гомогенизации твердого раствора. После отжига твердость в кристаллах феррита получалась равномерной.

¹ При азотировании хромоалюминиевых сталей и легированных чугунов высокая твердость также может быть достигнута за этот период времени. Ред.

Приятное положение о том, что решающая роль принадлежит растворимости магния в жидкой и твердой фазах, дало возможность также удовлетворительно объяснить причину образования различных искаженных форм графита в магниевом чугуна.

Механизм кристаллизации в магниевом чугуна представляется следующим образом.

Магний, будучи присажен в жидкий чугун, соединяется с растворенным в нем кремнием, образуя силикомагниевые соединения. Указанные соединения ввиду их малой растворимости стремятся выделиться из чугуна, вследствие чего еще в жидком состоянии начинают возникать молекулярные скопления (подобно «дискам» при старении дуралюмина), вплоть до образования и выделения из пересыщенного раствора избыточной фазы. В свою очередь, углерод, будучи соединен с магнием, при выделении кристаллизуется на этих молекулярных скоплениях и на кристалликах избыточной фазы, которые играют роль зародышей или подкладки.

Высокое содержание кремния в магниевом чугуна или модифицирование жидкого чугуна ферросилицием приводит к местным пересыщениям раствора и к выделению из него силикомагниевых соединений и графитных включений. Эти выделения могут служить центрами, на которых кристаллизуется графит.

Из сказанного следует, что на форму графита влияет количество растворенного в нем магния, а на характер расположения графита — характер расположения «подкладки».

При изучении различных форм графита в магниевом чугуна необходимо учитывать сочетание влияния магния на степень сферидизации графита и характер расположения подкладки. Любая искаженная форма графита или образование поликристаллов могут быть объяснены как следствие сращивания между собой отдельных графитных включений, в том числе и по-разному расположенных. В частности, образование глобулы с белым ядром в середине может рассматриваться как следствие образования графитного поликристалла, полученного путем самостоятельного роста отдельных глобул. При таком сращивании графита часть металлической составляющей неизбежно должна оказаться частично или полностью замкнутой внутри глобул. Именно тем, что ядро не является центром графитизации, а посторонним включением в графитном поликристалле, можно объяснить факт частого выкрашивания этого ядра.

В связи с тем, что магний сам по себе нерастворим в железе и растворение его в чугуна происходит благодаря кремнию и углероду, неизбежно неравномерное растворение магния в чугуна. Этим объясняется тот факт, что при недостатке магния имеет место не только образование переходных форм графита, но и существование в одном шлiffe, наряду с глобулями, также и пластинок, присущих обычному серому чугуна, не содержащему магния.

При присадке магния в чугун следует всегда иметь в виду, что полноценное действие на чугун магний оказывает только в том случае, если его достаточно для упрочнения металлической основы и

сфероидизации графита. Это значит, что магний следует присаживать в таком количестве, чтобы его хватило не только на соединение с теми элементами, с которыми он способен в первую очередь вступить в химическую связь (сера, кислород и др.), но и сверх этого остался определенный минимум. Указанный минимум должен быть тем выше, чем больше углерода и кремния в чугуне. В случае легирования чугуна элементами, с которыми магний может вступить в связь, этот минимум должен быть соответственно повышен. С другой стороны, слишком высокое содержание магния может привести к отбеливанию чугуна, которое может быть либо предупреждено увеличением добавки ферросилиция в ковш, либо устранено графитизирующим отжигом.

При производстве магниевого чугуна обычно сталкиваются с фактом получения в структуре большого количества феррита вокруг шаровидного графита; получение чисто перлитной основы затруднительно. Получение феррита в данном случае обычно желательно, так как чугун приобретает пластичность без большого ущерба для прочности, поскольку силикомагниевый феррит обладает высокой прочностью.

О составе и термической обработке магниевого чугуна

Обычно при производстве высокопрочных чугунов, особенно ковкого чугуна, стремятся к значительному снижению углерода; при производстве же магниевого чугуна, благодаря шаровидной форме графита и более прочной металлической основе, не следует особенно стремиться к снижению содержания углерода. Большей частью содержание углерода находится в пределах 3,0—3,5%. Чем больше углерода и кремния в отливках, тем более плотными и без усадочных раковин получаются отливки и тем больше степень их графитизации.

По данным К. И. Ващенко, П. В. Авринского и В. Л. Неселовского¹, сумма углерода и кремния в отливках должна составлять около 6,5%. Исходя из этой суммы, получают требуемое содержание кремния в отливках; оно составляет около 3,0%, из которых около 2,5% содержится в расплавленном чугуне и около 0,5% усваивается при добавке в ковш 70%-ного ферросилиция в количестве 0,8—1,0%. Однако количество кремния может быть и меньше.

Количество фосфора в отливках желательно не более 0,1%, марганца около 0,5%. Количество серы в чугуне обычно такое же, как и в сером чугуне, т. е. около 0,1%. Однако надо помнить, что сера дает с магнием сульфиды магния, а потому чем больше серы в чугуне, тем больше требуется магния для связывания серы, ибо магний начинает оказывать свое модифицирующее действие на чугун только после того, как он связал серу. Поэтому требуется присаживать магний с таким расчетом, чтобы его хватило и на образование сульфидов магния, и на модифицирование чугуна.

¹ «Литейное производство» № 10, 1952.

Достаточно, чтобы остаточного магния было в чугуне около 0,06%. Однако, учитывая, что магний частично связывается с серой и испаряется, количество присаживаемого магния может достигать иногда даже 1,0%.

В зависимости от требуемых свойств (см. табл. 1) стремятся получать перлитный, перлито-ферритный и ферритный магниевый чугун. Однако из-за большого переохлаждающего влияния магния чугун получается весьма чувствительным к отбеливанию; поэтому приходится очень часто подвергать чугун графитизирующему отжигу, особенно если требуется чугун с ферритной основой.

Для разложения остатков эвтектического цементита применяют отжиг при 900—950° в течение примерно 3 час.

Для получения ферритной основы производят добавочный отжиг при 720—750° в течение 3—5 час. При графитизирующем отжиге одновременно происходит снятие внутренних напряжений чугуна.

Магниевый чугун имеет большую склонность к образованию внутренних напряжений; поэтому в случае, если не требуется подвергать отливки графитизирующему отжигу, их следует обязательно подвергнуть низкотемпературному отжигу, примерно при 600°, для снятия внутренних напряжений. Чем длительнее выдержка, тем в большей степени снимаются внутренние напряжения.

После любого вида отжига отливки следует охлаждать медленно, во избежание возникновения новых напряжений.

Применение различных видов термической обработки магниевых чугунов с целью повышения прочности дает значительно больший эффект, чем при обработке серого чугуна, ибо всякое улучшение металлической основы ведет почти к такому же улучшению качества чугуна, поскольку шаровидная форма графита весьма мало ее ослабляет. А. Ф. Хазова, Т. Г. Демидова и М. Н. Кунявский¹ при совмещении графитизирующего отжига (950°, 3 часа) с нормализацией получили на образцах следующие результаты (табл. 4).

Если учесть весьма низкое ослабляющее влияние шаровидного графита на металлическую основу (примерно на 20%), приобретает большое значение легирование магниевых чугунов, которое сказывается положительно как на повышении свойств металлической основы, в том числе и особых свойств (коррозиестойчивость, теплоустойчивость и т. п.), так и на повышении прокаливаемости чугуна, что позволяет успешно применять нормализацию и улучшение (закалка с высокотемпературным отпуском) для изделий большой толщины.

Таблица 4

Механические свойства	В литом состоянии	После нормализации
σ_b в кг/мм ²	59	75
δ в %	0,7	3,9
a_k в кгм/см ²	—	1,3
H_B	263	269

¹ «Литейное производство» № 4, 1952.

Значительное повышение свойств дает добавка никеля. При содержании никеля около 20% чугуна получается сплошь аустенитным. Повышение теплоустойчивости и жаростойкости дает добавка хрома, но он сильно затрудняет распад карбидов.

Следует сказать, что при производстве магниевых чугунов легирование никелем, медью или кремнием происходит неизбежно. Объясняется это тем, что магний ввиду трудности его присадки часто сплавляют с другими металлами и в чугун попадает не только магний, но и те вещества, с которыми он сплавляется.

Особенности азотирования магниевых чугунов

Для установления технологического процесса азотирования магниевых чугунов В. Д. Яхниной были проведены специальные исследования. Результаты исследования приведены в табл. 5.

Таблица 5

Азотирование магниевых чугунов и сталей

Режим азотирования		Количество поглощаемого азота в мг/см ²	Результаты коррозионных испытаний в воде (7 суток)	Пористость, определенная реактивом Уоккера	Твердость по Роквеллу, нагрузка 60 кг	Микротвердость по Хрущеву и Берковичу	Оценка хрупкости
t в °C	Время в час.						
550	1	0,2	} Корродирует	Пористый	48, 47	585, 586	Нехрупкий
550	1	0,3					
550	1	0,3					
600	1	1,5	} То же	То же	57, 58 57	585, 585 429, 395	То же
600	1	1,5					
600	1	1,3					
650	1	1,86	} Коррозии нет	Единичные поры	58, 59 59	795, 795 715, 715 447	.
650	1	1,78					
650	1	1,88					
700	1	2,7	} То же	Пористости нет	54, 53 54	555, 645 645	Слегка хрупкий
700	1	2,7					
700	1	2,7					
750	1	2,5	} „	То же	54, 53	466, 466	Хрупкий
750	1	2,9					
750	1	2,7					
650	3	—	„	„	59, 58	900, 800, 645, 447, 840	Нехрупкий

Согласно данным В. Д. Яхниной, получается, что:

1. Магниевый чугун рекомендуется азотировать при 600—650° и степени диссоциации аммиака 30—45%. Длительность процесса во много раз меньше, чем для сталей и обычных чугунов и при антикоррозионном азотировании составляет 1—1,5 часа.

2. Азотированный магниевый чугун обладает полной коррозионной стойкостью в воде.

3. Азотированный слой на магниевом чугуна при значительной твердости не обладает хрупкостью.

4. При азотировании магниевого чугуна при 650° и степени диссоциации NH_3 45% за 1 час образуется слой толщиной 0,16 мм, а за 3 часа — толщиной 0,35 мм, с явным преобладанием темной, т. е. менее насыщенной азотом, зоны слоя. Твердость на поверхности азотированного магниевого чугуна получается неравномерная, колеблющаяся в пределах $H_V = 450 \div 900$.

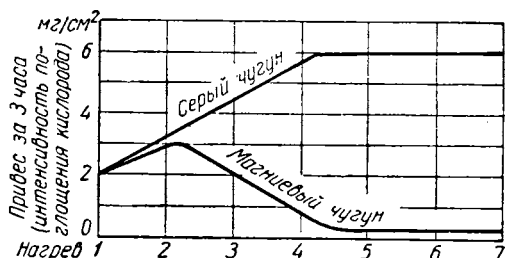
5. Перед азотированием магниевый чугун с перлитной и феррито-перлитной структурой надо подвергать отжигу — гомогенизации при $720\text{—}740^{\circ}$.

3-часовой отжиг обеспечивает равномерную твердость слоя ($H_V = 800$).

Свойства магниевого чугуна при нагреве ¹

Стойкость магниевого чугуна против окисления. Одной из решающих характеристик пригодности материала для деталей, работающих при нагреве, является стойкость против коррозии.

Добавка к чугуну такого энергичного окислителя, как магний, даже в малом количестве, может дать повышение коррозионной стойкости. В литературе имеются также указания на повышенную стойкость против окисления магниевого чугуна. Поэтому мы считали целесообразным проведение опытов для вы-



Фиг. 8. Интенсивность окисления при многократных нагревах, при 800° .

яснения сравнительной стойкости при нагреве магниевого и серого чугунов. Образцы испытывались в муфельной печи, в атмосфере лаборатории. Окисляемость определялась по привесу и рассчитывалась на единицу поверхности. Испытания велись методом последовательных многократных нагревов. Длительность выдержки при заданной температуре во время каждого нагрева 3 часа.

Испытывались серый и магниевый чугуны, которые имели практически одинаковую структуру металлической основы — перлитную с очень малым количеством феррита. Твердость серого чугуна $H_B = 200$. Твердость магниевого чугуна $H_B = 280$. Магниевый чугун содержал: 3,4% $\text{C}_{об}$; 0,84% $\text{C}_{св}$; 3,14% Si; 0,13% P; 0,68% Mn. Присадки 0,22% Mg (в виде лигатуры). Испытания велись при $600, 700$ и 800° . В табл. 6 и 7 и на фиг. 8 приведены результаты испытаний.

¹ Изучение магниевого чугуна при нагреве проводилось автором совместно с В. Д. Яхнинной.

Интенсивность окисления при многократных нагревах
Каждый нагрев 3 часа. Температура 800°

Тип чугуна	Окисляемость (количество поглощаемого кислорода в мг/см ²)						
	Нагрев						
	1-й	2-й	3-й	4-й	5-й	6-й	7-й
Магниевый	2,0	2,8	1,0	1,2	0,2	0,26	0,26
	2,0	3,5	1,0	1,4	0,2	0,3	0,24
Серый	2,0	2,5	4,0	6,0	5,0	5,0	7,0
	2,0	2,8	5,5	5,5	5,0	6,0	7,0

Таблица 7

Жаростойкость обычного серого и магниевого чугунов

Тип чугуна	Температура испытания	Среднее увеличение веса за первые 3 часа в мг/см ²	Степень коррозии (установивш. яся) в мг/см ² час
Серый	600	0,19	0,1
Магниевый	600	0,2	0,05
Серый	700	1,12	1,01
Магниевый	700	1,1	0,29
Серый	800	2,01	2,0
Магниевый	800	2,2	0,08

Рассмотрение этих данных показывает, что в первые часы нагрева магниевый чугун окисляется с такой же интенсивностью, как и обычный серый чугун. Но уже через 6 час. поглощение кислорода поверхностью магниевого чугуна резко снижается и затем остается низким. Это объясняется, очевидно, тем, что первое время на поверхности магниевого чугуна энергично образуется окисная пленка, которая в дальнейшем препятствует окислению, подобно тому как это имеет место в хромистых, алюминиевых и кремнистых сплавах. Интересным является в этом случае значительное воздействие малых добавок магния, тогда как для такого же эффекта защиты путем добавки хрома, кремния или алюминия обязательны большие добавки, измеряемые целыми и десятками процентов. Возможно, что здесь имеет место одновременно и положительное влияние повышенного содержания в магниевом чугуне кремния.

Во всяком случае эти опыты еще раз подтверждают большую целесообразность применения чугуна, модифицированного магнием, в условиях окисления при высоких температурах и показывают, что механизм возникновения устойчивости магниевых или, точнее, кремнемагниевых чугунов тот же, что и нержавеющей хромистых сталей — образование на поверхности защитных окисных пленок.

Чувствительность магнивого чугуна к росту. Второй не менее важной характеристикой пригодности чугуна для деталей, работающих при высокой температуре, является так называемый «рост» их или увеличение размеров, сопровождаемое изменением структуры и потерей прочности. Учитывая обособленный характер графитных включений в магниевом чугуне и то, что каждый сфероид графита в нем, как правило, окружен «изоляцией», а также повышенную коррозионную стойкость магнивого чугуна, можно было рассчитывать, что магниевый чугун будет менее склонен к «росту», чем обычный серый чугун.

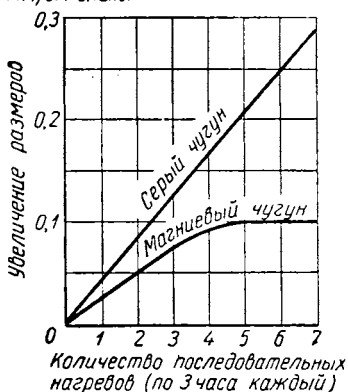
Опыты полностью подтвердили это предположение.

На табл. 8 и на фиг. 9 приведены данные по приросту линейных размеров (толщины и длины) образцов серого и магнивого чугунов.

Опыты показали, что рост серого чугуна происходит практически по прямойлинейному закону.

Рост магнивого чугуна, аналогично его окисляемости, резко замедляется во времени и, главное, скорость роста магнивого чугуна в несколько раз меньше, чем обычного серого чугуна.

мм/см длины



Фиг. 9. Чувствительность к «росту» чугуна при многократных нагревах; при 800°.

Таблица 8

Чувствительность чугуна к росту при многократных нагревах

Каждый нагрев 3 часа. Температура 800°

Тип чугуна	Увеличение размеров в мм на 1 см (от начальной длины)							
	3-й нагрев		4-й нагрев		5-й нагрев		7-й нагрев	
	Толщина	Длина	Толщина	Длина	Толщина	Длина	Толщина	Длина
Серый	0,24— 0,27	0,11— 0,12	0,38— 0,37	0,15— 0,17	0,41— 0,5	0,19— 0,21	0,57— 0,63	0,28— 0,31
Магниевый . .	0,29— 0,20	0,08— 0,07	0,31— 0,36	0,09	0,34— 0,4	0,1— 0,08	0,38— 0,43	0,11

Это чрезвычайно важные результаты, но они получены в лабораторных условиях при сравнительно малой длительности работы и, главное, в целях ускорения процесса основные опыты проводились при 800°, что не является типичным.

ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЧУГУНА

1. НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЧУГУНА

Научные основы термической обработки чугуна должны включать три главных вопроса: а) снятие внутренних напряжений; б) графитизация (разложение цементита); в) растворение графита (увеличение количества связанного углерода).

В данной последовательности и рассмотрим эти вопросы.

Снятие внутренних литейных напряжений

Теория внутренних напряжений была разработана отечественными учеными инж. Н. В. Калакуцким еще в 80-х годах прошлого столетия. Основные положения, выдвинутые Н. В. Калакуцким, остаются верными и в настоящее время. Указанная Н. В. Калакуцким значимость внутренних напряжений, метод их определения полностью подтверждены почти вековым опытом производства литых деталей.

Для определения размеров внутренних напряжений, методов их предупреждения, а также методов снятия или уменьшения, в первую очередь необходимо выяснить вопрос о причинах и условиях их возникновения.

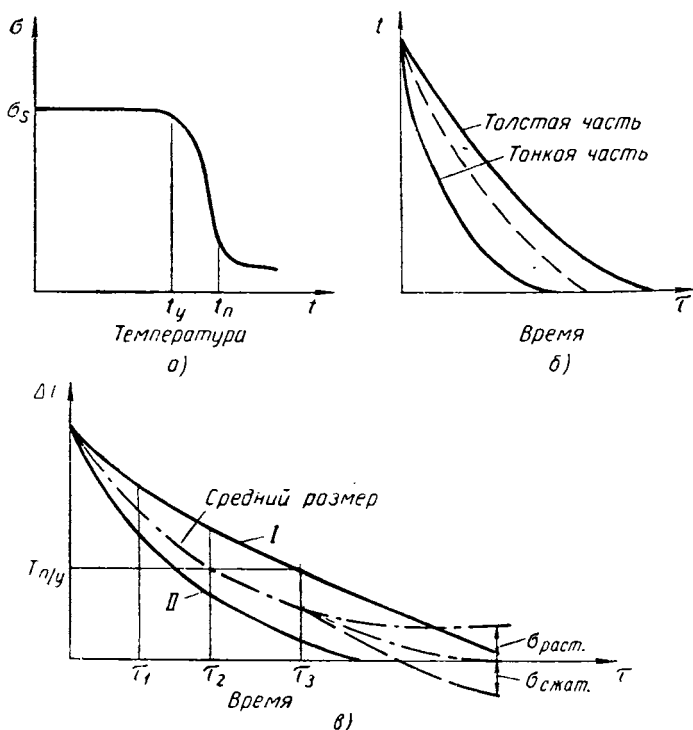
Остаточные внутренние напряжения не создаются в области одноименных деформаций, а возникают в момент перехода всех частей детали из области пластических в область упругих деформаций. Эти напряжения пропорциональны разности температур различных частей детали в данный момент. Следовательно, чем медленнее охлаждение при переходе из области пластических деформаций в область упругих, тем меньше остаточные внутренние напряжения. Этими положениями определяется методика предупреждения внутренних напряжений в период отливки деталей и снятия их в процессе термической обработки.

Указанные положения кратко могут быть иллюстрированы следующим образом.

С повышением температуры предел текучести понижается. При некоторой температуре падение предела текучести носит особенно резкий характер. Температура, или, вернее, интервал температур резкого падения предела текучести, понимается как переход из

области упругих в область пластических деформаций (фиг. 1, а). На этой схеме интервал температур перехода из области пластических в область упругих деформаций соответствует $t_n - t_y$.

При охлаждении реальных деталей массивные или срединные части детали, естественно, охлаждаются медленнее тонких (или поверхностных). Поэтому в один и тот же момент толстые части имеют более высокую температуру, чем тонкие. Вследствие различия тем-



Фиг. 1. Схема возникновения внутренних термических напряжений:

а — изменение предела текучести (σ_s) в зависимости от температуры; б — изменение температуры различных частей детали; в — возникновение остаточных напряжений при переходе из области пластических в область упругих деформаций.

ператур температурное расширение (пропорциональное коэффициенту линейного расширения) также должно быть различным. Однако из-за конструктивной связанности различных частей детали при условии, что нет коробления или разрушения (а именно эти случаи при термической обработке и могут рассматриваться), невозможность реализации термического расширения приводит к тому, что части, имеющие более высокую температуру, сжимаются до средних размеров, а тонкие растягиваются до средних размеров (фиг. 1, б — пунктирная линия). Однако, как это и видно из схемы, в области одноименных деформаций остаточные внутренние

напряжения не возникают. И действительно, по мере охлаждения разность температур в конечном итоге становится равной нулю и ни напряжений, ни деформаций не остается.

Если же учесть, что в процессе охлаждения детали переходят из области пластических в область упругих деформаций, то разность температур в этот момент и будет основной характеристикой, предопределяющей размеры внутренних напряжений.

В самом деле (фиг. 1, *в*), в момент τ_1 толстая часть детали *I* будет сжата, но пластически, тонкая *II* — растянута, но пластически. В момент τ_2 толстая часть сжата пластически, а тонкая — упруго. До тех пор, пока хотя бы одна часть детали способна пластически деформироваться, остаточные напряжения создаваться не будут, т. е. возникающие напряжения будут сниматься за счет пластической деформации. Только в момент τ_3 вся деталь перейдет в упругую область; при этом толстая часть будет упруго сжата, а тонкая упруго растянута.

Вследствие невозможности пластической деформации образуются остаточные напряжения, соответствующие деформациям, полученным в момент перехода из пластической в упругую область.

Это значит, что толстая часть, которая, будучи свободна, была бы упруго сжата, в связанной системе будет испытывать напряжения растяжения, а тонкая — сжатия. Чем больше модуль упругости, коэффициент линейного расширения и разность температур в момент перехода всей детали в область упругих деформаций, тем больше остаточные внутренние напряжения.

Для определения остаточных внутренних напряжений имеется большое число формул, учитывающих различие в сечениях толстой и тонкой частей деталей, условия теплопередачи между различными частями детали, частичное образование пластических деформаций в так называемом упругом интервале и другие факторы. В таких формулах много эмпирических коэффициентов, но решающее значение имеет указанная разность температур в момент перехода в упругую область.

Кроме термических напряжений, в реальных деталях возникают напряжения в результате фазовых превращений ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$; графитизации) и усадки. Эти напряжения могут иметь знак, обратный термическим (напряжения от графитизации, усадочные напряжения после выбивки), и частично уменьшать термические напряжения, но в большинстве практических случаев суммарные напряжения предопределяются термическими напряжениями.

Следовательно, для уменьшения внутренних напряжений как в процессе отливки, так и при последующей термической обработке должна быть обеспечена минимальная скорость охлаждения в интервале перехода из пластической в упругую область, практически в интервале температур 620—400°*.

* Для чугуна 550—400°.

Кратко изложенные теоретические основы образования внутренних напряжений позволяют в принципе установить и режим термической обработки для их снятия или уменьшения.

Нагрев должен быть медленным, так как быстрый нагрев, при котором тонкие части детали получают более высокую температуру, чем толстые, приводит к дополнительным напряжениям того же знака, что и напряжения, имеющиеся в детали¹.

Температура нагрева должна обеспечить переход в пластическую или во всяком случае в упруго-пластическую область (фиг. 1, а). Выдержка должна быть достаточной для выравнивания температур и снятия напряжений.

Охлаждение до полного перехода в упругую область должно быть медленным, чтобы не возникли остаточные напряжения, вернее, чтобы их размеры были минимальными.

После перехода в упругую область охлаждение может быть практически любым, т. е. ускоренным (обычно на воздухе).

Графитизация

Научные основы процесса графитизации оказались наиболее сложными, а теоретические предположения — наиболее дискуссионными. Трудно найти еще такую область металлведения, где бы почти все вопросы, касающиеся изучаемой проблемы, оказались такими спорными. Спорными оказались природа цементита, механизм образования графита в процессе первичной кристаллизации, механизм распада цементита в твердом состоянии, влияние элементов на устойчивость цементита, факторы, влияющие на этот процесс и лимитирующие его, и др. Несмотря на то, что практически выявлен и внедрен в производство ряд прогрессивных методов, ускоряющих процесс графитизации (предварительная закалка, низкотемпературная выдержка, модифицирование и др.), механизм воздействия этих факторов, физическая сущность этого влияния остаются недостаточно ясными и в настоящее время. Однако, несмотря на это, разрешение данной научной проблемы продвинулось весьма далеко.

В пределах настоящей статьи можно остановиться на этих достижениях только в порядке перечисления основных положений.

Природа цементита определена акад. А. А. Байковым, как твердый раствор высокой концентрации, способный изменять свой состав. Это положение находит все большее число сторонников, находит экспериментальное подтверждение и позволяет объяснить широкий круг явлений, наблюдаемых при различных условиях теплового воздействия на сплавы железо — углерод.

Отечественной наукой в настоящее время создана теория, связывающая графитизирующую способность элементов с электронным строением и положением их в таблице Менделеева.

¹ При быстром нагреве и, следовательно, более высокой температуре, тонких частей они стремятся удлиниться больше, чем толстые, чему последние препятствуют. Вследствие этого они имеют напряжение сжатия. Этот же знак (т. е. сжатие) имеют и литейные (термические) напряжения в тонких частях.

Впервые связь между графитизирующим влиянием элементов и их электронным строением была установлена проф. А. Ф. Ланда. Проф. Н. Г. Гиршович, развивая эту идею, показал, что графитизирующая способность элементов является периодической функцией их атомного номера. Графитизирующая способность элементов увеличивается по мере заполнения d - и f -уровней и уменьшается по мере заполнения s - и p -уровней. Эти положения нашли полное подтверждение. Укажем только на некоторые примеры. В соответствии со сказанным, способствовать графитизации (т. е. распаду цементита) должны элементы, имеющие на уровне $3d$ больше электронов, чем железо. К таким элементам относятся кобальт, никель, медь.

Тормозить графитизацию должны элементы, имеющие на $3d$ -уровне электронов меньше, чем железо. К этой группе элементов (антиграфитизирующих) относятся марганец, хром и ванадий.

Таким образом, отечественная наука связала графитизирующую способность элементов с их физической природой.

На смену произвольному утверждению американской школы о существовании двух типов твердых растворов аустенита («атомарный» и «молекулярный»), советскими учеными доказано теоретически в применении к чугунам (Ланда, Гиршович) и экспериментально на стали (Просвирин и др.) существование одного типа ионизированного твердого раствора.

Огромное значение для выяснения вопроса о механизме графитизации имеют не только теоретические, но и экспериментальные работы (Бунин и др.), укрепляющие позицию сторонников существования двух типов диаграмм состояния — стабильной и метастабильной. Непосредственное выделение графита из жидкого раствора неоднократно доказано отечественными исследователями и точка зрения, что существует одна только система (железо — цементит), или что графит всегда является продуктом распада ранее образовавшегося цементита, может рассматриваться уже только как анахронизм.

Это вовсе не значит, что для объяснения ряда процессов, особенно относящихся к превращениям в твердом состоянии, нельзя обойтись без использования линии стабильной диаграммы; но это уже вопрос сугубо методический. Реальность существования так называемой двойной диаграммы можно считать не дискуссионной.

Наконец, огромную роль в разработке научных основ проблемы графитизации играют работы по установлению элементарных процессов, позволяющих выявлять лимитирующий процесс, определяющий и кинетику процесса, и конечные результаты его. Наряду с установлением элементарных процессов (диссоциация, растворенная диффузия, кристаллизация), их взаимосвязи и взаимобусловленности в самые последние годы наука обогатилась рядом теоретических работ по возможному влиянию на графитизацию процесса самодиффузии.

Особое внимание было уделено выяснению механизма графитизации (распада цементита). Этот вопрос, наиболее существенный для изучения процесса графитизации, оказался весьма сложным и дискуссионным, превратившись в большую научную проблему.

Процесс графитизации, как показали многочисленные исследования, подчиняется общим законам кристаллизации и состоит из четырех элементарных процессов: а) диссоциации цементита; б) растворении углерода в растворе; в) диффузии углерода через твердый раствор к центрам графитизации; г) кристаллизации углерода, т. е. выделения из раствора у зародыша графитизации.

По существу здесь три элементарных процесса, так как предполагается, что диссоциация цементита происходит в момент растворения.

Каждый из этих процессов мог бы иметь свою скорость. Однако в условиях установившегося процесса графитизации лимитирующим, контролирующим, естественно, является тот процесс, который идет с наименьшей скоростью. Теоретический анализ и анализ экспериментальных данных показывают, что в ходе процесса графитизации лимитирующим фактором обычно является диффузия. Это основное положение вполне соответствует тому вниманию, которое всегда уделялось при рассмотрении процесса графитизации вопросам диффузии. В этом же аспекте обычно рассматривалось и влияние различных факторов на процесс графитизации. Несомненно, что указанные положения являются базой научных основ механизма и кинетики графитизации. Однако из этого не следует, что отмеченная теория не требует дополнений, дальнейшего совершенствования и развития.

В первую очередь необходимо отметить, что описанные представления о механизме графитизации игнорируют имеющий место и, несомненно, играющий большую роль процесс самодиффузии железа. Графит, получающийся в результате распада цементита, занимает определенное место — полость. Это место до выделения графита было занято в основном (на 99%) атомами железа, которые должны в период графитизации покинуть его, освободив полость для выделения графита.

В настоящее время основная дискуссия развернулась вокруг вопроса о том, является ли самодиффузия лимитирующим процессом (т. е. идущим с наименьшей скоростью) или не является лимитирующим в течение всего периода графитизации.

Независимо от окончательного решения этого вопроса (для чего пока нет достаточных экспериментальных данных, а методика расчетов пока вследствие отсутствия достаточно надежных данных по ряду опытных коэффициентов, входящих в эти расчеты, также не дает однозначных ответов) самодиффузия железа должна рассматриваться как один из элементарных процессов. Необходимость дополнения теоретических основ рассмотрения механизма графитизации положениями, учитывающими самодиффузию железа, — бесспорна.

Попытки игнорировать самодиффузию вследствие спорности вопроса, какое место (по скорости) она занимает в цепи

элементарных процессов графитизации, не являются прогрессивными.

Кроме того, необходимо отметить, что современная теория графитизации вырабатывалась в борьбе с рядом спорных предположений и теорий. Несомненной заслугой современной теории является преодоление стремления так называемых сторонников одинарной диаграммы (железо — цементит) все случаи образования графита рассматривать только как продукт распада цементита. Безусловная доказанность непосредственного выделения графита из раствора имеет большое значение и для теории и для практики. Но это, естественно, не означает, что теперь этому положению должен быть придан абсолютный характер и что все положения и аргументы сторонников указанной теории одинарной диаграммы должны полностью отрицаться. Так, несомненно, между цементитом и аусленитом неизмеримо большее структурное и химическое соответствие и, следовательно, меньше работа образования цементитного зародыша, чем графитного.

Исходя из этого, полностью исключать для всех условий механизм, при котором выделяется цементит, распадающийся затем, нет ни оснований, ни необходимости. В равной мере не следует полностью отрицать возможность непосредственного распада цементита при определенных условиях процесса, являющегося также диффузионным.

Более того, в самой теории образования графита только через твердый раствор вопрос об образовании центров графитизации (первые включения графита, служащие импульсом графитизации) решается именно с позиций, диаметрально противоположных основам теории, т. е. предполагается, что эти включения образуются в результате непосредственного распада цементита. В этой связи следует отметить известную поспешность в отказе от объяснения механизма распада цементита при высоких температурах, приводящего к образованию пластинчатого графита, как случая, когда распад цементита идет непосредственно. Обычные указания, что и в этих условиях в ряде случаев графит располагается, не полностью следуя расположению цементита, из которого (и на месте которого) он образовался, не столь существенны. Более существенное значение имеет то, что во многих случаях расположение графита полностью повторяет расположение цементита, и такие иллюстрации часто приводятся самими авторами, отрицающими непосредственный распад.

Несомненно, при высоких температурах скорость непосредственного распада так велика, что превышает скорость диффузии через твердый раствор, чем, видимо, и объясняется пластинчатый характер включений.

В отношении графитизации установлен экспериментально ряд фактов, к которым надлежит в первую очередь отнести следующие:

1. Неустойчивость цементита в железоуглеродистых сплавах и, следовательно, возможность графитизации буквально для всех концентраций углерода.

В настоящее время широко известен факт графитизации котельного железа с содержанием всего 0,12—0,15% углерода. Работы, проведенные в Теплотехническом институте, показали, что принцип и закономерности процесса, а также факторы, на него влияющие, не отличаются от аналогичных закономерностей, изученных в отношении чугуна.

В последние годы наука и практика обогатились рядом ценных исследований по так называемым графитизированным сталям, которые нашли достаточно широкое применение в промышленности. У этих сталей основные закономерности процесса графитизации принципиально не отличаются от аналогичных закономерностей, установленных для чугуна. Таким образом, графитизация охватывает всю гамму железоуглеродистых сплавов и перестает быть процессом, который должен интересовать только специалистов в области чугуна. Уместно будет в связи с этим указать, что недостаточное внимание металлургов к изучению этого процесса, к его освещению в учебной и периодической литературе, к расширению фронта исследований в этой области ни теоретически, ни практически не является оправданным.

2. Распад цементита при температурах выше критической идет с образованием аустенита и графита. Даже при нагреве токами высокой частоты, когда период распада цементита занимал всего несколько секунд, при весьма больших скоростях охлаждения никогда не удавалось фиксировать феррит.

3. Строго установленным фактом надлежит считать увеличение скорости распада цементита с повышением температуры. Многократно было доказано, что зависимость между температурой и скоростью графитизации носит логарифмический характер. Повышение температуры — один из самых прогрессивных методов скоростной графитизации. Это положение не только объяснено теоретически, но и использовано практикой. Уже с самого начала массового производства ковкого чугуна, в годы первой пятилетки, работники ЗИС, ЦНИИТМАШ, ломая старые, буквально веками создававшиеся нормы и приемы, перешли на быстрый и высокотемпературный нагрев, что сразу дало возможность сократить цикл графитизирующего отжига белого чугуна в 3—4 раза. На этой же базе за последние 4—5 лет создан прогрессивный метод скоростной высокотемпературной графитизации в соляных ваннах, позволивший ускорить процесс графитизации эвтектического и вторичного цементита по сравнению с обычным отжигом в 20—50 раз.

4. Кинетика распада цементита в изотермических условиях (т. е. распад по времени при данной температуре) характеризуется четырьмя периодами:

Инкубационный период, когда практически, при существующих методах анализа, графитизация не фиксируется. Вполне естественно, — как это имеет место и в отношении весьма подробно изученной отечественной наукой процесса изотермического распада аустенита, — с уточнением метода анализа, повышением его точности абсолютная величина инкубационного периода

несколько уменьшается (т. е., вернее, уточняется). Однако это не означает, что наличие инкубационного периода является только следствием несовершенства метода его определения и что, следовательно, в пределе, т. е. при весьма совершенной методике экспериментирования, инкубационный период будет приближаться к нулю. Такая часто выдвигаемая точка зрения обычно базируется на предположении, что в инкубационном периоде не совершаются какие-либо процессы, т. е. не раскрывается его физическая сущность.

В действительности инкубационный период надлежит рассматривать как период подготовки к распаду, связанный со снятием напряжений, период взаимодействия с окружающей средой, период перехода от одной степени стабильности к другой. В этом свете особый интерес представляют непосредственные эксперименты (доц. Розанов), которыми доказано, что в инкубационный период имеет место (при отсутствии графитизации) уменьшение концентрации углерода в самом цементите. Следовательно, физическая сущность инкубационного периода заключается в том, что во взаимодействии с внешней (для цементита) средой за счет изменения состава цементита (процесса несомненно диффузионного), изменения энергетического состояния и пр. создаются условия, необходимые для распада цементита. Все эти процессы идут во времени, и, следовательно, инкубационный период существует объективно. Естественно, что с повышением температуры, с увеличением скорости достижения заданной температуры и т. д. длительность инкубационного периода уменьшается. Но это уже вопрос количественный, не изменяющий существа данной оценки инкубационного периода.

Период малой скорости графитизации занимает до 40—50% времени, необходимого на полную графитизацию; за этот период графитизируется не более 10—15% всего цементита. Наличие и физическую сущность этого периода надлежит связывать в основном с двумя явлениями — с малым числом центров графитизации и с неоднородностью состояния в различных микрообъемах (флуктуации энергии, состава и пр.). В результате такой неоднородности в одних местах распад уже начался и происходит с определенной (возможно и большой) скоростью, в других местах еще не закончен и инкубационный период¹. Суммарно это и характеризуется (в среднем) малой скоростью графитизации.

Период большой скорости графитизации занимает до 25—30% времени, необходимого для полной графитизации; в этот период распадается основная масса цементита (до 90—95%). Данный период характеризуется максимальным образованием цен-

¹ Уместно будет подчеркнуть, что под концом инкубационного периода понимается момент образования и фиксации (обычно металлографическим анализом) первых включений графита. Но образование этих включений может свидетельствовать только о том, что в этом месте окончился инкубационный период, и совершенно не характеризует макрокартины. Следовательно, в тех местах, где цементит еще не распался, наличие инкубационного периода, естественно, не исключается.

тров графитизации и окончанием инкубационного периода в макрообъеме, что, естественно, и предопределяет оптимальные условия графитизации. Абсолютные значения скорости распада в этот период являются в основном предметом обычно обсуждаемого механизма распада, соотношения скорости элементарных процессов распада и других превращений, которые отмечались выше. Следует иметь в виду, что в большинстве случаев в теоретических и экспериментальных работах, выяснявших влияние различных факторов на скорость графитизации, основное внимание сосредоточено именно на этом периоде.

Период затухания скорости графитизации занимает 20—35% времени, необходимого на полную графитизацию, хотя в этот период графитизируются всего 5—10% цемента. Наличие и физическая сущность этого периода должны быть связаны если не исключительно, то в решающей степени с механизмом графитизации. Как будет указано ниже, распад цемента — процесс диффузионный, идущий через твердый раствор. Чем больше распадается цемента, тем больше относительное и абсолютное количество аустенита в структуре чугуна, тем более массивные слои аустенита окружают еще не распавшийся цементит. Следовательно, в этот последний период пути диффузии максимальны и вследствие этого время графитизации велико.

Необходимо подчеркнуть, что указанные периоды графитизации аналогичны как для графитизации при температурах выше критических — в области аустенито-цементито-графитной, так и при температурах ниже критической — в области феррито-цементито-графитной, т. е. практически при графитизации цемента эвтектического и вторичного, а также эвтектоидного.

5. При некоторых (весьма высоких) температурах графитизации белого чугуна графит получается пластинчатым. Эти температуры зависят от химического состава, и чем больше кремния, тем при более низких температурах имеется опасность получения при отжиге пластинчатого графита (так называемого отсеривания). Следовательно, при отжиге, имеющем целью в подавляющем большинстве случаев получение хлопьевидного графита (углерода отжига), температура графитизации должна быть ниже этих температур. (В обычных белых чугунах эти температуры находятся в интервале 1060—1080° и выше.) Следовательно, имеется определенный предел повышения температуры с целью ускорения графитизации, когда требуется получение углерода отжига.

6. При наличии графитовых включений (половинчатые чугуны с пластинчатым или шаровидным графитом) в результате графитизации форма этих включений сохраняется, так как эти графитовые включения служат центрами кристаллизации графита.

7. Предварительная закалка, нормализация, изотермическая закалка и вообще ускоренное охлаждение при переходе через интервал температур эвтектоидного превращения обеспечивают при последующей графитизации большое число центров распада и соответственно меньшую длительность процесса.

8. Низкотемпературная выдержка в процессе графитизации (при 350—400°) ускоряет процесс графитизации. Особенно эффективна низкотемпературная выдержка в чугунах, модифицированном алюминием.

9. Скорость графитизации зависит и от наличия модификаторов (алюминий, титан).

На основе широкого развития теоретических исследований, экспериментальных работ отечественной наукой и практикой разработан и внедрен ряд прогрессивных скоростных методов термической обработки, связанных с графитизацией цементита.

Растворение графита в γ -фазе

Этому процессу, имеющему важное значение в термической обработке чугуна и в ряде случаев предопределяющему конечную структуру, возможность достижения поставленной задачи или даже являющемуся самоцелью термической обработки, в литературе и в экспериментальных работах уделено очень мало внимания.

Принципиальная возможность повышения концентрации связанного углерода путем растворения графита при температурах выше критических была установлена еще в одной из самых ранних работ А. А. Бочвара. Имеющиеся опытные данные показывают, что процесс насыщения углерода за счет графита идет намного медленнее, чем из карбидной фазы, и намного быстрее, чем из карбюризатора, являющегося внешней средой. Процесс этот идет сравнительно быстро, обеспечивая даже при температурах, незначительно превышающих критические, достижение практического равновесного насыщения аустенит — графит по всему объему за 0,5—2,0 часа. Чем выше температура, тем скорость растворения больше, и при 1000—1050° насыщение γ -фазы до равновесных концентраций достигается за несколько минут.

В работах, проведенных автором совместно с Т. Г. Демидовой, установлено, что диффузия графита начинается всегда по границам зерен, как по местам с наиболее разрыхленным строением; от границ углерода диффундирует внутрь зерен аустенита по определенным направленным плоскостям. Полости, занятые графитом, вследствие освобождения места частично, а в некоторых случаях и полностью, заполняются ферритом, образуя оторочки или сплошные включения, повторяющие форму самих графитовых включений. Следовательно, не все графитовые включения принимают одинаковое участие в насыщении углеродом γ -фазы.

2. ПРОГРЕССИВНЫЕ МЕТОДЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ЧУГУНОВ

Низкотемпературный отжиг для снятия внутренних напряжений

В полном соответствии с кратко рассмотренными выше основными положениями теории внутренних напряжений, на отечественных заводах применяется отжиг по следующему режиму. Медленный нагрев до перехода в область пластических деформаций для серого чугуна обычно дается не выше 550°, скорость нагрева

75—100°/час, выдержка в зависимости от максимальной толщины сечения, в пределах 1—8 час., охлаждение вместе с печью со скоростью 20—60°/час.

Исследованиями ЦНИИТМАШ, завода имени К. Маркса и др. установлено, что такой отжиг снижает 90—95% внутренних литейных напряжений.

Кроме того, такой отжиг в ряде случаев резко увеличивает эксплуатационную стойкость деталей. Так, отжиг зубчатых колес из чугуна СЧ 12-28 при 700° в течение 2 час, повысил их эксплуатационную стойкость в 10—12 раз.

Следует также отметить, что при повышенном содержании марганца или пониженном содержании кремния, а равно при отсутствии жестких требований в отношении твердости чугуна температура отжига может быть повышена до 700°.

Применяемый до настоящего времени метод снятия внутренних напряжений путем длительной (6—18 мес.) выдержки отливок на складе обеспечивает снятие не более 50—65% внутренних напряжений и является, следовательно, нерациональным с технической и экономической точек зрения.

Наиболее прогрессивным методом снятия внутренних напряжений и в ряде случаев повышения эксплуатационной стойкости отливок является низкотемпературный отжиг, который должен широко внедряться в практику.

Термическая обработка белого чугуна

В подавляющем большинстве случаев термическая обработка белого чугуна преследует цель графитизации с получением хлопьевидных включений графита — ковкого чугуна. Как уже было отмечено, этот процесс в настоящее время в значительной степени рационализирован отечественной практикой. Однако и в этой области еще не использованы все резервы.

Более широкое распространение должен получить отжиг с предварительной закалкой или нормализацией. Последние операции позволяют довести первую стадию графитизации всего до 5—8 час. и значительно сократить вторую стадию графитизации. В результате общий цикл отжига вместо 60—90 час. не превышает 20—24 час.

Особым преимуществом применения предварительной закалки является возможность отжига чугуна с повышенным содержанием хрома (до 0,2% вместо обычно допускаемого 0,05—0,07%). Для широкого внедрения этого метода в массовое производство необходимо изготовление конвейерных установок, позволяющих в одном агрегате осуществить и закалку, и графитизирующий отжиг. Особенно желательно применение в этом случае контролируемых атмосфер.

Отжиг в соляных ваннах¹ является, несомненно, одним из наиболее прогрессивных методов проведения первой стадии графит-

¹ См. статью А. Д. Бевз, Опыт отжига ковкого чугуна в жидкой среде, стр. 252—254 настоящего сборника.

тизации. В тех случаях, когда требуется получение перлитного ковкого чугуна, невозможно указать метод, способный по скорости конкурировать с этим процессом. Длительность первой стадии графитизации при температуре около 1050° не превышает 45—90 мин. Внедрение этого процесса возможно только при условии точного и автоматического контроля и регулирования температуры соляных ванн, так как процесс ведется при температурах, весьма близких к температурам образования пластинчатого графита. Следовательно, даже незначительное превышение температуры отжига может привести при этом методе отжига к неисправимому браку.

Дальнейшая рационализация этого метода должна включать использование тепла деталей после их изъятия из соляной ванны. Кроме того, обычно применяемое охлаждение на воздухе после изъятия из соляной ванны, естественно, приводит к значительным напряжениям, в некоторых случаях к образованию трещин, а при известных условиях — и к образованию значительного количества цемента.

Для деталей сложной конфигурации особое внимание должно быть обращено на стадию подогрева перед отжигом, так как вполне естественно, что погружение в ванну с 1050° при значительном перепаде температур также создает большие напряжения.

Несмотря на то, что в некоторых случаях заводы отказались от применения низкотемпературной выдержки при отжиге на ковкий чугун, последние работы еще раз подтвердили рациональный прогрессивный характер этого метода. Наряду с ускорением графитизации обеспечивается и известное повышение механических свойств, особенно пластичность.

Как это было выявлено в более ранних работах (НИТИ), особенно эффективна низкотемпературная выдержка для чугуна, модифицированного алюминием.

Систематические исследования, проведенные на ЗИС, и достаточная практика применения этого комплексного метода в массовом производстве позволяют рекомендовать для всех заводов как прогрессивный метод производства ковкого чугуна модифицирование его алюминием и отжиг с низкотемпературной выдержкой.

Этот метод особенно ценен тем, что не требует никакого дополнительного оборудования и может быть осуществлен в порядке рационализации процесса на любом заводе.

Особое место занимает термическая обработка для получения ковкого чугуна повышенной прочности, износостойкости, вязкости. Несмотря на то, что чугун с шаровидным графитом может весьма серьезно конкурировать с ковким чугуном вообще и в указанной области в особенности, все же в течение определенного времени эти материалы будут сосуществовать и, следовательно, необходима рациональная термическая обработка. Уже сейчас перлитно-ферритный ковкий чугун находит применение как антифрикционный материал.

К сожалению, вследствие относительно малой потребности в таком чугуна технология его производства очень усложнена. Сначала отливки подвергают в общем цикле полной графитизации с получением ферритного ковкого чугуна, затем ферритный ковкий чугун подвергают нормализации. Вместе с тем известно, что марганец является элементом, весьма энергично влияющим на графитизацию эвтектоидного цементита. Изменение концентрации марганца всего в пределах от 0,3 до 1,0 позволяет при обычном цикле отжига на ковкий чугун получить в структуре от 0 до 100% перлита. Следовательно, наиболее рациональным методом получения ковких чугунов с различным сочетанием феррита и перлита в металлической основе с использованием обычного цикла отжига является регулирование концентрации марганца, которое легко осуществляется добавкой ферромарганца непосредственно в ковш.

В заключение необходимо отметить, что еще совершенно недостаточно изучены, а тем более внедрены методы регулирования механических свойств чугуна путем закалки и отпуска (за исключением метода получения ковкого чугуна со структурой зернистого перлита, получающегося путем закалки и высокого отпуска, вернее, сфероидизации).

В этой связи должно быть обращено внимание на изотермическую закалку, способную наряду с повышенной прочностью и твердостью обеспечить и резко повышенную износостойкость.

Термическая обработка серых чугунов с пластинчатым графитом

Современная технология литейного производства располагает достаточными средствами для получения заданной структуры непосредственно при отливке. Поэтому такие виды термической обработки, как графитизирующий низкотемпературный отжиг для уменьшения количества связанного углерода (с целью уменьшения твердости, улучшения обрабатываемости и др.), термическая обработка для повышения количества связанного углерода (с целью повышения твердости, износостойкости) применяются сравнительно редко и скорее рассматриваются как методы исправления литейного брака. Сюда же должна быть отнесена термическая обработка половинчатого чугуна, сводящаяся к графитизирующему отжигу при температурах выше критических, так как регулирование основных литейно-металлургических факторов позволяет избежать получения этой разновидности брака.

К нормальным технологическим процессам термической обработки отливок из серого чугуна надлежит отнести описанный выше отжиг для снятия внутренних напряжений и закалку с отпуском. Последний вид термической обработки в основном преследует цель повышения твердости и износостойкости; при этом закалка применяется как объемная, так и поверхностная.

Существующие научно-экспериментальные данные и накопленный за последние годы заводской опыт позволяют считать наиболее

прогрессивным методом повышения износостойкости серого чугуна изотермическую закалку. Изотермическая закалка осуществляется путем нагрева детали до 850—900°, выдержки 15—60 мин. (в зависимости от сечения и исходной концентрации связанного углерода) и последующей заправки в соляной ванне с температурой 260—300°. Выдержка в соляной ванне 5—15 мин. Изотермическая закалка обеспечивает повышение износостойкости по сравнению с перлитным серым чугуном в 5—6 раз, а по сравнению с чугуном одинаковой твердости, но полученным при непрерывной закалке с последующим отпуском, — в 2—3 раза.

Изотермическая закалка как наиболее прогрессивный метод повышения износостойкости серых чугунов должна быть широко внедрена в промышленность.

Термическая обработка отбеленного чугуна

В основном отбеленное литье получается при отливке в металлические формы. В связи с тем, что чугунные детали, отлитые в металлические формы, характеризуются высоким содержанием кремния, графитизация отбеленной поверхности осуществляется путем сравнительно короткой выдержки (0,5—1,5 часа) при 850—950°. Кроме того, форма графитовых включений при отжиге отбеленного литья, как правило, не имеет значения, так как основное сечение (сердцевина) имеет пластинчатые включения графита.

Для ускорения процесса графитизации отбеленного литья могут быть рекомендованы наиболее интенсивные методы нагрева — нагрев в соляных ваннах без ограничения температуры (естественно, ниже температуры плавления), электронагрев пропусканием тока промышленной частоты, индуктированием тока высокой частоты. В этих случаях процесс графитизации занимает время, измеряемое несколькими секундами, и во всяком случае не превышающее 2—3 мин.

Вместе с тем необходимо отметить, что при отливке в металлические формы может преследоваться цель получения сквозного отбела для последующего отжига на ковкий чугун (так называемый кокильно-ковкий чугун). Большая скорость первичной кристаллизации в этом случае предопределяет высокую дисперсность эвтектики и, как это было показано в работах В. М. Советиновой и др., ускоренную в 1,5—2,0 раза графитизацию с получением углерода отжига.

Термическая обработка чугуна с шаровидным графитом

Разработка метода производства чугуна с шаровидным графитом является одним из крупнейших достижений последнего времени в области новых конструкционных материалов. Вначале представлялось, что любая заданная структура чугуна с шаровидным графитом может быть получена непосредственно при отливке. В связи с этим вопросу о термической обработке этого чугуна уделялось

весьма незначительное внимание. Надо полагать, что с дальнейшим совершенствованием литейно-металлургической технологии производства чугуна с шаровидным графитом ряд способов его термической обработки можно будет постепенно исключать. Однако уже имеющийся в настоящее время опыт производства этого вида чугуна показывает, что в ряде случаев массового производства, особенно деталей мелких и средних, термическая обработка является обязательным элементом технологии.

В первую очередь это связано с большой склонностью чугуна, модифицированного магнием, к переохлаждению, следствием чего являются и значительные внутренние напряжения, и склонность к отбелу, и даже получение в тонких сечениях при охлаждении на воздухе закалочных (мартенситной) структур. В получении разнородной структуры различных частей детали немаловажную роль играет еще недостаточная обработанность технологического процесса литья, модифицирования и пр. Надо полагать, что получение совершенно одинаковой структуры деталей широкой номенклатуры встретит немалые трудности и в будущем.

Одним из путей получения однородной структуры в различных по конфигурации деталях является применение надлежащей термической обработки. Структура чугунов, модифицированных магнием, может быть разбита на группы: 1) почти полностью белый чугун с отдельными шаровидными включениями графита; 2) так называемый отбеленный или, вернее, половинчатый чугун со структурой ледобурит + перлит + шаровидный графит; 3) перлитный — со структурой перлит + шаровидный графит; 4) перлито-ферритный чугун с различным соотношением перлита и феррита в металлической основе и 5) ферритный со структурой феррит + шаровидный графит.

В связи с этим к магниевому чугуну могут быть применены все варианты термической обработки чугуна¹.

Особенностью термической обработки магниевого чугуна является получение шаровидных включений графита (вернее, укрупнение имеющихся), поскольку продукты распада цементита выделяются на графитовых включениях, как на готовых центрах.

Качественно закономерности термической обработки, фазовые и структурные превращения для этого чугуна являются аналогичными с обычным чугуном. Особенности количественного характера связаны главным образом с высоким содержанием кремния, что понижает устойчивость цементита.

Наличие шаровидной формы графита, в наименьшей степени разобщающей металлическую основу, резко повышает эффективность термической обработки этого чугуна по сравнению с обычным серым, приближая ее к эффективности термической обработки стали.

¹ А. Д. Асонов, Ю. М. Лахтин, М. Н. Кунявский, Технология термической обработки, лекции по повышению квалификации инженеров-металловедов и термистов, вып. 41—42, Машгиз, 1952.

Установлено, что отжиг для снятия внутренних напряжений одновременно повышает и прочность и пластичность этого чугуна. В отношении характеристики фаз и основных закономерностей фазовых превращений на основе

работы автора, проведенной совместно с Т. Г. Демидовой, можно считать установленным следующее:

1. Микротвердость феррита в магниевом чугуне ($H_B = 250$) выше чем в сером ($H_B = 170$) и ковком ($H_B = 200$); в соответствии с этим и микротвердость перлита в этом чугуне ($H_B = 350 \div 360$) выше, чем в сером и ковком чугуне ($H_B = 270 \div 300$).

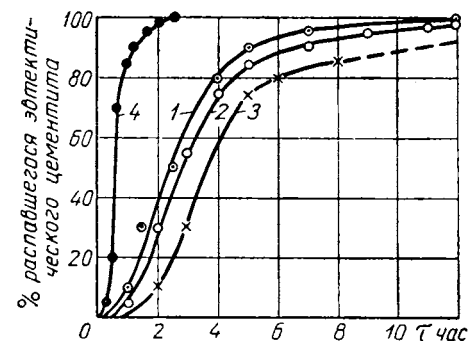
2. Скорость распада цементита эвтектического и вторичного в магниевом чугуне намного выше, чем в белых чугунах, и полный распад цементита достигается в зависимости от температуры за 2—5 час. (фиг. 2).

Фиг. 2. Влияние температуры и времени выдержки на распад эвтектического цементита в чугуне, модифицированном магнием; состав чугуна: 3,2% C; 2,5% Si; 0,7% Mn; температуры отжига:

1 — 950°; 2 — 900°; 3 — 850°.

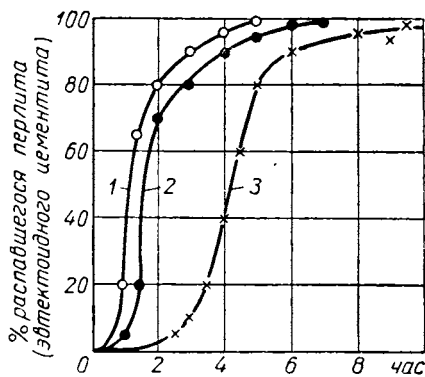
3. Повышенное содержание хрома тормозит распад цементита в чугуне, модифицированном магнием (фиг. 3).

4. Повышенное содержание хрома тормозит распад цементита в чугуне, модифицированном магнием (фиг. 3).



Фиг. 3. Влияние хрома на распад эвтектического цементита в чугунах, модифицированных магнием; состав чугунов для кривых 1, 2 и 3: 3,1% C; 2,52% Si; 0,69% Mn; 0,3% Cr; для кривой 4: 3,2% C; 2,5% Si; 0,7% Mn; температуры отжига:

1 — 980°; 2 — 950°; 3 — 900°; 4 — 950°.



Фиг. 4. Влияние температуры и времени выдержки на распад эвтектоидного цементита в чугуне; температуры отжига:

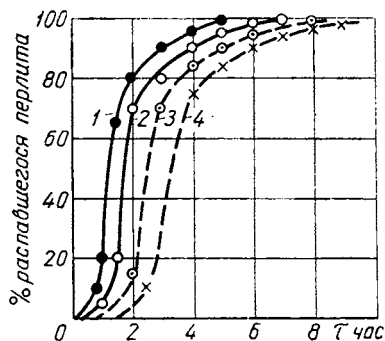
1 — 750°; 2 — 700°; 3 — 650°.

4. Графитизация эвтектоидного цементита при температурах ниже критической идет весьма интенсивно, и полный распад достигается в зависимости от температуры за 4—9 час. (фиг. 4).

5. Марганец тормозит распад эвтектоидного цементита (фиг. 5 и 6), что позволяет получать чугуны со структурой зернистого перлита.

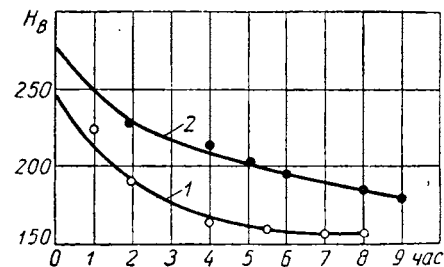
6. В результате распада эвтектического вторичного и эвтектоидного цементита увеличиваются размеры графитовых включений при практической стабильности их числа. Форма включений сохраняется шаровидной.

7. Растворимость графита в аустените повышается с увеличением температуры нагрева и при 950—1000° практическое равновесное насыщение аустенит — графит достигается за 15—30 мин. (фиг. 7). В связи с этим нормализация ферритного и феррито-



Фиг. 5. Влияние марганца на распад эвтектоидного цементита; состав чугуна для кривых 1 и 2: 3,2% C; 2,9% Si; 0,47% Mn; для кривых 3 и 4: 3,2% C; 2,87% Si; 0,75% Mn; температуры отжига:

1 и 3 — 750°; 2 и 4 — 700°.



Фиг. 6. Влияние марганца на распад эвтектоидного цементита при 750°; состав чугуна:

1 — 3,2% C; 2,9% Si; 0,47% Mn; 2 — 3,2% C; 2,87% Si; 0,75% Mn.

перлитного чугуна обеспечивает значительное повышение твердости — с $R_C = 18 \div 20$ до $R_C = 36 \div 38$, а перлитного умеренное — с $R_C = 35 \div 36$ до $R_C = 36 \div 38$.

8. Аустенит магниевых чугунов имеет большую склонность к переохлаждению. Нормализация образцов с отношением поверхности к объему¹ больше $6,0 \text{ см}^{-1}$ дает структуру крупночешуйчатый мартенсит + шаровидный графит с твердостью $R_C = 54 \div 57$; от $5,0$ до $6,0 \text{ см}^{-1}$ — мартенсит + троостит + шаровидный графит с твердостью $R_C = 40 \div 52$; от $4,0$ до $5,0 \text{ см}^{-1}$ — троосто-сорбит с твердостью $R_C = 39 \div 40$.

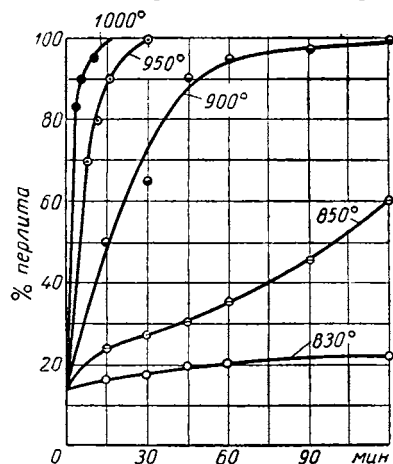
9. Твердость после закалки достигает $R_C = 60 \div 62$.

10. Прокаливаемость магниевых чугунов выше прокаливаемости обычного серого чугуна (фиг. 8).

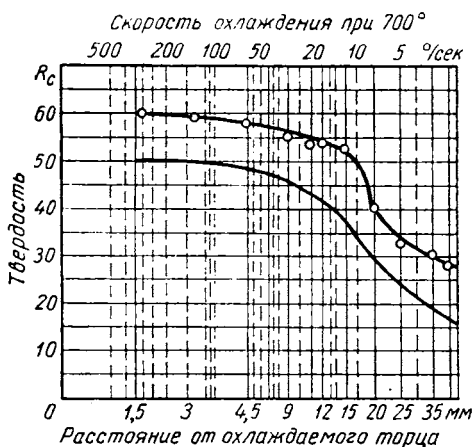
¹ Отношение поверхности F к объему (см^3) является наиболее правильным критерием скорости охлаждения. В данном случае V характеризует теплосодержание, а F — поверхность теплоотдачи.

$$\text{Размерность } \frac{F}{V} = \frac{\text{см}^2}{\text{см}^3} = \text{см}^{-1}.$$

11. Поверхностная закалка с нагревом кислородно-ацетиленовым пламенем ферритного и феррито-перлитного чугуна дает пятнистую твердость. Равномерную и высокую твердость дает закалка перлитного или предварительно нормализованного чугуна.



Фиг. 7. Влияние температуры нагрева и времени выдержки на количество перлита при нормализации чугуна.

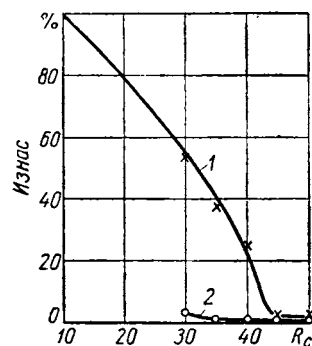


Фиг. 8. Прокаливаемость чугуна.

Верхняя кривая — магниевый чугун.
Нижняя кривая — серый чугун.

12. Заметное падение твердости при отпуске в закаленном магниевом чугуне наблюдается только с 350—400°, в то время как в обычном сером чугуне эта температура понижается до 180—200°.

13. Изотермически закаленный магниевый чугун обладает весьма большой износостойкостью (фиг. 9).



Фиг. 9. Износ чугуна.
1 — закалка с последующим спуском;
2 — изотермическая закалка.

В полном соответствии с установленными закономерностями нашли достаточно широкое применение следующие режимы термической обработки чугуна, модифицированного магнием.

1. При наличии так называемого отбела (половинчатый чугун со структурой ледобурит + перлит + шаровидный графит; обычно последний окаймлен ферритовой оторочкой) — нагрев до 900—920°, выдержка 2—5 час., охлаждение на воздухе. Такая операция называется нормализацией (правильнее называть ее графитизирующей нормализацией). Эта термическая обработка обеспечивает получение структуры сорбитообразный перлит + шаровидный графит.

2. При наличии перлитной или перлитно-ферритной основы и недостаточной пластичности и вязкости дается кратковременный от-

жиг при 650—720° с выдержкой 2—6 час., обеспечивающей полную графитизацию эвтектоида, получение структуры феррит + шаровидный графит и высокой пластичности (удлинение достигает 18—20%). Такая термическая обработка называется отжигом (правильнее называть ее отжигом графитизирующим, низкотемпературным).

3. При недостаточной твердости для деталей, работающих на износ, а равно и подвергающихся поверхностной закалке, дается термическая обработка для растворения графита в γ -фазе, заключающаяся в нагреве до 850—880°, выдержке 0,5—2,0 час. и охлаждении на воздухе.

Различные виды закалки объемной, поверхностной, изотермической еще не нашли должного применения.

Прогрессивными методами термической обработки чугуна, кроме перечисленных, надлежит считать: изотермическую закалку, обеспечивающую чрезвычайно высокую износостойкость; поверхностную закалку с нагревом токами высокой частоты, которая наряду с высокой конструкционной прочностью позволит обеспечить и высокую эксплуатационную стойкость.

ОПЫТ ОТЖИГА КОВКОГО ЧУГУНА В ЖИДКОЙ СРЕДЕ

С 1949 г. завод «Борец» поставляет нефтяной промышленности литые диски ротора и статор турбобура из ковкого чугуна, отжигаемого в соляных ваннах по методике, разработанной ЦНИИТМАШ.

Ниже дается краткое описание технологического процесса отжига ковкого чугуна в жидкой среде, разработанного заводом совместно с ЦНИИТМАШ.

Плавка чугуна ведется в 3-тонной вагранке с копильником. Высота калоши 900 мм. Вес металлической калоши 300 кг. Рабочая калоша кокса 35 кг. Выплавляемый чугун имеет следующий химический состав: 2,8—3,0% С; 0,7—1% Si; 0,6—0,9% Mn; до 0,20% P; до 0,12% Sг; до 0,12% S.

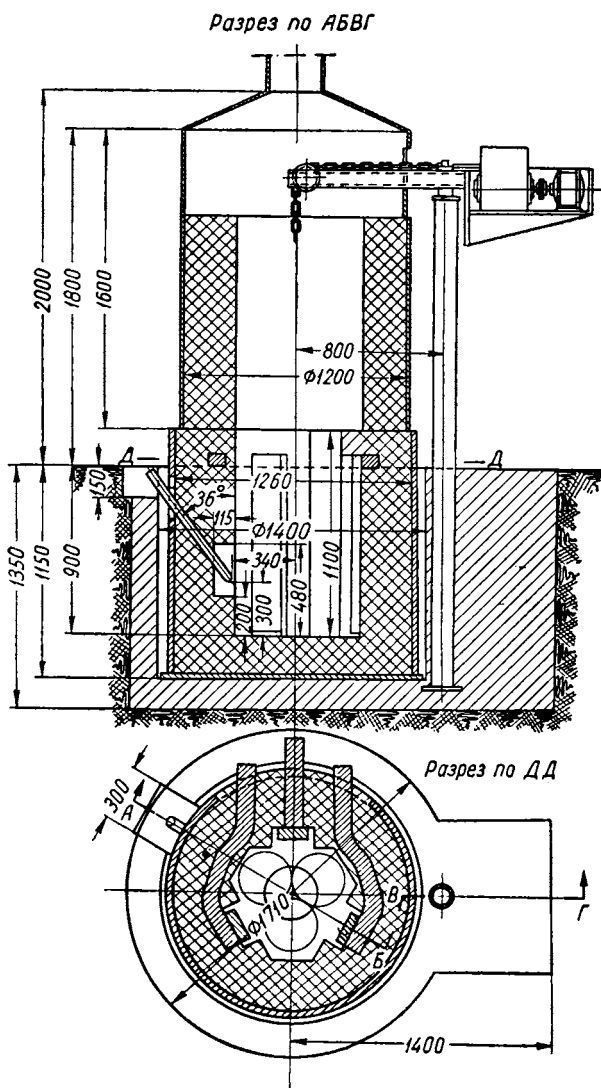
Отжиг ведется в двух печах. Первая стадия отжига — в электрической соляной ванне, вторая стадия — в электрической камерной печи. Печь для первой стадии (фиг. 1) представляет собой железный цилиндр, футерованный шамотным кирпичом.

Внутри ванны расположены три стальных электрода размером $180 \times 1000 \times 45$ мм. Для включения в сеть установлены два понижительных трансформатора по 60 кв. Напряжение на электродах 26 в. Перед отжигом детали набираются на специальную оправку и подвешиваются при помощи тельфера над соляной ванной для подогрева. После подогрева детали опускаются в расплавленную соль.

Отжиг ведется при 1030—1050°. На фиг. 2 дан график для определения длительности выдержки в зависимости от химического состава чугуна. После отжига детали помещаются в специальный колодец с закрывающейся крышкой для медленного охлаждения.

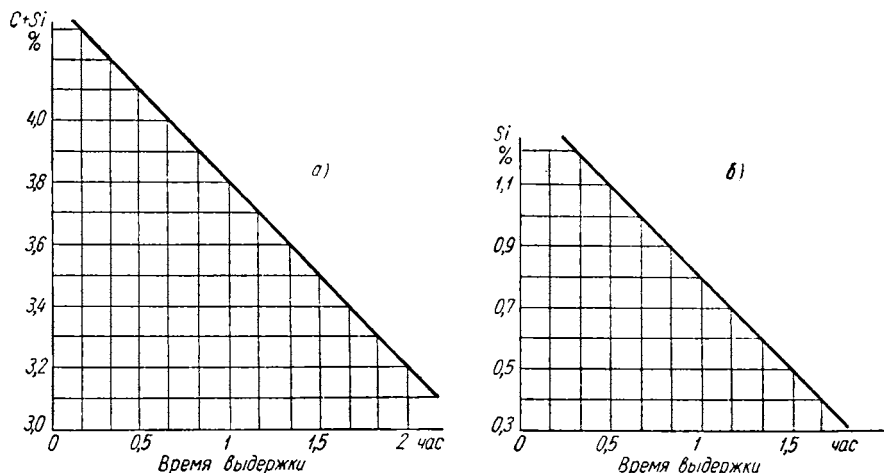
Опытом работы подобран следующий оптимальный состав ванны: 75% хлористого бария и 25% хлористого натрия.

При работе на одном хлористом барии на деталях остается большое количество соли и они трудно очищаются. Работа на одном хлористом натрии также нежелательна, так как увеличивает расход соли. Нормально ванна работает непрерывно 30 суток без ремонта. Недостатком является малая стойкость электродов. Альтернативное удлиняет срок службы электродов в 1,5—2 раза. В про-



цессе работы ванна загрязняется, поэтому периодически подвергается чистке.

Температура ванны контролируется и регулируется потенциометром. Правильность назначенного режима зажима для данной плавки проверяется технологической пробой, закладываемой вместе с первой садкой деталей от новой плавки.



Фиг. 2. Режим отжига на ковкий чугун в соляной ванне деталей турбобура (1-я стадия графитизации); время выдержки:

а -- в зависимости от количества C + Si; б -- в зависимости от количества Si.

Вторая стадия отжига ведется в камерной электропечи по режиму: 1) нагрев с печью до 710—720°; 2) выдержка 8 час. при 710—720°; 3) охлаждение вместе с печью до 600°; 4) выдача на воздух.

Нормально отожженный таким способом чугун имеет структуру — углерод отжига и сфероидизированный перлит — и следующие механические свойства: сопротивление разрыву 40—55 кг/см²; удлинение 2—5% (больше 3—4%); твердость 170—230 кг/мм².

МАГНИТНЫЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ СТРУКТУРЫ ОТЛИВОК КОВКОГО ЧУГУНА

Применяющийся до настоящего времени в промышленности метод контроля отливок из ковкого чугуна после отжига путем определения поверхностной твердости по Бринелю не дает возможности уверенно судить о полноте отжига во всем сечении отливки. Организация такого контроля неудобна в поточно-массовом производстве, так как связана с необходимостью извлечения контролируемой отливки из потока для зачистки поверхности. Для крупных отливок этот метод встречает также и большие технические трудности.

Поэтому представляют интерес магнитные методы контроля структуры, а следовательно, и свойства ковкого чугуна. Магнитные методы могут быть основаны на измерении магнитной проницаемости, остаточного магнетизма или коэрцитивной силы металла отливки.

Структура состоит из неоднородной основной металлической массы и графита. В зависимости от степени полноты отжига структурными составляющими основной металлической массы ковкого чугуна могут быть феррит, перлит и структурно свободный цементит; последний в ковких чугунах не допускается. Нормальная структура металлической основы ковкого чугуна состоит из феррита с незначительным количеством включений перлита.

Чем больше в металлической основе перлита, тем меньше магнитная проницаемость чугуна. При наличии структурно свободного цементита магнитная проницаемость понижается еще больше. Но уверенно судить о содержании перлита в чугуне по его магнитной проницаемости нельзя, так как падение проницаемости вызывается не только наличием перлита (или цементита), но также в весьма значительной степени и наличием графитовых включений.

Включения графита в чугуне можно рассматривать как пустоты величиной магнитной проницаемости $\mu = 1$; чем больше число включений графита и чем они крупнее, тем больше общее магнитное сопротивление чугуна и тем меньше значение магнитного потока индукции, создаваемого одним и тем же источником магнетизма. Это следует и из общего уравнения магнитного потока цепи.

Так, для магнитного потока возбуждаемого соленоидом, имеющим ln ампер-витков, магнитный поток составит

$$\Phi = \frac{0,4\pi \cdot I_n}{\frac{l}{\mu F} + \frac{l_0}{\mu_0 F_0}} \text{ мкс,}$$

где l — длина сердечника в см;

F — поперечное сечение сердечника в см²;

l_0 — длина воздушного зазора в см;

F_0 — поперечное сечение воздушного зазора в магнитной цепи;

μ — магнитная проницаемость сердечника;

μ_0 — магнитная проницаемость воздуха ($\mu_0 \approx 1$).

Магнитный поток в контролируемом чугуном изделии зависит как от магнитной проницаемости μ металлической основы (считая ее для упрощения условно однородной), так и от количества, формы и величины (l_0 и F_0) графитных включений (с проницаемостью $\mu = 1$).

Следовательно, определение магнитной индукции B при данной напряженности поля H , т. е. измерение магнитной проницаемости $\mu = \frac{B}{H}$, не характеризует структуру чугуна.

Остаточная индукция B_r и коэрцитивная сила H_c зависят преимущественно от структуры металлической основы чугуна и значительно менее чувствительны к величине, форме и распределению в чугуне графитных включений.

Изучением магнитных параметров специально отлитых и отожженных по различным режимам образцов ковкого чугуна, а также по имеющимся литературным данным установлено, что наиболее точно за изменением структуры ковкого чугуна следует изменение коэрцитивной силы.

Стадия отжига ковкого чугуна	Коэрцитивная сила (в А) при отливке образцов	
	в землю	в кокиль
Начало первой	11,37	11,50
Конец первой	8,10	9,50
Середина второй	4,50	3,34
Конец второй	1,40	1,40
По В. С. Меськину		

Для экспериментальной проверки этих данных был сконструирован, построен и испытан лабораторный переносный приставной коэрцитиметр.

Принцип работы прибора заключается в следующем. Если намагнитить какой-либо участок отливки до насыщения при помощи приставленного к нему подковообразного электромагнита, а затем выключить намагничивающий ток из соленоида электромагнита,

не отнимая магнита от отливки, то в сердечнике электромагнита возникает магнитный поток, вызванный остаточным магнетизмом отливки.

Для полного размагничивания ранее намагниченного участка отливки необходимо создать магнитное поле направления, обратного первоначальному. Это размагничивающее поле создается путем пропускания через обмотку электромагнита тока противоположного направления. Сила размагничивающего тока может регулироваться с помощью реостата.

В разрыве магнитопровода электромагнита помещена подвижная рамка с намотанной на нее катушкой; к рамке прикреплена стрелка.

При пропускании через катушку тока постоянной силы и направления рамка под воздействием силовых линий магнитного потока в ярме магнита повернется на некоторый угол.

По величине угла поворота рамки и направлению поворота (от среднего положения) можно судить о направлении и величине магнитного потока в ярме магнита.

Схема прибора изображена на фиг. 1.

Прибор состоит из подвижной системы обычного электроизмерительного прибора типа Депре-д'Арсонваля, к которой вместо постоянного магнита подведены сердечники из мягкого железа с намагничивающими катушками, образующие электромагнит. Подвижная рамка системы связана со стрелкой; шкала имеет ноль в середине.

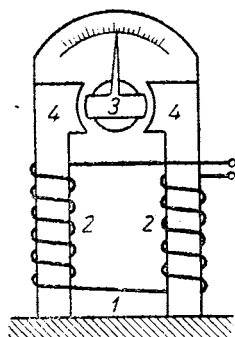
Измерение относительной величины коэрцитивной силы производится на небольшом участке контролируемой отливки, заключенном между полюсами коэрцитиметра.

Конфигурация отливки и ее геометрические размеры практически не оказывают влияния на показания коэрцитиметра, поэтому одним и тем же прибором можно проверять самые разнообразные по размеру и форме отливки.

Глубина проникновения магнитного потока в тело отливки, т. е. глубина, на которой контролируется структура отливки, зависит от размеров полюсных наконечников приборов и равна 0,3—0,5 их ширины.

Многочисленные (около 400) опыты по контролю отливок ковкого чугуна этим коэрцитиметром, проведенные в Центральной литейной лаборатории ЗИС, подтвердили наличие зависимости между коэрцитивной силой ковкого чугуна и его твердостью, а следовательно, структурой.

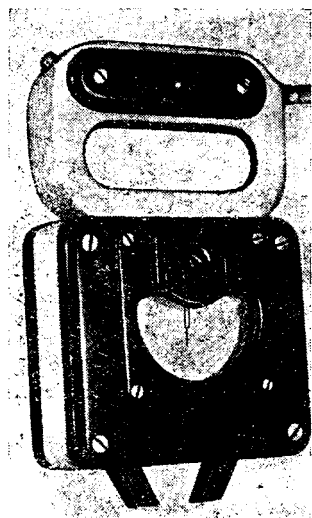
Кроме лабораторного коэрцитиметра, был спроектирован и изготовлен коэрцитиметр измененной конструкции, внешний вид которого представлен на фиг. 2.



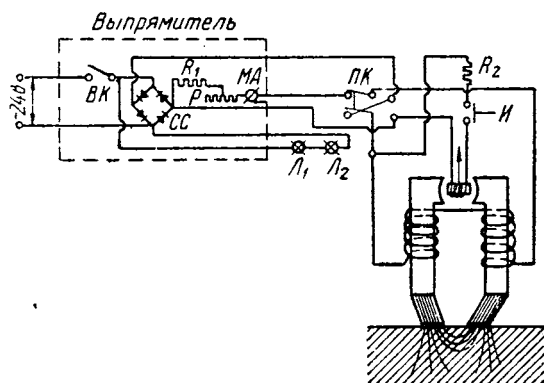
Фиг. 1. Схема коэрцитиметра:

1 — проверяемое изделие; 2 — намагничивающие катушки; 3 — подвижная рамка со стрелкой; 4 — сердечники электромагнита.

Электрическая схема контрольной установки производственного типа приведена на фиг. 3. Коэрцитиметр состоит из подвижной системы, взятой от электроизмерительного прибора — вольтметра, к которой вместо постоянного магнита подведены сердечники из армо-железа с намагничивающими катушками, образующими электромагнит. Рамка подвижной системы связана со стрелкой; шкала имеет ноль в середине. Питание коэрцитиметра осуществляется от селенового выпрямителя. Основные данные установки следующие: напряжение питания 24 в переменного



Фиг. 2. Внешний вид коэрцитиметра.



Фиг. 3. Электросхема установки:

BK — выключатель; *CC* — селеновый столбик; *R* — реостат 250 *ом*. 0,4а; *R* — дополнительное сопротивление; *R*₂ — гасящее сопротивление; *Ma* — миллиамперметр 0—50 ма; *L*₁ и *L*₂ — лампочки освещения шкалы; *PK* — переключатель; *И* — кнопка.

тока; потребляемая мощность около 70 вт; выпрямитель состоит из селенового столбика *BC*; катушки электромагнита коэрцитиметра имеют по 550 витков каждая, сила намагничивающего тока около 5 а, сила тока в рамке подвижной системы около 90 ма.

Как показали опыты, 5500 ампер-витков электромагнита вполне достаточно для доведения до магнитного насыщения наиболее мягкого из встречающихся в заводских отливках чугуна твердостью $H_B = 126 \div 120$.

Установка для контроля крупных отливок (фиг. 4) состоит из коэрцитиметра 1, подвешенного на кошке с противовесом 3 на монорельсе 4 над рольгангом с проходящими по нему крупными отливками; выпрямитель 2 крепится рядом. Для производства замера контролер отпускает коэрцитиметр на отливку.

Для контроля мелких отливок (фиг. 5) коэрцитиметр 1 крепится на столе полюсными наконечниками кверху и контролируемые детали подносятся к нему и приставляются к полюсным наконечникам; выпрямитель 2 крепится над столом. Кнопки управления

(переключатель *ПК* и кнопка *И* см. фиг. 3) при этом выносятся из коэрцитиметра и объединяются в специальной кнопочной станции *З*.

Контроль отливок с помощью коэрцитиметра может осуществляться двумя методами:

1. Оценкой величины коэрцитивной силы металла отливки по силе тока, который полностью размагничивает предварительно намагниченный участок отливки. При этом коэрцитиметр ставится на контролируемый участок детали; намагничивающий ток включается в обмотку электромагнита коэрцитиметра, затем ток выключается. Далее, в рамку подвижной системы коэрцитиметра нажатием кнопки включается ток, стрелка отклоняется в меру наличия в контролируемом металле остаточной индукции.

Вслед за тем в цепь электромагнита коэрцитиметра переключателем *ПК* включается размагничивающий ток, который при помощи постепенного вывода реостата увеличивается до тех пор, пока стрелка подвижной системы коэрцитиметра не дойдет до нуля.

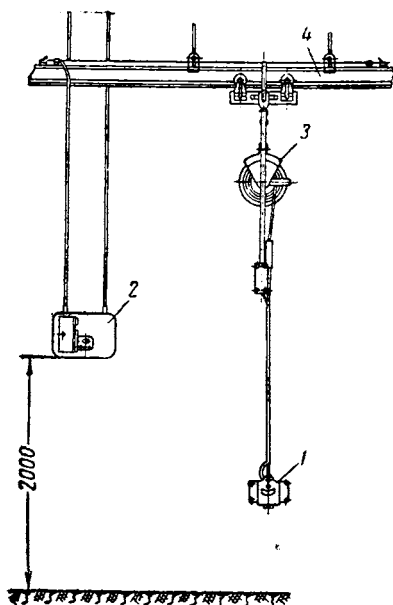
Сила тока в цепи электромагнита коэрцитиметра в этот момент будет пропорциональна коэрцитивной силе материала контролируемой детали и является показателем, характеризующим качество металла детали.

Этим методом были проконтролированы детали из ковкого чугуна и построен график зависимости силы размагничивающего тока от твердости (фиг. 6).

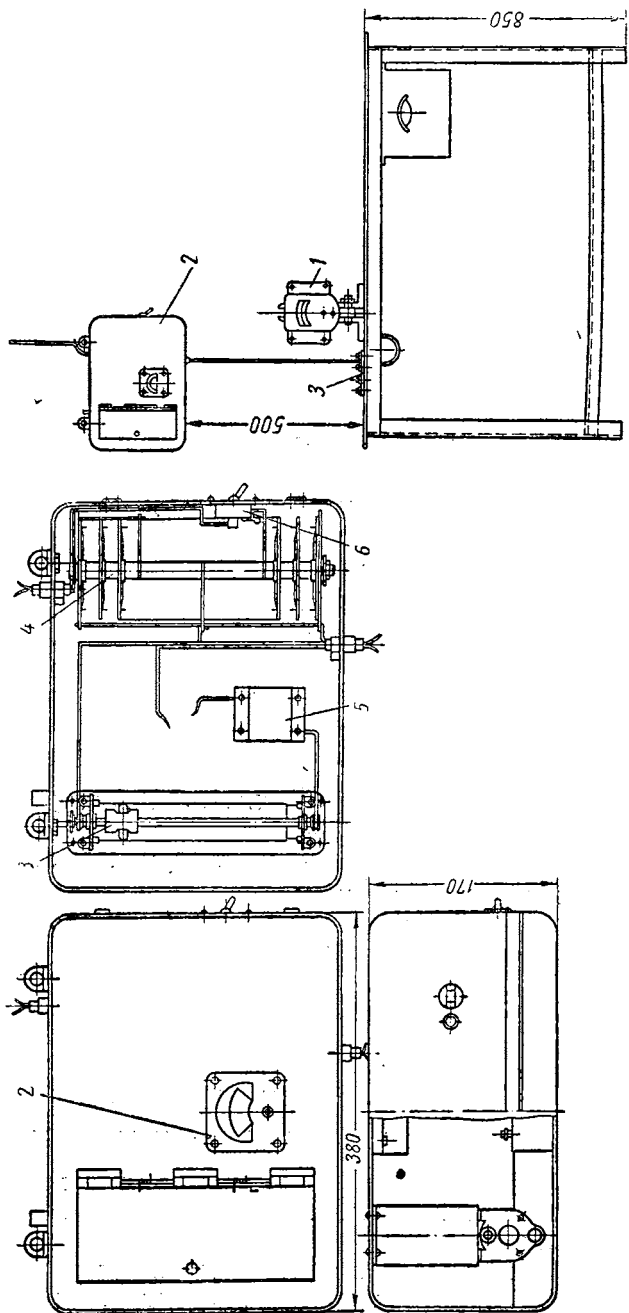
Из диаграммы видно, что предельно допустимой (по техническим условиям ЗИС) твердости $H_B = 163 \text{ кг/мм}^2$ соответствует сила тока при размагничивании $I_{разм} = 33 \text{ ма}$; сила тока во время намагничивания $I_{нам} = 5a = \text{const}$ и сила тока в рамке подвижной системы коэрцитиметра равна 90 ма .

2. Оценкой знака или величины магнитной индукции, которая остается после размагничивания контролируемого участка отливки током постоянной силы.

При этом коэрцитиметр устанавливается на контролируемую деталь, включается намагничивающий ток, который затем выключается. После этого в электромагнит коэрцитиметра включается размагничивающий ток постоянной силы, которая соответствует коэрцитивной силе H_{c2} металла предельно допустимой твердости (фиг. 7). Стрелка подвижной рамки коэрцитиметра в этот момент даст показание, соответствующее оставшейся индукции.



Фиг. 4. Установка для магнитного контроля крупных деталей.



Фиг. 5. Установка для магнитного контроля мелких деталей.

Если отливка имеет твердость меньше предельной (линия 3—3 на фиг. 7), то ΔB будет отрицательной, и стрелка отклонится, например вправо от нуля шкалы, и тем больше, чем мягче отливка.

Если же отливка имеет твердость больше допустимой (линия 1—1 на фиг. 7), то ΔB будет положительной и стрелка отклонится вдвое от нуля шкалы и тем больше, чем тверже отливка. Если отливка находится на пределе твердости (линия 2—2 на фиг. 7), то стрелка останется на нуле.

Такой метод контроля по отклонению стрелки является практически наиболее быстрым и удобным для цеховых условий в поточном производстве.

Оба метода контроля при помощи коэрцитиметра были проверены в производственных условиях в литейных цехах ковкого чугуна Московского автозавода имени Сталина и Горьковского автозавода имени Молотова.

Результаты работы по первому методу, т. е. зависимость коэрцитивной силы (размагничивающего тока) от структуры (твердости) отливок ковкого чугуна ГАЗ представлены на графике (фиг. 8).

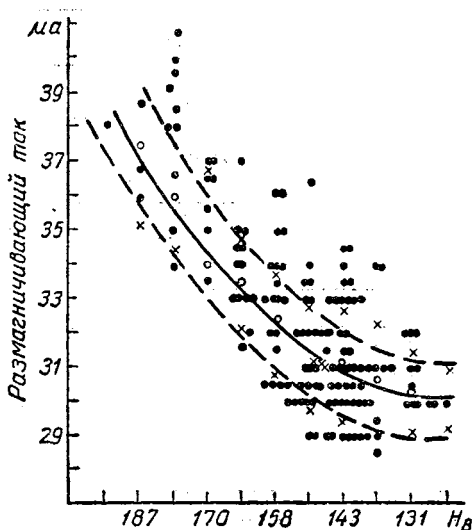
По техническим условиям завода годными считаются отливки, имеющие ферритную основу при наличии перлита не более 15%; цементит не допускается. Твердость по Бринелю таких отливок не свыше 149 $кг/мм^2$.

Как видно из графика на фиг. 8, размагничивающий ток для отливок твердостью 149 $кг/мм^2$ равен 32 $ма$. Отливки более мягкие, как видно из графика, дают меньшую величину, а более твердые — большую величину размагничивающего тока.

Исключение из этого правила составляют образцы 2, 12 и 188, которые при нормальной твердости по Бринелю показывают повышенную величину размагничивающего тока.

Повышение необходимой силы размагничивающего тока при нормальной твердости для образцов 2, 12 и 188 объясняется, как показало металлографическое исследование, наличием в них цементита при содержании перлита, не превышающем допустимое (т. е. 15%).

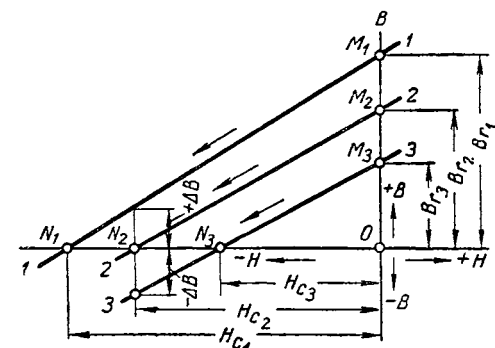
Как видно из приведенного примера, контроль при помощи коэрцитиметра дает более правильные результаты, чем контроль с помощью прессы Бринеля.



Фиг. 6. График зависимости между размагничивающим током и твердостью.

Контроль отливок при помощи коэрцитиметра по второму методу проводился с целью проверки надежности работы коэрцитиметра, параллельно с контролем отливок на прессе Бринеля.

Эти работы проводились на автозаводе имени Сталина в механосборочном и литейном цехах ковкого чугуна и на Горьковском автозаводе имени Молотова.



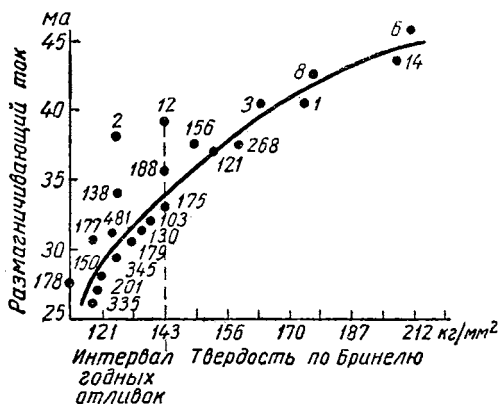
Фиг. 7. Схема, иллюстрирующая два метода контроля структуры.

В условиях действующего производства, особенно при его поточно-массовом характере, метод контроля структуры (твердости) деталей ковкого чугуна коэрцитиметром по сравнению с методом контроля при помощи прессы Бринеля позволяет:

- 1) более быстро и точно определять структуру (твердость) отливки; производительность одного контролера при поточном контроле коэрцитиметром составляет около 400 замеров в час, так как продолжительность одного замера исчисляется несколькими секундами;
- 2) иметь более компактную установку;
- 3) вместо трех операций — заточки деталей под бринель, бринелирования и замера диаметра лунки — ввести одну, менее трудоемкую операцию — контроль коэрцитиметром.

При контроле отливок коэрцитиметром не требуется подготовки поверхности отливки в месте контроля — зачистки на наждаке и пр. Отливка может быть проконтролирована непосредственно после охлаждения.

В результате этого экспериментального сравнительного контроля в цеховых условиях, когда было проконтролировано более 8000 отливок, была установлена полная возможность внедрения магнитного контроля полноты отжига ковкого чугуна при помощи коэрцитиметра взамен осуществляемого в настоящее время контроля при помощи прессы Бринеля.



Фиг. 8. Зависимость коэрцитивной силы (размагничивающего тока) от структуры (твердости) ковкого чугуна.

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ
И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Г. И. ПОГОДИН-АЛЕКСЕЕВ

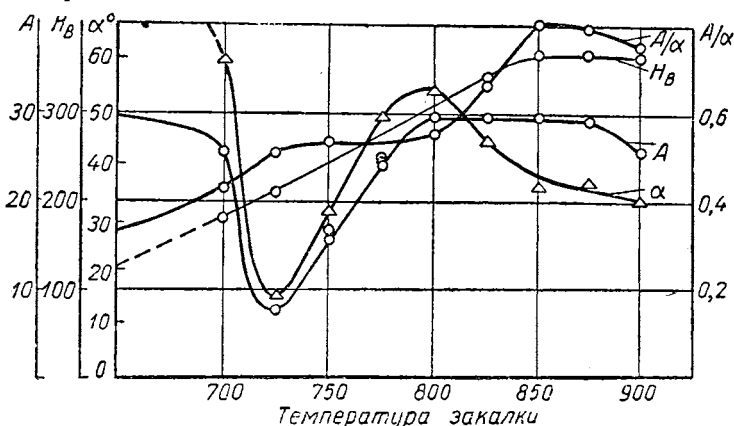
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ И КОЛИЧЕСТВА
ОСТАТОЧНОГО АУСТЕНИТА НА ДИНАМИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА СТАЛИ

Температура закалки и содержание остаточного аустенита, несомненно, оказывают значительное влияние на динамические свойства стали и, в частности, на ее ударную вязкость. Этому вопросу было посвящено довольно значительное число исследований, проведенных, как правило, на стандартных надрезанных образцах, обладающих значительной хрупкостью. Поэтому полученные при этих испытаниях численные значения ударной вязкости образцов, закаленных от различных температур, были относительно малы и порой лежали в пределах возможной ошибки испытания, что не давало возможности делать достаточно уверенные заключения. Кроме того, пластические и прочностные характеристики стали обычно при таких ударных испытаниях не определялись, что не давало полного представления об изменении динамических свойств исследуемых сталей.

а) **Влияние температуры закалки.** Нами проведено исследование влияния температуры закалки для типичных углеродистых конструкционных сталей — цементуемой марки 20 и улучшаемой марки 40 — в интервале перекристаллизации между точками *a* и *b* Чернова (A_{c1} — A_{c2}). Образцы стали 20 (0,17% С; 0,49% Mn) квадратного сечения $10,6 \times 10,6$ мм, длиной 60 мм, без надреза, были предварительно нормализованы при 900° , затем нагреты в течение 30 мин. в свинцовой ванне до заданной температуры закалки и охлаждены в воде. После закалки образцы были подвергнуты отпуску при 100° в течение 1 часа и испытаны на копре с запасом работы 30 кгм. При испытании были определены работа разрушения *A*, а также пластическая (угол загиба α) и прочностная $\frac{A}{\alpha}$ характеристики стали при разных температурах закалки, средние значения которых приведены в табл. 1 и на фиг. 1.

Образцы стали 40 (0,40% С; 0,66% Mn) имели поперечное сечение 10×10 мм и длину 60 мм. Они были нагреты для нормализации в чугунной стружке при 870° в течение 40 мин., а после нормализации нагреты для закалки в свинцовой ванне до заданной

температуры, охлаждены в воде и отпущены при 100° в течение 1 часа. Средние результаты этого испытания графически представлены на фиг. 2.



Фиг. 1. Зависимость работы разрушения, пластической и прочностной характеристик сталей 20 от температуры закалки.

Судя по изменению твердости, начало $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в обеих марках стали имеет место при 720°, а завершение ее — в стали 20 при 850°, а в стали 40 при 800°; при закалке от этих температур наблюдается максимальная твердость.

Таблица 1

Работа разрушения, пластическая и прочностная характеристики стали 20 при различных температурах закалки (ударный изгиб ненадрезанных образцов)

Температура закалки в °С	Работа разрушения A в кгм	Угол загиба α в град.	Прочностная характеристика $\frac{A}{\alpha}$	Твердость HВ
Нормализация перед закалкой 900	29,53	89,0	0,3320	125
700	25,42	59,82	0,4286	183
725	7,87	15,53	0,5100	212
750	16,73	31,65	0,5357	241
775	23,91	49,31	0,4910	248
800	29,53	54,44	0,5471	311
825	29,53	44,81	0,6642	340
850	29,58	36,35	0,8050	364
875	29,0	36,94	0,7890	364
900	25,61	33,66	0,7554	364

В этом исследовании отмечен интересный факт, что при закалке от температуры точки a Чернова пластичность и ударная вязкость металла резко падают, как это видно из кривых α и A на фиг. 1 и 2.

С повышением температуры заковки в интервале точек a и b пластичность и ударная вязкость стали повышаются, несмотря на убывание содержания феррита в структуре закаленной стали. Повышение ударной вязкости наблюдается вплоть до завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, т. е. до точки b Чернова, после чего имеет место некоторое понижение вязкости. Максимум пластичности достигается несколько ранее, чем максимум ударной вязкости (до достижения точки b), после чего пластичность довольно резко снижается. Понижение ударной вязкости и пластичности при закалке от температур, превышающих точку b Чернова, различные исследователи объясняют укрупнением зерна аустенита, а иногда также увеличением содержания остаточного аустенита в структуре закаленной стали. Влияние последнего будет рассмотрено ниже.

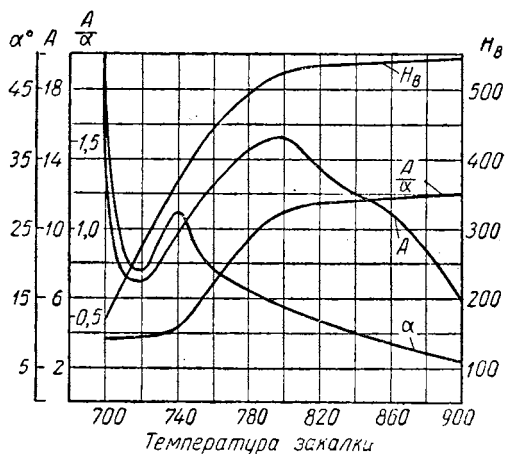
Прочностная характеристика изменяется подобно изменению твердости — от значений, обычных для незакаленной стали, повышается до максимума, наблюдаемого в точке b , после чего далее остается неизменной или немного снижается.

Микроскопическое исследование структуры образцов стали 20, закаленных от различных температур в интервале 700—900°, проведено под электронным микроскопом при увеличении в 6000 раз. На каждом образце произведено по два снимка, характеризующих различные структурные образования, имеющиеся в образцах. Для образцов, закаленных от 725°, приведено четыре снимка, показанных на фиг. 3.

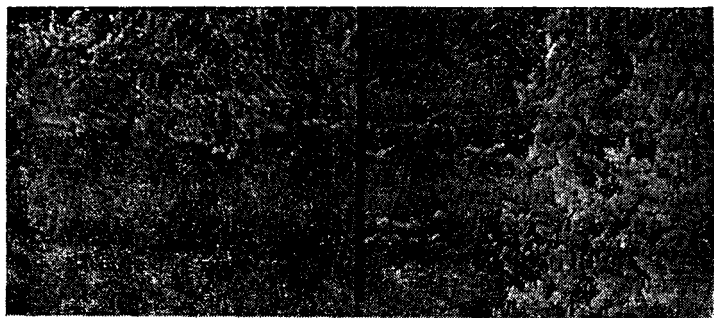
Образцы, охлажденные в воде после нагрева до 700°, имели структуру феррита и цементита (нижний снимок), но иногда в поле зрения микроскопа был виден только феррит (верхний снимок), что объясняется большим количеством последнего в структуре незакаленной стали 20.

В структуре образцов, закаленных от 725°, наблюдается значительное количество феррита и относительно небольшие количества цементита и мартенсита, различные структурные комбинации которых приведены на четырех снимках на фиг. 3.

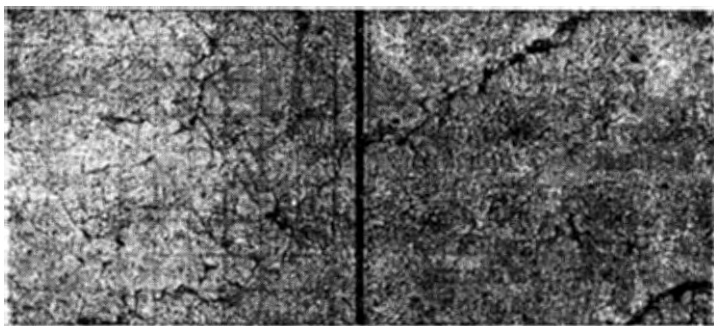
Обращает на себя внимание повышенная рельефность и травимость границ зерен этих образцов, причем между отдельными зернами наблюдаются нарушения сплошности. Эти видимые разрывы между зернами могут быть или результатом глубокого



Фиг. 2. Зависимость работы разрушения, пластической и прочностной характеристик стали 40 от температуры заковки.



750°



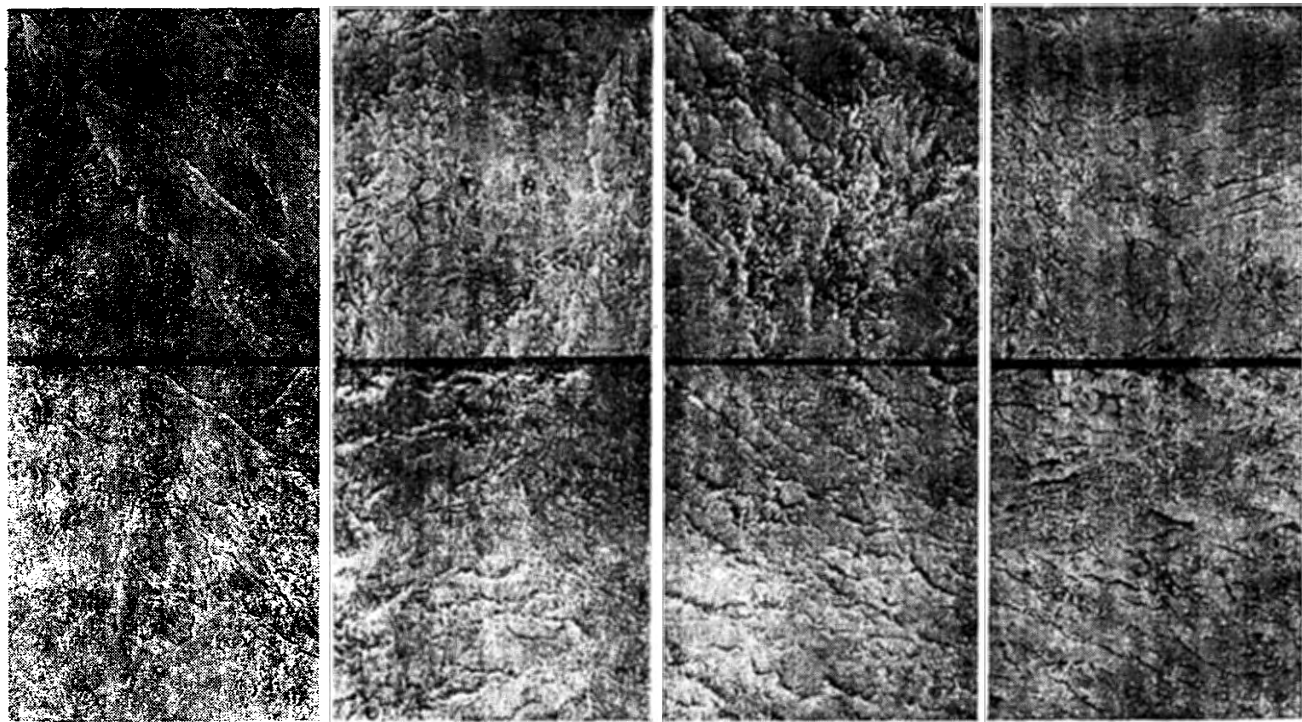
725°



725°



700°



775°

800°

850°

900°

Фиг. 3. Микроструктура образцов стали 20, закаленной в воде от различных температур в интервале 700—900°, наблюдаемая электронным микроскопом при увеличении 6000.

протравливания пограничного слоя, отличного по составу от основного зерна («слои Гиббса»), или представляют собой микротрещины, возникшие в результате действия значительных внутренних напряжений, обусловленных объемными изменениями при аллотропическом превращении.

Природа и происхождение этих пограничных линий еще не ясны и должны быть подвергнуты тщательному дополнительному исследованию. Однако несомненно, что независимо от того, являются ли эти линии микротрещинами, вызванными аустенито-мартенситным превращением, или это следы вытравленной избыточной фазы, выделенной из обогащенного примесями Гиббсова слоя, они, по видимому, являются причиной резкого снижения пластичности и ударной вязкости закаленной от 725° стали. У стали, закаленной от более высоких температур, таких пограничных линий не наблюдалось. Структура образцов, закаленных от температур 750—800°, состояла из феррита и мартенсита. Количество ферритной фазы с повышением температуры закалки уменьшается, а количество мартенсита увеличивается. Структура образцов, закаленных от 850 и 900°, состояла только из мартенсита. При закалке от точки *a* мартенсит имеет эвтектоидную концентрацию и обладает максимальной для доэвтектоидных сталей твердостью и хрупкостью; он сам может явиться очагом локализации пластической деформации. С повышением температуры закалки увеличивается количество мартенсита, но уменьшается содержание углерода в нем. Соответственно уменьшается степень тетрагональности пространственной решетки мартенсита, а следовательно, уменьшаются вызываемые мартенситным превращением внутренние напряжения в окружающих пластичных зернах феррита. Кроме того, и сам мартенсит с понижением содержания углерода в нем становится менее твердым и хрупким, что экспериментально подтверждено Д. М. Нахимовым, исследовавшим микротвердость мартенсита после закалки от температур, лежащих между точками *a* и *b* Чернова. Уменьшение величины внутренних напряжений и понижение твердости мартенсита, а также возможное зарастание микротрещин, обусловленное перекристаллизацией феррита, облегчают условия протекания пластической деформации и, несмотря на уменьшение пластичной α -фазы, способствует повышению общей пластичности и ударной вязкости образцов, закаленных в интервале перекристаллизации от более высоких температур.

Итак, в результате закалки от температур, соответствующих точке *a* Чернова, пластичность и ударная вязкость стали резко понижаются. Далее, при закалке в интервале температур *a* и *b* имеет место одновременное повышение прочности и пластичности закаленной стали. Прочность закономерно растет до верхней критической точки, после чего остается неизменной или немного понижается. Пластичность и вязкость закаленной стали, достигнув максимальных значений (первая еще до завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, а вторая после достижения точки *b*) с дальнейшим повышением температуры, наоборот, начинают довольно заметно пони-

жаться. Отсюда ясна нецелесообразность закалки стали из интервала $a - b$, а также при температурах, значительно превышающих его. Оптимальное сочетание динамической прочности и пластичности имеет место, как и для статических свойств, при температуре точки b Чернова или немного выше нее.

б) Влияние количества остаточного аустенита. В литературе имеется довольно много разнообразных данных о влиянии остаточного аустенита на механические свойства и, в частности, на ударную вязкость стали. Однако данные эти довольно противоречивы, что объясняется, повидимому, неидентичностью условий исследования. В самом деле, во многих исследованиях, наряду с изменением количества остаточного аустенита (достигаемого, например, путем повышения температуры закалки) одновременно изменялся состав аустенита и величина его зерна и, следовательно, получаемый эффект являлся суммарным. Отсутствие учета влияния этих «накладывающихся» факторов приводило к различным, не сходным между собой заключениям.

Нами была поставлена задача изучить влияние количества остаточного аустенита при неизменной его концентрации и величине зерна путем изменения длительности изотермической выдержки в интервале стабилизации аустенита.

Исследование было проведено на стандартных ударных образцах без надреза стали 9ХС (0,85% С; 0,30% Мп; 1,35% Si; 1,04% Cr) после различной изотермической обработки. Образцы были нагреты в воздушной печи до 880°, выдержаны при этой температуре 25 мин. и затем быстро перенесены в масляную ванну с температурой 160°, регулируемой контактным гальванометром с точностью $\pm 5^\circ$.

Температура изотермической выдержки в целях большей стабилизации остаточного аустенита, как это известно из работ Г. В. Курдюмова, А. П. Гуляева и др., должна быть равна или немного ниже температуры начала мартенситного превращения M_n . Для этой марки стали А. Г. Рахштадтом было найдено численное значение температуры точки M , равное 160—170°. При заданной температуре (155—165°) образцы сериями по 3 шт. выдерживались в ванне 1, 3, 5, 10, 20, 30 или 50 час., затем охлаждались на воздухе. При комнатной температуре баллистическим методом, путем вталкивания образцов в мощное магнитное поле через полюса электромагнитов, определялось магнитное насыщение $4\pi I_n$ образцов, вычисляемое по уравнению

$$4\pi I_n = \frac{C_b \cdot R\alpha}{nF} 10^3,$$

где C_b — баллистическая постоянная гальванометра;
 R — сопротивление баллистической цепи в омах;
 α — отклонение «зайчика» по шкале в см;
 n — число витков баллистической катушки;
 F — площадь поперечного сечения образца в см².

Вычисление количества остаточного аустенита заключалось в сравнении магнитного насыщения испытуемого образца и эталона, в котором условно принято 100% содержания ферромагнитной фазы. В качестве эталона здесь были взяты эти же образцы стали 9ХС, предварительно отожженные и затем дополнительно отпущенные при 600°. Количество остаточного аустенита в процентах может быть определено без промежуточного вычисления магнитного насыщения для каждого образца по уравнению

$$A = \left(1 - \frac{\alpha_{обр} F_{эм}}{\alpha_{эм} F_{обр}}\right) 100\%,$$

или при $F_{эм} = F_{обр}$:

$$A = \left(1 - \frac{\alpha_{обр}}{\alpha_{эм}}\right) 100.$$

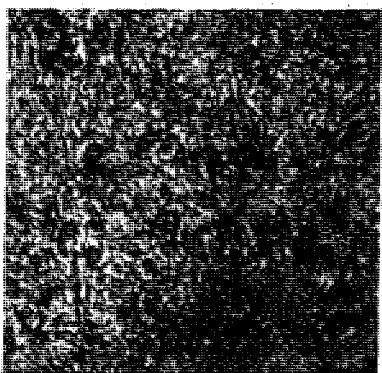
После определения количества остаточного аустенита образцы тотчас же испытывались на ударный изгиб до разрушения. При этом для каждого образца определялась работа разрушения и деформационная характеристика (угол загиба), средние значения которых приведены в табл. 2.

Как видно из результатов, приведенных в табл. 2 и на фиг. 4, повышение длительности выдержки при 160° до 20 час. заметно повышает стабильность аустенита, содержание которого в структуре стали возрастает до 30%. При дальнейшем увеличении изотермической выдержки стабильность аустенита далее не повышается и содержание его снижается до 26% после 30 час. и до 16% после 50 час. выдержки. Структура стали 9ХС после различной длительности изотермической выдержки, состоящая из мартенсита с различным количеством остаточного аустенита, показана на фиг. 5.

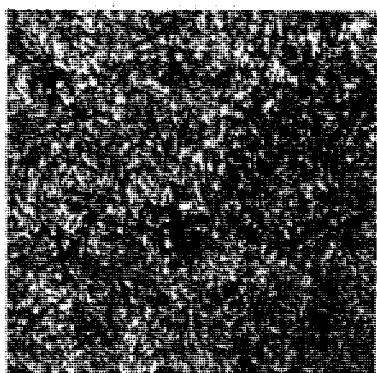
Фиг. 4. Зависимость ударной вязкости и пластичности от длительности изотермической выдержки и количества остаточного аустенита.

Многие иностранные исследователи высказывали мнение, что смеси мартенсита с аустенитом обладают повышенной хрупкостью и даже более хрупки, чем собственно мартенсит. Следовательно, повышение содержания остаточного аустенита должно было бы вызвать понижение деформационной характеристики и ударной вязкости стали. В действительности работа разрушения и угол загиба неизменно растут с увеличением длительности изотермической вы-

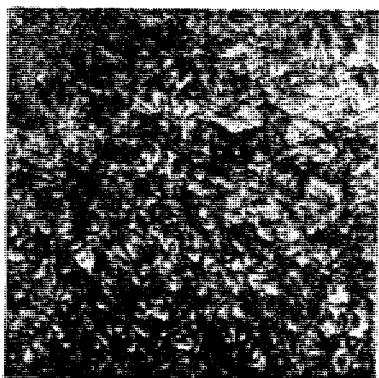
держки, состоящая из мартенсита с различным количеством остаточного аустенита, показана на фиг. 5.



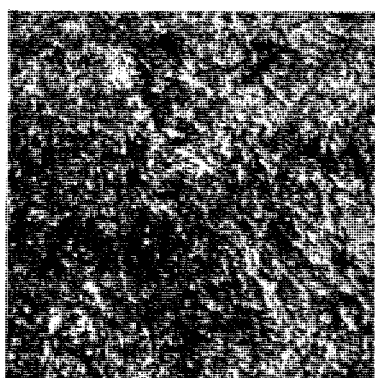
a)



б)



в)



г)



д)

Фиг. 5. Структура стали 9ХС после различной длительности изотермической выдержки:

a — 1 час; *б* — 5 час.; *в* — 10 час.; *г* — 20 час.;
д — 30 час. $\times 500$.

Ударная вязкость, прочностные и деформационные характеристики стали 9ХС с различным содержанием аустенита (различная длительность изотермической выдержки при 160°)

Длительность выдержки при 160° в час.	Твердость после выдержки R_C	Количество остаточного аустенита в %	Работа разрушения A в кгм	Угол загиба α в град.	Прочностная характеристика A/α°
1	63	16,0	1,97	1,00	1970
3	63	19,0	2,33	1,50	1555
5	61,7	20,0	2,67	2,00	1335
10	60,7	27,3	2,90	2,50	1160
20	59,0	30,3	4,10	3,83	1070
30	60,5	26,0	4,55	4,50	1011
50	61,3	16,2	5,37	4,67	1150

держки при 160° как при повышении, так и при последующем понижении количества остаточного аустенита. Это опровергает существующее мнение о повышенной хрупкости смесей мартенсита с аустенитом.

Интересно также отметить, что и прочностная характеристика стали 9ХС изменяется безотносительно к расположению максимума кривой содержания остаточного аустенита. При малых изотермических выдержках сталь 9ХС обладает максимальной прочностью и минимальной пластичностью и вязкостью. Повышение изотермической выдержки влечет за собой последовательное повышение пластичности и вязкости при заметном снижении прочностной характеристики независимо от количества остаточного аустенита.

К ВОПРОСУ О ПРИРОДЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПОСЛЕ МАЛЫХ СТЕПЕНЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Область малых пластических деформаций металлов мало исследована. Также недостаточно изучены процессы рекристаллизации после малых деформаций. Особенно разноречивы мнения в трактовке природы так называемой критической степени деформации, вызывающей необычный рост зерна.

Наиболее распространенное мнение, базирующееся на формальной теории рекристаллизации [1], сводится к тому, что образование крупного зерна в критическом интервале подчинено общему механизму зарождения и роста зародышей из малого количества центров.

Наряду с этим существует ряд других представлений по этому вопросу. А. А. Бочвар и Е. М. Савицкий [2] обратили внимание на то, что при малых деформациях отмечается только рост старых зерен. Е. М. Савицкий [3] считает, что в критическом интервале механизм образования зерна сводится к «слиянию» деформированных зерен.

В ранее опубликованной нами работе был описан экспериментально наблюдавшийся механизм слияния исходных зерен при рекристаллизации после малых степеней горячей деформации, и, следовательно, была подтверждена точка зрения о наличии только собирательной рекристаллизации в критическом интервале деформаций.

Ц. Джеффрис и Р. Арчер [4] высказывали предположение, что чрезмерный рост зерна в критическом интервале объяснялся неоднородностью наклепа при малых степенях деформации. Рост зерен, по мнению этих авторов, наблюдали только в тех точках, где имелся достаточный наклеп, в связи с чем возникала большая контрастность зерна, способствующая «критическому росту».

Близкое к этой точке зрения мнение высказывает А. П. Гуляев [5]. Он также объясняет необычный рост зерна в критическом интервале созданием контраста в величине исходных зерен из-за неоднородной степени их деформации, т. е. что зерно, которое наиболее благоприятно ориентировано в отношении направления действующих сил, раньше подвергается деформации, дробится, становится мелким и «поедается» более крупными зернами.

За пределом критической степени деформации, по мнению большинства исследователей, механизм рекристаллизации заключается в зарождении и росте новых зерен.

Объяснение природы критической степени деформации, помимо общетеоретического значения, важно также по следующим причинам.

Если с самого начала деформации существует единый механизм рекристаллизации, состоящий из зарождения новых зерен и их роста, изменяющийся с увеличением степени деформации лишь количественно, то следует считать, что существует и единый механизм деформации, а следовательно, и единый механизм рекристаллизации.

Если же в критическом интервале деформаций существует лишь собирательная рекристаллизация, а за пределом критической степени образуются новые центры, которые растут по законам кристаллизации, т. е. если существуют два различных процесса рекристаллизации, то, следовательно, должны существовать два процесса, различных по природе деформации, — до критической степени и за критической степенью. При всех условиях трудно рассчитывать, что при непрерывном, лишь количественном изменении деформации рекристаллизация, или, иначе говоря, рост зерна после нагрева металла с возрастанием степени деформации будет происходить скачкообразно.

Проделанное нами исследование должно было пролить некоторый свет на эти вопросы и состояло из следующих этапов:

Первый этап исследования был проведен на монокристаллах алюминия и состоял из наблюдений за делением монокристалла при деформации плоскостями скольжения и дальнейшим поведением его при нагреве.

Далее исследовалась рекристаллизация поликристаллических металлов: промышленной стали ШХ15 и технически чистого алюминия.

Предлагаемый механизм деформации иллюстрирован некоторыми частными случаями, объяснение которых не достаточно ясно.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

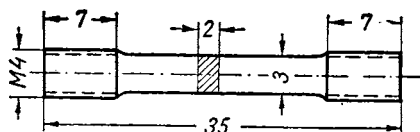
Исследование начальной стадии деформации монокристаллов было предпринято для проверки вероятности предположения перечисленных выше авторов [4], [5], что причиной быстрого роста зерна в критическом интервале является неравномерность деформации, т. е. что начальная деформация вызывает в зернах, наиболее благоприятно ориентированных по отношению к приложенной силе, деление кристалла плоскостями сдвига на более мелкие кристаллы, легко «подаваемые» при последующей рекристаллизации более крупными.

Для этого прежде всего следовало наблюдать, как ведут себя при нагреве те части кристалла, на которые делится монокристалл

плоскостями скольжения в начальной стадии деформации. Кроме того, наблюдение за начальной стадией деформации монокристалла должно было помочь выяснить, следует ли отнести наблюдающуюся в поликристаллах деформацию и последующую рекристаллизацию за счет деформации внутри зерен или за счет искажения пограничных слоев.

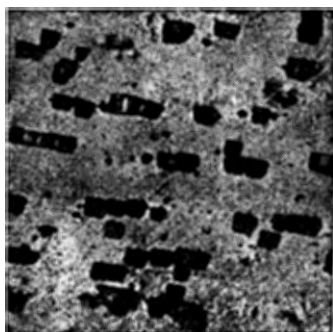
По условиям удобства эксперимента опыты производились на монокристаллах алюминия.

Образец из полированного алюминиевого монокристалла сечением 2×3 мм и длиной 20 мм* (фиг. 1), кристаллографическая ориентировка которого была предварительно выявлена специаль-

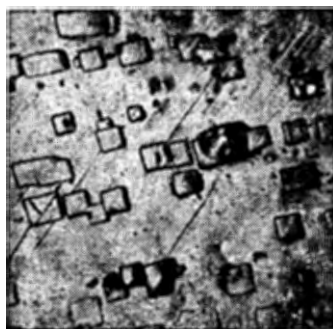


Фиг. 1. Эскиз образца.

ным травлением на «фигуры травления»¹, был растянут в пределах от 0 до 22% со скоростью обычного статического растяжения порядка 0,3% в секунду.



Фиг. 2. Первые видимые следы скольжения в моно- и поликристалле; деформация 0,9%.



Фиг. 3. Начало появления линий сдвига в моно- и поликристалле; деформация 0,9%.

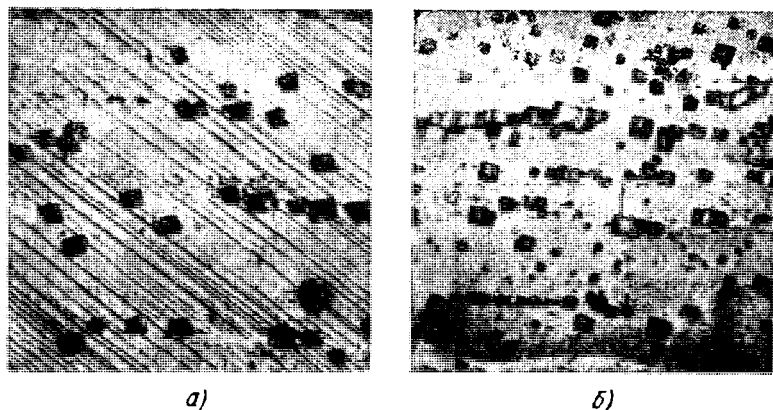
Начало появления линий скольжения на полированной поверхности отмечено в микроскопе ($\times 600$) при деформации около 1%. При этом вначале, т. е. при деформации порядка 0,8%, под микроскопом обнаруживаются лишь тонкие светлые полосы, что свидетельствует о волнистости или, точнее, о ступенчатости поверхности кристалла (фиг. 2). Линии сдвига имеют местный характер и еще не распространены по всему кристаллу (фиг. 3). При деформации

* Монокристалл алюминия получался методом рекристаллизации. Для этого образцы из алюминия состава 99,48 Al отжигались при 600° в течение 4 час. Затем образцы растягивались на 1,7—1,8% и снова отжигались при 620° в течение 8 час.

¹ Выявление фигур травления производилось в реактиве, состоящем из 47% HNO_3 ; 50% HCl ; 3% HF .

более 1% линии сдвига во всех случаях становятся ясно выраженными, распространяются по всему полю образца и количество их с увеличением деформации возрастает (фиг. 4).

Далее монокристаллы, деформированные в разной степени, были отожжены при температурах выше температуры рекристаллизации — 400 и 600°, затем поверхностный слой был удален электро травлением и образцы снова протравлены для выявления линий сдвига или границ нового зерна. Наблюдение показало, что на всех монокристаллах, которые были деформированы в пределах до 9—10%, никаких видимых следов деформации, т. е. линий сдвигов или нового зерна по границам бывших плоскостей скольжения, ни



Фиг. 4. Линии сдвига в монокристалле алюминия:

а — деформация 3,4%; б — до деформации и отжига.

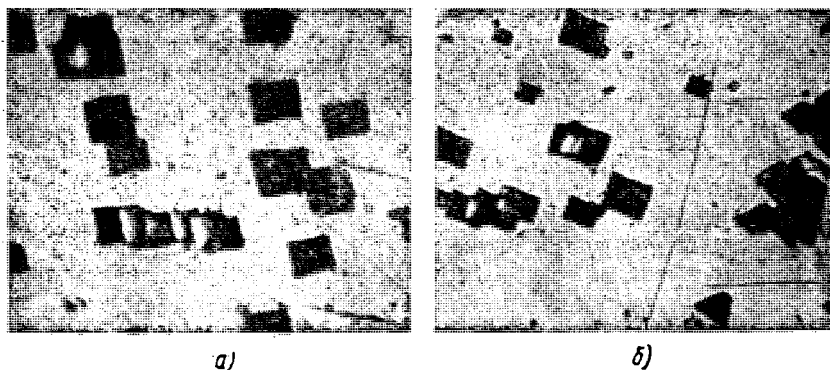
в одном образце обнаружено не было. Образцы остались монокристалльными с теми же самыми кристаллографическими ориентировками, которые имелись до деформации и отжига (фиг. 4, а и б). В остальных монокристаллах такая картина имела место до деформации 15, 18% и иногда даже до 22%.

Во всех случаях только при деформации, превышающей 10%, после отжига деформированных монокристаллов имело место образование новых зерен, что подтверждалось как наличием выявленных границ зерен, так и различной кристаллографической ориентировкой в отдельных зернах бывшего монокристалла. Например, в монокристалле, который имел до отжига ориентировку куба (100) (фиг. 5, а), в той же плоскости наблюдались ориентировки октаэдра (111), куба (100) с диагональю, повернутой вдоль оси растяжения и т. д. (фиг. 5, б).

Далее, монокристаллы подвергались деформации с малой скоростью (0,04% в час) при несколько повышенной температуре (140°), остававшейся ниже температуры рекристаллизации. Первые линии сдвига проявились при деформации около 4%. Отжиг при 400° после деформации в пределах более 20% не выявил наличия

«рекристаллизации обработки», так как новых зерен по бывшим плоскостям скольжения не было.

Все эти наблюдения показывают, что видимые линии сдвига появляются лишь после значительной (около 1% при обычной скорости) деформации, когда деформация локализуется в некоторых плоскостях кристалла. Имеют ли место между этими плоскостями не обнаруживаемые микроскопом более тонкие линии сдвига, как это считают Аудраде и Роско [6], или между ними имеет место равномерное смещение атомных слоев, не дающее никаких следов при выходе на поверхность, как это считает Якутович с сотрудни-



Фиг. 5. Линии сдвига в монокристалле алюминия после отжига при 400°.

ками [7], или, наконец, имеет место раздробление зерна с образованием ячеек субструктуры [8] — в настоящее время сказать трудно.

В данной работе этот вопрос как имеющий самостоятельное значение не подвергался исследованию. Ясно только, что деформация не сопровождается делением монокристалла плоскостями скольжения на обособленные зерна — кристаллы, т. е. деформированный монокристалл остается монокристаллом в том смысле, что он сохраняет способность при последующем нагреве устранять искажения и восстанавливать свое атомно-кристаллическое строение в местах локализации сдвигов, где имеет место наибольшее искажение первоначального расположения атомов.

Следует считать поэтому, что отдельные кристаллиты в поликристалле, если даже они разделены в начальной стадии деформации плоскостями скольжения на части, после нагрева их следует рассматривать как монокристаллы. Поэтому такое деление не создает никакого контраста в величине зерен после их нагрева до температуры рекристаллизации и, следовательно, не может быть источником резкого разрастания зерен в этом интервале деформаций.

Не создает такого контраста при местной деформации и «рекристаллизация обработки», которая, как мы видели, наступает лишь при значительной деформации.

Следовательно, можно сделать вывод, что неравномерную деформацию в ее начальной стадии нельзя считать причиной образования крупного зерна в критическом интервале деформации.

Второй вывод, который необходимо подчеркнуть для дальнейшего анализа деформации в поликристаллах, это то, что видимые следы скольжения в кристаллах алюминия (при данном увеличении) появляются при деформации около 1%, если деформирование производилось с обычной скоростью при 20°, и около 4% при замедленной (1% за 20 час.) деформации при 140°.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ СТАЛИ ШХ15

Работы по рекристаллизации поликристаллического металла после малых степеней деформации были нами проделаны ранее на хромоуглеродистой стали ШХ15 при горячем деформировании путем скручивания цилиндрических образцов.

Сконструированная специально для этой цели установка отличалась от машин, применяемых при обычной методике, тем, что позволяла разделить (путем мгновенного охлаждения на той или другой стадии) процесс горячей деформации от последующей рекристаллизации и, следовательно, наблюдать результаты их раздельно. Процесс рекристаллизации можно было наблюдать во времени, начиная с самых малых выдержек. Таким образом можно было проследить последовательные стадии рекристаллизации, динамику роста зерна, в частности, после малых деформаций, называемых критическими.

Наряду с некоторыми закономерностями влияния температуры, степени деформации и времени выдержки, установленными в данной работе, была также выявлена микроструктурная картина малых деформаций в горячем состоянии и последующей рекристаллизации.

Напомним некоторые детали этой картины.

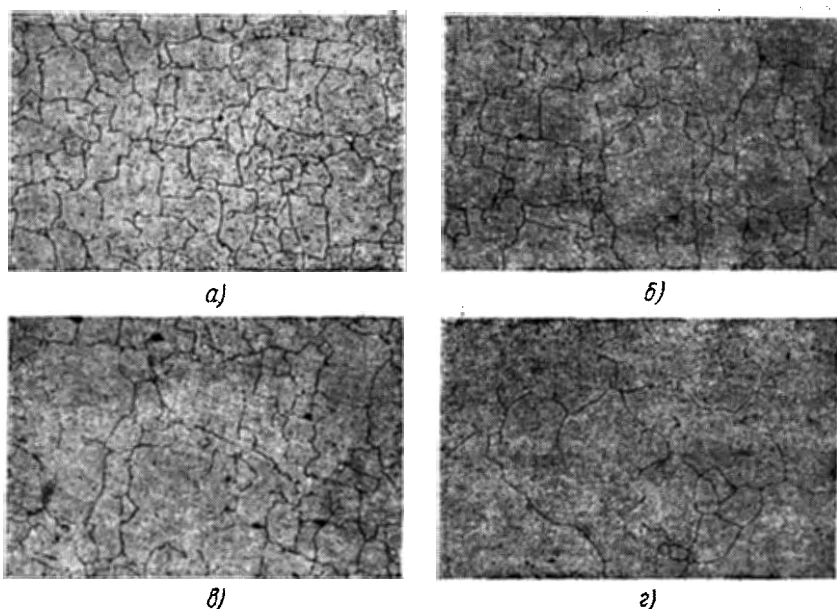
На фиг. 6 приведены постепенные изменения величины зерна по мере увеличения выдержки при данной температуре после деформации, лежащей в критическом интервале.

Структура, приведенная на фиг. 6, а, соответствует скручиванию при 800° на 9°/мм или растяжению образца примерно на 8% первоначальной длины (без выдержки после деформации); на фиг. 6, б представлен шлиф образца, деформированного по тому же режиму (800°, 8%), но выдержанного при 800° в течение 2 мин.; на фиг. 7, в дан тот же образец через 5 мин. выдержки, а на фиг. 6, г — тот же образец, нагретый после деформации при 800° до 1000° и выдержанный в течение 40 сек.

На фиг. 7, а дана микроструктура образца, подвергшегося критической деформации растяжением при 1000° и немедленно закаленный, на фиг. 7, б показана микроструктура того же образца, выдержанного после деформации в течение 5 мин., и на фиг. 7, в — в течение 20 мин.

Обе серии шлифов показывают, что зерна аустенита, получив при малых степенях деформации ориентированное строение (о чем

свидетельствует их одинаковая внешняя огранка), интенсивно растут за счет срастания, а не за счет образования новых центров, отсутствующих на всех шлифах. Такое срастание идет относительно медленно при 800° и очень быстро при 1000° , когда уже тотчас после деформации наблюдаются отдельные укрупненные зерна (фиг. 7, а).



Фиг. 6. Изменение зерна в зависимости от выдержки после деформации кручением в критическом интервале при 800° :

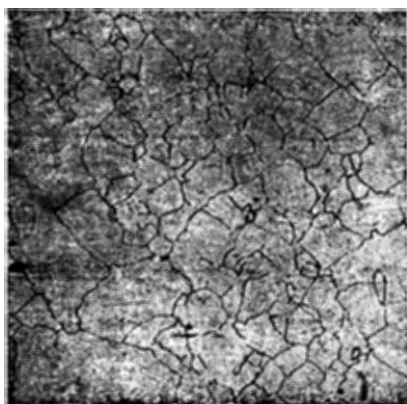
а — тотчас после деформации; б — через 2 мин. после деформации; в — то же через 5 мин.; з — через 40 сек. после дополнительного нагрева до 1000° . $\times 80$.

Старые зерна, получив при малых (критических) степенях деформации близкое по кристаллографической ориентировке строение, становятся вследствие этого способными «сливаться» друг с другом, быстро «поедать» друг друга, т. е. быстро перестраивать свою атомную решетку по одинаково ориентированному соседнему зерну. На всех стадиях такой перестройки (срастания) внешние грани несросшихся зерен сохраняются, за исключением процессов с большими выдержками, когда зерно во всех случаях получает привычную для нас равноосную форму (фиг. 6, з и 7, в).

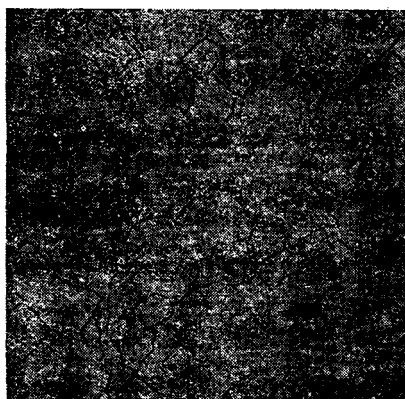
Чтобы выявить детали этого срастания, рассмотрим шлиф образца с критической степенью деформации после 5-минутной выдержки при 800° (фиг. 8, а); на шлифе видно одно удлиненное зерно, образовавшееся из группы сросшихся зерен. На фиг. 8, б часть того же зерна показана при увеличении 400 после дополнительного травления; хорошо видно, что места бывших границ

пересекаются иглами мартенсита. Таким образом, здесь перед нами, действительно, одно зерно, один кристалл, образовавшийся из меньших зерен, близких по кристаллографической ориентировке.

Как показали наблюдения, интенсивный рост зерна происходит не только в том случае, когда весь объем деформируемой стали включает зерна, имеющие одинаковую или близкую ориентировку



a)



б)



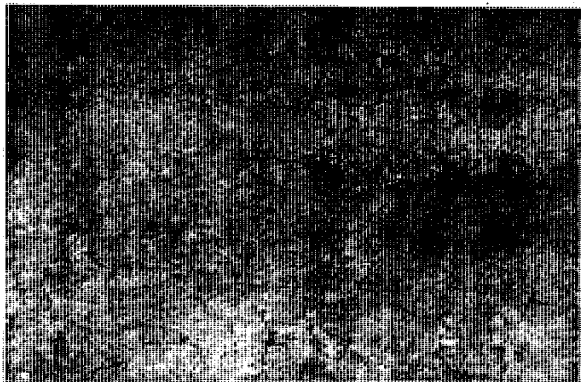
в)

Фиг. 7. Изменение зерна в зависимости от выдержки после деформации растяжением в критическом интервале при 1000°:

a — тотчас после деформации; *б* — через 5 мин. после деформации; *в* — то же через 20 мин.

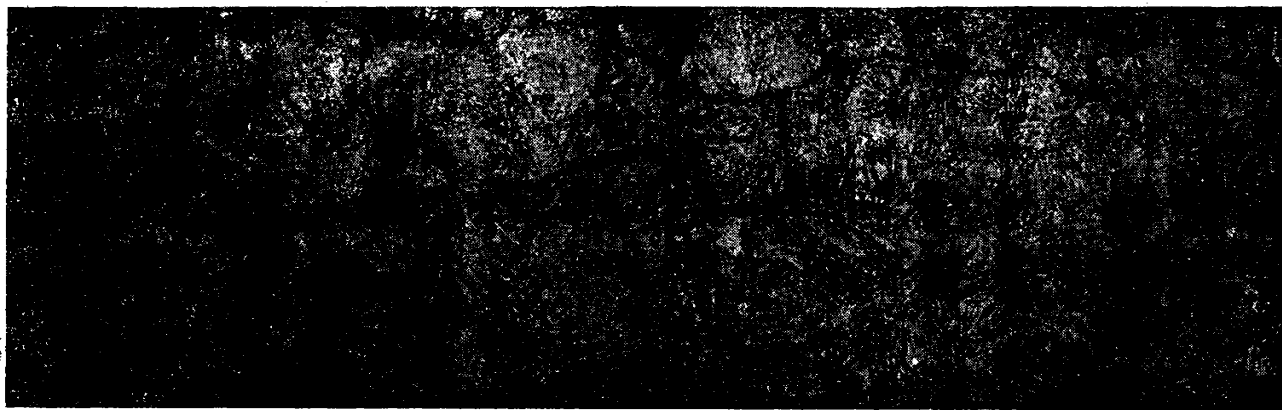
(фиг. 6). Значительно чаще, в частности при малых деформациях (3—5%) и низкотемпературном деформировании, подобно ориентированное строение имеется лишь в отдельных небольших участках, разбросанных по всему объему металла.

В результате быстрого срастания зерен в этих участках получается контрастная структура с зернами различной величины; в местах с близким кристаллографическим строением мгновенно образуются более крупные зерна; все остальные зерна, степень деформации которых оказывается менее критической, остаются относительно мелкими.



Фиг. 8. Срастание зерна после деформации
в критическом интервале:

a — $\times 80$; *б* — сросшееся зерно; $\times 400$.



Такая контрастная структура является наиболее благоприятной для резкого роста зерна — «поедания» мелких зерен крупными. В этом случае наблюдается огромный, «пиковый» рост зерна, достигающего гораздо больших размеров, чем при деформации, когда одинаково ориентированные зерна образуются во всем объеме, но имеют примерно равные размеры.

За пределами критической деформации средняя величина зерна начинает уменьшаться в результате совершенно иного механизма рекристаллизации. Здесь в связи с начавшимся интенсивным скольжением образуются новые центры и растет новое измельченное зерно.

Таким образом, налицо убедительные факты, подтверждающие, что в критическом интервале деформаций не образуется новых центров, как это имеет место в закритическом интервале, но рост зерна идет за счет слияния старых зерен. При этом имеется в виду не механическое слияние, а перестройка атомной решетки одних зерен по атомной решетке соседних зерен, близкой по кристаллографической ориентировке, т. е. собирательная рекристаллизация.

Получив такие факты при исследовании обычной технической стали ШХ15, мы считали необходимым просмотреть еще более глубоко ход рекристаллизации в критическом интервале, выяснив, являются ли эти закономерности общими или нами наблюдался частный случай.

Чтобы исключить при изучении фазовые превращения и другие побочные явления, в данном случае нас не интересующие, было решено такое углубленное наблюдение провести над чистыми металлами. По условиям удобства эксперимента и ряду других причин был выбран чистый алюминий.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ

Диаграммы рекристаллизации алюминия многократно описаны. В сборнике Рогельберга их насчитывается около 10 [9].

Бросается в глаза исключительная пестрота в ходе кривых роста рекристаллизованного зерна в зависимости от степени деформации у разных авторов. Особенно большое различие наблюдается в положении «пика»¹ как по его величине, так и по месту на оси деформаций. Положение «пика» на оси деформаций для алюминия колеблется от 1,5 до 4%. Величина зерна (средний диаметр) после отжига при 600° колеблется от 0,3 до 10 мм, т. е. меняется в 30—33 раза.

Обычно такая пестрота приписывается особенностям плавки [10], влиянию примесей [11]—[13], что, безусловно, является правдоподобным. Однако были основания также предполагать, что такое различие в ходе роста зерна после рекристаллизации вызывается

¹ «Пиком» называется максимальная величина зерна в критическом интервале деформаций.

и другими причинами и, в частности, различной величиной исходного зерна.

В связи с этим нами было произведено наблюдение за рекристаллизацией после малых пластических деформаций при различной исходной величине зерна, варьировавшейся в широких пределах (состав алюминия был следующий: 99,49% Al; 0,13% Si; 0,24% Fe).

Деформирование, так же как и в случае монокристаллов, производилось одноосным растяжением, создающим макроскопически наиболее однородную деформацию по сечению. Примененные для растяжения образцы (см. фиг. 1) подвергались электрополированию¹, затем статически растягивались до различных степеней деформации с удлинением в пределах до 20%. При помощи микроскопа ($\times 600$) наблюдалось начало деформации, т. е. начало появления линий сдвига на полированной поверхности, а также образование и рост зерен при последующей рекристаллизации. Хотя появление линий сдвига не является достаточно чувствительным критерием для выявления начала скольжения, однако в применении к моно- и поликристаллам этот метод дает возможность выявить одни и те же стадии деформации внутри зерен разной величины.

а) Статическое деформирование при комнатной температуре

Рекристаллизация малодеформированного поликристаллического алюминия изучалась нами на образцах с величиной зерна, изменяющейся от 0,06 до 2—3 мм в диаметре.

Полированные образцы статически растягивались в пределах от 0,3 до 15%. Изучалось начало появления линий сдвигов в процессе деформирования. Затем образцы подвергались отжигу при 400 и 600° и определялась величина рекристаллизованного зерна.

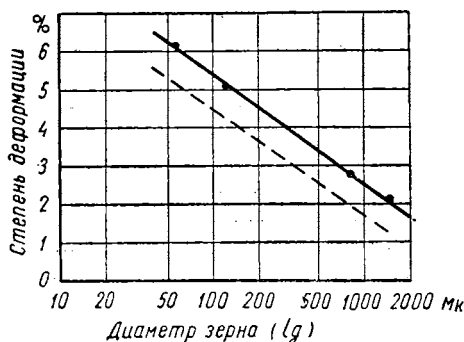
Появлению четко видимых линий сдвига в отдельных зернах предшествует, так же как в монокристалле, образование ступенчатости (волнистости) (см. фиг. 2 и 3). Отдельные зерна проходят те же стадии, что и монокристалл, и характеризуются теми же внешними признаками для этих стадий. По этим признакам, следовательно, можно судить о начальной стадии деформации внутри самого зерна.

Оказалось, что степень деформации, при которой появляются линии сдвига, различна для разной величины исходного зерна. Для самой малой величины зерна (0,06 мм) она соответствует ~6,3%. С укрупнением исходного зерна появление видимых следов скольжения (линий сдвига) обнаруживается при меньших степенях деформации, приближаясь к 1% для крупных однокристалльных зерен.

На фиг. 9 приведена кривая зависимости степени деформации, при которой появляются линии сдвига, от исходной величины зерна. Эта кривая показывает, что в поликристаллическом алюминии началу сдвиговой деформации внутри зерен предшествует другой

¹ Полирование производилось в 50%-ном растворе HNO_3 в спирте. Катодом служил уголь, анодом — полируемый образец; расстояние между электродами 4—5 см; напряжение 4,0—4,5 в; сила тока 0,5—0,70 а. Продолжительность полирования 10 мин.

вид деформации, не связанный со скольжением в зерне, так как, если бы сдвиговая деформация начиналась сразу после начала растяжения, следы скольжения обнаружались бы при 0,8—1,0% общей деформации, независимо от величины зерна. В данном же случае следы скольжения обнаруживаются при значительно больших степенях деформации и тем больших, чем мельче зерно.



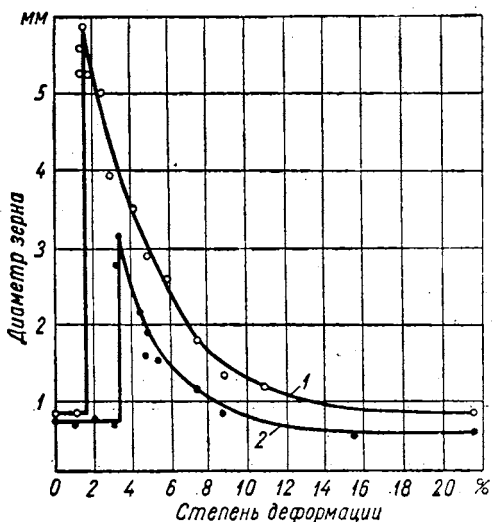
Фиг. 9. Степень деформации, при которой появляются линии сдвига, в зависимости от величины зерна.

фиг. 9, отложенной ниже основной кривой на 1% деформации.

Что же происходит до пунктирной кривой?

Очевидно, что начальная стадия деформации в пределах до пунктирной кривой, не сопровождающаяся внутризеренными сдвигами, есть перемещение целых зерен.

Если проанализировать разложение приложенных к зерну усилий, основные составляющие которых будут стремиться повернуть зерна в направлении, составляющем угол 45° между плоскостью легкого скольжения и осью растяжения образца, то следует признать, что до пунктирной линии существует скорее всего лишь поворот целых зерен. Естественно, что этот поворот удается реализовать до начала скольжения тем в большей степени, чем мельче зерно. Далее, деформированные образцы с разной величиной исходного зерна были отожжены при 400 и 600° и определена величина их рекристаллизованного зерна. Кривые рекристаллизации для разных величин исходного зерна показаны на фиг. 10.

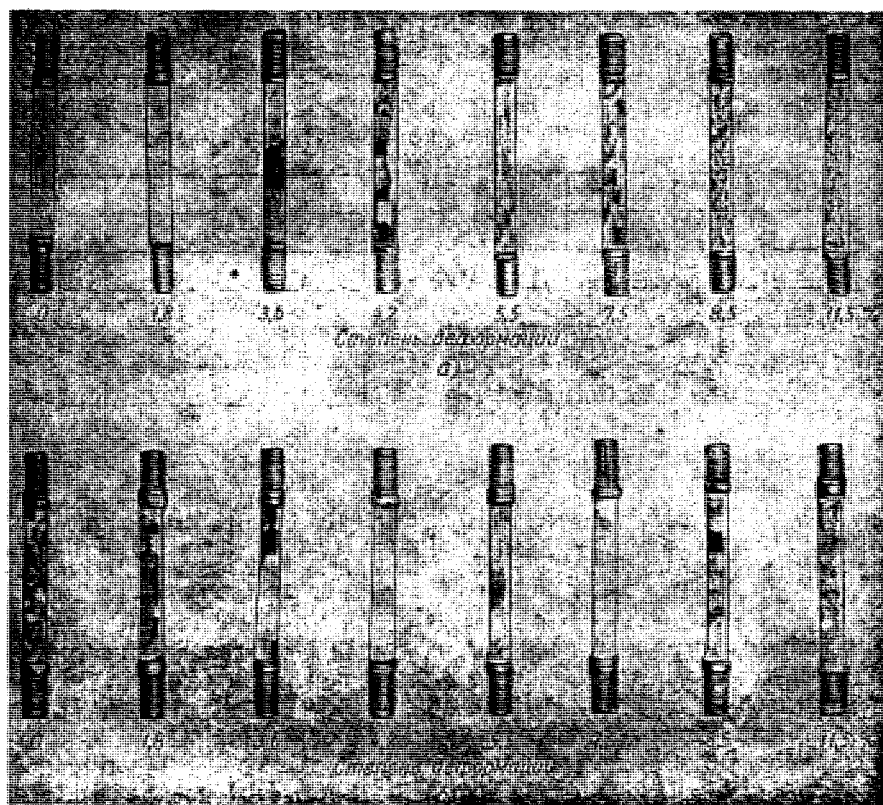


Фиг. 10. Кривые рекристаллизации после деформации с обычной скоростью (0,2%/в секунду) и отжига при 600° :

1 — крупное исходное зерно ($a = 0,8$ мк); 2 — мелкое исходное зерно ($d = 0,06$ мм).

В зоне критической деформации величина рекристаллизованного зерна для крупного исходного зерна резко отличается от такового для мелкого исходного зерна. Это различие сглаживается за критической степенью деформации.

Наблюдение за процессом роста зерна при критической степени деформации показывает, что никаких новых центров, с новой кри-

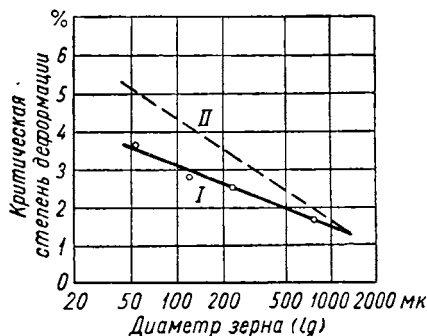


Фиг. 11. Рекристаллизованные образцы с разной исходной величиной зерна после отжига при 400°.

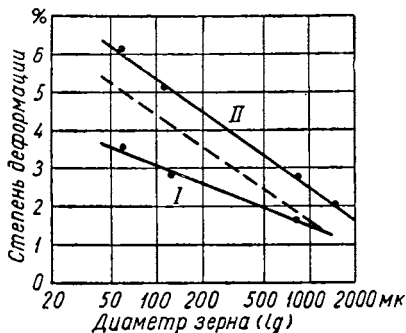
сталлографической ориентировкой при последовательном нагреве от 300 до 600° не обнаруживается. Новое зерно в процессе нагрева, бесспорно, образуется за счет слияния старых зерен. В связи с этим величина рекристаллизованного зерна при критической степени деформации получается тем больше, чем крупнее исходное зерно (фиг. 11). Фиг. 10 и 11 показывают также отмечавшийся уже раньше и выявленный на кривых рекристаллизации сдвиг критической степени деформации в сторону малых деформаций для более крупного зерна.

При исходном зерне $d = 0,06$ мм (кривая 2) «пик» рекристаллизации лежит при 3,6% деформации, при зерне с диаметром 0,8 мм (кривая 1) — при 1,75%.

На фиг. 12 показана кривая I зависимости критической степени деформации от величины исходного зерна. Критическая степень деформации закономерно уменьшается с увеличением зерна, точно так же, как уменьшается степень деформации, соответствующая началу сдвиговой деформации внутри зерен (пунктирная кривая II, перенесенная с фиг. 9). Если теперь совместить кривые начала появления сдвигов и критической деформации в зависимости от величины зерна, то получится серия кривых, показанных на фиг. 13. Какой же физический смысл можно придать критической степени



Фиг. 12. Зависимость критической степени деформации от величины зерна.



Фиг. 13. Зависимость критической степени деформации (I) и начала появления линий сдвигов (II) от величины зерна.

деформации, описанной кривой I, лежащей в пределах существования только межзеренного перемещения кристаллов (фиг. 13)?

Критическая степень деформации — это, следовательно, такая степень перемещения (поворота) целых зерен — кристаллитов, которая наиболее благоприятна для их слияния, т. е. для собирательной рекристаллизации. Очевидно, что такое благоприятное расположение зерен может быть связано или с улучшением контакта между ними, или с изменением их взаимного расположения в сторону создания более однородной ориентировки одноименных плоскостей.

Поскольку известно, что после малых деформаций заметной текстуры даже рентгенографическим методом выявить не удастся, то, следовательно, и значительного выравнивания кристаллографических ориентировок во всем объеме при таких малых перемещениях зерен ожидать нельзя. В то же время бесспорно, что некоторое выравнивание ориентировок одноименных плоскостей относительно оси растяжения и, следовательно, относительно друг друга, имеет место. Весьма существенным, как нам кажется, следует считать улучшение контакта между этими несколько более однородными по ориентировке зернами. Перемещение зерен имеет место и до критической степени деформации, и за ней, и до критической степени

этот поворот зерен благоприятствует собирательной рекристаллизации при отжиге, а за ней начинается измельчение зерна за счет образования новых центров. Это свидетельствует о том, что имеется такая степень перемещения или поворота зерен, до которой поворот не сопровождается сильными искажениями пограничных слоев. После указанной деформации происходит сильное искажение пограничных слоев, что при последующем нагреве способствует образованию новых центров кристаллизации.

Так как эта критическая степень поворота тем меньше, чем крупнее зерно, естественно предполагать, что это есть начало своеобразного заклинивания зерен.

Следовательно, докритическая деформация есть такая степень перемещения (поворота) зерен, которая, улучшая контакт между зернами и изменяя взаимное расположение между ними в сторону выравнивания их кристаллографических ориентировок, не связана еще со значительными искажениями ни по границам зерен, ни тем более внутри зерна.

После того как этот благоприятный момент будет перейден, начнется заклинивание зерен. Перемещение (поворот) зерен будет еще некоторое время продолжаться, но уже со значительным искажением в расположении пограничных атомов, и, наконец, прекратится. Дальнейшая деформация будет возможна только за счет скольжения внутри зерен, взаимная ориентировка которых теперь будет несколько более благоприятна, чем в начале деформации. Естественно ожидать, что перемещения зерен до их заклинивания и от начала заклинивания до начала скольжения в зернах возможны тем в большей степени, чем равновеснее и мельче зерно, что и подтверждается результатами эксперимента, приведенными на предыдущих кривых (фиг. 13).

б) Замедленное деформирование

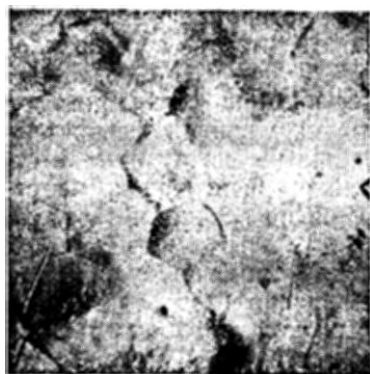
Проверкой высказанной выше трактовки природы критической степени деформации явилось наблюдение за процессами рекристаллизации после деформации в таких условиях, когда искажение на границах зерен, которое мы считаем ответственным за начало появления «рекристаллизации обработки», сведено до минимума. Такими условиями мы считаем сильное замедление деформирования при максимально возможной температуре, не вызывающей рекристаллизации в процессе деформации.

Для этой цели было проведено наблюдение за рекристаллизацией образцов, растянутых с малой скоростью (1% удлинений за 10 час.) при 140°. Как было проверено специальным длительным нагревом сильно деформированных образцов, эта температура лежит ниже температуры рекристаллизации.

Отличие от обычной холодной деформации монокристалла, как уже указывалось, в этом случае заключается в том, что появление видимых линий сдвига отодвигается здесь до значительно больших степеней деформации, порядка 3,5—4,0% вместо 0,8—1,0% при холодном деформировании. Следовательно, при растяжении в этих

условиях деформация распределяется более равномерно и локализация скольжения на отдельных плоскостях отсутствует до больших степеней деформации. Очевидно, это надо связать с огромными возможностями отдыха кристалла, которым сопровождается деформация в этих условиях.

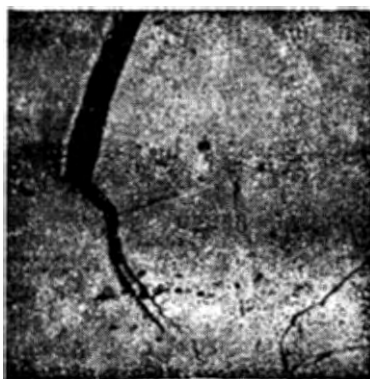
Деформация поликристаллического алюминия (средний диаметр зерна 0,068 мм), проведенная при тех же условиях ($t = 140^\circ$; ско-



а)



б)



в)

Фиг. 14. Выступы повернувшихся зерен; деформация 1%; скорость деформации 1%/о за 50 час.:

а — $\times 350$; б — $\times 850$; в — $\times 1200$.

рость деформации 1% за 10 час.), показала отсутствие видимых линий скольжения вплоть до 13,5%*. На полированной поверхности появляется лишь заметная шероховатость, которая при рассмотрении в микроскоп оказывается выступами повернутых зерен, хорошо видимых вследствие теней, которые они бросают на смежные зерна. При еще большем замедлении деформирования эти следы поворотов видны еще более четко (фиг. 14).

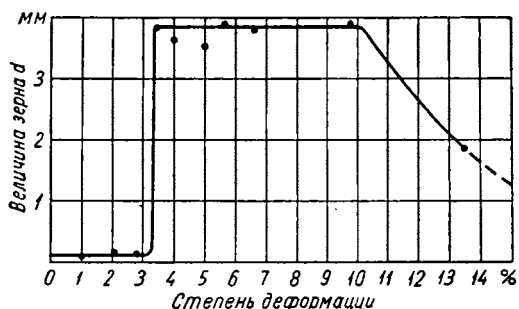
Отжиг при 400° после замедленной деформации в пределах от 3,5 до 10% привел к огромному росту зерна, достигающему вели-

* Большие степени деформации не исследовались.

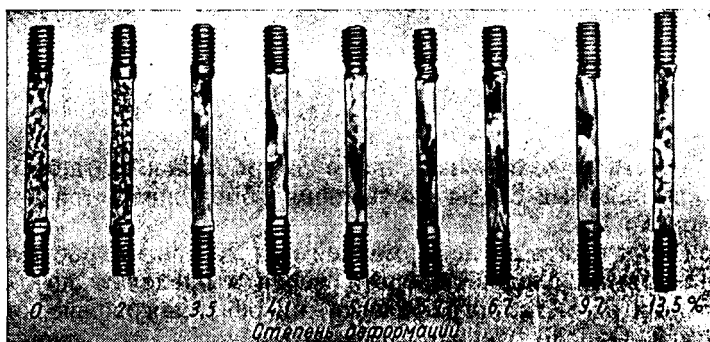
чины критического роста во всем диапазоне деформаций, начиная от критической степени до 10%.

Кривая рекристаллизации для этого случая показана на фиг. 15, т. е. в данном случае при степенях деформации вплоть до 10% рекристаллизация обработки вообще отсутствует (фиг. 16). Лишь при 13,5% имеет место некоторое измельчение зерна, свойственное за критической степени деформации.

Это свидетельствует о том, что в данном случае сохраняются до больших степеней деформации условия, способствующие собирательной рекристаллизации при отсутствии очагов образования нового зерна. В свете высказанных выше соображений этими условиями, очевидно, является не прерывающийся до больших степеней деформации контакт между зернами в условиях, когда вследствие длительно протекающих процессов отдыха и диффузионного перемещения пограничных атомов имеют место минимальные искажения по границам зерен и тем более внутри зерна.



Фиг. 15. Кривая рекристаллизации после медленной деформации при 140°; скорость деформации 1% за 10 час. Отжиг после деформации 400°; диаметр исходного зерна 0,06 мм



Фиг. 16. Медленно деформированные при 14,° образцы после рекристаллизации (отжиг 400°).

Этот момент в деформации, наиболее благоприятный для собирательной рекристаллизации, и есть критическая степень деформации.

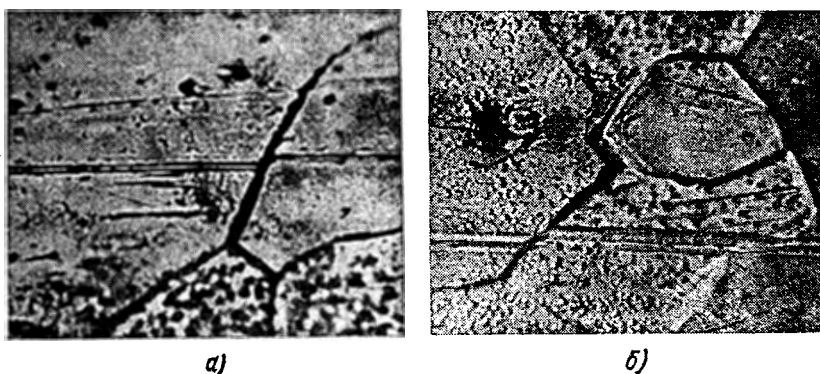
В последующей стадии обычной деформации (при 20°) продолжающееся перемещение зерен сопряжено с большими искажениями в решетке пограничных слоев, а затем, после заклинивания и начала сдвиговой деформации, и внутри зерен. Отжиг после этой ста-

дии сопровождается образованием новых центров и создает рекристаллизацию обработки.

При малых скоростях деформации, когда начальный поворот зерен и их последующее перемещение не сопровождаются значительными искажениями атомной решетки в пограничных слоях и внутри зерен, металл сохраняет способность к собирательной рекристаллизации и рекристаллизация обработки вообще отсутствует до больших степеней деформации.

в) Обсуждение результатов

Начальная стадия деформации поликристаллического алюминия состоит в перемещении (повороте) отдельных зерен относительно друг друга. Это подтверждается тем, что в этой стадии не отмечается какой-либо видимой деформации внутри зерна до 2,0—6,0%,



Фиг. 17, *a* и *б*. Следы поворотов и перемещения зерен при медленной (1% за 50 час.) деформации при 140°. $\times 850$.

в зависимости от величины зерна, в то время как в отдельном монокристалле видимые следы скольжения обнаруживаются при деформации около 1%.

Если проследить за деформацией при 20° по микроструктуре, то никаких прямых следов поворота зерен в пределах до 3,0—3,5% деформации ни металлографически, ни рентгенографически увидеть не удастся. Однако очевидно, что этот поворот есть, так как, начиная с 3,5—5%, мы отмечаем явную шероховатость, матовость поверхности, хотя линий сдвига в зернах еще не наблюдается. Эта шероховатость при рассмотрении в микроскоп нетравленного шлифа проявляется в виде картины с резко очерченными, как при травлении, зернами. Границы зерен при косом освещении выявляются в виде светлых бликов и с другой стороны теней, подобно тому, как это наблюдалось при медленной деформации (см. фиг. 14), только в меньшей степени.

При медленной деформации эти следы поворота хорошо видны по выступам краев зерен, а если нанести на шлифе перед деформа-

цией тонкую риску, то при этом можно непосредственно видеть следы перемещения зерен относительно друг друга.

На фиг. 17 приведены микрофотографии алюминия после деформации от 3,0 до 8,0% при 140° со скоростью 1% за 20 час. Все нанесенные до деформации риски сдвинулись по границам зерен, переместившихся одно относительно другого. При этом характерно, что ни в одном зерне нет лишнего сдвига. Таким образом, это является досдвиговой деформацией, перемещением целых зерен, а не поворотом, отмеченным при больших степенях скольжения в зернах.

* * *

Экспериментально показано, что начальная стадия деформации поликристаллического алюминия состоит в перемещении (повороте) отдельных зерен относительно друг друга. Это перемещение тем больше, чем мельче зерно, и продолжается до тех пор, пока не наступит заклинивание зерен, преодоление которого требует больше усилий, нежели начало скольжения внутри зерен. Только после этого начинается обычная сдвиговая деформация внутри зерен.

В процессе изменения взаимного расположения зерен имеет место некоторое выравнивание ориентировки одноименных плоскостей без нарушения правильного кристаллического строения самих зерен. В первой стадии поворота зерен достигается также более полный контакт между зернами без заметных искажений атомной решетки в пограничных слоях.

При медленной деформации при повышенной температуре отсутствие искажений в пограничных слоях сохраняется до более высоких степеней деформации. В связи с большими возможностями диффузионного перемещения атомов на границах после заклинивания в этом случае, в отличие от холодной деформации, продолжается перемещение целых зерен, очевидно, вдоль направления действия приложенных сил. Такое перемещение происходит с сохранением плотного контакта зерен и более однородной ориентировки их, что способствует собирательной рекристаллизации до больших степеней деформации. Одновременно, в связи с неравноосностью зерен, такое перемещение приводит к нарушению связей в отдельных участках границ и к появлению очагов последующего разрушения (см. фиг. 14 и 17).

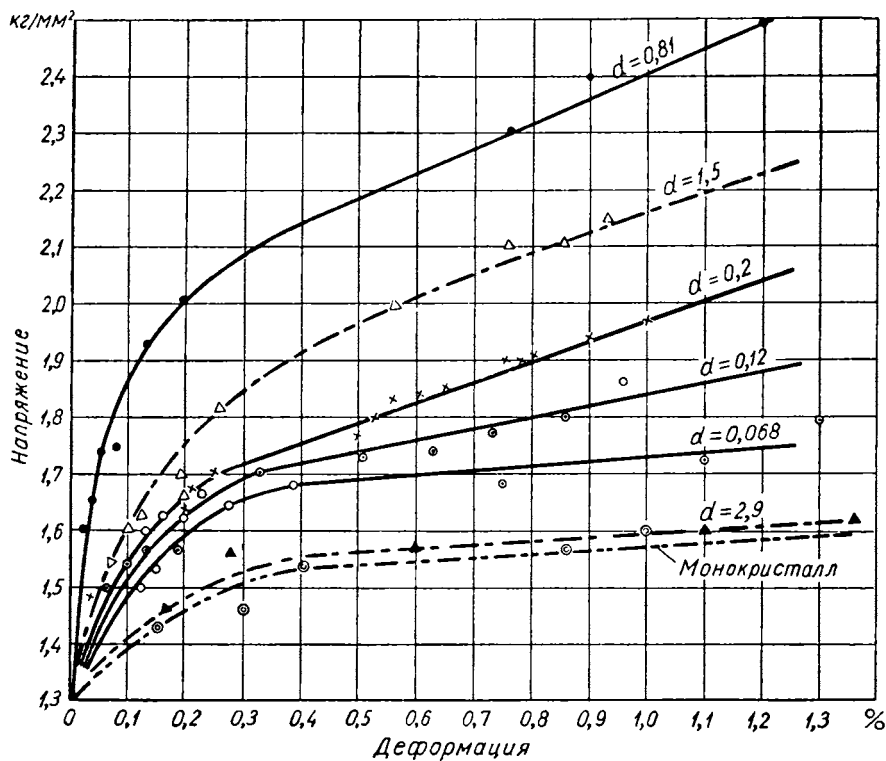
ВЛИЯНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ЗЕРНА В УСЛОВИЯХ МЕДЛЕННОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

В заключение мы считаем необходимым остановиться на некоторых последствиях, вытекающих из предложенного механизма начальной стадии деформации.

Известно необычное влияние величины зерна при медленном деформировании поликристаллических металлов в горячем состоянии. В этом случае крупнозернистые металлы обладают луч-

шей сопротивляемостью ползучести, длительной жаропрочностью и т. д., т. е. чтобы получить одну и ту же степень деформации, к крупнозернистому металлу нужно приложить гораздо большее напряжение, чем к мелкозернистому [14].

Имеются сведения, что это упрочняющее действие крупного зерна имеет место до известных пределов [15] и что механизм такого влияния зерна при длительно действующих нагрузках остается невыясненным.



Фиг. 18. Кривые текучести алюминия со скоростью деформации 1% за 20 час. при 140° для разного исходного зерна.

Продлав соответствующие опыты с алюминием, мы убедились, что он не является исключением, что в нем также, чем крупнее зерно, тем больше сопротивление деформированию и тем большее нужно приложить усилие, чтобы вызвать одну и ту же деформацию при малых скоростях деформирования.

Образцы с разной величиной зерна от 0,06 мм до монокристалла растягивались с постоянной скоростью 0,05% в час (1% за 20 час.) при 140°.

Полученные при этом кривые деформации для разных величин исходного зерна показаны на фиг. 18.

Обращает на себя внимание, что величина сопротивления деформированию сильно возрастает с увеличением зерна вплоть до очень крупного со средней величиной 0,8—1,0 мм.

При еще большем увеличении зерна сопротивление деформированию начинает падать и, наконец, минимальное сопротивление деформированию, как и следует ожидать, наблюдается у монокристалла.

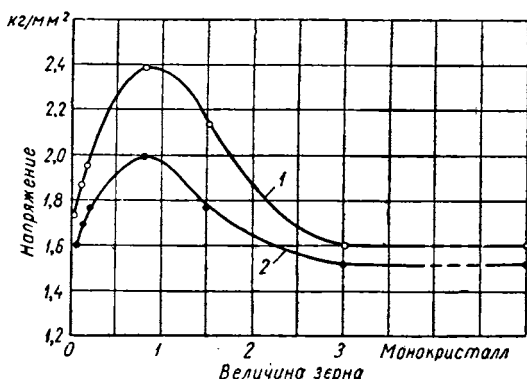
Если определить напряжения, вызывающие при данной скорости растяжения определенную степень деформации, например 0,2% и 1%, то для разных величин зерна получим кривые, приведенные на фиг. 19.

Эти кривые показывают, что в начальной стадии деформации, характеризуемой величиной 0,2 и даже 1%, сопротивление деформированию резко зависит от величины зерна; при этом вначале оно возрастает с ростом зерна, достигает максимума и затем падает вплоть до монокристалльных образцов.

Значительное падение сопротивления деформации наблюдается, когда величина зерна достигает величины более 1,0—1,5 мм. Как следует из фиг. 10, при этой величине зерна начало появления сдвиговой деформации лишь немного отличается от начала ее появления у монокристалла. Следовательно, межзеренное перемещение здесь почти отсутствует, в отличие от более мелкого зерна, где межзеренное перемещение предшествует сдвиговой деформации.

Проводя параллель между этими двумя наблюдениями, можно сказать, что на кривой (фиг. 19), где в области мелкого зерна (т. е. на повышающейся части кривой) преобладает межзеренное перемещение, сопротивление деформированию с ростом зерна увеличивается. В области очень крупного зерна на ниспадающей части кривой (фиг. 19), где преобладает сдвиговый характер деформации, с увеличением зерна сопротивление деформированию уменьшается.

Это естественно, так как поворот зерен тем затруднительнее и требует тем больших усилий, чем крупнее зерно, в отличие от сдвиговой деформации, которая, наоборот, протекает тем легче, чем крупнее зерно, чем ближе оно к монокристаллу.



Фиг. 19. Влияние величины зерна на сопротивление малым пластическим деформациям при 140°. Скорость деформации 1% за 20 час.:

1 — величина напряжения при деформации 0,2%; 2 — величина напряжения при деформации 1%.

Таким образом, необычный рост сопротивления деформированию с ростом величины зерна при малых скоростях деформации объясняется тем, что при этом наиболее полно реализуется межзеренный, поворотный характер начальной стадии деформации. Сопротивление такой деформации тем больше, чем крупнее зерно. При переходе к очень крупным зернам, где уже в начальной стадии преобладает сдвиговая деформация, имеет место обратная зависимость между сопротивлением деформации и величиной зерна.

ЛИТЕРАТУРА

1. V. Golerg. u G. Sachs, „Zeitschrift f. Physik“ 77, 1932.
 2. А. А. Бочвар, Е. М. Савицкий, Труды Минцветметзолото, № 5, 1938.
 3. Е. М. Савицкий, „Авиапромышленность“ № 8, 1940.
 4. Jeffries, R. Archer. The Science of Metals, перев. Н. Ф. Болховитинова, 1927, 56 стр.
 5. А. П. Гуляев, Металловедение, изд. 2-е, Оборонгиз, 1951.
 6. E. Audrade, R. Roscoe „Proc. Phys., cos.“ т. 49, 1952, 1937.
 7. Д. Г. Курносков, Н. М. Тренина, М. В. Якутович, „Журнал технической физики“ т. XVIII, № 2, 1948.
 8. W. Wood a. R. Scrutton, „Journal of the Institut of Metals“, т. VII, 1950.
 9. И. Рогельберг, Е. Шпиченецкий, Диаграммы рекристаллизации металлов и сплавов, Металлургиздат, 1950.
 10. H. Carpenter, C. Eban, Proceedings t. Royal Soc. Ala 1921.
 11. А. А. Бочвар, М. Белов, Б. Грановский, Труды Минцветметзолото, № 5, 1938.
 12. Г. Тамман, М талловедение, изд. ОНТИ, 1935.
 13. A. Muller, „Proceedings t. Royal Soc. A.“, 1924,
 14. А. М. Бордзыка, Проблемы прочности при высоких температурах, Лонитомаш, 1950.
 15. Я. Б. Фридман, Механические свойства металлов, Оборонгиз, 1952.
-

ТЕРМИНОЛОГИЯ ПО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЮ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Канд. техн. наук А. А. ШМЫКОВ

ТЕРМИНОЛОГИЯ И КЛАССИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

В основу классификации и терминологии процессов термической обработки стали положен принцип определения процесса по его физической сущности. Термин и его определение должны в краткой и наиболее доступной форме дать научное объяснение сущности явления, происходящего в результате осуществления того или иного процесса. Определение термина процесса должно отвечать на вопрос: «Что такое процесс?» — не по его форме, а по содержанию. Содержанием же процессов термической обработки являются изменения в кристаллическом строении (микроструктуре) в связи с фазовыми (аллотропическими и др.) превращениями, происходящими в стали под воздействием изменения температур. Определение процессов термической обработки по технологическому признаку, т. е. исходя из температуры нагрева, выдержки в течение определенного времени и охлаждения с заданной скоростью, относится к категории формы, отвечающей на вопрос как, каким образом осуществляется тот или иной процесс.

В отечественной научно-технической литературе по термической обработке авторы придерживаются различных принципов определения процессов термической обработки как по их сущности — содержанию, отвечая на вопрос, что такое процесс, так и по форме, т. е. когда дается ответ на вопрос: «Как осуществляется тот или иной процесс?», некоторые авторы объяснение термина дают и по содержанию и по форме совместно. Иногда в литературе по термической обработке определение терминов вообще не дается.

Определение терминов по их содержанию дано Н. И. Беляевым в работе «Введение в изучение термической обработки стали» [1]: «Осуществление правильного отжига требует осуществления структурного равновесия, т. е. наиболее совершенного обособления феррита и цементита»... или: «Явления закалки относятся к случаям так называемого ложного равновесия, т. е. такого состояния материальной системы, когда отсутствие каких-либо изменений или превращений в системе обуславливается не тем, что внутренние силы системы находятся в равновесии с внешними условиями, но,

наоборот, тем, что при данных внешних условиях превращения вообще не могут совершаться ни в прямом, ни в обратном направлениях»...

Акад. А. А. Бочвар дает определение терминов по их сущности в следующей весьма краткой форме [2]: «Вид термической обработки, использующий обычную фазовую перекристаллизацию, в технике называется отжигом. Рациональней было бы назвать его просто фазовой перекристаллизацией или по крайней мере отжигом второго рода» или: «Вид термической обработки, приводящей к фиксации неустойчивых состояний, называется закалкой».

Проф. Н. А. Минкевич [3] дает следующее определение: «Основной целью закалки является получение мартенсита, т. е. наиболее твердой микроструктуры. Только в случае легированных «аустенитных» сталей закалка может приводить к полной фиксации твердого раствора аустенита».

Определение терминов по форме, т. е. по признаку осуществления процессов, произведено, например, А. И. Самохоцким и М. Н. Кунявским [4]: «Закалкой называется нагрев стали выше критической точки A_{c3} или A_{c1} с последующим быстрым охлаждением. Обычно нагрев производится на $20-30^\circ$ выше линии GSK диаграммы железо — цементит».

«Нормализацией стали называется нагрев стали на $30-50^\circ$ выше верхней критической точки с последующим охлаждением на спокойном воздухе.» Спрашивается, какая же разница по определению между закалкой при охлаждении стали на воздухе и нормализацией? или: «Полный отжиг характеризуется нагревом на $20-30^\circ$ выше температуры интервала превращения (выше линии GSE диаграммы железо — цементит) и медленным охлаждением до температуры ниже интервала превращений (обычно до $400-500^\circ$)».

Проф. А. П. Гуляев и др. [5] дают такое определение: «Под отжигом стали понимают термообработку, состоящую в нагреве стали выше верхней критической точки с последующим медленным охлаждением или вместе с печью, или в горячей золе, или в горячем песке до комнатной температуры, или до $400-500^\circ$ ».

Совместное определение терминов по содержанию и по форме дано, например, Н. А. Минкевичем [3]: «Под отжигом стали (перлитного класса) понимают нагрев стали выше верхней критической точки и затем медленное охлаждение до нормальной температуры, в результате чего получается полное распадение твердого раствора углерода в γ -железе с образованием структур: перлито-ферритовой в доэвтектоидной стали, перлитовой в эвтектоидной стали и перлито-цементитовой в заэвтектоидной стали».

Проф. А. П. Гуляев в курсе металлостроения [6] дает весьма краткие определения: «Отжиг» (отжиг второго рода) — нагрев выше температуры превращения с последующим медленным охлаждением для получения более стабильного структурного состояния сплава.

З а к а л к а — нагрев выше температуры превращения с последующим быстрым охлаждением для получения менее стабильного состояния сплава и т. д.

Проф. И. Е. Конторович [7] в некоторых случаях пользуется этим же принципом определения процессов, например: «Операция нагрева стали на определенную температуру с последующим охлаждением, в результате которого происходит фазовая перекристаллизация и достигается более или менее полное физико-химическое и структурное равновесие, носит название отжига».

Приведенных примеров достаточно, чтобы показать, что ученые металловеды-термисты не придерживаются единого принципа в определении терминов и часто даже одни и те же авторы пользуются различными принципами.

Если не считаться с краткостью, а потому и с большей доступностью, следует признать наиболее рациональным принцип определения терминов процессов с полным охватом содержания — физической сущности и формы — способа осуществления процесса.

Определение основных процессов только по форме, т. е. по способу их осуществления, следует отвергнуть как не вскрывающее сущности явлений.

Весьма стройным и отражающим все стороны процесса является принцип, изложенный Н. И. Беляевым [1], который определение процессов термической обработки дает, например, в такой последовательности:

«1. Осуществление правильного отжига требует осуществления структурного равновесия, т. е. наиболее совершенного обособления феррита и цементита.

2. Факторами, способствующими осуществлению структурного равновесия, являются: температура нагрева, продолжительность нагревания и скорость охлаждения — в гармоническом сочетании.

3. Наиболее легко осуществляется структурное равновесие в стали эвтектоидной, труднее — в заэвтектоидной и еще труднее в доэвтектоидной.

4. Правильным отжигом достигается:

а) понижение предела упругости, т. е. способность легко деформироваться;

б) повышение сжатия поперечного сечения, т. е. увеличение степени деформирования без разрушения или увеличение динамической прочности.

5. Правильный отжиг в значительной мере уравнивает в механическом смысле сталь с различным содержанием углерода».

Анализируя изложенное, наиболее рациональным и правильным методом определения терминов процессов при наиболее полном охвате всех характерных их особенностей является определение процессов термической обработки металлов в следующей последовательности:

1) Определение процесса по его содержанию — физической сущности — изменению материального состояния системы, при ответе на вопрос: «Что такое процесс?»

2) Определение процесса по форме — по способу его выполнения, при ответе на вопрос: «Каким образом осуществляется процесс?»

3) Что является результатом осуществления процесса, т. е. изменения физико-химических и механических свойств, являющихся производными качественно нового материального состояния системы.

4) Для каких целей применяется данный процесс в производстве. Какие материалы подвергаются обработке по данному процессу, какие детали машин, инструмент или полуфабрикаты.

Указанный принцип принят автором при характеристике процессов термической обработки стальных деталей и инструментов в его труде «Справочник термиста» [8].

Всякий основной процесс термической обработки имеет разновидности, вызванные главным образом способами его осуществления. В этом случае требуется найти признаки, позволяющие определить специфические особенности того или иного процесса. При этом основное определение процесса — по его физической сущности — должно оставаться неизменным.

Анализ процессов термической обработки металлов, применяемых в промышленности, показывает, что они (процессы) могут быть подразделены по следующим классификационным признакам:

а) по условиям нагрева и выдержки, например, отжиг полный и неполный, закалка полная и неполная, цианирование высокотемпературное и низкотемпературное и т. д.;

б) по условиям охлаждения, например, отжиг изотермический, закалка прерывистая и т. д.;

в) по условиям воздействия внешних факторов (химическая среда, давление и т. п.), например, отжиг светлый, закалка под давлением, цементация с применением твердого карбюризатора, газовая, жидкостная и т. д.;

г) по условиям изменения структуры, например, отжиг графитизирующий, отжиг сфероидизирующий и т. д.;

д) по условиям изменения твердости на поверхности или по сечению изделия, например, закалка местная (дифференциальная), закалка поверхностная и т. д.;

е) по назначению, например, азотирование прочностное, азотирование антикоррозионное.

Указанные классификационные признаки охватывают все возможные специфические особенности процессов, но не являются полностью обязательными для всех процессов. Так, к процессу отжига применимы признаки а — г, к закалке а — в и д и т. д.

Прежде чем давать определение отдельных процессов термической обработки, необходимо дать общее определение — что такое термическая обработка металлов?

Термическая обработка есть изменение внутреннего строения (микроструктуры) металла под воздействием изменяющихся температурных

условий и, как следствие этого, получение определенных физико-химических и механических свойств металла.

Все процессы термической обработки металлов подразделяются на две основные группы:

1) процессы, обуславливающие превращения, происходящие во всем или только в части объема стали при нагреве до определенных температур, выдержке при этих температурах и охлаждении с заданной скоростью; сюда относятся: отжиг, нормализация, закалка (в том числе и поверхностная), отпуск, обработка холодом;

2) процессы химико-термической обработки, обуславливающие изменение химического состава стали в поверхностных слоях последующей термической обработки (по режимам 1-й группы) или без нее. Сюда относятся: цементация (науглероживание), азотирование, цианирование и др.

ПРОЦЕССЫ, ОБУСЛОВЛИВАЮЩИЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ВО ВСЕМ ОБЪЕМЕ НАГРЕВАЕМОЙ ДЕТАЛИ (ИЗДЕЛИЯ)

В практике применяются три вида процесса, имеющие единое наименование, — отжиг, но по содержанию — физической сущности — различные: отжиг рекристаллизационный, применяемый с целью снятия наклепа после холодной пластической деформации; главным, определяющим процесс в этом случае, является образование и рост зерна; отжиг как процесс фазовой перекристаллизации и отжиг низкотемпературный, применяемый с целью снятия внутренних напряжений, получаемых в деталях при ковке, штамповке, отливке и т. п.

Акад. А. А. Бочвар отжиг, применяемый с целью рекристаллизации, называет отжигом 1-го рода, а отжиг — фазовую перекристаллизацию — отжигом 2-го рода.

Для всех трех процессов отжига общим является то, что в результате его проведения получается равновесная (устойчивая) структура.

Ниже дается определение каждого процесса в отдельности.

ОТЖИГ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫЙ

Отжиг рекристаллизационный (отж_р) — процесс термической обработки, обуславливающий исправление искажений кристаллической решетки, полученных при холодном деформировании металла за счет образования и роста новых зерен.

Рекристаллизационный отжиг осуществляется путем нагрева стали на 150—250° выше температуры рекристаллизации [начала роста зерен ($T_p = 0,4 T_{пл}$)], выдержки при этой температуре и последующего медленного охлаждения. Рекристаллизация вызывает образование и рост зерен, снятие наклепа и внутренних напряжений при коагуляции цементита и образовании зернистого перлита.

Рекристаллизационный отжиг применяется для изделий при холодном деформировании — при производстве холоднокатанной стальной ленты и деталей глубокой вытяжки — как промежуточный процесс с целью увеличения пластичности стали.

ОТЖИГ

Отжиг (*отж.*) — процесс термической обработки, обуславливающий получение равновесных (устойчивых) структур при фазовой перекристаллизации во время нагрева и охлаждения с определенных температур нагрева в интервале превращений или выше, или, в более общей форме: отжиг — процесс термической обработки, заключающийся в получении равновесных структур и состояний¹.

Отжиг осуществляется путем нагрева деталей (изделий) до или выше температур в интервале превращений (в широком диапазоне температур), продолжительной выдержки при этих температурах и последующего медленного охлаждения, обычно с заданной скоростью.

В результате отжига происходит изменение дисперсности фаз, формы и размера зерен; при этом снижается твердость и повышаются пластичность и вязкость.

Отжиг применяется для слитков, проката, отливок, поковок из углеродистой легированной стали, заготовок из инструментальной и быстрорежущей стали, штампованных кубиков с целью снятия внутренних напряжений, улучшения обрабатываемости резанием, устранения структурной неоднородности и подготовки к последующей термической обработке. Сюда же относятся все виды отжига чугуна, преследующие цель — разложение цементита.

Отжиг подразделяется:

А. По условиям нагрева и выдержки

отжиг полный — $OTЖ_n$

отжиг неполный — $OTЖ_{н-п}$

отжиг диффузионный — $OTЖ_\partial$

Б. По условиям охлаждения

отжиг изотермический — $OTЖ_{изо}$

нормализация — H

В. По условиям воздействия внешних факторов

отжиг светлый — $OTЖ_{св} \kappa_{св}$

Г. По условиям изменения структуры

отжиг сфероидизирующий — $OTЖ_{сф}$

отжиг графитизирующий — $OTЖ_{граф}$ (см. отд. «Классификация процессов термической обработки чугуна»).

Отжиг полный ($OTЖ_n$) осуществляется путем нагрева до температуры на 30—50° выше точки $A_{с3}$, выдержки при этой тем-

¹ Под определение, данное в более общей форме, подходит и отжиг рекристаллизационный, и отжиг низкий для снятия внутренних напряжений.

пературе и последующего медленного охлаждения с заданной скоростью.

Отжиг неполный ($отж_{н-л}$) осуществляется путем нагрева до температуры в интервале превращений, кратковременной выдержки при этой температуре и последующего медленного охлаждения. При неполном отжиге происходит только частичное изменение указанных свойств. Неполный отжиг применяется для заэвтектоидной стали или сортового проката и поковок из доэвтектоидной стали с целью снятия внутренних напряжений и улучшения обрабатываемости резанием.

Отжиг диффузионный ($отж_{д}$) осуществляется путем нагрева до температуры на $150-250^{\circ}$ выше точки A_{c3} , длительной выдержки при этой температуре и последующего охлаждения с заданной скоростью. В результате диффузионного отжига происходит изменение дисперсности фаз и интенсивный рост зерен аустенита.

Диффузионный отжиг применяется для слитков и крупных стальных отливок с целью выравнивания химической неоднородности и уменьшения ликвации.

Отжиг изотермический ($отж_{изо}$) осуществляется путем нагрева до температуры выше интервала превращений, выдержки при этой температуре и последующего ускоренного охлаждения до температуры выше интервала наименьшей устойчивости аустенита с выдержкой при этой температуре (одно- или двухступенчатой) и последующего охлаждения на воздухе. По результатам изменения физико-механических свойств изотермический отжиг аналогичен полному отжигу, но при резком сокращении продолжительности охлаждения.

Нормализация (H) является разновидностью полного отжига и отличается от него тем, что охлаждение деталей после выдержки производится на воздухе.

Нормализация применяется для поковок и штамповок из углеродистой и легированной конструкционной стали с малым и средним содержанием углерода, а также для цементуемых деталей.

Отжиг светлый ($отж_{св}$) — нормализация светлая — осуществляется по любому из указанных выше тепловых режимов, но с применением защитных атмосфер или в печах с частичным вакуумом.

Светлый отжиг применяется для холоднокатанной ленты, прутков, проволоки, для деталей холодной штамповки, а также для деталей перед операциями гальванических покрытий с целью защиты поверхности металла от окисления и обезуглероживания.

Отжиг сфероидизирующий ($отж_{сф}$) — сфероидизация — осуществляется путем нагрева с выдержкой вблизи к критической точке A_{c1} или при периодическом изменении температуры около (выше или ниже) точки A_{c1} (перлитного превращения). При этом получается коагуляция цементита с образованием зернистого перлита при снижении твердости и повышении пластичности и вязкости; уничтожается также карбидная сетка у заэвтектоидных

сталей. Отжиг сфероидизирующий применяется главным образом с целью улучшения обрабатываемости стали ($C \geq 0,65\%$) резанием.

ОТЖИГ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ (ОТЖИГ НИЗКИЙ)

Отжиг низкотемпературный (*отжиг_{н-т}*) — процесс термической обработки, обуславливающий получение равновесных структур и состояний, свободных от внутренних напряжений.

Низкотемпературный отжиг осуществляется путем нагрева металла до температуры ниже критических точек, длительной выдержки и медленного охлаждения с заданной скоростью в зависимости от габаритов изделий.

В результате этого процесса устраняется дальнейшая деформация изделий за счет внутренних напряжений, снижается твердость и улучшается обрабатываемость резанием.

Низкотемпературный отжиг применяется для стальных и чугуновых отливок, для деталей из алюминиевых и медных сплавов.

На фиг. 1 дано схематическое изображение тепловых режимов процесса отжига.

ЗАКАЛКА

Наиболее сложным с точки зрения удовлетворения требованиям процессов термической обработки конструкционной и высоколегированной стали и цветных сплавов является определение процесса закалки.

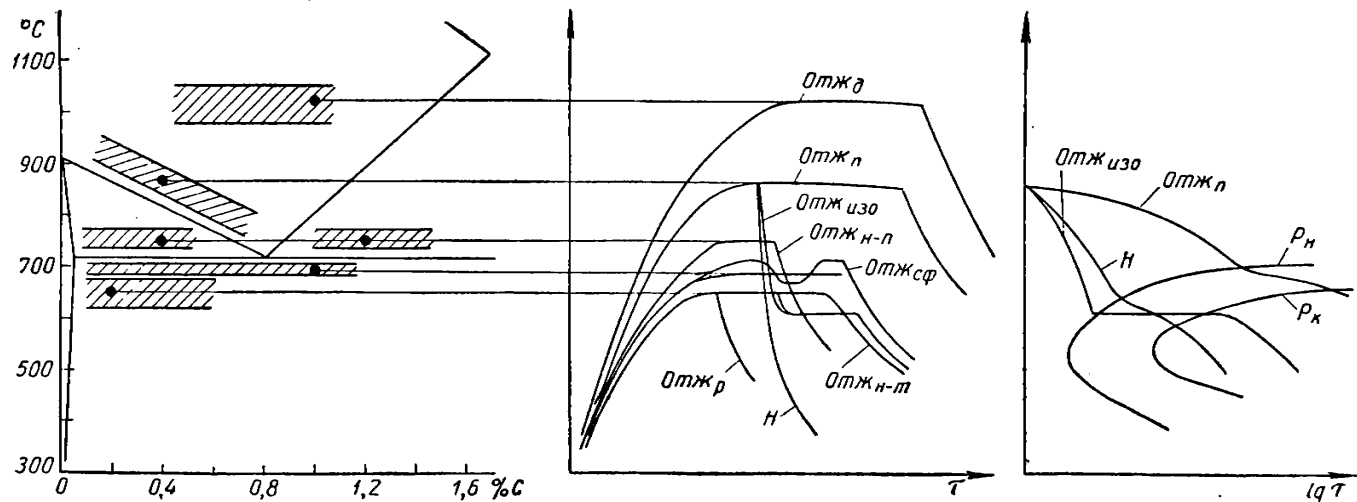
З а к а л к а — процесс термической обработки, обуславливающий получение неравновесных структур при фиксации твердого раствора высокотемпературной его модификации, или его превращения в новую модификацию, или частичного распада в более равновесные структуры в результате переохлаждения твердого раствора высокотемпературной модификации со скоростью выше критической.

Закалка — процесс термической обработки, заключающийся в фиксации или получении неравновесных структур и состояний при переохлаждении.

Закалка — процесс термической обработки, приводящий к фиксации структур неустойчивого состояния.

Фиксация твердого раствора высокотемпературной его модификации осуществляется, например, у стали аустенитного класса, у алюминиевых цветных сплавов; превращение в новую модификацию осуществляется у углеродистой и легированной конструкционной стали; частичный распад высокотемпературной модификации твердого раствора осуществляется у углеродистых и легированных сталей при изотермическом охлаждении (изотермическая и ступенчатая закалка).

Закалка осуществляется путем нагрева до температур выше критических точек, выдержки при этих температурах, необходимой для завершения превращений, более полного растворения легирующих элементов в твердых растворах и последующего охлаждения



Фиг. 1. Схематическое изображение тепловых режимов процесса отжига:

Отж_п — отжиг полный; *Отж_{н-п}* — отжиг неполный; *Отж_д* — отжиг диффузионный; *Отж_{сф}* — отжиг сфероидизирующий;
Отж_{изо} — отжиг изотермический; *Н* — нормализация; *Отж_{н-т}* — отжиг низкотемпературный; *Отж_р* — отжиг рекристал-
 лизационный; τ — продолжительность процесса; P_N и P_K — начало и конец распада аустенита.

со скоростью, обеспечивающей переохладение высокотемпературной модификации твердого раствора (для стали и чугуна) со скоростью выше критической в интервале наименьшей устойчивости аустенита.

Для большинства стальных деталей (изделий) после закалки обязательно применяется процесс отпуска. Закалка с последующим высоким отпуском называется *улучшением*.

Результатом закалки является получение неравновесных структур, например для углеродистой, мало- и среднелегированной стали, мартенсита и троостита.

Являясь основным процессом термической обработки деталей машин, инструментов и приспособлений, закалка применяется с целью получения высокой твердости и требуемых физико-механических свойств.

Закалка имеет следующие разновидности:

А. По условиям нагрева и выдержки:

закалка полная — Z_n и закалка неполная Z_{n-n} .

Б. По условиям охлаждения и изменения структуры:

закалка ступенчатая $Z_{ст.}$; закалка изотермическая $Z_{изо}$; закалка прерывистая $Z_{пр}$; закалка с подстуживанием $Z_{пст.}$; закалка с самоотпуском $Z_{со.}$

В. По условиям воздействия внешних факторов:

закалка светлая $Z_{св.}$, закалка чистая $Z_ч$, закалка под давлением $Z_{двл.}$

Д. По условиям изменения твердости на поверхности и по сечению:

закалка местная — дифференциальная $Z_{м-д}$ и закалка поверхностная $Z_{пов.}$

Закалка полная (Z_n) осуществляется путем нагрева до температур на 20—50° выше точки $A_{с3}$ для доэвтектоидной стали и на 20—50° выше точки $A_{с1}$ для заэвтектоидной стали (остальное аналогично основному определению процесса).

Для цветных сплавов закалка полная осуществляется при нагреве на 5—10° выше температуры предельной растворимости избыточных элементов в твердом растворе.

Закалка неполная (Z_{n-n}) осуществляется при нагреве до температур в интервале превращений (выше точки $A_{с1}$); при этом наряду с неустойчивыми структурами остаются без изменения избыточные фазы (феррит для доэвтектоидной стали).

Закалка ступенчатая (Z) осуществляется путем нагрева до температуры в интервале превращений или выше (в зависимости от содержания углерода в стали), выдержки при этой температуре и последующего быстрого охлаждения. Охлаждение производится в среде, обеспечивающей скорость выше критической в интервале наименьшей устойчивости аустенита, с выдержкой в этой среде при температуре на 20—30° выше температуры начала мартенситного превращения (M_n), при продолжительности, меньшей начала распада аустенита, и при последующем охлаждении до нормальной температуры. После закалки обязателен отпуск.

Ступенчатая закалка применяется для инструментов из углеродистой легированной быстрорежущей стали, для деталей шарико- и роликоподшипников, зубчатых колес и т. п. с целью получения требуемых механических свойств при минимальной деформации.

Закалка изотермическая ($Z_{изо}$) осуществляется путем нагрева до температуры выше интервала превращений, выдержки при этой температуре, последующего быстрого охлаждения в среде, обеспечивающей скорость выше критической (в интервале наименьшей устойчивости аустенита) и выдержки в этой среде при температуре в интервале от наименьшей устойчивости аустенита до начала мартенситного превращения (M_n) при продолжительности, обеспечивающей полный распад аустенита.

Результатом процесса является получение структуры игольчатого троостита (уралита) при повышенных значениях пластичности и вязкости и одновременно высокой прочности при минимальной деформации деталей. Отпуск после закалки на троостит (уралит) применяется в зависимости от требуемой твердости и механических свойств; при изотермической выдержке в верхней области превращения отпуск не является обязательным.

Продолжительность общего цикла обработки резко сокращается.

В применении к термической обработке проволоки этот процесс назывался патентированием, осуществляемым путем нагрева до температуры на $20-30^\circ$ выше A_{c3} , выдержки при этой температуре и охлаждении в расплавленном свинце или расплавленных солях при $540-560^\circ$ без последующего отпуска.

Закалка прерывистая ($Z_{пр}$) аналогична по условиям нагрева полной или неполной закалке при охлаждении в воде с выдержкой в промежутках на воздухе или в масле (вода \rightarrow воздух, вода \rightarrow масло). Прерывистая закалка применяется для крупных и сложной конфигурации деталей или инструментов с целью уменьшения внутренних напряжений и деформации при закалке.

Закалка с подстуживанием ($Z_{пст}$) осуществляется путем нагрева до температуры на $50-100^\circ$ выше точки A_{c3} , выдержки при этой температуре с последующим замедленным охлаждением (подстуживанием) до температуры, близкой к A_{c3} , и дальнейшим охлаждением со скоростью выше критической.

Закалка с подстуживанием применяется для деталей из мелкозернистой стали, а также для цементованных деталей при непосредственной закалке из цементационной печи с целью уменьшения в структуре закаленного слоя остаточного аустенита и снижения внутренних напряжений и деформации при закалке. Технологический процесс осуществляется, например, по схеме: цементация при $920-940^\circ$, подстуживание до $780-800^\circ$, непосредственная закалка с последующим низким отпуском.

Закалка с самоотпуском ($Z_{со}$) — процесс, аналогичный полной или неполной закалке, но при продолжительности

охлаждения в закалочной среде, обеспечивающей только частичное охлаждение с поверхности.

Кратковременное охлаждение в закаленной среде с последующим охлаждением на воздухе.

Дальнейшее охлаждение на воздухе создает условия самоотпуска закаленного слоя детали за счет остаточной внутренней теплоты. Закалка с самоотпуском применяется преимущественно при местной и дифференциальной закалке деталей несложной конфигурации с целью уменьшения внутренних напряжений и деформаций при закалке, а также с целью снижения трудоемкости термической обработки.

Закалка светлая ($Z_{св}$) — при любой разновидности процесса закалки — осуществляется с применением защитных атмосфер при нагреве и с охлаждением в светлотакалывающем масле.

Светлая закалка применяется для пружин, зубчатых колес, валов и других деталей, работающих при знакопеременных нагрузках, с целью защиты от окисления и обезуглероживания и получения возможно более высоких значений усталостной прочности.

Светлая закалка применяется также во всех других случаях с целью защиты стальных деталей от окисления и обезуглероживания.

Закалка чистая ($Z_{ч}$) — процесс, аналогичный светлой закалке, но при применении любых закалочных сред, оставляющих обычно на поверхности деталей цвета побежалости или пригар масла.

Закалка под давлением ($Z_{двл}$) — вид закалки, характеризующийся применением более или менее значительного (100—200 кг/мм²) всестороннего давления в процессе охлаждения изделий в штампах.

В результате получается изменение скорости фазовых превращений, что улучшает механические свойства сталей и повышает режущие свойства инструментов.

Закалка местная — дифференциальная ($Z_{м-д}$) — любой из указанных выше видов процесса, применяемый только для части детали, — местное повышение твердости, износоустойчивости или прочности.

Закалка поверхностная ($Z_{пов}$) осуществляется путем нагрева деталей со скоростью нарастания температуры выше 1000°/мин (до 100 000°/мин). В качестве источника нагрева применяется электроток и газовое пламя.

Поверхностная закалка применяется как вид дифференциальной (местной) закалки деталей машин и инструментов и обеспечивает высокую твердость, износоустойчивость, повышенную выносливость.

Наиболее распространенной в промышленности является поверхностная закалка при электронагреве токами высокой частоты.

Следствием высокой скорости нагрева т. в. ч. является повышение температуры закалки и резкое расширение ее интервала.

Это, в свою очередь, приводит к получению после заковки мелкокогльчатой структуры мартенсита, а также повышенной твердости.

На фиг. 2 приведено схематическое изображение тепловых режимов процесса заковки.

ОТПУСК

Отпуск (O) — процесс термической обработки, заключающийся в превращении неравновесных структур закаленного состояния в более равновесные.

Отпуск осуществляется путем нагрева деталей машин и инструментов ниже температур превращений, выдержки при этих температурах и последующего охлаждения.

В результате отпуска получают более устойчивые структуры, например, для стали по схеме мартенсит → троостит → сорбит и, как следствие этого, — требуемые механические свойства или снятие внутренних напряжений.

Отпуск применяется в сочетании со следующими процессами: закалкой, цементацией (для стали, сохраняющей остаточный аустенит в цементованном слое) и цианированием.

По условиям нагрева и выдержки отпуск подразделяется на:

Отпуск высокий	O_v
„ низкий	O_n
„ многократный	$O_{мкр}$

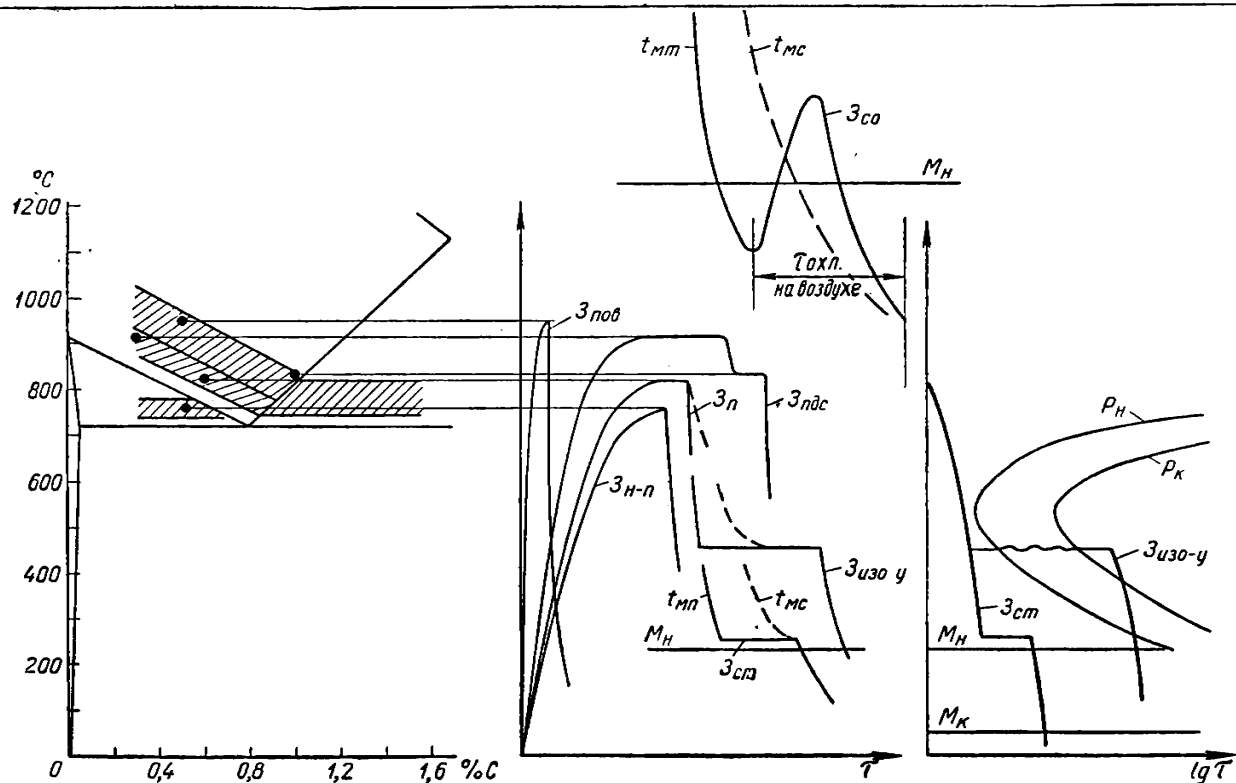
Отпуск высокий (O_v) — нагрев до температуры в интервале 350—650°, выдержка при этой температуре и охлаждение с любой скоростью для стали, не подверженной отпускной хрупкости. Для стали, подверженной отпускной хрупкости, после выдержки при температуре высокого отпуска применяется ускоренное охлаждение в масле или воде.

Высокий отпуск применяется для деталей, изготавливаемых из улучшаемой конструкционной стали, для инструментов из быстрорежущей стали, а также для цементуемых марок стали, содержащих большое количество остаточного аустенита в слое.

Отпуск низкий (O_n) — нагрев до температуры в интервале 150—200°, выдержка при этой температуре и охлаждение с любой скоростью.

Низкий отпуск применяется после заковки для деталей, подвергнутых цементации, цианированию и поверхностной заковке, а также для инструментов, изготовленных из углеродистой и легированной инструментальной стали для снятия внутренних напряжений.

Отпуск многократный ($O_{мкр}$) — вид отпуска, характеризующийся многократным (два-четыре раза) повторением нагрева до заданной температуры с последующим полным охлаждением. Многократный отпуск применяется главным образом для инструментов из быстрорежущей стали. В результате многократного отпуска достигается более полное превращение остаточного аустенита,



Фиг. 2. Схематическое изображение тепловых режимов процесса закалки:

Z_n — закалка полная; Z_{n-n} — закалка неполная; $Z_{пов}$ — закалка поверхностная; $Z_{пов}$ — закалка с подстуживанием; Z_{n-p} — закалка ступенчатая; $Z_{изо-у}$ — закалка изотермическая; Z_{cto} — закалка с самоотпуском; t_{mn} t_{mc} — температура металла на поверхности и в сердцевине детали; M_n и M_k — температура начала и конца мартенситного превращения; τ — продолжительность процесса; P_n и P_k — начало и конец распада аустенита.

что приводит к повышению твердости и стойкости режущего инструмента.

В производственных условиях распространен термин старение, имеющий двойное содержание.

В применении к инструментальной стали под старением понимают процесс термической обработки, обуславливающий стабилизацию размеров инструмента в результате снижения тетрагональности мартенсита при 150—180° в течение длительного времени. По физической сущности — это процесс низкого отпуска.

В применении к цветным сплавам и, в частности, к алюминиевым — дуралюминам — под старением понимают процесс выделения из твердого раствора мелкодисперсных частиц интерметаллических (химических) соединений, что приводит к повышению прочности и снижению пластичности сплавов.

Проф. Н. А. Минкевич [3] по этому вопросу писал: «Явление дисперсного твердения в нашей литературе называют малоудачным термином «старение». Этот термин появился исторически и относился к повышению твердости и понижению вязкости железа или мягкой стали, прошедших холодную или горячую обработку, ниже A_2 , в процессе дальнейшего их вылеживания при комнатной температуре... Но так как действительное твердение получается только при высокодисперсном состоянии вновь выделяющейся фазы, то мы и нашли целесообразным обозначить это явление термином, выдвинутом А. С. Займовским, — «дисперсионное твердение».

Термин «старение» в применении к сталям следует изъять, так как отпуск, низкий по физической сущности, является с ним идентичным.

ОБРАБОТКА ХОЛОДОМ

Обработка холодом (O_x) — процесс термической обработки, заключающийся в возможно более полном превращении остаточного аустенита в мартенсит у сталей, температура конца мартенситного превращения которых лежит ниже нормальной (P18, P9, ХГ, ШХ15, науглероженный слой стали 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18ХНВА и т. п.).

В результате обработки холодом повышаются твердость и стойкость режущего инструмента, происходит стабилизация размеров и повышается износоустойчивость и усталостная прочность цементованных деталей машин; вместе с тем снижается их ударная вязкость.

Обработка холодом применяется, например, для сталей марок: P18, P9, ШХ15, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А, 18ХНВА и др.

ПРОЦЕССЫ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Химико-термическая обработка — изменение химического состава в поверхностных слоях металла (с последующим изменением микроструктуры) под воздействием внешних сред и температуры и, как следствие этого, получение определенных физико-хими-

ческих и механических свойств поверхности и сердцевины в их взаимодействии.

Химико-термическая обработка применяется с целью повышения предела выносливости конструкционной стали при циклических нагрузках, повышения износоустойчивости трущихся поверхностей деталей с целью противодействия влиянию внешних сред при нормальной и высокой температуре (устойчивость против коррозии и жаростойкость).

ЦЕМЕНТАЦИЯ

Цементация (науглероживание) ($Ц$) — процесс химико-термической обработки стальных деталей, заключающийся в насыщении их поверхности углеродом на определенную глубину.

Цементация — процесс насыщения поверхностного слоя изделий углеродом.

Цементация осуществляется путем нагрева стальных изделий в присутствии науглероживающей среды до температуры аустенитного состояния стали (выше точки A_{c3}), выдержки при этой температуре в зависимости от требуемой глубины слоя и охлаждения с различной скоростью (от замедленной до непосредственной закалки).

Изделия после науглероживания подвергаются закалке и низкому отпуску.

В результате науглероживания происходит изменение концентрации углерода от поверхности к сердцевине и изменение в этой связи после термической обработки механических свойств слоя и изделия в целом — повышение износоустойчивости, предела выносливости и повышение прочности поверхностного слоя.

Науглероживанию подвергаются детали машин: зубчатые колеса, распределительные валики, поршневые пальцы, валы, лемехи и отвалы плугов и т. п.; измерительный инструмент — калибры, лекала, шаблоны и т. п.

Цементуемые стали марок: 10—25, 15Г, 20Г, 15Х, 20Х, 20Х3, 21Х, 25Н, 15ХГ, 20ХГ, 18ХГМ, 18ХГТ, 15ХФ, 20ХФ, 12ХМ, 20ХМ, 15НМ, 20НМ, 20ХН, 12Х2Н4, 20Х2Н4.

Цементация подразделяется по условиям воздействия внешних факторов на:

цементацию твердым карбюризатором	$Ц_m$
„ газovou	$Ц_г$
„ жидкостную	$Ц_ж$

Цементация твердым карбюризатором ($Ц_m$) осуществляется путем нагрева и выдержки стальных деталей в твердом карбюризаторе.

Цементация газовая ($Ц_г$) осуществляется путем нагрева и выдержки стальных деталей в атмосфере газового карбюризатора — смеси газов, содержащих в своем составе метан CH_4 , окись углерода CO , непредельные углеводороды и др.

Цементация жидкостная ($Ц_ж$) осуществляется путем нагрева стальных деталей в расплавленных углеродсодержащих солях.

АЗОТИРОВАНИЕ

Азотирование Az — процесс химико-термической обработки стальных деталей, заключающийся в их насыщении азотом на определенную глубину от поверхности.

Азотирование — процесс насыщения поверхностного слоя азотом.

Азотирование осуществляется путем нагрева стальных деталей в присутствии аммиака NH_3 до температуры в интервале $500—650^\circ$, длительной выдержки при этих температурах в зависимости от требуемой глубины слоя и ускоренного охлаждения, обычно под потоком аммиака.

Азотирование является конечным процессом цикла термической обработки и применяется с целью повышения износостойчивости, коррозионной стойкости и предела выносливости деталей машин.

В практике отечественных заводов для азотируемых деталей применяется сталь марки 38ХМЮА; в последнее время с целью повышения предела выносливости азотированию подвергаются также стали хромистые, хромоникелевые, хромоникельвольфрамовые, хромоникельмолибденовые и др., например марок 18ХНВА, 18ХНМА, ЭИ355.

Азотирование подразделяется: по условиям нагрева и выдержки на азотирование изотермическое ($Az_{изо}$), азотирование многоступенчатое ($Az_{м-ст}$); по условиям воздействия внешних сред — на азотирование газовое ($Az_г$) и азотирование жидкостное ($Az_{ж}$).

Азотирование газовое ($Az_г$) — нагрев стальных изделий в атмосфере паров аммиака.

Газовое азотирование осуществляется путем нагрева стальных изделий в герметически закрытых муфелях или печах в присутствии паров аммиака NH_3 , диссоциация которого допускается вплоть до 65% ($\alpha_{NH_3} = 15 \div 65\%$ нормально 15—30%).

Азотирование жидкостное ($Az_{ж}$) — нагрев стальных изделий в расплавленных солях с пропусканием через них аммиака.

Для защиты деталей от коррозии через соль пропускается постоянный ток плотностью 0,1—0,25 а/дм² (деталь — анод, графит — катод).

В настоящее время в промышленности применяется только газовое азотирование.

Азотирование изотермическое ($Az_{изо}$) — нагрев изделий с выдержкой при определенной температуре, обычно в интервале $500—520^\circ$.

Азотирование многоступенчатое ($Az_{м-ст}$) — нагрев изделий с выдержкой при различных температурах, обычно в интервале $500—650^\circ$. Многоступенчатое азотирование применяется с целью повышения эффективности процесса (увеличение глубины слоя при минимальной продолжительности).

Ци а н и р о в а н и е (*Цнр*) — процесс химико-термической обработки, заключающийся в поверхностном насыщении стали углеродом и азотом одновременно и повышение в этой связи механических свойств и износоустойчивости.

Цианирование — процесс одновременного насыщения поверхностного слоя изделий азотом и углеродом.

Цианирование осуществляется путем нагрева стальных деталей в активных углерод- и азотсодержащих средах до температур, соответствующих максимальному поглощению и диффузии углерода или азота, выдержки при этой температуре в зависимости от требуемой глубины слоя и последующей закалки или охлаждения на воздухе.

При высоких температурах превалирует насыщение стали углеродом, при низких — азотом.

Цианирование подразделяется: по условиям воздействия внешних факторов на цианирование жидкостное (*Цнр_ж*), цианирование газовое (*Цнр_г*), цианирование в твердой среде (*Цнр_т*); по условиям нагрева — на цианирование высокотемпературное (*Цнр_{в-т}*) цианирование низкотемпературное (*Цнр_{н-т}*).

Цианирование в твердой среде (*Цнр_т*) — нагрев стальных изделий с применением твердого карбюризатора в смеси с солями $K_4Fe(CN)_6$ или $K_3Fe(CN)_6$.

Ци а н и р о в а н и е г а з о в о е (*Цнр_г*) — нагрев стальных изделий в атмосфере науглероживающего газа (70—80%) в смеси с аммиаком (30—20%).

Ци а н и р о в а н и е ж и д к о с т н о е (*Цнр_ж*) — нагрев стальных изделий в расплавленных азот- и углеродсодержащих солях (с цианидом натрия или калия $NaCN$, KCN) и с цианидом кальция $Ca(CN)_2$.

Цианирование высокотемпературное (*Цнр_{в-т}*) — нагрев стальных изделий с выдержкой при температурах выше A_{c1} в интервале 720—850° может осуществляться в жидких и газовых средах (*Цнр_{в-т, ж}*, *Цнр_{в-т, г}*). Высокотемпературное цианирование применяется для стальных деталей, изготавливаемых из конструкционных сталей (например, 15, 20, 40, 20X, 40X и т. п.) с целью повышения износоустойчивости и предела выносливости. После высокотемпературного цианирования детали подвергаются низкому отпуску.

Цианирование низкотемпературное (*Цнр_{н-т}*) — нагрев изделий с выдержкой при температуре на 10—15° ниже температуры высокого отпуска; может осуществляться в жидких средах (*Цнр_{н-т, ж}*), в газовых (*Цнр_{н-т, г}*) и твердых (*Цнр_{н-т, т}*). Низкотемпературное цианирование применяется для повышения режущих свойств и стойкости инструментов, изготавливаемых из быстрорежущей и высоколегированной сталей; является конечным процессом термической обработки.

АЛЮМИНИРОВАНИЕ

Алюминирование (*Ал*) — процесс насыщения поверхностного слоя изделий алюминием.

Алюминирование осуществляется путем нагрева стальных и чугуновых изделий в средах (обычно алюминий в смеси с хлористым аммонием NH_4Cl или атмосфера хлористого аммония AlCl_3), содержащих алюминий до температуры в интервале $900\text{—}1100^\circ$, длительной выдержки при этих температурах в зависимости от требуемой глубины слоя и последующего медленного охлаждения.

Для увеличения глубины слоя и снижения концентрации алюминия на поверхности применяется последующий отжиг (диффузионный), обычно при температуре в интервале $900\text{—}1150^\circ$.

— . —

Термины процессов химико-термической обработки в большинстве случаев определяют сущность процесса, например, «цементация» (науглероживание) — насыщение стали углеродом, «азотирование» — азотом и т. д. Исключение составляет термин «цианирование», принятый по признаку применяемого при процессе сырья — цианистых солей.

Более правильным в этом случае был бы термин «азотоцементация», но так как термин «цианирование» широко применяется в промышленности, он оставлен без изменения.

Данная статья печатается для обсуждения ее в дискуссионном порядке. При обсуждении терминов автор считает необходимым исходить из двух основных положений: 1) определение термина должно вскрывать в первую очередь физическую сущность процесса и 2) разновидности основных процессов термической обработки должны классифицироваться по определенным признакам.

ЛИТЕРАТУРА

1. Русские ученые-металловеды, Машгиз, 1951, стр. 381, 384.
2. А. А. Бочвар, Металловедение, Металлургиздат, 1940, стр. 186, 187.
3. Н. А. Минкевич, Курс термической обработки стали и чугуна, ОНТИ, 1935, стр. 217, 309, 183.
4. А. И. Самохоцкий, М. Н. Куньявский, Металловедение, Машгиз, 1952, стр. 212.
5. А. П. Гуляев, Ю. М. Лахтин, А. И. Тарусин, Термическая обработка стали, Машгиз, 1946, стр. 181.
6. А. П. Гуляев, Металловедение, Оборонгиз, 1951, стр. 197.
7. И. Е. Конторович, Термическая обработка стали, Металлургиздат, 1945, стр. 40.
8. А. А. Шмыков, Справочник термиста, Машгиз, 1952, 2-е издание, стр. 115—160, 180—185.

ОТ РЕДАКЦИИ

Представленный канд. техн. наук доц. А. А. Шмыковым доклад «Терминология и классификация процессов термической обработки стали» был обсужден на заседании Комитета металловедения и термической обработки МОНИТОМАШ.

По обсуждению доклада была выделена комиссия в составе автора А. А. Шмыкова, д-ра техн. наук проф. М. Е. Блантера и канд. техн. наук А. А. Раузина, которой было поручено внести на основе обсуждения доклада поправки к проекту терминологии и классификации процессов термической обработки стали.

После внесения соответствующих поправок и дополнений доц. А. А. Шмыковым был сделан по данному вопросу доклад на научной сессии термистов-металловедов в декабре 1952 г., затем этот вопрос вновь рассматривался на заседании Комитета металловедения и термической обработки МОНИТОМАШ 9 января 1953 г. Представляемые ниже терминология и классификация процессов термической обработки стали Комитетом термообработки и металловедения МОНИТОМАШ выносятся на широкое обсуждение коллективов работников заводов, научно-исследовательских институтов и вузов.

РЕКОМЕНДУЕМЫЙ ПРОЕКТ ТЕРМИНОЛОГИИ ОСНОВНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТАЛИ И ОБОЗНАЧЕНИЯ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК *

Составлен комиссией Комитета металловедения МОНИТОМАШ в составе:
*д-ров техн. наук профессоров А. П. ГУЛЯЕВА, Б. Г. ЛИВШИЦА
и И. Л. МИРКИНА*

ОТ ВСЕСОЮЗНОЙ СЕКЦИИ МЕТАЛЛОВЕДОВ И ТЕРМИСТОВ ВНИТОМАШ

Московская научно-техническая сессия по металловедению и термической обработке рассмотрела предлагаемый ниже проект терминологии основных структурных составляющих стали и обозначения критических точек и решила подвергнуть настоящий проект широкому обсуждению.

Всесоюзная секция металловедов и термистов ВНИТОМАШ обращается ко всем местным комитетам металловедения, организациям ВНИТОМАШ на предприятиях и в учреждениях, к членам ВНИТОМАШ, а также ко всем металловедам и термистам провести обсуждение предлагаемого проекта терминологии и прислать свои предложения и замечания в адрес ВНИТОМАШ (Москва, 12, пр. Владимирова, 6, ВНИТОМАШ, для Всесоюзной секции металловедов-термистов).

Всесоюзная секция металловедов и термистов

* Утвержден Московской научно-технической сессией по металловедению и термической обработке 22 ноября 1952 г. (см. стр. 316—318).

I. ПРОСТЫЕ СТРУКТУРЫ (ОДНОФАЗНЫЕ)

Термин	Обозначение	Определение	Примечание
Аустенит	А	Твердый раствор углерода и других элементов в γ -железе	Решетка кубическая, гранцентрированная; неферромагнитен. Обычно полиэдрическая микроструктура
Феррит	Ф	Твердый раствор углерода (обычно низкой концентрации порядка сотых долей процента) и других элементов в α -железе	Решетка кубическая объемноцентрированная; ферромагнитен
Карбид	К	Химическое соединение металла с углеродом и твердые растворы на их основе	Его разновидности: карбид железа, карбид хрома и т. д. Обладает весьма высокой твердостью
Цементит	Ц	Карбид железа Fe_3C и твердые растворы на его основе	Решетка орторомбическая; ферромагнитен. Обладает весьма высокой твердостью
Графит	Г	Углерод и модификации графита	Решетка гексагональная слоистая. Обладает весьма низкой твердостью. Выявляется без травления шлифа; имеет черный цвет. Вероятно, содержит в растворе другие элементы
Мартенсит	М	Твердый раствор углерода и других элементов в α -железе, полученный в результате особого (бездиффузионного) превращения	Решетка кубическая объемноцентрированная (при наличии в растворе углерода или азота тетрагональная). Обладает высокой твердостью. Ферромагнитен. Микроструктура игольчатого вида

II. СЛОЖНЫЕ СТРУКТУРЫ (МНОГОФАЗНЫЕ)

Термин	Обозначение	Определение	Примечание
Эвтектика	Э	Смесь двух или более твердых фаз, образовавшихся при эвтектической кристаллизации жидкой фазы	Подразделяются на карбидную, цементитную, графитную и фосфидную эвтектики
Карбидная эвтектика	Э _к	Эвтектика, состоящая в момент образования из аустенита и карбида	При последующем охлаждении может подвергнуться изменениям (например, распад аустенита)
Цементитная эвтектика	Э _ц	Эвтектика, состоящая в момент образования из аустенита и цементита	То же
Графитная эвтектика	Э _г	Эвтектика, состоящая в момент образования из аустенита и графита	.
Фосфидная эвтектика	Э _ф	Эвтектика, состоящая в момент образования из аустенита, цементита и фосфида	.
Перлит	П	Эвтектонид, образующийся из аустенита, состоящий из феррита и карбида	Образуется при относительно малом переохлаждении аустенита (обычно выше 500°), имеет пластинчатое строение разной дисперсности
Штейнбергит	Ш	Дисперсная смесь феррита и цементита, полученная при распаде аустенита в условиях большого переохлаждения (обычно в интервале температур 450—200°)	Имеет игольчатый или перистый вид микроструктуры
Черновит	Ч	Смесь мартенсита и дисперсного карбида, выделившегося из него	Продукт распада мартенсита при низких температурах отпуска (для углеродистой стали — ниже 300°). В мартенсите сохраняется некоторая тетрагональность, так как выделение углерода не закончено
Сорбит	С	Смесь феррита и сфероидального карбида	Образуется при высоких температурах отпуска (для углеродистой стали — выше 400°), а также в результате сфероидизирующего отжига

III. ОБОЗНАЧЕНИЯ КРИТИЧЕСКИХ ТОЧЕК

Критические точки Чернова

- A_1 — температура фазового равновесия аустенит \rightleftharpoons феррит + карбид;
 A_3 — температура начала выделения из аустенита феррита при охлаждении или конец растворения феррита при нагревании, в условиях равновесия;
 A_K — температура начала выделения из аустенита карбида при охлаждении или конца растворения карбида при нагревании, в условиях равновесия;
 A_c — температура соответствующего превращения в данных условиях при нагревании (например A_{c_1} , A_{c_3} и т. п.);
 A_r — температура соответствующего превращения в данных условиях при охлаждении (например, A_{r_1} , A_{r_3} и т. п.);
 A_r' — температурный интервал превращения аустенита в перлит;
 A_r'' — температурный интервал превращения аустенита в штейнбергит;
 A_{c_1} — температурный интервал превращения перлита в аустенит.

Температуры мартенситного превращения

- A_M — температура фазового равновесия аустенит \rightleftharpoons мартенсит;
 M — температура начала мартенситного превращения при непрерывном охлаждении;
 M_K — температура окончания мартенситного превращения при непрерывном охлаждении.

Температуры магнитных превращений

- A_0 — температура потери (при нагревании) или возникновения (при охлаждении) ферромагнетизма (точка Кюри) для цементита;
 A_2 — температура потери (при нагревании) или возникновения (при охлаждении) ферромагнетизма (точка Кюри) для феррита.

IV. СОПОСТАВЛЕНИЕ РЕКОМЕНДУЕМЫХ И НЕРЕКОМЕНДУЕМЫХ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕРМИНОВ

Термины и обозначения критических точек	
Нерекомендуемые	Рекомендуемые
Ледебурит	Карбидная эвтектика; цементитная эвтектика
Стэдит	Фосфидная эвтектика
Сорбит закалки Троостит закалки	Перлит
Троостит отпуска Перлит отпуска	Сорбит
Бейнит Игольчатый троостит	Штейнбергит
Отпущенный мартенсит	Черновит
$A_{сm}$	A_K
I_0	A_M
M_s M_n	M
M_f	M_K

СОДЕРЖАНИЕ

Раздел I

ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛИ ПРИ НАГРЕВЕ

<i>В. Д. Садовский, К. А. Малышев, Б. Г. Сазонов</i> , Фазовые и структурные превращения при нагреве стали	3
<i>В. Н. Гриднев</i> , Превращения при нагреве	19
<i>И. Н. Кидин</i> , О некоторых факторах, влияющих на кинетику индукционного нагрева стали	35
<i>В. Н. Гриднев, В. Г. Пермяков</i> , Структурные изменения в стали при электронагреве	54
<i>Ю. А. Кочержинский</i> , Дилатометрическое исследование превращений в железоуглеродистых сплавах при электронагреве	63

Раздел II

СТУПЕНЧАТАЯ И ИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ЗАКАЛКА СТАЛИ

<i>Л. М. Певзнер</i> , Структура и свойства стали при закалке в горячей среде	74
<i>А. П. Гуляев, Е. А. Лебедева, В. В. Соколовская</i> , Ступенчатая закалка в расплавы едких щелочей	107
<i>А. И. Зотьев</i> , Новый метод патентирования проволоки в расплавленных солях	115

Раздел III

ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СТАЛИ

<i>Ю. М. Лахтин</i> , Азотирование, совмещенное с закалкой малоуглеродистых сталей	135
<i>Г. Н. Дубинин</i> , Насыщение поверхности сплавов металлами и возникающие при этом свойства	151

Раздел IV

СТАЛИ И ЧУГУНЫ

<i>Ю. А. Геллер</i> , Новое в технологии термической обработки инструментальных сталей, применяемых для режущих инструментов	169
<i>Д. О. Славин</i> , Термическая обработка нержавеющей аустенитной стали	196
<i>А. Ф. Ланда</i> , Связь структуры со свойствами чугуна	207
<i>М. Н. Куняевский</i> , Научные основы термической обработки чугуна . . .	232
<i>А. Д. Бевз</i> , Опыт отжига ковкого чугуна в жидкой среде	252
<i>В. С. Мысовский</i> , Магнитный метод контроля структуры отливок ковкого чугуна	255

Раздел V

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СТАЛИ

Г. И. Погодин-Алексеев, Влияние температуры закалки и количества остаточного аустенита на динамические свойства стали	263
Я. Р. Раузин, А. Р. Железнякова, К вопросу о природе рекристаллизации после малых степеней деформации	273

Раздел VI

ТЕРМИНОЛОГИЯ ПО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЮ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

А. А. Шмыков, Терминология и классификация процессов термической обработки стали	295
А. П. Гуляев, Б. Г. Лившиц, И. Л. Миркин, Рекомендуемый проект терминологии основных структурных составляющих стали и обозначение критических точек	315

Технические редакторы: С. М. Попова и А. Я. Тихонов

Корректоры: Э. А. Гаврилова и Ф. М. Ланина

Обложка художника

Сдано в производство 28/VIII 1954 г. Подписано к печати 29/XII 1954 г.
Т-08791. Тираж 6500 экз. Печ. л. 20,25 (1 вкл.). Уч.-изд. л. 20,2. Бум. л. 10,13.
Формат 60×92¹/₁₆ Зак. 1146

1-я типография Машгиза, Ленинград, ул. Моисеенко, 10