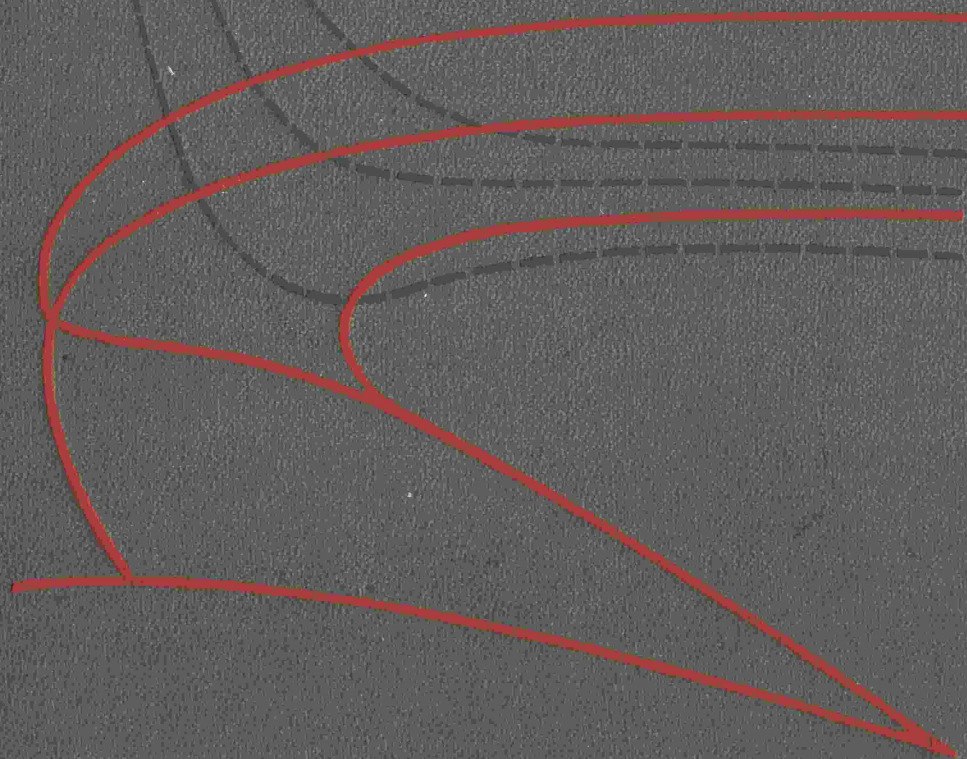


Термическое упрочнение проката

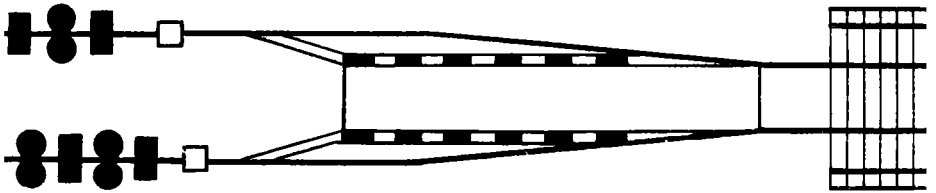


Лучшей студентке по
специальности „Метал-
ловедение и термическая
обработка металлов“

Ивессе Юрьевне
Белогорцевой

К. Старокубов

15. XII. 71.



К. Ф. СТАРОДУБОВ
И. Г. УЗЛОВ
В. Я. САВЕНКОВ
С. Н. ПОЛЯКОВ
Ю. З. БОРКОВСКИЙ
В. В. КАЛМЫКОВ



**Термическое
упрочнение
проката**

Под редакцией
акад. АН УССР
К. Ф. СТАРОДУБОВА

ИЗДАТЕЛЬСТВО «МЕТАЛЛУРГИЯ»
МОСКВА 1970

Термическое упрочнение проката. К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. Я. Савенков, С. Н. Поляков, Ю. З. Борковский, В. В. Калмыков. Изд-во «Металлургия», 1970, с. 368.

Приведены сведения по теории термической и термомеханической обработки применительно к упрочнению проката из низкоуглеродистой, среднеуглеродистой, а также низколегированной стали. Подробно описана технология упрочнения проката на металлургических заводах. Приведены механические и технологические свойства упрочненной стали, а также технико-экономические данные по упрочнению. Рассчитана на широкий круг инженерно-технических работников институтов, металлургических заводов, предприятий строительной промышленности; может быть полезна студентам и аспирантам металлургических вузов. Илл. 117. Табл. 54. Библ. 319 назв.

**СТАРОДУБОВ Кирилл Федорович, УЗЛОВ Иван Герасимович,
САВЕНКОВ Владимир Яковлевич, ПОЛЯКОВ Сергей Николаевич,
БОРКОВСКИЙ Юрий Эдиславович, КАЛМЫКОВ Валентин Владимирович**

ТЕРМИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРОКАТА

Редактор М. А. Тылкин
Редактор издательства Э. М. Щербинина
Технический редактор Г. М. Барановская
Переплет художника Ю. И. Степанова

Сдано в производство 24/VII—1969 г. Подписано в печать 28/XI—1969 г.
Бумага типографская № 2, 84×108¹/₃₂—5,75 бум. л.—19,32 печ. л. (усл.).
Уч.-изд. л. 19,20
Изд. № 5080. Т-16912. Тираж 3100 экз. Заказ 382. Цена 1 р. 16 к.

Издательство «Металлургия» Москва, Г-34, 2-й Обыденский пер., 14

Подольская типография Главполиграфпрома
Комитета по печати при Совете Министров СССР
г. Подольск, ул. Кирова, д. 25

Оглавление

Введение	7
--------------------	---

Глава I

Термическое упрочнение проката (термомеханическая и термическая обработка проката в условиях массового производства)

1. Теоретические основы	14
2. Технологические основы	26

Глава II

Технология термического упрочнения проката

1. Строительные профили	37
2. Изделия для железнодорожного транспорта	132
3. Листы толстые	166
4. Трубы	170
5. Проволока-катанка	180
6. Шары для мельниц (мельющие шары)	188

Глава III

Химический состав стали для термического упрочнения

1. Состав стали, применяемой в строительстве и на транспорте	190
2. Влияние углерода и других элементов на свойства термически упрочняемых сталей	218

Глава IV

Структура термически упрочненной стали

Глава V

Свойства термически упрочненной стали

1. Влияние температуры начала ускоренного охлаждения	248
2. Влияние скорости охлаждения	255
3. Прокаливаемость	267

4. Влияние отпуска и самоотпуска	274
5. Влияние повторного нагрева	282
6. Прочность и пластичность	294
7. Чувствительность к концентраторам напряжений	303
8. Хладноломкость	311
9. Старение	340
10. Свариваемость	349
11. Влияние агрессивных сред	350
12. Низколегированная сталь и термическое упрочнение проката	353
Литература	358

Введение

Увеличение производства проката, упрочненного термомеханической и термической обработкой, является одной из важнейших народнохозяйственных задач.

Изучение структуры и свойств стали, особенно низкоуглеродистой, подвергавшейся термической обработке в процессе пластической деформации или непосредственно после нее, представляет собой новое научное направление в металловедении. В настоящее время разработаны теоретические основы упрочнения низкоуглеродистой стали, создана новая технология, сконструировано, изготовлено и опробовано уникальное оборудование для термического упрочнения проката в потоке производства, в промышленных масштабах. Производство термически упрочненного проката из углеродистой и низколегированной стали интенсивно расширяется. В результате этого открываются широкие перспективы большой экономии проката в строительстве, на транспорте и в машиностроении [1].

Повышение прочности стали в результате термического упрочнения приводит к большой (от 15 до 60%) экономии металла.

Экономия металла в народном хозяйстве предопределяет большую экономию капиталовложений, так как нет необходимости в строительстве новых шахт и карьеров для добычи руды, угля, известняка, в строительстве предприятий для производства кокса и огнеупоров, в

строительстве новых металлургических заводов с полным циклом производства, необходимых для выпуска того количества металла, какое может быть сэкономлено за счет термического упрочнения проката.

В то же время капиталовложения, необходимые для термического упрочнения, относительно невелики. Особенно малы они при упрочнении с прокатного нагрева сортовых профилей, несколько выше — при упрочнении (например, объемной закалке рельсов) в специальных агрегатах. Эти капиталовложения быстро окупаются.

Соответственно низки и эксплуатационные затраты, особенно при использовании для упрочнения тепла прокатного нагрева. В этом случае стоимость операции упрочнения составляет всего несколько процентов от стоимости готового проката.

Впервые об упрочняющей термической обработке прокатных изделий упоминает В. Е. Грум-Гржимайло [2]. В 70-х годах прошлого века на Нижне-Салдинском заводе на Урале рельсы из пудлингового железа упрочняли, охлаждая их после прокатки в баке с водой. Позднее идея термического упрочнения рельсов была высказана Стэдом [3]. Вновь интенсивные поиски способов закалки рельсов были начаты в СССР и за рубежом в двадцатых годах нашего века [3, 4]. Первые промышленные агрегаты для закалки рельсов были созданы в нашей стране [5—7].

Первые опыты закалки бандажей для составных железнодорожных колес в России были проведены на Брянском заводе в Бежице в 1913 г. В условиях промышленного производства бандажи начали термически упрочнять в 1930 г. на заводе им. Дзержинского [8]. Закалка цельнокатаных вагонных колес с прокатного нагрева была впервые осуществлена в 1935 г. на заводе им. К. Либкнехта в г. Днепропетровске [9].

Первый систематизированный обзор по термической обработке прокатных изделий в СССР и за рубежом

приведен в работе [10]. Несколько позже были обобщены имевшиеся к тому времени данные по технологии и оборудованию термических цехов металлургических заводов [4].

Так как способы термического упрочнения в потоке прокатки за рубежом [13] неизвестны (кроме упрочнения листов), то там нередко перед закалкой остывшие на воздухе прокатные изделия разрезают на заданные длины, нагревают в термических печах и охлаждают в закалочных баках. Такой способ упрочнения малопроизводителен, так как часовая производительность современных термических печей в несколько раз меньше производительности современного прокатного стана. Однако указанная технология позволяет, хотя и в небольших количествах, получать высокопрочные детали различных металлических конструкций и тем самым значительно облегчать их массу [11—18].

Для СССР особенно важным является разработка технологии и оборудования для упрочнения проката в условиях массового производства, непосредственно на выходе его из прокатного стана. В этом случае возможно упрочнять весь прокат данного вида, например все строительные профили, не говоря уже о том, что при упрочнении проката в потоке дополнительно повышается прочность и пластичность стали за счет эффекта термомеханической обработки.

Долгое время полагали, что низкоуглеродистая сталь при закалке не упрочняется. Работами советских и зарубежных металлофизиков было показано, что превращение аустенита в мартенсит в низкоуглеродистой стали протекает по тем же законам, что и в стали с более высоким содержанием углерода [19]. Однако механические свойства термически упрочненной низкоуглеродистой стали оставались неизученными.

В результате исследований, проведенных в Институте черной металлургии (Днепропетровск) и других орга-

низациях¹, было показано, что структура и свойства низкоуглеродистой стали при упрочнении зависят от времени, прошедшего от момента конца деформации до момента начала интенсивного охлаждения [20—22], от температуры, какую имел металл перед началом интенсивного охлаждения, от скорости этого охлаждения [23] и его продолжительности. Используя сочетание эффекта упрочнения от пластической деформации металла при прокатке с эффектом упрочнения от закалки, получаемым в результате интенсивного охлаждения проката до заданной температуры (при прерванном охлаждении), удалось получить сталь с весьма высокой прочностью и одновременно с очень высокой пластичностью. Так, в стержне арматуры диаметром 10 мм из стали КСт. 3 сп (I) и КСт. 5 сп (II) были получены при скорости охлаждения при закалке около 500 град/сек [24, с. 42].

	I	II
σ_b , <i>Мн/мм²</i> (<i>кг/мм²</i>)	1390(142)	1810(185)
σ_T , <i>Мн/мм²</i> (<i>кг/мм²</i>)	1230(125)	1520(155)
σ_b , %	10,3	9,6

Так как термокинетических диаграмм для низкоуглеродистых сталей опубликовано очень мало [25], было построено большое число термокинетических диаграмм для низко- и среднеуглеродистой стали марок 10, 15, 20, 35, 45, 15X, 20X, 40X, 35ГС и др. [26—28]; определены и нанесены на диаграммы механические свойства данных сталей после охлаждения с разной скоростью. Известно, что устойчивость аустенита в низкоуглеродистых сталях очень низка. Поэтому была разработана специальная аппаратура для регистрации превращений аустенита при высоких скоростях охлаждения [29].

¹ Отдельные параграфы книги написали В. К. Бабич, Е. Н. Бухиник, В. Д. Верболоз, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков, Ю. А. Ключник, С. З. Некрасова, В. В. Парусов, Ю. И. Пилипченко, Т. В. Ровенская, А. А. Рубан, А. Ф. Сиухин, В. Т. Худик, Ю. Т. Худик, В. К. Флоров.

Большое число исследований проведено по изучению отпуска закаленной низкоуглеродистой стали. Известно, что температура конца процесса превращения аустенита в мартенсит (M_k) в низкоуглеродистых сталях высока: в стали, содержащей 0,2% С, она находится примерно при 300°C. Отпуск при этой температуре протекает очень быстро [31]. Прекращение интенсивного охлаждения при температуре немного ниже M_k (прерванная закалка) приводит к получению структуры отпущенного мартенсита, а остаточные напряжения в изделиях простой формы (например, в стержнях небольшого диаметра) будут незначительны. В связи с этим для многих изделий из низкоуглеродистой стали дополнительный отпуск является необязательным.

Для исследования структурного состояния закаленной и отпущенной низкоуглеродистой стали были использованы электронномикроскопические методы и рентгеноструктурный анализ.

Были проведены исследования для повышения устойчивости аустенита низкоуглеродистой стали с помощью экономного ее легирования.

Термическое упрочнение резко снижает хладноломкость низкоуглеродистой стали.

Исследования разупрочнения термически упрочненной стали при сварке показали, что степень разупрочнения в основном зависит от технологии сварки.

Была разработана новая технология и создано оборудование, позволяющие упрочнять большие количества (100—150 т/ч) стали, используя тепло, остающееся в металле после прокатки, и осуществляя в производственных масштабах термомеханическую обработку стали. Прокатные изделия имеют большую длину — до 100—120 м, нередко — сложную форму, несимметричный профиль. На одном и том же стане можно прокатывать изделия разного поперечного сечения, например от 30 до 80 мм. Прокатные изделия на выходе из стана

движутся с большими скоростями — до 15—60 м/сек, что вызывает необходимость охлаждения их с большой скоростью. Во всех случаях необходимо было обеспечить самоотпуск, либо отпуск как самостоятельную технологическую операцию, а также механизировать и автоматизировать процессы термического упрочнения проката.

Для разработки технологии и создания оборудования для термического упрочнения различных видов проката Институт черной металлургии принял следующую схему. В стороне от прокатного стана строили опытную установку, на которой проверяли намеченную технологию и оборудование; затем строили опытно-промышленную установку в потоке прокатки, на стане, на ней изготавливали опытно-промышленные партии проката для испытания их у потребителей; после этого строили промышленную установку в потоке стана.

Термическое упрочнение проката (термомеханическая и термическая обработка проката в условиях массового производства)

Термическое упрочнение проката проводят посредством интенсивного охлаждения прокатных изделий, нагретых до температуры выше верхней критической точки, т. е. до температуры закалки.

Если изделия охлаждают с прокатного нагрева непосредственно после деформации металла в прокатном стане, то осуществляется процесс ВТМО. При этом упрочнение, возникающее в результате пластической деформации аустенита в прокатных валках, суммируется с упрочнением, обусловленным быстрым охлаждением стали. При ВТМО, как правило, одновременно повышаются прочность, пластичность, а также ударная вязкость стали.

Если же прокат охлаждают после отдельного (вторного) нагрева, то осуществляется обычная упрочняющая термическая обработка. Эффектов дополнительного упрочнения и увеличения пластичности, имеющих при ВТМО, в этом случае не наблюдается.

Термином «термическое упрочнение проката» авторы стремились объединить все разновидности упрочняющей обработки проката: термической и термомеханической.

Одним из важнейших направлений технического прогресса в области металлургии является повышение прочности стали, создание различного рода высокопрочных и сверхпрочных сталей, характеризующихся высокой пластичностью и хорошей свариваемостью. Эти стали подвергают упрочняющей термической или термомеханической обработке.

Для ускорения процесса охлаждения и уменьшения площади холодильников, занимающих в современных прокатных цехах много места прокат охлаждают водой.

В этом случае регламентированное (регулируемое) охлаждение проката позволяет легко осуществить его термическое упрочнение.

В результате интенсивного охлаждения проката прочностные свойства стали повышаются в среднем в полтора—два раза. Предел текучести увеличивается более значительно, иногда в два—три раза, предел прочности возрастает в среднем в полтора раза. Пластические свойства, в частности, относительное сужение и ударная вязкость в упрочненной стали, как правило, выше, чем в неупрочненной [1]. Особенно ценно наблюдающееся при упрочнении повышение ударной вязкости при низких температурах, т. е. снижение хладноломкости стали. Относительное удлинение в результате упрочнения несколько уменьшается, но остается на сравнительно высоком уровне и полностью удовлетворяет требованиям, предъявляемым к конструкционной стали. Склонность стали к старению снижается.

Низкое содержание углерода обуславливает высокую пластичность и обеспечивает хорошую свариваемость термически упрочненной стали. Это определяет широкое применение малоуглеродистой низколегированной стали в сварных конструкциях.

1. Теоретические основы

Среднеуглеродистую и высокоуглеродистую сталь термическому упрочнению подвергают давно. Теоретические основы упрочнения этих сталей разработаны достаточно полно.

Этого нельзя сказать о низкоуглеродистой стали. Между тем из этой стали изготавливают много прокатных изделий и труб для строительства и машиностроения. Эти изделия нуждаются в упрочнении.

До последнего времени не было единого мнения о том, можно ли упрочнить низкоуглеродистую сталь при помощи термической обработки. Считали, что низкоуглеродистая сталь при закалке не упрочняется. В то же время были опубликованы исследования, указывающие на то, что низкоуглеродистая сталь при закалке упрочняется в несколько раз [37, 38].

Однако, до самого последнего времени упрочнение

низкоуглеродистой стали с помощью закалки на заводах не использовали.

Рассмотрим процессы, происходящие в низкоуглеродистой стали при закалке, а также ее структуру и проанализируем свойства термически упрочненной низкоуглеродистой стали.

Закалка низкоуглеродистой стали на мартенсит

При достаточно быстром охлаждении в стали, нагретой выше верхней критической точки (A_{c3}^*), в интервале температур $M_n - M_k$ (M_n — температура начала, а M_k — температура конца мартенситного превращения), возникает новая структурная составляющая: аустенит превращается в мартенсит. О твердости мартенсита можно судить по данным, приведенным на рис. 1.

Мартенсит представляет собой пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе¹. Элементарная ячейка кристаллической решетки мартенсита имеет тетраго-

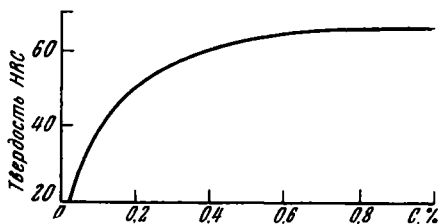


Рис. 1. Твердость мартенсита закаленной стали в зависимости от содержания углерода

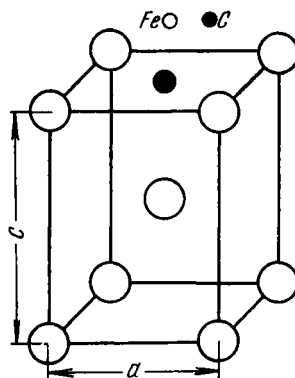


Рис. 2. Элементарная ячейка кристаллической решетки тетрагонального мартенсита

нальную форму (рис. 2): размер c у нее больше размера a ; отношение c/a характеризует степень тетрагональности. Размеры элементарной ячейки кристаллической ре-

* Случай закалки из «межкритического интервала» ($A_3 - A_1$) будет рассмотрен позже.

¹ Мартенситную структуру при определенных условиях можно получить и в безуглеродистом железе.

шетки мартенсита определяются содержанием углерода в стали.

В 1929 г. Г. В. Курдюмов и Э. З. Каминский [19], исследуя изменение параметров кристаллической решетки мартенсита для сталей с различным содержанием углерода (0,64—1,44% С), показали, что параметры c и a и величина отношения c/a изменяются пропорционально содержанию углерода (рис. 3). Экстраполяция на 0% С дает величину $c = a = 2,86\text{Å}$, равную параметру решетки чистого α -железа, не содержащего углерода.

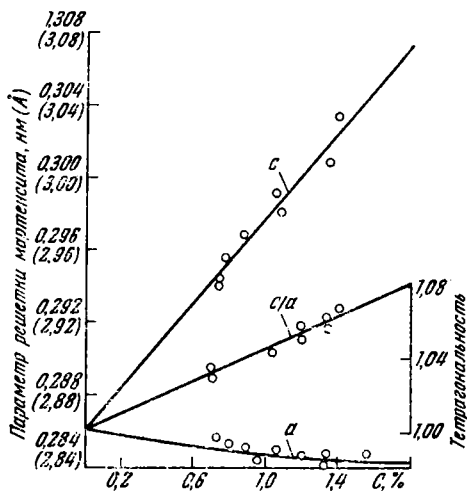


Рис. 3. Параметры a и c и степень тетрагонольности решетки мартенсита (c/a) в зависимости от содержания углерода по данным различных исследователей [115]

Из этого следует, что принципиальной разницы в процессах, происходящих при закалке стали, например с 0,6% и 0,2% С, нет. Изменяется лишь количество углерода, растворенного в α -решетке: в первом случае оно равно 0,6, во втором 0,2% [51].

Процесс образования мартенсита в низкоуглеродистой стали можно представить следующим образом.

В результате быстрого охлаждения стали из аустенитной области при переходе точки M_n начинается процесс образования мартенсита. В результате этого процес-

ходит одновременно основной сдвиг, приводящий к образованию кристаллов мартенсита в виде игл (сплюснутых эллипсоидов), а также неоднородная деформация, в результате которой образуется дислокационная сетка внутри кристалла. Образовавшийся кристалл мартенсита испытывает также дополнительные деформации, вы-

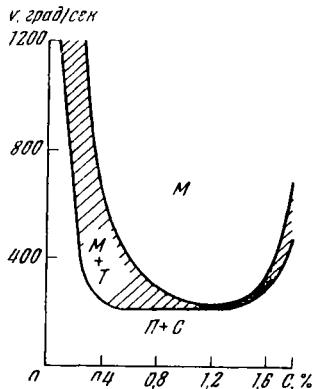


Рис. 4. Зависимость критической скорости охлаждения при закалке от содержания углерода в стали:

M — мартенсит; *T* — тростит;
C — сорбит; *П* — перлит

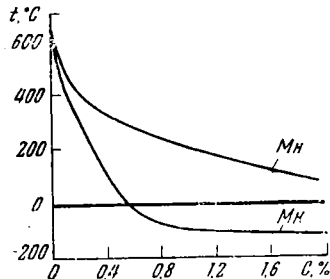


Рис. 5. Зависимость температуры начала (M_n) и конца (M_k) превращения аустенита в мартенсит от содержания углерода в стали

званные взаимодействием соседних растущих мартенситных кристаллов. При этом возможно перераспределение дислокаций в кристалле. Плотность дислокаций достаточно велика (больше 10^{11} см^{-2}) (см. также работы [59, 283]).

Для получения при закалке структуры мартенсита сталь следует охлаждать со скоростью не ниже критической $v_{кр}$. Эта скорость сильно изменяется при изменении содержания углерода (рис. 4) [39] и других элементов.

Приводимые в литературе данные о величине критической скорости охлаждения при закалке значительно различаются, так как разные исследователи определяют $v_{кр}$ для разных интервалов температур. Наиболее рационально определять $v_{кр}$ по термокинетическим диаграммам. Построенные нами диаграммы (рис. 6, 22, 68—72) показывают, что в реальных сталях в интересующем

нас интервале температур критическая скорость охлаждения значительно меньше, чем предполагалось [40] ранее. В связи с этим представляют интерес ориентировочные данные о скорости охлаждения в спокойной воде круглых профилей различных диаметров [41]:

<i>D</i> , мм	2	4	6	10	16	20	55
<i>v</i> , град/сек	830	530	410	190	100	70	20

Приведенные данные получены при охлаждении образцов стали в спокойной воде. При охлаждении мощными струями водовоздушной смеси круглого периодического профиля (арматуры для железобетона) диаметром 10 мм удалось достичь скорость охлаждения 500 град/сек, в 2,5 раза большую, чем была получена для пластин толщиной 10 мм в спокойной воде [24, с. 42].

Из сказанного следует, что в прокатных изделиях при сравнительно небольших количествах углерода и экономном введении в сталь некоторых недефицитных легирующих примесей вполне осуществимо в промышленных условиях достижение критической скорости охлаждения при закалке.

Вместе с тем представляет большой интерес вопрос о структуре и свойствах, какие могут быть получены в низкоуглеродистой стали в том случае, если скорости охлаждения ее будут меньше критической. Он будет рассмотрен нами несколько ниже.

Температуры M_n и M_k зависят от содержания углерода в стали (рис. 5) [42]. В то время как у стали с 0,8% С M_n лежит приблизительно при 250°C, а M_k — при — 80°C, в стали с 0,2% С эти температуры повышаются до 400—420°C и до 300°C соответственно.

Естественно, что мартенсит, образующийся при столь высоких температурах, будет тотчас же подвергаться отпуску, причем отпуск будет протекать с большой скоростью. По расчетам Л. И. Лысака [43] и В. Н. Гриднева [31] половина всего мартенсита превращается в отпущенный мартенсит при 0°C — за 340 лет, а при 300°C — за 0,002 сек. В. Н. Гридневым получены интересные экспериментальные данные о скорости, с которой протека-

ют процессы отпуска мартенсита при сверхбыстром (60 000 град/сек) электроннагреве стали; отпущенный мартенсит образуется при температуре 200°C за 10^{-3} — 10^{-4} сек [31].

Обычно в стали с 0,1—0,6% С даже при «резкой» закалке получают отпущенный мартенсит, структура которого представляет собой тончайшие пластинки карбидов железа, к которым прилегают области мартенсита, т. е. твердого раствора углерода в α -железе, с очень низким содержанием углерода. Эти области в свою очередь окружены мартенситом, содержание углерода в котором равно содержанию его в исходном аустените [45, 46].

Весьма большие критические скорости охлаждения при закалке, нужные для получения мартенсита в низкоуглеродистой стали, обусловлены тем, что при уменьшении содержания углерода точки начала и конца мартенситного превращения резко повышаются, а скорость распада мартенсита быстро возрастает. Устойчивость аустенита низкоуглеродистой стали можно повысить за счет введения в ее состав легирующих элементов, снижающих мартенситные точки. Таким способом Г. В. Курдюмову и его сотрудникам удалось получить нераспавшийся мартенсит в сталях, содержащих от 0,2 до 0,6% С [47, 51].

Представляет теоретический интерес вопрос о возможности получения чистого мартенсита, т. е. мартенсита без примеси продуктов его распада, в стали с очень низким (<0,1%) содержанием углерода.

Скорость распада мартенсита на феррито-карбидную смесь обусловлена не только подвижностью атомов, быстро увеличивающейся с температурой, но и степенью пересыщения твердого раствора, которая является движущей силой распада. Поэтому в сталях с очень низким содержанием углерода ($\sim 0,1\%$ и меньше), несмотря на сравнительно высокую температуру начала превращения аустенита в мартенсит (около 500°C), при резком охлаждении все же удается получить нераспавшийся мартенсит [49].

Резкое охлаждение при закалке этих сталей необходимо главным образом для того, чтобы предотвратить распад мартенсита, а для того, чтобы задержать выделение феррита, а также нормальное (диффузион-

ное) превращение γ -фазы в α -фазу выше мартенситной точки. Поэтому условием получения закаленной стали в данном случае является не только резкое охлаждение, но и нагрев до высоких температур (1000—1200°C). Высокая температура нагрева необходима для «залечивания» нарушений кристаллической структуры аустенита, облегчающих образование зародышей α -фазы. Применяя нагрев выше 1150°C, удалось закалить даже железо, содержащее менее 0,1% С, т. е. предотвратить «нормальное» образование зародышей α -фазы и осуществить превращение γ -фазы в α -фазу по мартенситному механизму [50].

Элементарная ячейка решетки мартенсита чистого железа, очевидно, такая же, как и отожженного. Кристаллы мартенсита отличаются от кристаллов отожженного железа только своим физическим состоянием: весьма малыми размерами, игольчатой формой, нарушениями кристаллической структуры, большим числом дефектов решетки, в том числе дислокаций [51].

При содержании углерода около 0,01% и более кристаллы мартенсита отличаются от отожженного α -железа не только физическим состоянием, но и присутствием растворенного углерода. Пока решетка мартенсита остается кубической, атомы углерода размещаются между атомами железа по любой из трех тетрагональных осей куба. Решетка мартенсита остается, по-видимому, кубической и при содержании 0,1% С. При содержании углерода 0,2% отчетливо обнаруживается тетрагональная решетка [47, 51].

К сожалению, физические и особенно механические свойства низкоуглеродистого неотпущенного и отпущенного мартенсита исследованы недостаточно.

В связи с этим особый интерес представляет исследование структуры низкоуглеродистой термически упрочненной стали под электронным микроскопом. Вместе с тем необходимо изучение влияния скорости охлаждения на структуру и свойства низкоуглеродистой стали, а также влияния различной скорости охлаждения в разных температурных интервалах, например в области между M_n и M_k и ниже M_k .

Некоторые из этих исследований приводятся в этой монографии.

*Влияние скорости охлаждения.
Термокинетические диаграммы.*

Прокат при термическом упрочнении можно охлаждать с различной скоростью. Эта скорость, очевидно, может быть и выше $v_{кр}$ и ниже ее. Не меньшее значение имеет скорость охлаждения при температурах ниже M_k . Поэтому большой теоретический и практический интерес представляют систематические исследования влияния скорости охлаждения на структуру и свойства

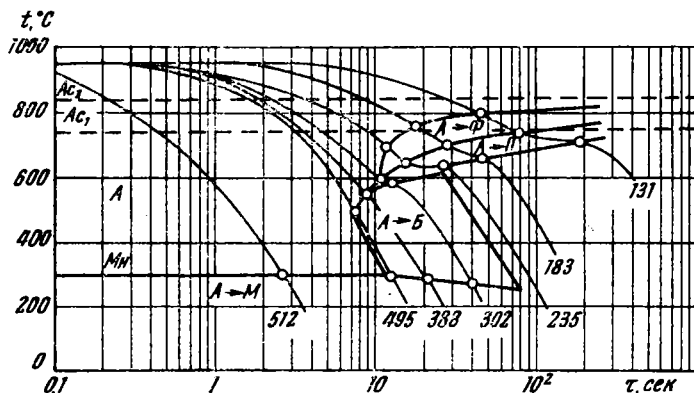


Рис. 6. Термокинетическая диаграмма стали 35ГС (превращение аустенита при непрерывном охлаждении). Цифры на диаграмме указывают твердость НВ

стали, результаты которых представляют обычно в виде термокинетических диаграмм, впервые построенных в СССР [52].

Термокинетические диаграммы используют [25, 53 и др.] для разработки режимов термической обработки стали.

На термокинетической диаграмме стали 35ГС (0,34% С, 1% Мн, 0,76% Si), представленной на рис. 6 [54], линии, заканчивающиеся трехзначными цифрами, соответствуют исследованным кривым охлаждения, а сами цифры — числам твердости по Бринелю, получаемым для стали, охлажденной с данной скоростью. А → М — область превращения аустенита в мартенсит; А → Ф —

область выделения феррита из аустенита, $A \rightarrow P$ — область превращения аустенита в перлит; $A \rightarrow B$ — область превращения аустенита в структуру промежуточного типа (бейнит). В результате охлаждения с различными скоростями получен набор структур с разной твердостью, которая достаточно плавно изменяется от 510 до 130 НВ.

На термокинетических диаграммах можно отчетливо наблюдать влияние легирующих элементов на повышение устойчивости аустенита. Для разработки технологического процесса термического упрочнения проката нами построен ряд термокинетических диаграмм для низкоуглеродистых и низколегированных сталей [26, с. 42; 28; 54; 108; 109].

Исследования показывают, что при прерванной закалке условия охлаждения стали в интервале температур и времени, в котором происходит превращение аустенита в продукты его распада, иногда соответствуют условиям изотермического распада аустенита, т. е. условиям превращения его при постоянной температуре [27]. В этом случае для описания процесса превращения могут быть использованы диаграммы изотермического превращения аустенита¹ [30, 26, с. 42].

Влияние пластической деформации аустенита. Высокотемпературная термомеханическая обработка стали

В процессе прокатки происходит пластическая деформация аустенита, в результате которой возникает наклеп, обуславливающий повышенную плотность несовершенств (дефектов) строения кристаллической решетки, в том числе и дислокаций, и соответствующее распределение их.

Закалка фиксирует те структурные изменения, которые возникли в аустените в процессе наклепа. Упрочнение, обусловленное наклепом, складывается с упрочнением, возникающим в результате закалки.

¹ Для случая прерванного интенсивного охлаждения необходимо строить специальные термокинетические диаграммы [26, с. 42].

Прочность стали в результате термомеханической обработки возрастает по сравнению с прочностью, получаемой при обычной закалке; увеличивается дополнительно и пластичность стали.

Так как упрочнение в данном случае возникает под влиянием механических (обработка давлением, прокатка) и термических (закалка) операций, то такую совокупность воздействия называют термомеханической об-

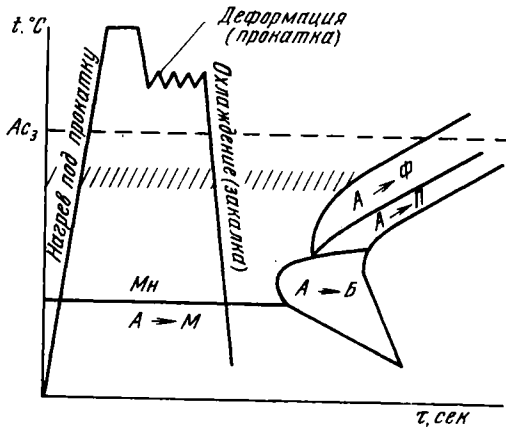


Рис. 7. Технологическая схема ВТМО. Заштрихован интервал температур интенсивной рекристаллизации

работкой (ТМО). Если деформацию проводят до температур, лежащих выше температуры рекристаллизации, обработку называют высокотемпературной (ВТМО) (рис. 7).

Эффект высокотемпературной термомеханической обработки, заключающейся в совмещении пластической деформации в аустенитном состоянии с закалкой стали [56], был открыт и исследован В. Д. Садовским и его сотрудниками Л. В. Смирновым и Е. Н. Соколовым.

В результате ТМО происходит измельчение зерен исходного аустенита (при прокатке зерно дробится), уменьшение размеров кристаллов мартенсита, а также сохраняется некоторая ориентированность в расположении карбидов. С увеличением степени деформации плот-

ность дефектов кристаллической решетки возрастает; оптимальные эффекты ВТМО достигаются при деформациях от 20 до 50%.

Если после деформации (например, прокатки) закалка следует немедленно, то процессы рекристаллизации аустенита не успевают совершиться и в результате ВТМО достигается более высокая прочность. Если же в промежутке времени между окончанием прокатки и началом закалки успевают пройти начальные стадии рекристаллизации, то получают значения прочности несколько ниже, чем в первом случае, но все же удается достичь большего запаса пластичности, чем при обычной закалке. Высокая пластичность в ряде случаев, например при внезапных перегрузках, сложно-напряженном состоянии и т. п., имеет решающее значение.

Если же после прокатки сталь не подвергают закалке, то в ней успевают пройти процессы рекристаллизации обработки (зарождение мелких равноосных зерен) и собирательной рекристаллизации. Последняя обуславливает значительное разрастание зерен и приводит к разупрочнению стали. Поэтому сталь, охлажденная после прокатки на воздухе, имеет относительно низкую прочность [57].

Обзор современного состояния вопроса о термомеханической обработке металлов и сплавов дан в монографии М. Л. Бернштейна [58].

Отпуск закаленной низкоуглеродистой стали.

Процессы, протекающие при отпуске закаленной низкоуглеродистой стали, существенно отличаются от процессов, происходящих при отпуске среднеуглеродистой стали.

Как показали исследования под электронным микроскопом [59], в низкоуглеродистой стали, в которой точка M_n высока, мартенситные иглы, образовавшиеся в первую очередь, отпускаются в процессе закалки. Выделения в самоотпущенных иглах имеют форму пластинок или стержней шириной около 10 нм (100 Å) и длиной 150 нм (1500 Å). Электронографическое исследование показывает, что выделения, образовавшиеся при темпе-

ратуре отпуска 300°C, имеют кристаллическую решетку цементита. При температурах отпуска ниже 200°C образуются, по-видимому, сегрегации, которые вырастают затем в выделения. После отпуска при 400°C наблюдается рост карбидов по границам игл, а внутри игл выделения начинают исчезать. При температуре 500°C четко наблюдается полигонизация, в то же время наступает сфероидизация карбидов, расположенных по границам блоков. Рекристаллизация начинается после непродолжительной выдержки при 600°C, хотя некоторые иглы еще остаются.

Было отмечено, что в низкоуглеродистых сталях превращение аустенита в мартенсит заканчивается при высоких температурах. При этих температурах процессы отпуска мартенсита, образовавшегося при закалке, протекают с огромной скоростью. Поэтому в момент окончания превращения аустенита в мартенсит, т. е. при температуре M_k , в низкоуглеродистой стали, как правило, наблюдается структура отпущенного мартенсита.

Если при температуре M_k прекратить интенсивное охлаждение стали водой, и дальнейшее охлаждение вести медленно, например, на воздухе, то процессы отпуска стали получат дальнейшее развитие: понизится содержание углерода в α -фазе, произойдет дальнейшая коалесценция карбидов, рост зерен α -фазы, релаксация напряжений и т. д.

Поэтому при повторном нагреве низкоуглеродистой стали, охлажденной от M_k до комнатной температуры на воздухе, вплоть до температуры M_k не наблюдается существенных изменений свойств, так как в этом случае отпускают сталь, уже прошедшую отпуск в интервале температур от M_k до комнатной.

Еще больший эффект отпуска будет наблюдаться в том случае, если в соответствии с термокинетической диаграммой прекратить интенсивное охлаждение проката при температуре конца бейнитного или феррито-перлитного превращения, лежащей значительно выше температуры M_k .

Следовательно, регулируя продолжительность и скорость охлаждения, можно получить необходимую структуру и заданные свойства стали.

Прекращение интенсивного охлаждения при заданной температуре называют прерванной закалкой.

Использование тепла, оставшегося в изделии при прерванной закалке, для отпуска называют самоотпуском.

Если раньше процесс самоотпуска почти не поддавался регулированию, то в настоящее время он может быть полностью автоматизирован и выполнен с большой точностью [60].

Для некоторых малоуглеродистых низколегированных сталей представилось возможным получить заданные свойства, не прибегая ни к прерванному охлаждению, ни к дополнительному отпуску.

Так как большая часть прокатных изделий имеет простую форму, то значительных остаточных напряжений после прерванной закалки и самоотпуска в них не наблюдается.

Изложенное не исключает в отдельных случаях проведения операции дополнительного отпуска термически упроченных прокатных изделий. В то же время следует отметить, что возможность термического упрочнения большинства прокатных изделий из низкоуглеродистых и низколегированных сталей без дополнительного отпуска весьма облегчает решение задачи термического упрочнения проката непосредственно в потоке его производства.

Экспериментальные данные, относящиеся к отпуску и самоотпуску термически упроченной стали, приведены в гл. V.

2. Технологические основы

Технологические схемы упрочнения

Выбор технологической схемы термического упрочнения проката определяется многими факторами.

Упрочнение в потоке прокатного стана

Достоинством упрочнения в потоке прокатного стана является возможность использовать тепло прокатного нагрева, которое в настоящее время теряется бесполезно при охлаждении проката на воздухе. Это количе-

ство тепла велико. При использовании тепла прокатного нагрева сохраняется большое количество топлива, которое необходимо было бы израсходовать на повторный нагрев проката под термическую обработку.

Кроме того, отпадают большие капитальные затраты на сооружение нагревательных печей, специального здания, на оборудование, связанное с работой печей и соответствующие эксплуатационные и транспортные расходы.

При упрочнении в потоке прокатного стана представляется возможность использовать эффект ВТМО, если интенсивное охлаждение начинается вскоре после выхода металла из прокатного стана.

Осуществление упрочнения в потоке прокатного стана возможно по нескольким вариантам. Из них наиболее удобно при эксплуатации упрочнение в охлаждающих устройствах, расположенных параллельно основному рольгангу прокатного стана.

Охлаждение в устройствах, расположенных параллельно основному рольгангу прокатного стана. Передача раската в охлаждающие устройства может быть осуществлена двумя способами.

Передача с помощью переводных стрелок. В этом случае, если раскат достаточно гибок (например, круглые стержни небольшого диаметра и т. п.), передний конец вскоре после выхода из прокатного стана при помощи устройств, напоминающих по идее стрелочные переводы на железных дорогах (в последующем будем называть их, поэтому, «стрелками»), направляют в систему расположенных последовательно одно за другим (в виде отдельных секций) охлаждающих устройств. Эти устройства установлены параллельно основному рольгангу. После выхода из охлаждающих устройств раскат транспортируют на холодильник прокатного стана. Температура его в зависимости от принятой технологии может быть равна температуре самоотпуска (например, 300—400°С) или соответствовать температуре окружающего пространства.

Передача при помощи шлепперов. В том случае, если прокатываемый профиль недостаточно гибок (балки, лист и т. п.), после полного выхода раската из стана его тормозят и при помощи шлепперов переводят на расположенный параллельно основному вспомогательный

рольганг. На последнем смонтированы устройства для охлаждения проката до заданной температуры; после охлаждения проката его передают на холодильник.

Охлаждение на передвижном рольганге. В том случае, если длина пути охлаждения невелика и составляет, например, 8—15 м, охлаждение проводят на передвижном рольганге. Для этого на небольшом расстоянии от чистой клетки рольганг (на длину, равную длине пути охлаждения) ставят на опоры, позволяющие перемещать его в направлении, перпендикулярном профильной оси основного рольганга. Рядом с подвижной секцией рольганга на тех же опорах монтируют охлаждающие устройства. Эти устройства жестко скреплены с подвижной секцией рольганга. При прокатке продукции, не требующей упрочнения, продольная ось подвижной секции рольганга совпадает с продольной осью основного рольганга; при прокатке упрочняемых изделий подвижную секцию рольганга смещают перпендикулярно основному рольгангу таким образом, что с его продольной осью совпадает продольная ось охлаждающих устройств. После охлаждающего устройства прокат в упрочненном виде направляют на холодильник.

Охлаждение на основном рольганге

Основным достоинством этого варианта является возможность наиболее полно использовать эффект ТМО. При этом упрощается транспортировка металла в период интенсивного охлаждения. Охлаждение на основном рольганге является неизбежным в случае охлаждения, например, полосовой или штрипсовой стали с большой длиной полосы или штрипса.

Недостатком рассматриваемой схемы является то, что при прокатке изделий, не нуждающихся в упрочнении, их приходится пропускать через охлаждающие устройства на холостом ходу. Ремонт или переналадка охлаждающих устройств в это время невозможны. Охлаждающие устройства на основном рольганге стана в известной мере осложняют работу персонала стана при прокатке изделий, не требующих упрочнения, при настройке стана, при уборке застрявших («забуривших») полос и т. д. В тех случаях, когда установка охлаждающих устройств на основном рольганге неизбежна,

они должны быть размещены так, чтобы их можно было в случае необходимости легко демонтировать.

Поэтому расположение охлаждающих устройств на основном рольганге прокатного стана представляется обоснованным лишь в тех случаях, когда возможность расположения их на параллельном рольганге исключена.

Упрочнение вне потока проката с отдельного нагрева

Упрочнение с отдельного нагрева проводят в тех случаях, когда требуется упрочнять сварные изделия (например, электросварные трубы), холодногнутые профили и т. п., а также на станах устаревшей конструкции, на которых колебания температур конца прокатки слишком велики.

При упрочнении с отдельного нагрева печи и охлаждающие устройства обычно располагают в конце цеха, на складе готовой продукции, в отдельных пролетах, примыкающих к прокатному цеху, или в отдельно стоящих зданиях.

Однако представляется целесообразным даже там, где дополнительный нагрев под термическую обработку неизбежен (сварные трубы, гнутые профили), размещать термические агрегаты в линии, расположенной рядом с основным грузопотоком цеха, т. е. параллельно основному рольгангу.

Таковы основные схемы термического упрочнения прокатных изделий.

Нагрев

Наиболее рационально и экономично использование для термического упрочнения тепла, остающегося в изделиях после нагрева под прокатку.

В тех случаях, когда повторный нагрев неизбежен (электросварные или холодногнутые изделия), его следует проводить ускоренно, что обеспечит минимальный рост зерна аустенита.

Вторичный нагрев проката до температуры закалки (около 950°C) вызывает потери металла в окалину. В

результате образования окалины на поверхности изделия ухудшаются условия охлаждения стали. Исследования¹ показали, что при прокатке заготовок сечением 60×60 и 80×80 мм из углеродистой стали на непрерывно-заготовочном стане 750/500 Криворожского металлургического завода потери металла в окалину составляют 0,33%. При прокатке периодических профилей на стане 120 Днепровского металлургического завода им. Дзержинского потери металла в окалину составляют около 0,35%. При термической обработке вилки автомобиля эти потери достигают 0,34%. Можно принять, что потери металла в окалину после выхода его из чистовой клетки (0,34%) и при последующем нагреве его под термическую обработку (0,34%) составят в сумме около 0,7%.

Применение ускоренного охлаждения проката при упрочнении его с прокатного нагрева непосредственно после выхода из последней клетки позволит почти полностью ликвидировать эти потери металла. В тех случаях, когда повторный нагрев неизбежен, применение скоростного нагрева может несколько уменьшить потери металла в окалину.

Иногда в литературе можно встретить указания на то, что после прокатки целесообразно металл подогреть повторно для выравнивания температуры по сечению изделия и для некоторого повышения температуры. Расчеты показывают, что такой подогрев весьма нежелателен, так как для его проведения необходимы дорогостоящие громоздкие (большой длины) печи.

В связи с этим возникает вопрос, возможно ли термическое упрочнение в тех случаях, когда сталь после выхода из прокатной клетки имеет температуру ниже A_{r3} и выше A_{r1} или даже тогда, когда ее температура несколько ниже A_{r1} .

Интенсивное охлаждение проката с температур, лежащих между A_{r3} и A_{r1} и даже несколько ниже A_{r1} , как показали наши опыты, целесообразно. Сталь упрочняется, так как предотвращается полное выделение углерода из α -фазы, предотвращается ее собирательная рекристаллизация и рост (коалесценция) карбидных частиц; в этом случае в некоторой мере может быть и ис-

¹ Институт черной металлургии (Днепропетровск).

пользован и эффект термомеханической обработки, и термического (закалочного) старения.

Результаты экспериментальных исследований приведены в главе V.

Охлаждение

Требования к охлаждающим устройствам. К охлаждающим устройствам прокатных изделий при их упрочнении должны быть предъявлены следующие требования:

1. Высокая скорость охлаждения. Для получения одинаковой структуры и свойств по сечению изделия необходимо, чтобы скорость охлаждения поверхности и сердцевины его при закалке была выше критической.

Для этого нужна сталь с высокой прокаливаемостью. К сожалению, прокаливаемость углеродистой, особенно низкоуглеродистой стали, невелика.

Распределение твердости по сечению образцов толщиной от 2 до 16 мм при закалке в спокойной воде показано на рис. 8. Прокаливаемость низкоуглеродистой

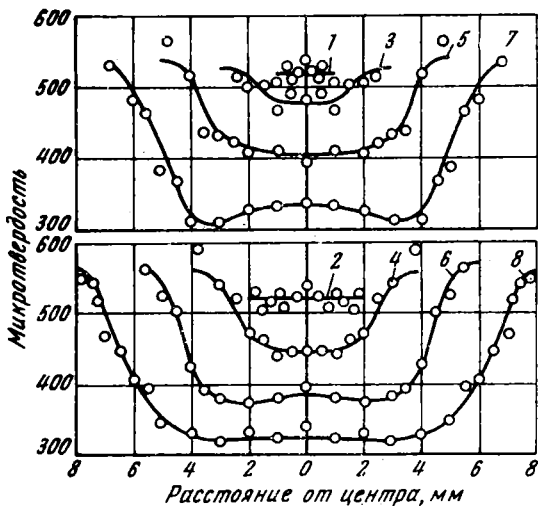


Рис. 8. Распределение микротвердости H_{300} по сечению образцов из стали 20 после закалки с 900°C , имеющих различную толщину, мм:

1—2; 2—4; 3—6; 4—8; 5—10; 6—12; 7—14; 8—16

стали может быть резко повышена не только за счет легирования, но и в результате повышения интенсивности охлаждения.

Следует отметить, что толщина стенок и диаметр сортовых прокатных изделий, подлежащих упрочнению, как правило, весьма невелики.

При небольших толщинах и диаметрах изделий высокая скорость охлаждения их на всю толщину при достаточно интенсивном охлаждении может быть достигнута сравнительно легко.

2. Одинаковая скорость охлаждения прокатного изделия по периметру и длине. Обеспечить одинаковую скорость охлаждения поверхности и сердцевины изделия нельзя, однако для уменьшения искривления и коробления необходимо, чтобы в более массивных частях изделия, например в местах сочленения полка уголка или стенки и полки балки, где на единицу поверхности приходится больше металла, охлаждение проходило с такой же скоростью, как и в менее массивных частях. С этой целью более массивные части изделия следует охлаждать интенсивнее; в этом случае опасность искривления и коробления изделия при закалке будет резко уменьшена, уменьшатся и остаточные напряжения.

Вместе с тем следует стремиться и к тому, чтобы разность между температурами поверхности и сердцевины изделия при охлаждении была минимальной.

3. Использование для охлаждения воды или водовоздушной смеси. Наиболее целесообразной охлаждающей средой при упрочнении проката является техническая вода или водовоздушная смесь; применение других закалочных сред сильно осложнит конструкцию охлаждающих устройств и повысит себестоимость обработки.

4. Высокая производительность и полная автоматизация охлаждающих устройств являются необходимыми.

Способ охлаждения играет важную, иногда основную роль, так как определяет скорость и равномерность охлаждения. Прокатные изделия охлаждают в спокойной и проточной воде струями воды, водовоздушной и паровоздушной смеси, прерывистым охлаждением или купанием (попеременным погружением изделия в воду и извлечением из нее).

Некоторые из применяемых способов охлаждения будут рассмотрены дальше.

Устройства для охлаждения. Для охлаждения применяют баки со спокойной и проточной водой, наружные и внутренние спрейеры, форсунки, устройства для ламинарного охлаждения.

Известны схематические изображения и весьма краткие описания некоторых машин для охлаждения прокатных изделий: рельсов, колес, прутков, листов, помольных шаров и т. д.

Длина пути охлаждения имеет важное значение для решения вопроса о том, вписывается ли агрегат для термического упрочнения в габариты существующего прокатного стана или цеха, там где расстояние от чистой клетки до холодильника уже predetermined. Длина пути охлаждения может быть уменьшена путем интенсификации охлаждения.

Расположение охлаждающих устройств определяется в основном формой изделий: в случае охлаждения листов их располагают сверху и снизу изделия. Для тел цилиндрической формы применяют кольцевые спрейеры, иногда изделия погружают или даже сталкивают с рольганга в бак с охлаждающей жидкостью, хотя в этом случае трудно обеспечить равномерность охлаждения всех элементов изделия. Охлаждающие устройства должны быть ограждены от повреждений, которые может причинить движущийся прокат.

Водоснабжение агрегатов для термического упрочнения проката обеспечивается в большинстве случаев за счет оборотного цикла. Воду от взвешенных частиц, которые могут засорить охлаждающие устройства, очищают фильтрацией.

Воду в охлаждающие устройства подают под различным давлением в зависимости от условий термического упрочнения. Расход воды изменяют в довольно широких пределах, определяемых формой и размерами изделий. Конкретные примеры параметров охлаждения будут приведены при описании упрочнения отдельных прокатных изделий.

Отпуск

Было показано, что для некоторых марок малоуглеродистой и низколегированной стали дополнительный отпуск после термического упрочнения не обязателен.

Изделия из таких сталей могут достаточно быстро охлаждаться в процессе закалки до температуры окружающего пространства и отдельно отпуску не подвергаются. К числу их относятся, например, толстые листы из углеродистой стали, содержащей углерода до 0,18%, круглые профили диаметром от 10 до 14 мм из стали типа 20ГС и т. д.

В других случаях для термического упрочнения проката из малоуглеродистой и низколегированной стали рекомендуется закалка с прерванным охлаждением, т. е. закалка с самоотпуском. В этом случае технологические инструкции четко регламентируют продолжительность интенсивного охлаждения изделий. Последующее остывание их происходит на воздухе. Такова, например, технология упрочнения прутков из стали 35ГС.

В отдельных случаях отпуск упрочненных прокатных изделий и труб рекомендуют как отдельную операцию (железнодорожные колеса и т. п.) [78]. В этом случае для проведения отпуска требуется большое число печей.

Процессы при отпуске протекают с большой скоростью. Поэтому основное время при отпуске затрачивается на нагрев изделий до заданной температуры; в связи с этим необходимо обеспечить быстрый нагрев при отпуске. Для изделий, в которых быстрое охлаждение не вызовет опасных остаточных напряжений, рекомендуют ускоренное охлаждение после отпуска (водой) это предотвращает возникновение отпускной хрупкости.

Иногда при проектировании агрегатов для термического упрочнения проката предусматривают печи для отпуска на случай, если после закалки с самоотпуском для некоторых сталей потребуется дополнительный отпуск. Необходимости в постройке таких печей до последнего времени не выявлено, но в цехе можно зарезервировать место для постройки таких печей. Количество проката, которое может потребовать дополнительного отпуска, принимают обычно 20% от общего количества проката, термически упрочненного на данном стане.

Механизация и автоматизация процессов и оборудования

Результаты термического упрочнения зависят от химического состава стали, размеров и формы изделий, температуры нагрева стали перед упрочнением, величи-

ны и степени деформации аустенита при прокатке, скорости прокатки, длины пути охлаждения, количества (расхода), давления и температуры охлаждающей воды и т. д. Совокупность этих факторов определяет, в частности, температуру изделий, при которой следует прекращать интенсивное охлаждение (температуру начала самоотпуска).

Управление процессами термического упрочнения должно быть механизировано и автоматизировано. Для обеспечения постоянства структуры и свойств изделий при изменении одного из факторов, влияющих на результаты упрочнения (например, температуры проката), автоматически должны изменяться параметры упрочнения (например, длина пути охлаждения).

Смена охлаждающих устройств должна быть механизирована на прокатном стане при переходе от охлаждения изделий одних размеров или формы к охлаждению изделий других размеров или формы.

Отделка упрочненного проката

Правка. Как показывает опыт, при термическом упрочнении круглых мелкосортных профилей стержни получают прямыми и правки не требуют. При упрочнении мелких, средних и крупных строительных профилей они, при условии равномерного охлаждения, также получают достаточно прямыми и требуют лишь незначительной правки на обычных, имеющихся в цехе правильных устройствах.

При проектировании технологии термического упрочнения проката обычно делают поверочные расчеты правильных средств. Как правило, существующие на современных металлургических заводах устройства для правки проката достаточно мощны для правки упрочненных прокатных изделий из низкоуглеродистой стали.

Резка. Резку упрочненной арматурной стали диаметром 10—14 мм и мелкосортных угловых профилей осуществляют в цехе на прессах. Для резки крупных строительных профилей в настоящее время разрабатывают специальные устройства. Так, в Харьковском авиационном институте под руководством В. Д. Кононенко разработан агрегат для импульсной резки упрочненного проката. Уральский завод тяжелого машиностроения проектирует

для этой же цели пилы холодной резки. ВНИИавтоген-маш предполагает осуществить резку кислородом. По-видимому, устройства для резки разных видов проката будут различны.

В отдельных случаях термическому упрочнению можно подвергать прокат, предварительно разрезанный в горячем состоянии на мерные длины.

Смотка. Обычно термически упрочненный прокат отгружают потребителю разрезанным на мерные длины. Однако не исключена возможность поставки термически упрочненной проволоки-катанки, а также круглых профилей и большего диаметра в мотках (бунтах), а полосовой стали — в рулонах.

Технология термического упрочнения проката

1. Строительные профили

Арматура для железобетона и мелкие круглые профили

Упрочнение изделий, непрерывно движущихся через охлаждающие устройства. Необходимо было создать установку для термического упрочнения арматурной стали и прутков в потоке современного непрерывного стана с использованием тепла прокатного нагрева, которая обладала бы производительностью, соответствующей производительности стана, т. е. не менее 100 т/ч. Установка должна быть в потоке стана и обеспечивать получение нужных свойств в круглых профилях, движущихся со скоростью 15 м/сек и более.

Применение специального отпуска для получения необходимых свойств металла в условиях массового производства круглых профилей связано со строительством большого количества термических печей; это приводит к усложнению технологического процесса и резкому увеличению капитальных и эксплуатационных затрат. Необходимо было создать такие условия, при которых технологическая схема закалки с прерванным охлаждением позволяла получать более высокие свойства стали, чем при закалке по обычной схеме, т. е. после охлаждения стали и последующего специального отпуска.

Обе задачи в настоящее время успешно решены: промышленная установка для термического упрочнения арматурной стали, построенная в потоке стана 250-1 Криворожского металлургического завода, позволяет получать сталь с высокими значениями прочности и пластичности.

Известно, что прокат массового применения производят из низкоуглеродистых и низколегированных слабо прокаливающихся сталей, для которых критические скорости охлаждения имеют высокие значения [41]. Прове-

денные исследования показали, что арматурные стали — низкоуглеродистая сталь Ст. 5 и низколегированная сталь 35ГС — имеют критические скорости охлаждения, приблизительно равные 350 и 100 град/сек [54, с. 99].

При охлаждении в баке с водой образцов, имеющих диаметры 6 и 9 мм, наибольшие скорости охлаждения центра составляют 400 и 280 град/сек соответственно. Известно, что наименьший диаметр прутков и стержней арматуры, прокатываемых на сортовых станах, равен 10 мм. При охлаждении их в баке с водой скорость охлаждения центра будет еще меньше.

Таким образом, критические скорости охлаждения при закалке указанных прокатываемых изделий по всему сечению практически не могут быть достигнуты при охлаждении в спокойной воде. Поэтому с увеличением диаметра прутков объем металла со структурой мартенсита будет непрерывно уменьшаться, а переохлажденный аустенит в более глубоких от поверхности слоях будет превращаться непосредственно в бейнит, сорбит или перлит с избыточным ферритом.

При одинаковом диаметре стержней количество мартенсита будет увеличиваться по мере повышения скорости охлаждения, а при постоянной скорости охлаждения по мере увеличения продолжительности полного охлаждения [26, с. 42].

Повысить пластичность арматурных стержней из обычной углеродистой или низколегированной стали можно двумя способами: увеличением объема мартенсита, который должен затем подвергаться отпуску или самоотпуску, и уменьшением количества структурно свободного феррита. Увеличения количества мартенсита можно достичь созданием скоростей охлаждения, значительно превосходящих скорости охлаждения стержней в спокойной воде, т. е. достижением критических скоростей охлаждения на большей глубине от поверхности изделия.

Скорость охлаждения изделий в спокойной воде резко уменьшается из-за образования паровой рубашки и слабой циркуляции нагретой воды. В связи с этим были разработаны специальные устройства, позволяющие увеличить скорость охлаждения в 1,5 и более раз по сравнению со скоростью охлаждения, получаемой в спокойной воде.

Сущность способа заключается в охлаждении изделия интенсивно движущимся турбулентным потоком водовоздушной смеси.

Продолжительность охлаждения центра арматурных стержней различных диаметров в зависимости от способа охлаждения показана на рис. 9. Стержни охлаждали с 950 до 200°C в спокойной воде (кривая 1) и в интенсивно движущемся потоке водовоздушной смеси (кривая 2); средняя скорость движения смеси в охлаждающей камере составляла 47 м/сек, а содержание воды в водовоздушной смеси — 16% (объемн.). Температура воды 23°C. Опыты показали, что охлаждение изделий в потоке водовоздушной смеси позволило увеличить скорость охлаждения в полтора раза по сравнению со скоростью охлаждения, получаемой в спокойной воде.

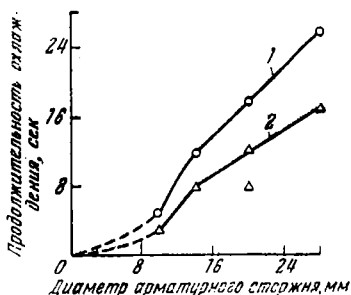


Рис. 9. Продолжительность охлаждения арматурных стержней разного диаметра с 950 до 200°C:

1 — охлаждение в спокойной воде; 2 — охлаждение в интенсивно движущемся потоке водовоздушной смеси

При исследовании влияния содержания воды в водовоздушной смеси на скорость охлаждения арматуры диаметром 20 мм было установлено, что с увеличением содержания воды в смеси от 16 до 24% продолжительность охлаждения центра арматуры с 950 до 200°C уменьшилась от 12 до 8 сек, т. е. скорость охлаждения арматуры увеличилась по сравнению со скоростью охлаждения в спокойной воде.

При одинаковом содержании воды в водовоздушной смеси (в пределах 16—22%) изменение средней скорости движения смеси в камере от 33 до 50 м/сек не оказывает влияния на продолжительность охлаждения арматуры.

Для исследования влияния интенсивности охлаждения на соотношение прочности и пластичности были проведены следующие опыты.

Арматурные стержни диаметром 12 и 16 мм из сталей Ст. 5 и 35ГС охлаждали в баке с водой, а также в

охлаждающих устройствах при давлении подводимой к форсунке воды, равном $1,0 \text{ Мн/м}^2$ (10 атм). После полного охлаждения образцы подвергали отпуску при различных температурах в течение часа. Результаты механи-

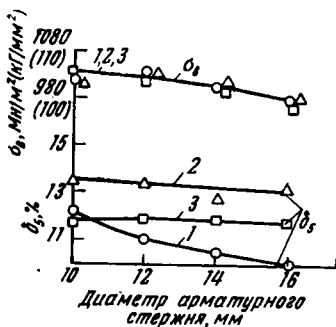


Рис. 10. Влияние интенсификации охлаждения на изменение относительного удлинения арматурных стержней из Ст. 5 при равном значении предела прочности:

1 — электронагрев до 900—950°C, полное охлаждение в спокойной воде, отпуск 390°C [68]; 2 — электронагрев до 950°C, полное охлаждение в потоке водовоздушной смеси, отпуск 340—420°C [54]; 3 — электронагрев до 950°C, прерванное охлаждение в потоке водовоздушной смеси, самоотпуск при 430—450°C

ческих испытаний образцов показывают (табл. 1), что повышение интенсивности охлаждения приводит к возрастанию относительного удлинения при одинаковых значениях предела прочности (рис. 10).

Таблица 1

Влияние способа охлаждения на относительное удлинение при одинаковом пределе прочности при охлаждении

Сталь	Номер арматуры	σ_v , Мн/м ² (кг/мм ²)	Относительное удлинение δ_s , %		Абсолютное увеличение относительного удлинения, %	Относительное увеличение δ_s , %
			в спокойной воде	в водовоздушном потоке		
Ст. 5	12	1060 (109)	12,7	13,7	1,0	9
		1000 (102)	13,0	14,5	1,5	11
	16	890 (91)	11,0	16,5	5,5	50
		840 (86)	12,6	18,0	5,4	43
35ГС	12	1210 (123)	10,4	10,7	0,3	3
		1060 (108)	11,7	12,6	0,9	8
	16	1280 (130)	11,0	12,8	1,8	16
		1010 (103)	13,5	16,5	3,0	22

Примечание. Содержание углерода в указанных сталях 0,35% С.

Возможность повышения пластических свойств низкоуглеродистой и низколегированной стали при помощи интенсификации охлаждения была использована для

повышения пластических свойств арматуры диаметром 20—28 мм, а также для уменьшения длины установки.

Известно [54, с. 23], что с увеличением диаметра арматурного стержня пластические свойства металла при одинаковой прочности снижаются в горячекатаном, а также в термически упрочненном состояниях. Поэтому увеличение скорости охлаждения имеет важное значение при упрочнении арматуры больших диаметров.

Для исследования влияния скорости охлаждения арматуры диаметром 20 мм из стали 35ГС на изменение пластических свойств при одинаковом значении прочности образцы длиной 400 мм подвергали нагреву в печи до 900—920°C; охлаждение производили в спокойной воде (в баке) и в охлаждающих устройствах с различным расходом воды. После полного охлаждения образцы одновременно подвергали отпуску при 400°C в течение часа. В табл. 2 приведены средние значения трех испытаний образцов на растяжение.

Полученные данные показывают, что увеличение скорости охлаждения в три раза при значениях предела прочности, равных 1290—1340 Мн/м^2 (132—137 кг/мм^2), повышает относительное удлинение в два раза, а относительное сужение — в три раза.

На кривой 3 (см. рис. 10) приведены значения относительного удлинения арматурных стержней, охлажденных в потоке интенсивно движущейся водовоздушной смеси по схеме прерванного охлаждения с последующим самоотпуском. Из представленных данных видно, что арматурные стержни, полностью охлажденные в устройстве, с последующим специальным отпуском (кривая 2), при одинаковых значениях прочности имеют более высокое относительное удлинение, чем стержни, охлажденные по схеме прерванного охлаждения с последующим самоотпуском (кривая 3), т. е. наблюдается та же зависимость, что при упрочнении стержней по этим схемам в спокойной воде [30].

Однако повышение интенсивности охлаждения позволяет получать при прерванном охлаждении с последующим самоотпуском такое же или лучшее сочетание свойств прочности и пластичности, чем при полном охлаждении стали в спокойной воде с последующим отпуском.

Таблица 2

**Влияние скорости охлаждения на соотношение прочности
и пластичности при термическом упрочнении арматуры
№ 20 из стали 35ГС**

Количество воды, подаваемой в охлаждающую камеру диаметром 50 мм. м ³ /ч	Давление воды, подаваемой в эжекторную форсунку, атм.	Содержание воды в водовоздушной смеси, %	v _{ср.} м/сек.	τ _{а.} сек	v _{0.} град/сек	Механические свойства натуральных образцов при растяжении			
						σ _{т.} Мн/м ² (кг/мм ²)	σ _{в.} Мн/м ² (кг/мм ²)	δ _{5.} %	ψ. %
Охлаждение в спокойной воде	—	—	—	9,5	69	1130 (115,0)	1310 (134,0)	4,6	—
20	15	11,5	40	9,0	72	1080 (111,0)	1290 (132,0)	4,7	10,3
40	15	23,0	40	6,0	110	1150 (118,0)	1340 (137,0)	7,4	19,0
60	15	34,0	40	4,0	160	1130 (116,0)	1330 (136,0)	9,8	31,6
72	12	40,5	37	3,2	200	1200 (122,0)	1340 (137,0)	9,8	32,5
Охлаждение на воздухе	—	—	—	—	—	420 (43,0)	685 (70,0)	24,0	65,1

Примечание v_{ср.} — средняя скорость движения водовоздушной смеси в камере длиной 3 м;

v_{0.} — средняя скорость охлаждения в интервале 950—300°С;

τ_{а.} — продолжительность охлаждения арматуры с 950°С до температуры 300°С.

На рис. 10 приведены значения относительного удлинения арматурных стержней при пределе прочности, равном 1000—1050 Мн/м² (102—109 кг/мм²). Поэтому представляют интерес исследования в более широком интервале сравнительных характеристик прочности. На рис. 11 показана зависимость относительного удлинения от предела прочности для арматуры диаметром 10 и 16 мм из сталей МСт. 5 и 35ГС, термически упрочненной с контактного электронагрева в потоке водовоздушной смеси по схеме полного охлаждения с последующим отпуском (1) и прерванного охлаждения с последующим самоотпуском (2).

Из экспериментальных данных видно, что при интенсивном охлаждении арматурной стали схема термического упрочнения с последующим специальным отпуском имеет преимущества перед схемой упрочнения с последующим самоотпуском только в определенном интервале прочности. Преимущество отчетливо появляется только при σ_b ниже 1370 Мн/м^2 (140 кг/мм^2) для арматуры № 10 и ниже 980 Мн/м^2 (100 кг/мм^2) для арматуры № 16 из стали 35ГС.

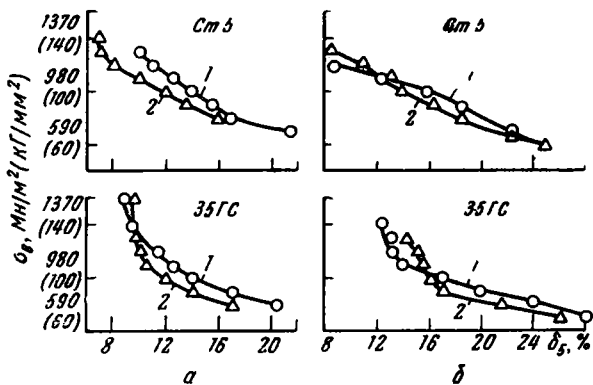


Рис. 11. Влияние схемы охлаждения и отпуска при термическом упрочнении арматуры № 10 (а) и № 16 (б) на зависимость относительного удлинения от предела прочности:

1 — полное охлаждение с последующим отпуском; 2 — прерванное охлаждение с последующим самоотпуском

Известно, что пластические свойства стали при термическом упрочнении могут быть повышены в результате применения ВТМО.

Температура конца прокатки на современном непрерывном стане колеблется в небольших пределах. Максимальные колебания температуры конца прокатки на непрерывных мелкосортных станах Криворожского металлургического завода в течение смены достигают 40 и в редких случаях 60 град (от 1040 до 1100°C). Максимальный перепад температур по длине заготовки не превышает 20 — 30 град.

Учитывая небольшое изменение температуры конца прокатки и значительное расстояние между чистой

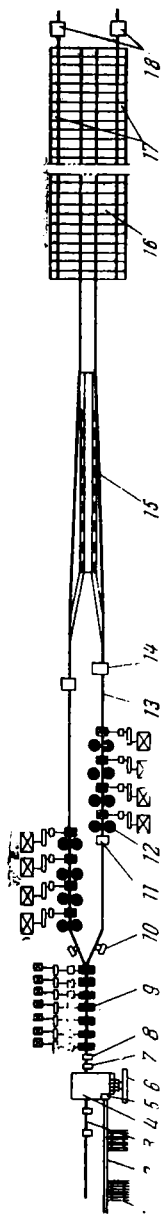


Рис. 12. Схема расположения оборудования непрерывного мелкосортного стана:

1 — приемные решетки; 2 — подволочный ролик; 3 — выгалькиватель; 4 — нагревательная печь; 5 — втягивающее устройство; 6 — рыхлящий толкатель; 7 — втягивающее устройство; 8 — делительные ножницы; 9 — черновая группа клетей; 10 — кривошипные ножницы; 11 — обрезные ножницы; 12 — чистовая группа клетей; 13 — отводящие роляганги; 14 — летучие ножницы; 15 — установка для термического упрочнения арматуры; 16 — холодильник; 17 — уборочные роляганги; 18 — ножницы

клетью и холодильником¹ представляется целесообразным размещение охлаждающих устройств непосредственно за последней клетью в потоке стана. В этом случае возможно наряду с термическим упрочнением использовать эффект ВТМО. Известно [22], что первичная рекристаллизация наклепанного аустенита при температурах 1050—1100°C заканчивается в течение 6—7 сек, поэтому охлаждение прокатной полосы желательно заканчивать в пределах указанного времени.

Расстояние от чистовой клети до холодильника арматурные стержни диаметром 10 и 14 мм, движущиеся со скоростью около 15 м/сек, проходят за 7 сек. Применение интенсивного охлаждения на участке отводящего роляганга позволит зафиксировать частично рекристаллизованный аустенит. Степень рекристаллизации наклепанного аустенита будет зависеть от времени начала охлаждения полосы после выхода ее из прокатной клети: чем меньше это время, тем меньше степень рекристаллизации аустенита.

Охлаждающие устройства промышленной установки для термического упрочнения арматурной стали в потоке стана 250 размещают (рис. 12) за барабанными ножницами, т. е. на расстоянии до 10—20 м от последней клети стана. Интенсивное

¹ На непрерывных мелкосортных станах Криворожского металлургического завода это расстояние составляет около 100 м.

охлаждение арматуры прекращают через 4—5 сек после выхода полосы из прокатной клетки.

В последних семи чистовых клетях (9—15) при прокатке круглых профилей и арматурных стержней диаметром 10 мм уменьшение площади поперечного сечения раската происходит с 230 до 80 мм² в течение 3 сек.

Таким образом, осуществление большой суммарной деформации в течение непродолжительного времени, а

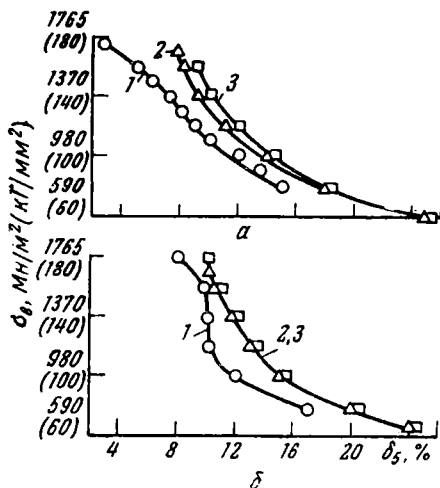


Рис. 13. Влияние способа нагрева при термическом упрочнении арматуры диаметром 10 мм из сталей КСт. 5сп (а) и 35ГС (б) по схеме прерванного охлаждения с последующим самоотпуском на зависимость относительного удлинения от предела прочности:

1 — упрочнение стали с 0,35⁰/_hС после электронного нагрева; 2, 3 — упрочнение стали с 0,30 и 0,37⁰/_hС соответственно после прокатного нагрева

также более быстрое окончание интенсивного охлаждения, чем требуется для первичной рекристаллизации наклепанного аустенита, позволяют ожидать проявления эффекта термомеханической обработки, а значит одновременного повышения прочностных и пластических характеристик при упрочнении проката в потоке стана.

Зависимость относительного удлинения от временного сопротивления разрыву исследована на арматуре из сталей Ст. 5 и 35ГС диаметром 10 мм, упрочненной в

водовоздушном потоке по схеме прерванного охлаждения (рис. 13) с последующим самоотпуском, со специального нагрева (кривая 1) и с прокатного нагрева в потоке стана (ВТМО) (кривая 2 и 3).

Исследование показало, что использование эффекта ВТМО позволяет получать при равной прочности более высокое относительное удлинение по сравнению с обыч-

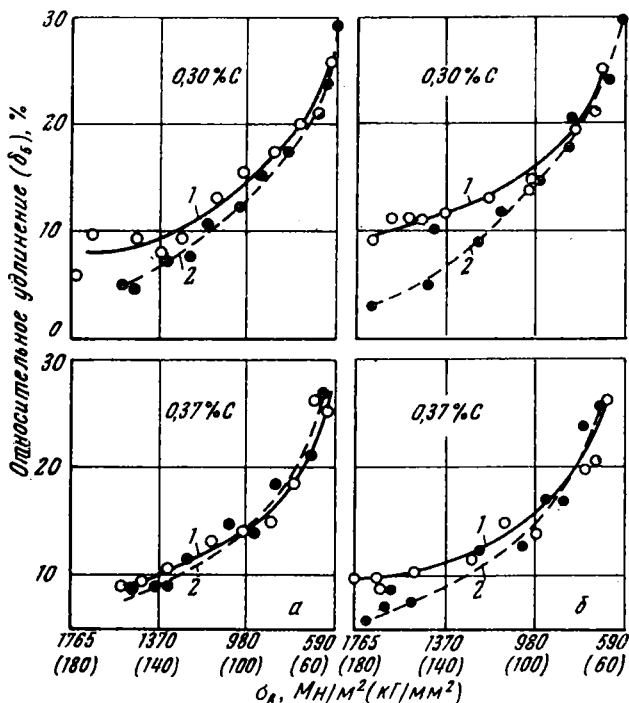


Рис. 14. Влияние двух способов термического упрочнения арматуры диаметром 10 мм из сталей КСт.5сп (а) и 35ГС (б) на зависимость относительного удлинения от предела прочности:

1 — упрочнение с прокатного нагрева по методу прерванного охлаждения с самоотпуском (ВТМО); 2 — упрочнение с печного нагрева в баке с водой с последующим специальным отпуском

ным нагревом. В стали с 0,3% С удалось получить высокую прочность (σ_b до 1800 Мн/м^2 , т. е. 180 кг/мм^2) при $\delta=10\%$.

Влияние двух схем термического упрочнения на соотношение прочности и пластичности показано на рис. 14. Чем выше прочность стали, тем очевиднее преимущества термического упрочнения с прокатного нагрева (ВТМО) по сравнению с термическим упрочнением после отдельного нагрева. При значениях прочности ниже 980 Мн/м^2 (100 кг/мм^2) соотношение относительного удлинения и предела прочности при обеих схемах термического упрочнения практически одинаково.

Таким образом, применение высоких скоростей охлаждения и ВТМО позволили при прерванном охлаждении с последующим самоотпуском получать такие же пластические свойства стали, как и при полном охлаждении арматуры в спокойной воде с последующим отпуском.

При термическом упрочнении арматуры с прерванным охлаждением необходимы узкие пределы продолжительности интенсивного охлаждения, поскольку колебания длительности охлаждения приводят к изменениям температуры самоотпуска и, как следствие, к изменениям механических свойств стали. В табл. 3 приведен разбег продолжительности охлаждения, позволяющий обеспечить получение термически упрочненной арматуры классов Ат-V и Ат-VI. Из таблицы видно, что при упрочнении арматуры диаметром 10—14 мм в водовоздушном потоке на класс Ат-V этот разбег в продолжительности охлаждения должен составлять не более 0,08 сек, а на класс Ат-VI—не более 0,12 сек.

Таблица 3

Продолжительность охлаждения

Сталь	Метод охлаждения	Диаметр арматуры, мм	Продолжительность охлаждения (сек), позволяющая получить арматуру класса Ат-V с $\sigma_B = 1030-1180 \text{ Мн/м}^2$ ($105-120 \text{ кг/мм}^2$)			Продолжительность охлаждения, сек, позволяющая получить арматуру класса Ат-VI с $\sigma_B = 1180-1370 \text{ Мн/м}^2$ ($120-140 \text{ кг/мм}^2$)		
			минимальная	максимальная	допустимый интервал	минимальная	максимальная	допустимый интервал
Ст. 5	I	10	1,33	1,41	0,08	1,41	1,53	0,12
35ГС	I	14	1,92	2,00	0,08	2,00	2,12	0,12
35ГС	II	14	2,77	2,88	0,11	2,88	3,30	0,42

Примечание. I — охлаждение в направляющих трубах водовоздушной смеси; II — охлаждение в баке с водой.

Стабильность продолжительности прерванного охлаждения достигают расположением охлаждающих устройств между последней клетью и холодильником, так как при постоянных скорости прокатки и длине охлаждающих устройств продолжительность прерванного охлаждения также неизменна.

Необходимость значительного снижения температуры металла при термическом упрочнении (на 500—700 град) при существующих на непрерывных станах скоростях прокатки определяет общую длину охлаждающих устройств. Она колеблется в пределах от 20 до 50 м. В процессе упрочнения следует одновременно обеспечить транспортировку проката с необходимой скоростью на участке длиной 20—50 м и его интенсивное охлаждение.

Проведенные опыты показали, что ранее применяемые способы охлаждения (водяной душ, струи воды, водовоздушная смесь) не обеспечивают необходимых скоростей охлаждения проката, движущегося с большой скоростью. Поэтому были разработаны способ и устройства, позволяющие наряду с интенсивным охлаждением осуществлять транспортировку проката на участке охлаждения. Для транспортировки упрочняемого проката использовали кинетическую энергию водовоздушной смеси, движущейся в направлении прокатки со скоростью, значительно превышающей скорость движения раската.

Изучение эффекта гидротранспортировки проката, обусловленного возникновением тяги в результате сцепления движущейся водовоздушной смеси с поверхностью изделия, позволило установить аналитическую связь между усилием тяги, периметром профиля, расходом воды и ее давлением:

$$\varphi = (164 - 3,2P) P Q p \cdot 10^{-6},$$

где φ — усилие тяги, н (кГ); P — давление воды, (Мн/м²) ати; Q — расход воды, м³/ч; p — периметр профиля, мм.

Из этой эмпирической формулы видно, что усилие тяги пропорционально давлению и расходу воды, а также периметру профиля.

Для получения равномерного охлаждения по длине движущейся полосы длиной 80 м и обеспечения гидротранспортировки было проведено следующее. Весь путь охлаждения делили на отдельные участки (секции); в

каждую секцию подводят свежую воду; после каждой секции специальным устройством принудительно удаляли («сбрасывали») отработанную (нагретую) воду вместе с паром; в охлаждаемую и гидротранспортирующую камеру (трубу) вместо полного заполнения ее водой подавали водовоздушную смесь при определенном соотношении воды и воздуха. При этом скорость движения водовоздушной струи в камере в 1,5—2,5 раза превосходила скорость движения прокатываемой полосы.

Проведенные мероприятия позволили осуществить ТМО арматурной стали на непрерывном мелкосортном стане 250-1 Криворожского металлургического завода первоначально на опытно-промышленной, а затем и на промышленной установке [24, с. 42].

Термомеханическое упрочнение арматурной стали на промышленной установке осуществляют по схеме прерванного охлаждения: интенсивное охлаждение проводят от температуры конца прокатки (1040—1080°C) до температур 250—400°C. При этом упрочненные арматурные стержни выходят из установки прямыми, легко перемещаются по рольгангу на холодильник, а затем передаются к ножницам холодной резки. Промышленную установку располагают на участке отводящих рольгангов между барабанными ножницами и холодильником (см. рис. 12). Она состоит из двух отдельных охлаждающих линий, обеспечивающих упрочнение арматуры, прокатываемой на обеих нитках стана. Каждая линия состоит из 14 охлаждающих секций. Для упрочнения арматуры диаметрами 12 и 14 мм и выше включают все 14 секций, для упрочнения арматуры диаметром 10 мм включают девять секций. Упрочнение в указанных секциях проводят переводом полосы, движущейся со скоростью около 15 м/сек, с рольганга в установку специальными стрелками.

Промышленная установка имеет следующую техническую характеристику: максимальная производительность установки равна максимальной производительности стана (около 120 т/ч), общая длина охлаждающих секций 34 м, давление воды, подаваемой в форсунки, — до 22 Мн/м² (22 атм), расход воды на тонну упрочненного проката 10—14 м³, расход электроэнергии на тонну проката 8 квт/ч.

Контроль различных технологических параметров (скорость прокатки, температура металла на входе и

выходе из установки, давление и расход воды и др.) осуществляют автоматическими приборами, расположенными на пульте управления.

На промышленной установке проводят термическое упрочнение арматурной стали в промышленных масштабах по заказам потребителей и в соответствии с требованиями ГОСТ 10884—64 на термически упрочненную арматуру.

На рис. 15 приведены частотные кривые механических свойств упрочненной арматуры классов Ат-V и Ат-VI. Данные обрабатывали методами вариационной статистики. Дробность градуировки составляла $19,6 \text{ Мн/м}^2$ (2 кг/мм^2) для значений σ_T и σ_B и 1% для значений δ_5 . Кривые частоты построены в одинаковом масштабе. На всех графиках проведены вертикальные штриховые линии, абсциссы которых соответствуют нижним значениям свойств для данного класса прочности по ГОСТ 10884—64. Верхний предел ГОСТом не оговаривается.

Как видно из рис. 15, для класса Ат-V предел текучести находится в интервале $960\text{—}1060 \text{ Мн/м}^2$ ($98\text{—}108 \text{ кг/мм}^2$), предел прочности — в интервале $1140\text{—}1200 \text{ Мн/м}^2$ ($116\text{—}122 \text{ кг/мм}^2$) и относительное удлинение — $11\text{—}14\%$, что значительно выше нижнего предела класса. Для класса Ат-VI максимумы кривых распределения для предела текучести находятся в интервале $1030\text{—}1150 \text{ Мн/м}^2$ ($105\text{—}117 \text{ кг/мм}^2$), для предела прочности $1230\text{—}1320 \text{ Мн/м}^2$ ($125\text{—}135 \text{ кг/мм}^2$) и для относительного удлинения $10,5\text{—}15\%$. Таким образом, для арматуры диаметром 10 мм класса Ат-VI, как и для класса Ат-V, максимумы кривых распределения располагаются выше нижней границы класса.

В табл. 4 приведены механические свойства термически упрочненных на промышленной установке арматурных стержней длиной 80 м диаметром 10 мм из стали типа 20ГС в зависимости от различных технологических параметров. Из этих данных следует, что промышленная установка обеспечивает достаточно равномерные свойства по длине указанных стержней.

Как показали результаты большего количества испытаний, максимальный разброс прочностных свойств термически упрочненной арматуры из этой стали по длине полосы и по высоте слитка не превышают $100\text{—}120 \text{ Мн/м}^2$ ($10\text{—}12 \text{ кг/мм}^2$).

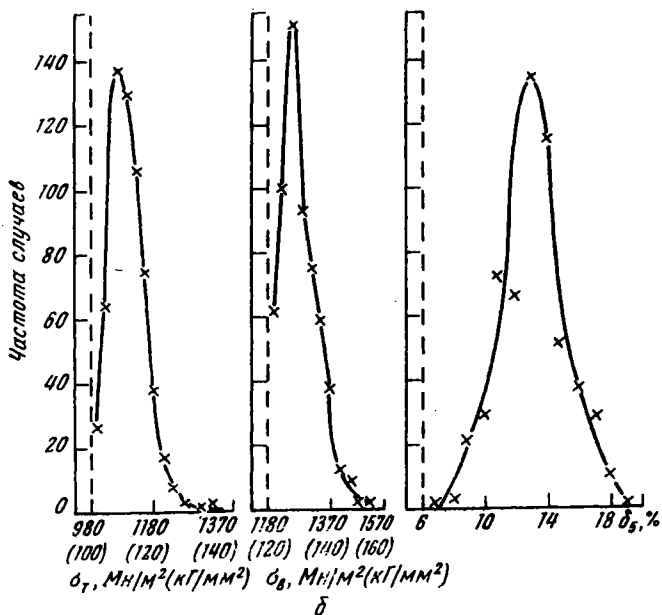
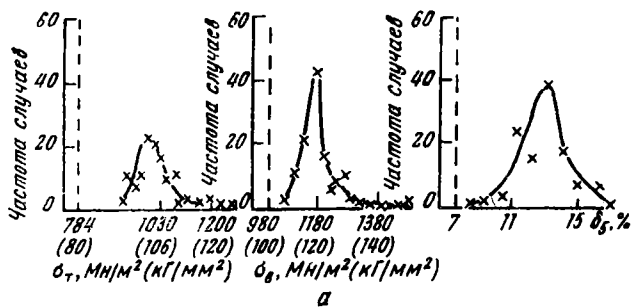


Рис. 15. Частотные кривые распределения механических свойств арматуры диаметром 10 мм из стали типа 20ГС, термически упроченной на классы Ат-V (а) и Ат-VI (б); Вертикальные пунктирные линии — нижний предел для данного класса

Таблица

Механические свойства термически упрочненных арматурных стержней в зависимости от различных технологических параметров

Скорость прокатки, м/сек	Продолжительность первоначального охлаждения, сек	Расход воды, идущей на охлаждение по одной линии установки, м ³ /ч	Место отбора образцов из стержня	Механические свойства		
				σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_4 , %
12	1,84	250	Начало	1080 (110)	1330 (136)	10,0
			Середина	1050 (108)	1310 (134)	12,0
			Конец	1100 (112)	1275 (130)	11,0
12	1,46	270	Начало	1190 (121)	1300 (133)	12,5
			Середина	1170 (120)	1275 (130)	12,5
			Конец	1040 (106)	1170 (120)	12,5
14,8	1,50	250	Начало	990 (110)	1130 (115)	12,0
			Середина	1000 (102)	1130 (115)	12,5
			Конец	1050 (107)	1150 (117)	13,0
14,8	1,50	280	Начало	1070 (109)	1290 (131)	11,0
			Середина	1020 (104)	1255 (128)	11,0
			Конец	1070 (109)	1295 (132)	11,5
14,8	1,50	300	Начало	1060 (108)	1200 (122)	11,0
			Середина	1030 (105)	1190 (121)	12,0
			Конец	1000 (102)	1170 (120)	13,0
14,8	1,50	320	Начало	1050 (107)	1275 (130)	11,5
			Середина	1060 (108)	1275 (130)	12,0
			Конец	1080 (110)	1275 (130)	11,0

Примечания: 1. Каждое значение механических свойств является средним результатом трех испытаний.

2. Образцы отбирали от начала, середины и конца стержня длиной 80 м.

Исследование однородности механических свойств по длине стержня было проведено также на арматуре диаметром 14 мм из стали 35ГС. Стержень длиной более 100 м проходил через установку с постоянной скоростью, равной 14 м/сек. После упрочнения из стержня через каждые 3 м вырезали образцы для механических испытаний. Механические свойства по длине полосы характеризуются следующими показателями.

При средних значениях σ_v , σ_T и δ_b , равных 1330 Мн/м^2 ($136,0 \text{ кг/мм}^2$), 1150 Мн/м^2 ($118,9 \text{ кг/мм}^2$) и $8,55\%$, среднеквадратичные отклонения этих величин составляют: 26 Мн/м^2 ($2,8 \text{ кг/мм}^2$), $34,6 \text{ Мн/м}^2$ ($3,53 \text{ кг/мм}^2$), $0,325\%$.

Результаты испытаний указывают на удовлетворительную равномерность свойств по длине стержня.

В настоящее время термическое упрочнение арматурной стали по описанной технологии осуществлено на Криворожском и Череповецком заводах [319].

Охлаждение неподвижных стержней в спокойной воде. Известно, что состояние аустенита после прокатки на современных непрерывных станах полностью обеспечивает возможность последующей термической обработки. В результате достаточно высокой температуры нагрева под прокатку (1150°C и выше) аустенит получается

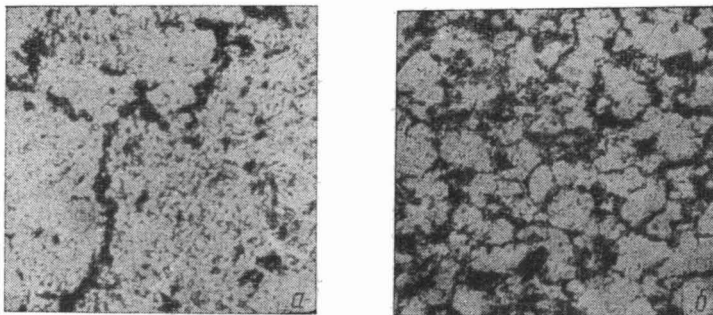


Рис. 16. Изменение величины зерна стали 15 в результате горячей пластической деформации после нагрева до $1:00^\circ\text{C}$ в течение 3 ч и закалки в воде 100° :

a — без деформации; *b* — после деформации на 40%

гомогенным, а вследствие многократных обжатий, следующих друг за другом через короткие (порядка долей секунды) промежутки времени, его зерно значительно измельчается; затем размеры зерен становятся стабильными (рис. 16). С увеличением степени деформации до 25% измельченность зерен возрастает; дальнейшее увеличение степени деформации не вызывает уменьшения зерна аустенита. При существующих условиях прокатки степень обжатия значительно больше 25% .

Исследования кинетики роста зерна аустенита после горячей деформации [20, 22, 30] показали (рис. 17), что время после окончания деформации можно разделить на три периода.

В первый период (3—6 сек) после окончания деформации наблюдается некоторый, сравнительно неболь-

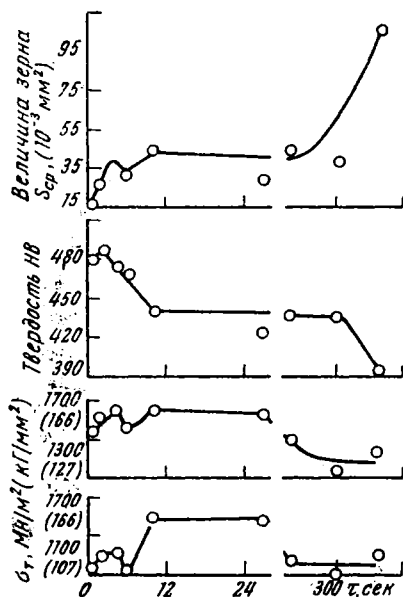


Рис. 17. Зависимость величины зерна и механических свойства стали 45 от продолжительности выдержки между окончанием горячей деформации и за-
калкой

шой, рост зерна. Границы зерна аустенита после окончания деформации являются недостаточно четкими и выявляются лишь к моменту окончания этого периода, в течение которого происходят процессы полигонизации, возврата и рекристаллизации обработки. К моменту окончания первого периода зерно аустенита становится равноосным и мелким.

Второй период соответствует интервалу между 6 и 50 сек: роста зерна аустенита не наблюдается.

Третий период, начиная с 50—60 сек, соответствует развитию собирательной рекристаллизации. При этом происходит неравномерный рост зерен аустенита. Однако следует заметить, что даже после завершения процессов рекристаллизации, при исследованных температурах зерно вырастает не более чем в два—три раза.

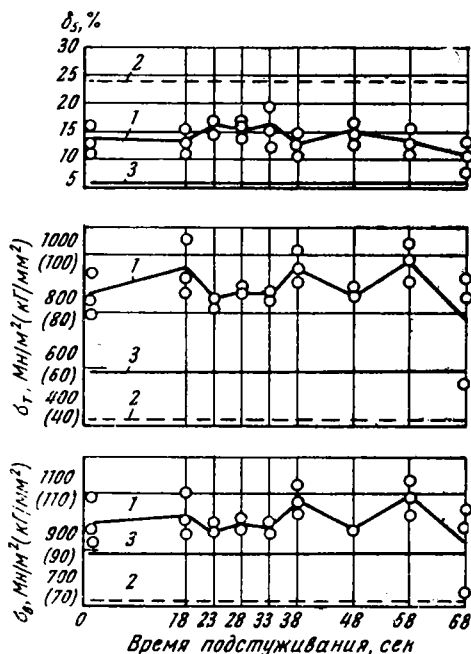


Рис. 18. Механические свойства стали 35ГС (арматурный профиль № 14):

1 — в зависимости от продолжительности выдержки между выходом из последней клетки и закалкой; 2 — в горячекатаном состоянии; 3 — после закалки с отдельного нагрева

Так как процессы возврата и рекристаллизации обработки протекают с высокими скоростями, то предотвратить их в реальных изделиях, охлаждаемых в баке со спокойной водой, не удается. Следовательно, невозможно осуществить ВТМО (рис. 18). Во всем интервале времени выдержек, вплоть до начала выделения структурно свободного феррита, свойства после закалки остаются практически неизменными.

Для определения технологических возможностей осуществления термической обработки с прокатного нагрева были определены скорости охлаждения прутков на воздухе и в баке со спокойной водой в сортаменте, каваемом на мелкоsortных станах.

Как было установлено, температуры конца прокатки на современных непрерывных прокатных станах практически постоянные и составляют в среднем 1100°C с колебаниями в течение суток, не превышающими ± 30 град.

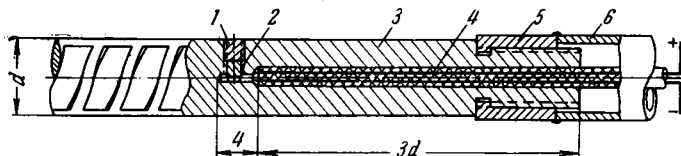


Рис. 19. Монтаж термопары по оси арматурного профиля:
1 — прижимной винт; 2 — горячий спай термопары; 3 — пруток; 4 —
изоляционная набивка; 5, 6 — предохранительная трубка с гайкой

В пределах прокатки одной плавки колебания температуры конца прокатки еще меньше и не превышают ± 15 град.

Дальнейшее охлаждение проката осуществляют на холодильнике; оно соответствует охлаждению на воздухе и может быть определено более точно.

Для построения кривых охлаждения использовали методику, разработанную в Институте черной металлургии.

Датчиками температуры служили хромель-алюмелевые термопары с диаметром термоэлектродов $0,3$ мм, вмонтированные по оси прутка (рис. 19). Съемку кривых охлаждения осуществляли на осциллографе типа МПО-2. Для каждого варианта съемку проводили на трех образцах с повторением замеров от трех до пяти раз на каждом.

После расшифровки осциллограмм строили кривые охлаждения (рис. 20). Анализ полученных данных показывает, что в течение времени от 30 до 60 сек температура центра исследованных профилей находится выше точки A_{c3} для конструкционных сталей.

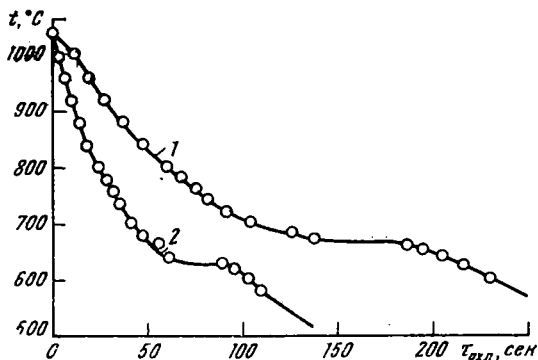


Рис. 20. Кривые охлаждения центра арматурных профилей № 20 (1) и № 10 (2) с 1050°C на воздухе

По описанной методике были сняты кривые охлаждения различных профилей, охлажденных в спокойной воде (рис. 21). Из полученных данных видно, что для пере-

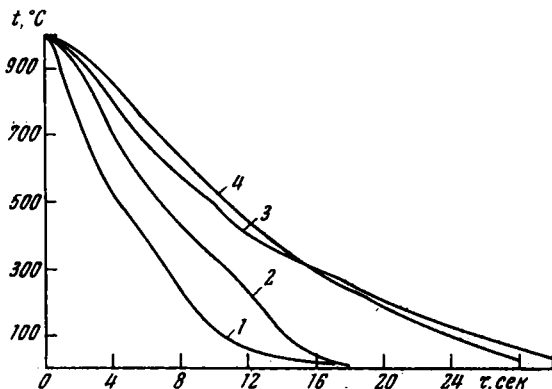


Рис. 21. Кривые охлаждения в воде с 1000°C центра арматурных профилей № 10 (1); № 14 (2); № 16 (3); № 20 (4)

охлаждения аустенита до температуры начала мартенситного превращения (в исследуемых сталях точка M_n находится в пределах 300—350°C) при охлаждении в спокойной воде необходимо от 6 до 15 сек. Как было показано ранее, процессы полигонизации, возврата и ре-

кристаллизации обработки завершаются в течение 6—10 сек. Поэтому при закалке методом погружения в спокойную воду не следует ожидать эффекта ВТМО, что и было подтверждено результатами механических испытаний (см. рис. 9). Наиболее целесообразным в данных условиях представляется осуществление закалки в то время, когда зерно аустенита максимально измельчено. Это соответствует периоду времени между 10 и 50 сек после выхода из последней клетки.

Таким образом, температура и время прокатки на современных прокатных станах вполне обеспечивают возможность термического упрочнения с использованием тепла прокатного нагрева.

Основную часть выпускаемого проката составляют конструкционные и строительные стали, относящиеся к группе экономичных низкоуглеродистых и низколегированных. Однако эти стали характеризуются малой устойчивостью аустенита и небольшой прокаливаемостью.

Их следует отнести к «улучшаемым» сталям, для которых наряду с требованиями достаточно высокой прочности сочетается требование высоких пластических характеристик. Нужно соотношение между прочностными и пластическими характеристиками достигают изменением размеров и формы карбидов, распределенных в ферритной матрице, т. е. получением определенной степени дисперсности карбидной составляющей. Обычная схема термического улучшения предусматривает перевод в твердый раствор всех карбидов в результате закалки на мартенсит и последующего отпуска. В зависимости от температуры отпуска получается различная дисперсность карбидов и в зависимости от этого различный комплекс свойств. Однако в условиях обработки низкоуглеродистых и низколегированных сталей в потоке производства на металлургических заводах указанная схема не является оптимальной.

Получение чисто мартенситной структуры в указанных сталях в реальных изделиях затруднительно, а зачастую и невозможно вследствие того, что устойчивость аустенита мала и, следовательно, нужны большие скорости охлаждения, которые нельзя обеспечить даже при использовании в качестве охлаждающей жидкости воды.

При получении чисто мартенситной структуры по всему сечению (например, в изделиях малого сечения) необходимо немедленное проведение отпуска; при производительности 100 т/ч и выше это представляет чрезвычайно сложную технологическую задачу, так как требуется разработка высокопроизводительных агрегатов для осуществления нагрева и выдержки при отпуске. Достаточно отметить, что самые современные термические цехи машиностроительных заводов, при сопоставимом сортаменте обрабатываемых изделий имеют производительность не более 1000 т в месяц, т. е. для отпуска проката необходимо создать агрегаты с производительностью, в 50 раз большей, чем существующие.

В то же время получение карбидов требуемой степени дисперсности может быть осуществлено в процессе термической обработки без отдельной операции отпуска, т. е. в процессе распада аустенита при непрерывном охлаждении, либо при охлаждении до температуры выше M_n и последующей изотермической выдержке. Одним из широко известных процессов такого типа является закалка на бейнит, обеспечивающая, как известно, получение высокого комплекса свойств.

В условиях термического упрочнения проката наиболее приемлема технологическая схема термической обработки без отдельной операции отпуска, так как она обеспечивает непрерывность и точность производства и требует для своего осуществления значительно меньше технологического оборудования.

Для получения заданной структуры при охлаждении необходим контроль и управление процессом. Для этого необходимы данные о процессах превращения аустенита при охлаждении, которые можно получить из термокинетических диаграмм. Использование безынерционного дилатометра [29] позволяет построить термокинетические диаграммы для сталей с незначительной устойчивостью аустенита, т. е. для сталей, наиболее широко применяемых для изготовления проката.

Механические свойства доэвтектоидных сталей зависят от дисперсности и равномерности распределения карбидной составляющей в ферритной матрице, поэтому в зависимости от того, в какой области произойдет распад аустенита, будут получены те или иные механические свойства. Следовательно, имея термокинетичес-

кую диаграмму и кривые охлаждения реальных изделий можно заранее предвидеть возможность получения заданного комплекса свойств в обрабатываемом изделии. Методику построения термокинетических диаграмм в полупологарифмической системе координат для сталей с незначительной устойчивостью аустенита не следует считать удобной. При построении термокинетических диаграмм в обычной системе координат на них можно на-

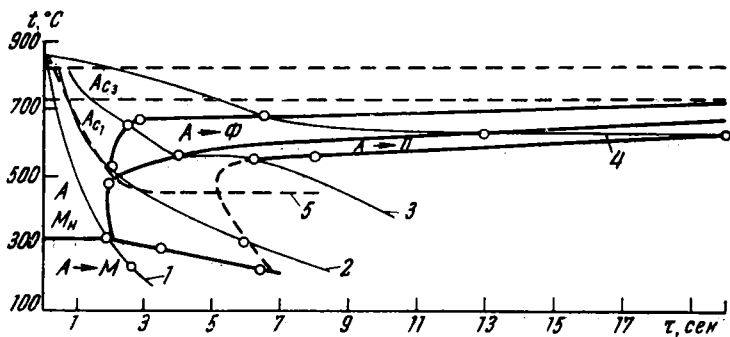


Рис. 22. Термокинетическая диаграмма стали Ст. 5 с наложенными на нее реальными кривыми охлаждения:

1, 2, 3, 4 — центр профилей № 10, № 14, № 16, № 20 в воде, 5 — центр профилей № 14 при охлаждении в воде в течение 2 сек, затем на воздухе

кладывать полученные экспериментально кривые охлаждения; это дает возможность предвидеть результаты термической обработки по различным режимам.

Как известно, получение в результате термической обработки набора из нескольких структур отрицательно влияет на комплекс механических свойств: желательна получение однородной структуры. Широко применяемая в практике термическая обработка, заключающаяся в закалке на мартенсит с последующим высоким отпуском («улучшение») обеспечивает получение однородной структуры, а следовательно, и высокого комплекса свойств. Однако следует отметить, что выполнение этой операции связано с двумя нагревами, что значительно удорожает получаемые изделия и усложняет технологию.

Из анализа термокинетической диаграммы и реальных кривых охлаждения (рис. 22) следует, что получение однородной структуры возможно и при термической

обработке без отдельного отпуска, заключающейся в охлаждении из аустенитной области по заданному режиму. Ограничивая время охлаждения в воде арматурного профиля № 14 из Ст.5, можно обеспечить распад аустенита по всему сечению профиля в верхней части промежуточной области, т. е. получить равномерное распределение мелкодисперсных карбидов в ферритной матрице, обуславливающее резкое повышение прочности при удовлетворительной пластичности. Технологические и экономические преимущества такого вида обработки очевидны.

Изложенное позволяет выбрать технологическую схему организации термического упрочнения массовых видов проката в случае охлаждения неподвижных стержней в спокойной воде.

Наиболее экономичным и целесообразным в этом случае представляется проведение термического упрочнения проката непосредственно в потоке прокатного стана с помощью охлаждения через 10—50 сек после выхода изделия из последней клетки.

При термическом упрочнении массовых видов проката при самых совершенных агрегатах для нагрева общий (суммарный) расход энергии на нагрев металла будет велик. Использование тепла прокатного нагрева является одним из наиболее перспективных и целесообразных способов уменьшения расхода энергии (или топлива) на нагрев стали для термической обработки.

Охлаждение стали, нагретой до заданной температуры, является второй основной технологической операцией термического упрочнения.

В механизированном агрегате для массовой термической обработки штанг диаметром от 16 до 25 мм длиной 8 м для предохранения их от коробления при закалке применяют устройство, позволяющее зажимать закаливаемые штанги во многих точках по длине и проводить закалку без деформации. Несмотря на это, штанги на отдельных участках между точками зажима имеют кривизну, требующую правки после отпуска. Для этого имеется правильно-растягивающий станок. Растягивающее усилие в нем может изменяться от 1 до 10 кн (1 до 10 Т). Производительность агрегата при закалке — 40—45 штанг в час, при закалке и отпуске 25—30 правленных штанг в час [318].

Подобные этим агрегаты не могли быть использованы в условиях прокатного стана 350-2 Макеевского металлургического завода. Насколько нам известно, они не получили распространения и на других заводах.

На основании результатов исследования температурных и деформационных условий прокатки на современном непрерывном стане, а также исследования кинетики рекристаллизации и превращения аустенита при непрерывном охлаждении Макеевским металлургическим заводом и Институтом черной металлургии была разработана технологическая схема термического упрочнения проката в спокойной воде в потоке стана с использованием тепла прокатного нагрева.

В результате этого создан автоматизированный и механизированный агрегат для закалки. Агрегат обеспечивает выполнение следующих операций: отбор раската кратной длины и транспортировку его к закалочным устройствам, порезку на мерные длины без отходов, охлаждение неподвижных в период закалки прутков в спокойной воде в течение определенного времени без коробления изделия и контроль качества всей получаемой продукции.

Себестоимость обработки на агрегате составляет¹ 81 коп/т.

Мелкие угловые профили

Упрочнение на станах непрерывного типа. Широко распространенным видом мелкосортного проката являются угловые профили.

Анализ существующих способов [12, 62, 63] термического упрочнения проката показал, что для охлаждения угловой стали в потоке непрерывного стана наиболее приемлемым является способ охлаждения потоками воды, движущимися параллельно поверхности охлаждаемого изделия, оправдавший себя при упрочнении арматуры [26, с. 42].

Основным достоинством этого способа следует считать большие скорости охлаждения. Известно, что увеличение относительной скорости движения воды по отношению к поверхности обрабатываемого изделия до

¹ По данным Гипростали.

3 м/сек приводит к повышению скорости охлаждения при пленочном и пузырьчатом режимах кипения более чем в десять раз [64]. Исследования показывают [65], что увеличение скорости омывания водой поверхности проката уменьшает разброс свойств и исключает выпадения в сторону низких значений. О высокой эффективности выбранного способа свидетельствует его успешное применение для охлаждения катанки и арматурной стали [54, с. 11]. Высокие скорости охлаждения позволяют к тому же создавать установки меньшей длины, что важно для проведения термического упрочнения в условиях действующих станов с малым расстоянием от стана до холодильника.

Использование указанного способа позволило увеличить скорость охлаждения раската до 350—400 град/сек. Это дало возможность осуществить термическое упрочнение угловой стали размером 40×40×4 и 36×36×4 мм при скорости прокатки 7,5—8,5 м/сек на установке с суммарной длиной участков активного охлаждения, равной 11 м.

Применение сетчатого фильтра с размером ячеек 4 мм для очистки воды обеспечило бесперебойную работу охлаждающих устройств.

Следует отметить, что в процессе охлаждения металла возникают усилия тяги, которые способствуют транспортровке раската через охлаждающие устройства при подаче воды в направлении его движения.

Исследование влияния различных параметров на величину тяги позволило установить, что ее значение в основном определяется периметром сечения профиля, расходом и давлением охлаждающей воды.

Расчеты, выполненные на основании результатов исследования, показывают, что усилие тяги одного охлаждающего устройства длиной 1,5—2,0 м при давлении 1,5 Мн/м² (15 атм) и расходе охлаждающей воды 60 м³/ч для профиля 40×40×4 мм, движущегося со скоростью 7—8 м/сек, может составлять 98—118 н (10—12 кг).

Разработку и опробование охлаждающих устройств проводили на опытной установке для упрочнения угловой стали с отдельного нагрева. Установка состояла из устройства для нагрева электрическим током методом сопротивления угловой стали в кусках длиной 7,5 м; участка ускоренного охлаждения, состоящего из 12 охлаж-

дающих устройств; механизмов для транспортировки нагретого уголка; системы водоснабжения, включающей в себя насос типа ЗВ-200×4 [250 квт, 1,28 Мн/м² (12,8 ати), 480 м³/ч]; магистрали для подвода и распределения воды между охлаждающими устройствами.

Выполненные на этой установке работы позволили конструктивно решить вопросы относительно интенсивного регулируемого охлаждения углового профиля при движении.

Охлаждающее устройство представляет собой камеру, форма сечения которой соответствует профилю угловой стали. Для выравнивания скорости охлаждения по сечению профиля предусмотрено дополнительное охлаждение края полок уголка.

Создание такой установки и охлаждающих устройств для упрочнения движущегося углового профиля позволило исследовать влияние многих факторов (степени раскисления, способа выплавки, температуры аустенитизации стали) на комплекс механических свойств, а также оценить уровень механических свойств, который может быть получен термическим упрочнением с электрического нагрева разных сталей.

Отмечалось [62], что эффект термического упрочнения у кипящей стали меньше, чем у спокойной, что связывали с более высоким содержанием меди в исследованной плавке спокойной стали и с малым содержанием кремния в кипящей стали. Поэтому нужны были дополнительные данные для оценки свойств термически упрочненных угловых профилей.

Исследования проводили на угловом профиле размером 40×40×4 мм длиной 7,5 м из сталей КСт. 3, КСт.Зкп, МСт.3 и МСт.Зкп, имеющих по данным текущего контроля среднее содержание углерода, марганца и кремния (табл. 5). После нагрева до 950°С угловые профили, двужущиеся со скоростью 4 м/сек, закаливали в охлаждающих устройствах до полного охлаждения. Пробы длиной 300 мм, вырезанные из углового профиля, отпускали в электропечи при температурах 100—600°С в течение часа.

Механические испытания проводили на сбрзцах размером 4×30×300 мм, вырезанных из полок уголка. Анализ данных, приведенных в табл. 6, свидетельствует о различной склонности исследуемых плавок к упрочне-

нию. Поведение металла в процессе термического упрочнения оценивали по сочетанию прочностных и пластических свойств. Сопоставление зависимостей $\sigma_T = f(\delta)$ для каждой из исследуемых сталей приведено на рис. 23.

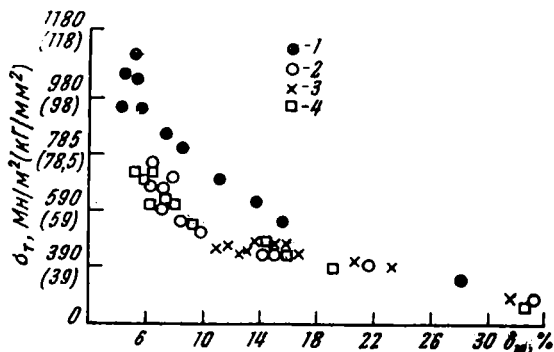


Рис. 23. Зависимость между пределом текучести и относительным удлинением сталей КСт.3 (1), КСт.Зкп, (2), МСт.3 (3) и МСт.Зкп (4), подвергнутых термическому упрочнению

Совпадение точек, относящихся к стали МСт.3, МСт.Зкп и КСт.Зкп, указывает на то, что степень раскисления и способ выплавки не оказывают заметного влияния на сочетание прочностных и пластических свойств в термически упрочненном состоянии. Получение более высокого комплекса свойств стали марки КСт.3, очевидно, можно объяснить различным содержанием углерода и марганца, которое было установлено при дополнительном контроле химического состава (см. табл. 5).

Таблица 5
Химический состав стали (%) угловых профилей, термически упрочненных с электронагрева

Сталь	C	Si	Mn	P	S
КСт. 3	0,22	0,23	0,64	0,029	0,038
КСт. Зкп	0,18	0,02	0,47	0,014	0,024
МСт. 3	0,18	0,21	0,42	0,018	0,030
МСт. Зкп	0,19	0,02	0,46	0,010	0,034
КСт. 5	0,34	0,28	0,68	0,018	0,027
КСт. 1кп	0,11	0,02	0,41	0,017	0,033

Таблица 6

**Механические свойства сталей КСт.3, КСт.3кп, МСт.3 и МСт.3кп
в горячекатаном состоянии и после термического упрочнения с электронагрева**

Температура отпуска, °С	КСт. 3			КСт. 3кп			МСт. 3			МСт. 3кп		
	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^* , %	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^* , %	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^* , %	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^* , %
Без отпус- ка	1143 (116,6)	1254 (128,0)	5,3	692 (70,6)	833 (85,0)	7,5	454 (46,3)	657 (67)	13,0	715 (73,0)	853 (87,0)	6,2
100	1049 (107,0)	1245 (124,0)	5,1	760 (77,6)	917 (93,6)	6,4	444 (45,3)	624 (63,7)	12,7	715 (73,0)	882 (90,0)	5,1
200	1068 (109,0)	1176 (120,0)	4,6	686 (70,0)	—	6,2	466 (47,5)	605 (61,7)	11,7	696 (71,0)	784 (80,0)	5,8
300	941 (96,0)	1063 (108,5)	4,2	662 (67,6)	760 (77,6)	7,3	462 (47,2)	571 (58,3)	10,9	608 (62,0)	745 (76,0)	6,3
350	948 (96,7)	1029 (105,0)	5,5	604 (61,6)	711 (72,6)	7,3	472 (48,2)	647 (66,0)	14,8	627 (64,0)	728 (74,3)	7,2
400	865 (88,3)	941 (96,0)	7,4	555 (56,6)	647 (66,0)	8,5	483 (49,3)	578 (59,0)	13,6	627 (64,0)	738 (75,3)	7,4
450	813 (83,0)	882 (90,0)	8,5	514 (52,5)	619 (63,2)	9,9	475 (48,5)	568 (58,0)	15,5	545 (55,6)	637 (65,0)	9,2
500	694 (70,8)	774 (79,0)	11,0	441 (45,0)	561 (57,2)	14,7	447 (45,6)	531 (54,2)	16,6	475 (48,5)	564 (57,5)	14,4
550	612 (62,5)	704 (71,8)	13,8	436 (44,5)	536 (54,7)	15,2	423 (43,2)	502 (51,2)	20,5	441 (45,0)	539 (55,0)	15,6
600	555 (56,6)	647 (66,0)	15,5	399 (40,7)	479 (48,8)	21,6	396 (40,4)	491 (50,1)	23,2	392 (40,0)	480 (49,0)	19,0
ГК	357 (36,4)	502 (51,2)	28,3	283 (28,9)	407 (41,5)	33,2	292 (29,8)	423 (43,2)	31,7	271 (27,7)	409 (41,7)	32,5

Примечания: 1. Приведенные данные являются средними значениями четырех определений.
2. ГК — в горячекатаном состоянии.

Заслуживают внимания результаты изучения влияния температуры аустенитизации при электроннагреве методом сопротивления на свойства термически упроченной угловой стали. Угловые профили из стали КСт.3 перед закалкой нагревали до 950, 1000, 1050 и 1100°C. Продолжительность нагрева колебалась в пределах 4—5 мин. Пробы, отобранные от упроченных уголков, подвергали отпуску при 100—600°C.

Повышение температуры электронгрева стали выше 950°C приводит к получению менее благоприятного сочетания предела текучести и относительного удлинения (рис. 24), что, очевидно, может быть объяснено протеканием процесса рекристаллизации аустенита, вызванного фазовым наклепом при $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении.

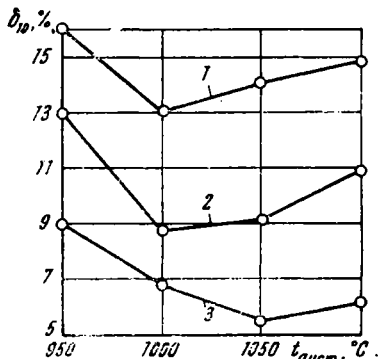


Рис. 24. Зависимость относительного удлинения от температуры аустенитизации при значении предела текучести:

- 1 — 530 Мн/м² (55 кг/мм²);
 2 — 585 Мн/м² (65 кг/мм²);
 3 — 770 Мн/м² (80 кг/мм²)

В табл. 7 сопоставлены результаты механических испытаний углового профиля размером 40×40×4 мм из стали КСт.1кп, КСт.3кп и КСт.5 после закалки с электрического нагрева и отпуска при 100—600°C.

После термического упрочнения стали КСт.1кп предел текучести увеличился с 206 Мн/м² (21,1) до 387 Мн/м² (39,5 кг/мм²), предел прочности — с 363 (37) до 555 Мн/м² (56,7 кг/мм²). Относительное удлинение при этом снизилось с 35 до 17%. С повышением температуры отпуска до 500°C существенных изменений механических свойств не наблюдалось.

Уровень относительного удлинения, допускаемый по ГОСТ 380—60 для Ст.5 в горячекатаном состоянии, при термическом упрочнении сталей КСт.3кп и КСт.5 может быть достигнут после отпуска при 550 и 600°C или при упрочнении с охлаждением, прерванном в этой области температур.

Механические свойства стали марок КСт.3, КСт.3кп и КСт.1кп
в горячекатаном состоянии и после термического упрочнения
с электронагрева

Температура отпуска, °С	КСт.5			КСт.3кп			КСт.1кп		
	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^g , %	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^g , %	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^g , %
Без отпуска	1504 (153,5)	1646 (168,0)	1,6	692 (70,6)	833 (85,0)	7,5	388 (39,6)	556 (56,7)	17,1
100	1597 (163,0)	1735 (177,0)	2,2	760 (77,0)	917 (93,6)	6,4	397 (40,5)	555 (56,6)	15,6
200	1382 (141,0)	1563 (159,5)	3,5	686 (70,0)	804 (82,3)	6,2	385 (39,3)	493 (50,3)	17,5
300	1264 (129,0)	1343 (137,0)	4,5	662 (67,6)	760 (77,6)	7,3	358 (36,5)	464 (47,3)	20,0
350	1176 (120,0)	1254 (128,0)	5,8	604 (61,6)	711 (72,6)	7,3	361 (36,8)	467 (47,7)	14,6
400	1078 (110,0)	1227 (115,0)	6,3	555 (56,6)	647 (66,0)	8,5	375 (38,3)	468 (47,8)	21,0
450	960 (98,0)	1009 (103,0)	8,7	514 (52,5)	619 (63,2)	9,9	359 (36,6)	448 (45,7)	17,9
500	838 (85,5)	902 (92,0)	10,7	441 (45,0)	561 (57,2)	14,7	363 (37,0)	441 (45,0)	21,2
550	722 (73,7)	813 (83,0)	12,9	436 (44,5)	536 (54,7)	15,2	363 (37,0)	426 (43,5)	25,1
600	657 (67,0)	735 (75,0)	15,8	399 (40,7)	479 (48,9)	21,6	321 (32,8)	402 (41,0)	30,0
В горяче- катаном состоянии	382 (39,0)	608 (62,0)	23,2	283 (28,9)	407 (41,5)	33,2	257 (26,1)	363 (37,0)	35,0

Примечание. Приведенные данные являются средними значениями четырех определений.

Расположение оборудования стана, на котором проводили опыты по термическому упрочнению угловой стали с прокатного нагрева, приведено на рис. 25.

Оборудование стана включает в себя нагревательную методическую печь 1, черновую группу 2, состоящую из

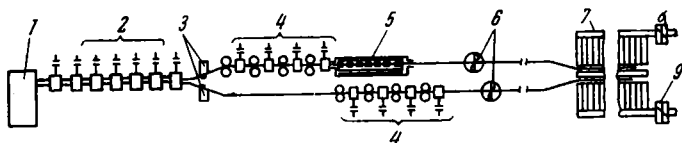


Рис. 25. Схема расположения оборудования стана 250-2 Криворожского металлургического завода

семи клетей, ножницы для резки металла при аварии 3, две чистовые группы 4, состоящие из восьми клеток каждая, летучие ножницы 6, двухсторонний реечный холодильник 7 и два прессы холодной резки 8, 9. Опытную установку 5 располагают непосредственно за чистой клетью левой нитки стана. При прокатке угловой стали раскрой полос на длины, соответствующие длине холодильника, проводят на ножницах 3, предназначенных для удаления разрыхленных концов раската и аварийной резки металла, поступающего из черновой группы.

В сортамент стана включен прокат арматурных периодических профилей № 12, 14 и 16, угловой стали размером $40 \times 40 \times 4$ мм, $40 \times 40 \times 5$, $36 \times 36 \times 4$ мм и полосовой стали $6 \div 8 \times 50$ мм. Угловые профили прокатывают из стали Ст.1кп—Ст.5кп мартеновского и конвертерного производства. Расчетная скорость прокатки угловой стали составляет 9,7 м/сек. Максимальная производительность стана составляет 130 т/ч. Температура раската при выходе из чистой клетки колеблется в пределах 1020—1070°C. Разность температур между вершиной и полкой профиля достигает 40—60 град. При остывании угловой стали в горячекатаном состоянии на холодильнике наблюдается коробление полос на вершину профиля.

Схематическое изображение опытной установки представлено на рис. 26. Она состоит из корпуса 1 с расположенными в нем охлаждающими устройствами 2 и литыми желобами 3 для обычной прокатки без упрочнения, которые крепятся на тележках 4, перемещающихся на роликах 5. Центровку раската относительно охлаждающих

устройств и отсечение обработанной воды проводят роликами 6. Питание установки охлаждающей водой, подвергнутой грубой очистке в сетчатом фильтре 7, осуществляют при помощи насоса 8 типа ЗВ-200×4. От коллектора 9 к охлаждающим устройствам вода поступает по гибким шлангам 10. Переход к прокатке с термическим

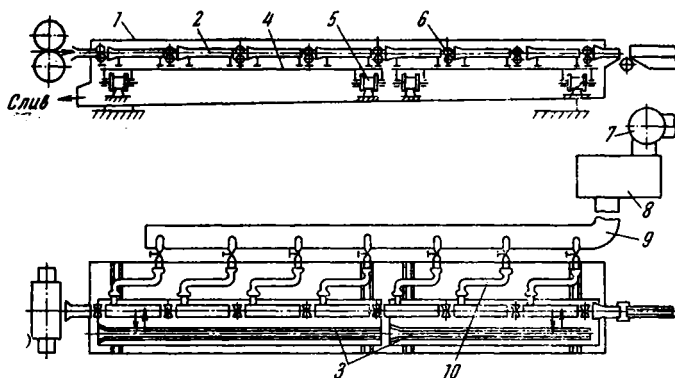


Рис. 26. Опытная установка для термического упрочнения угловых профилей в потоке стана

упрочнением осуществляют путем перемещения охлаждающих устройств на ось прокатки.

Капитальные затраты на сооружение опытной установки в потоке левой нитки мелкосортного стана 250-2 по расчетам составляют 25000 руб. Эксплуатационные затраты на термическое упрочнение одной тонны угловой стали — 37 коп.

Заготовки, отобранные от средней части слитков сталей КСт.1кп, КСт.3 и КСт.5 с различным содержанием углерода, являлись исходным материалом для исследования свойств угловых профилей, упрочненных с прокатного нагрева. Посадку, нагрев, прокатку и термическое упрочнение угловых профилей проводили партиями, составленными из заготовок одной плавки. Для определения свойств опытного металла в горячекатаном состоянии одна партия металла была прокатана по обычной технологии; остальные партии заготовок подвергали термическому упрочнению по четырем различным режимам, отличающимся между собой температурой конца интен-

сивного охлаждения. Это достигали изменением количества одновременно включенных охлаждающих устройств.

В процессе проведения опытов прокатку угловой стали размером $36 \times 36 \times 4$ мм проводили со скоростью 7,5 м/сек. Таким образом, при общей протяженности установки, равной 15 м, продолжительность интенсивного охлаждения составляла 2 сек. Температура раската после выхода из чистой клетки колебалась в пределах $1020 - 1060^\circ\text{C}$ (по пирометру).

Давление воды в коллекторе в зависимости от количества включенных охлаждающих устройств изменялось от 1,10 до 1,40 Мн/м² (от 11 до 14 ат), что соответствовало расходу воды (по данным характеристики насоса) — 450—550 м³/ч. Температура воды составляла 28°C .

Термически упрочненные уголки разрезали ножницами холодной резки. Осложнений, вызванных повышением прочности стали, не наблюдали. При термическом упрочнении по режиму, обеспечивающему максимальное повышение прочностных свойств, отмечалось коробление проката; это свидетельствует о необходимости усовершенствования конструкции охлаждающих устройств.

Для сопоставления свойств угловой стали, упрочненной с самоотпуском и специальным отпуском, часть металла, имеющего после закалки в потоке стана максимальную степень упрочнения, подвергали отпуску в интервале температур $300 - 600^\circ\text{C}$ (через 50 град). Механические свойства определяли на образцах размером $4 \times 30 \times 300$ мм, вырезанных из полок угловой стали. В табл. 8 приведены химический состав опытных плавок и свойства углового профиля, которые могут быть получены при упрочнении с прокатного нагрева с самоотпуском и специальным отпуском стали с различным содержанием углерода. Приведенные данные подтверждают возможность значительного улучшения механических свойств мелкосортной угловой стали термическим упрочнением с прокатного нагрева.

Сопоставляя полученные результаты с требованиями ГОСТ 380—60 для стали Ст.5, следует отметить, что при допустимом снижении относительного удлинения предел текучести может быть повышен в зависимости от содержания углерода в 1,3—2 раза. Предел прочности повышается менее интенсивно. На термически упрочненной стали КСт.3 его значение достигает величины, требуемой

**Химический состав (%) и достижимые механические свойства
угловой стали при упрочнении с прокатного нагрева**

Сталь	C	Si	Mn	S	P	σ_T , Мн/мм ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/мм ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %	σ_T , Мн/мм ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/мм ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %
КСт.5	0,35	0,22	0,65	0,025	0,010	В термически упрочненном состоянии			274 (28)	По ГОСТ 380—60	17
						735 (75)	833 (85)	10			
						686 (70)	784 (80)	12			
КСт.5	0,28	0,22	0,62	0,024	0,012	686 (70)	784 (80)	10	274 (28)	По ГОСТ 380—60	16
						588 (60)	686 (70)	13			
						490 (50)	588 (60)	16			
КСт.3	0,19	0,23	0,61	0,028	0,018	588 (60)	686 (70)	10	235 (24)	По ГОСТ 380—60	23
						539 (55)	637 (65)	13			
						441 (45)	539 (55)	16			
КСт.3	0,15	0,17	0,65	0,044	0,018	588 (60)	686 (70)	10	—	По ГОСТ 380—60	21
КСт.1кп	0,06	0,03	0,38	0,028	0,008	490 (50)	588 (60)	13			
						441 (45)	539 (55)	16			
КСт.1кп	0,06	0,03	0,38	0,028	0,008	343 (35)	392 (40)	20	—	312—392 (32—40)	28

по ГОСТ 380—60 для Ст.5 в горячекатаном состоянии — 540 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (55 $\text{кг}/\text{мм}^2$); с дальнейшим повышением содержания углерода предел прочности возрастает до 685 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (70 $\text{кг}/\text{мм}^2$). Следует отметить, что полученный уровень свойств соответствует требованиям, предъявляемым к некоторым легированным сталям в улучшенном состоянии [66].

Для определения сравнительного влияния термического упрочнения угловой стали с электрического нагрева с последующим специальным отпуском и с прокатного нагрева с самоотпуском и специальным отпуском на сочетание прочностных и пластических свойств провели сопоставление зависимостей $\sigma_T = f(\delta_{10})$, полученных на сталях КСт.3 и КСт.5, термически обработанных по указанным технологическим схемам (рис. 27).

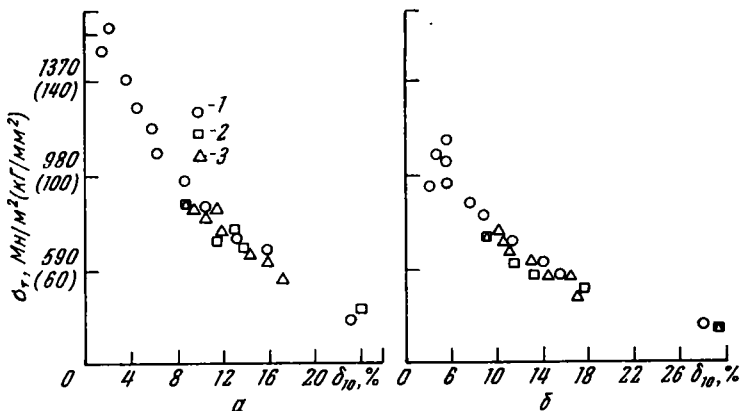


Рис. 27. Зависимость между пределом текучести и относительным удлинением сталей КСт.5 (а) и КСт.3 (б), упрочненных с электрического нагрева со специальным отпуском (1), с прокатного нагрева с самоотпуском (2) и с прокатного нагрева со специальным отпуском (3)

Из изложенного следует, что не наблюдается преимуществ какой-либо из указанных технологических схем упрочнения с точки зрения сочетания предела текучести и относительного удлинения; в то же время следовало ожидать, что упрочнение с прокатного нагрева, учитывая возможность эффекта обработки (ВТМО), окажется более предпочтительным. Возможно эффект ВТМО был завуалирован улучшением свойств стали, упрочненной с

электронагрева, за счет аустенитизации по оптимальному режиму (950°C). По-видимому, (рис. 24) этот режим нагрева обеспечивает максимальную пластичность при заданных уровнях предела текучести.

Для исследования влияния ВТМО на свойства стали Ст.5 (0,32% С, 1,06% Мп, 0,019% Si, 0,034% Р) были проведены опыты, в которых все факторы, кроме способа нагрева (печной и прокатный), сохраняли неизменными. Данные, приведенные на рис. 28, показывают, что ВТМО

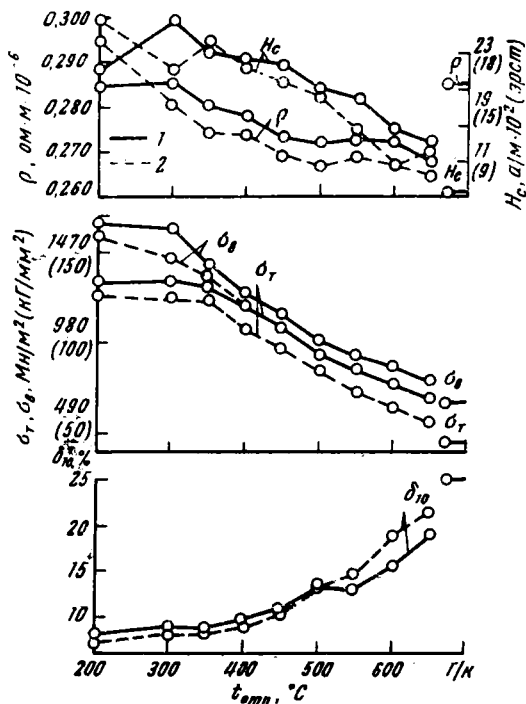


Рис. 28. Изменение свойств стали марки КСт.5 (0,33% С), упрочненной с прокатного (1) и печного (2) нагрева, в зависимости от температуры отпуска (г/к — горячекатаная сталь)

этой стали с последующим отпуском при температурах 200—500°C повышает предел текучести и предел прочности на 98—147 Мн/м² (10—15 кг/мм²) при практически

равном относительном удлинении. Коэрцитивная сила и удельное электросопротивление отражают соотношение прочностных свойств стали, обработанной обоими способами, что в определенной мере позволяет судить о повышении количества несовершенств в стали, подвергнутой ВТМО.

При температурах отпуска выше 500°C относительное удлинение стали, подвергнутой ВТМО, несколько ниже по сравнению с обычной обработкой; в то же время сочетание предела текучести и относительного удлинения остается более благоприятным во всем диапазоне прочностных и пластических свойств (рис. 29).

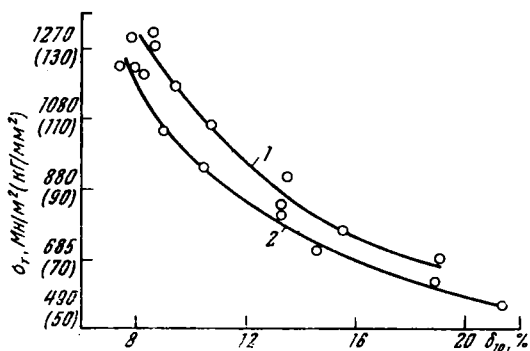


Рис. 29. Зависимость между пределом текучести и относительным удлинением стали марки КСт.5, упрочненной с прокатного (1) и печного (2) нагревов

Опыты, проведенные на стали с меньшим содержанием углерода, показали, что эффект ВТМО снижается. Это может быть связано с повышением температуры мартенситного превращения, приводящим к самоотпуску мартенсита в области высоких температур. Данные ряда работ [20, 24, с. 42; 67, с. 3; 68; 69], в которых изучали изменение свойств при отпуске различных легированных сталей, подвергнутых ТМО, показывают, что отпуск при 400—500°C приводит к снижению прочностных свойств до уровня, достигаемого при обычной закалке и отпуске.

Для определения разброса свойств по длине раската углового профиля испытывали пробы, отобранные через каждые 3 м. Материалом служила сталь КСт.5, упрочнен-

ная после прокатного нагрева с самоотпуском по режиму, обеспечивающему получение относительного удлинения, близкого к требованиям ГОСТ 380—60. Результаты испытаний приведены в табл. 9 и указывают на допустимые значения разброса свойств по длине упрочненного углового профиля.

Таблица 9

Свойства по длине раската угловой стали, упрочненной после прокатного нагрева с самоотпуском

Расстояние от переднего конца раската, м	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %
3	607 (62,0)	705 (72,0)	14,5
6	603 (61,5)	700 (71,5)	17,5
9	564 (57,5)	676 (69,0)	14,5
12	544 (55,5)	676 (69,0)	16,0
15	548 (56,0)	676 (69,0)	15,0
18	539 (55,0)	667 (68,0)	14,0
21	548 (56,0)	681 (69,5)	15,0
24	529 (54,5)	676 (69,0)	17,5
27	554 (56,0)	696 (70,0)	17,0
39	548 (56,0)	696 (70,0)	15,5
42	558 (57,0)	690 (70,5)	14,0
45	564 (57,5)	705 (72,0)	16,0
48	568 (58,0)	696 (71,0)	15,0
51	573 (58,5)	715 (73,0)	14,5

Примечание. Приведенные данные являются средним значением результатов испытания двух проб, отобранных от правой и левой полок уголка.

Изучение изменения свойств по сечению углового профиля проводили на сталях КСт.5 и КСт.3, упрочненных по наиболее благоприятному режиму; этот режим показал максимальный перепад температур между вершиной и краями полок уголка. Пробы сечением 4×8 мм вырезали из мест профиля, охлаждавшихся с максимальной скоростью. Для сопоставления испытывали образцы шириной 25 мм, обычные при заводских испытаниях угловой стали. Данные, приведенные в табл. 10, говорят о некотором расхождении прочностных и пластических свойств по сечению упрочненной угловой стали; это подтверждает сделанный ранее вывод о необходимости усовершенствования охлаждающих устройств с целью ускорения охлаждения края полок.

Таблица 10

Свойства по сечению углового профиля в горячекатаном состоянии
и после термического упрочнения с прокатного нагрева с самоотпуском

Сталь	Состояние металла	Место вырезки образцов	Размер образцов, мм	σ_T , Мн/мм ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/мм ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %	$\delta_{равн.}$ %	ψ , %
КСт.5	Горячекатаное	У вершины	8×4	368 (37,6)	596 (60,8)	31,1	15,0	53,0
		У края полки	8×4	384 (39,2)	593 (60,5)	31,8	16,7	53,2
		По всей ширине полки	8×25	380 (38,8)	588 (60,0)	28,7	12,7	—
КСт.5	Термически упрочненное с самоотпуском	У вершины	8×4	632 (64,5)	798 (81,4)	21,8	7,9	63,0
		У края полки	8×4	564 (57,5)	757 (77,2)	21,9	8,0	60,0
		По всей ширине полки	8×25	596 (60,8)	762 (77,8)	19,0	7,5	—
КСт.3	Горячекатаное	У вершины	8×4	318 (32,5)	467 (47,7)	38,0	20,6	66,3
		У края полки	8×4	331 (33,8)	485 (49,5)	38,0	21,4	66,3
		По всей ширине полки	8×25	319 (32,6)	470 (48,0)	36,3	18,3	—
КСт.3	Термически упрочненное с самоотпуском	У вершины	8×4	536 (54,7)	65,2 (66,5)	27,2	9,4	69,7
		У края полки	8×4	431 (44,0)	588 (60,0)	28,3	10,1	69,0
		По всей ширине полки	8×25	448 (45,7)	614 (62,7)	24,8	10,0	—

Таблица 11

**Влияние термического упрочнения углового профиля 36×36×4 мм
на механические свойства, работу разрушения и температуру
появления первых признаков кристаллического излома**

Сталь	Состояние стали	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %	Работа разрушения при температуре испытания дж (кг·м)				Т _{кр.} °С
					+20°С	-20°С	-60°С	-100°С	
					дж (кг·м)	дж (кг·м)	дж (кг·м)	дж (кг·м)	
КСт.5	Горячекатаное Упрочненное с прокатного нагрева	422 (43,0)	647 (66,0)	24,1	19 (1,9)	15 (1,6)	13 (1,3)	12 (1,2)	+50
		676 (69,0)	877 (89,5)	14,0	29 (2,9)	27 (2,7)	24 (2,4)	22 (2,2)	-20
КСт.3	Горячекатаное Упрочненное с прокатного нагрева	338 (34,5)	470 (48,0)	29,5	26 (2,6)	22 (2,2)	16 (1,6)	16 (1,6)	-10
		510 (52,0)	612 (62,5)	17,7	31 (3,1)	31 (3,1)	31 (3,1)	23 (2,3)	-70
КСт.1кп (С—0,03%, Si—0,02%, Mn—0,27%)	Горячекатаное Упрочненное с прокатного нагрева	250 (25,5)	338 (34,5)	35,0	26 (2,6)	24 (2,4)	16 (1,6)	2 (0,2)	-10
		318 (32,4)	372 (38,0)	27,0	32 (3,2)	32 (3,2)	33 (3,3)	32 (3,2)	-130

Исследование влияния термического упрочнения с прокатного нагрева на хладноломкость углового профиля проводили на сталях КСт.5, КСт.3 и КСт.1кп. Работу разрушения определяли на нестандартных образцах размером $3,5 \times 8 \times 55$ мм с надрезом Менаже в интервале температур от -196 до $+100^\circ\text{C}$.

Анализ результатов испытания (табл. 11) показывает, что термическое упрочнение углового профиля наряду с повышением прочностных свойств и снижением относительного удлинения приводит к значительному увеличению работы разрушения образцов и смещает порог хладноломкости в сторону низких температур.

В соответствии с результатами ряда исследований [70—72] этот эффект может быть объяснен интенсивным измельчением зерна феррита в процессе термического упрочнения с прокатного нагрева, что приводит к быстрому росту сопротивления отрыву при незначительном увеличении сопротивления срезу, что и снижает порог хладноломкости.

Упрочнение на станах линейного типа

Опыты по термическому упрочнению угловых профилей с прокатного нагрева на станах линейного типа были проведены на мелкосортном стане 280 Днепровского металлургического завода им. Дзержинского¹. Термическому упрочнению подвергали уголки размером $32 \times 32 \times 4$ мм. Установка, на которой проводили опыты, была смонтирована между чистовой клетью стана и холодильником.

В результате проведенных исследований отработан оптимальный режим термического упрочнения, обеспечивающий равномерное упрочнение по длине и сечению профиля и минимальное коробление.

Температура раската после выхода из чистовой клетки стана составляет 1100 — 1050°C . Продолжительность движения уголка от чистовой клетки до установки не превышает $1,5$ сек, поэтому температура начала интенсивного охлаждения незначительно отличается от температуры конца прокатки. Для интенсивного охлаждения угловых

¹ Опыты проведены Днепропетровским металлургическим институтом совместно с заводом.

профилей проката использовали спрейерный способ, имеющий ряд достоинств перед другими методами охлаждения. Благодаря хорошим условиям отвода пара, непрерывным ударам отдельных тонких струй по поверхности металла, стадия пленочного кипения при этом способе охлаждения практически отсутствует. Вследствие обильного притока к охлаждаемой поверхности и кратковременного контакта с нею жидкость не успевает перегреться. Это обуславливает высокую скорость и, что особенно важно, равномерность охлаждения. Колебания движущегося проката не нарушают контакта между его поверхностью и охлаждающей жидкостью. Спрейерный метод позволяет плавно изменять интенсивность охлаждения в широких пределах [73], является весьма технологичным, легко включаемым в поток.

Термическое упрочнение угловых профилей производили при различных скоростях прокатки. Средняя скорость охлаждения уголков при скорости прокатки 4—7 м/сек составляет 350—400 град/сек. При такой скорости охлаждения значительное повышение прочностных свойств можно получить при скорости прокатки менее 5 м/сек. При большей скорости прокатки уголка (7 м/сек) повышение механических свойств незначительно. Это объясняется тем, что из-за недостаточной длины площадки между чистой клетью стана и холодильником (12 м) общая активная длина установки не превышает 6,6 м.

На температуру конца интенсивного охлаждения угловых профилей влияли, изменяя скорость прокатки: при скорости прокатки 4 м/сек температура конца охлаждения составляет 450°C, при 5 м/сек 570°C, при 6 м/сек 680°C.

После выхода из установки уголки поступают на речный холодильник типа Эвардса и охлаждаются на воздухе. При термическом упрочнении по оптимальному режиму раскаты уголков длиной до 60 м нормально принимаются и транспортируются отводящим рольгангом; транспортировка же холодных и жестких упрочненных уголков на холодильнике указанного типа вызывает затруднения; раскаты пружинят и не всегда попадают в соответствующие ячейки при поворотах реек.

По существующей на стане 280 технологии правку уголков производят после резки на мерные длины. Резку и правку термически упрочненных уголков с пределом

прочности до 980 Мн/м^2 (100 кг/мм^2) производили на существующем оборудовании: ножницах холодной резки и семивалковой правильной машине. Резка особых затруднений не вызывала, правку сильно упрочненных уголков приходилось осуществлять за два пропуса.

Механические свойства термически упрочненных уголков определяли при испытании стандартных разрывных десятикратных образцов, вырезанных из полок.

На опытной установке термическому упрочнению подвергали уголки с различным содержанием углерода (табл. 12).

Таблица 12

Химический состав¹ (%) некоторых из исследованных плавок

Условный номер плавки	C	Mn	Si	S	P
1	0,04	0,32	0,02	0,031	0,010
2	0,06	0,32	0,02	0,030	0,010
3	0,10	0,52	0,03	0,030	0,016
4	0,14	0,46	0,22	0,025	0,013
5	0,17	0,41	0,04	0,028	0,012
6	0,20	0,55	0,21	0,029	0,016

¹ В исследованных плавках никель и хром составляют следы.

Уровень механических свойств стали зависит главным образом от содержания углерода и температуры металла в конце интенсивного охлаждения. Установлено [74], что при малом содержании углерода (до 0,06%) интенсивное охлаждение до температуры окружающего воздуха приводит к незначительному повышению прочностных и снижению пластических свойств. Увеличение содержания углерода (свыше 0,06%) способствует более резкому изменению этих характеристик.

Прочностные свойства уголков, термически упрочненных с прокатного нагрева, значительно выше соответствующих характеристик уголков, термически упрочненных с отдельного нагрева. Так, для стали, содержащей 0,17% углерода, разница в величине предела прочности достигает 292 Мн/м^2 (30 кг/мм^2).

Для выяснения причин различия механических свойств уголков из Ст.3 после термического упрочнения с

прокатного и отдельного нагрева исследовали величину бывшего аустенитного зерна. Шлифы отбирали от уголков, термически упрочненных при 920 и 1000°C с отдельного нагрева с выдержкой 5 мин, и от уголков, интенсивно охлажденных с прокатного нагрева через 1,5 сек после выхода из чистой клетки стана.

Анализ микроструктуры показал, что при нагреве до 920°C сохраняется мелкое однородное зерно аустенита; при нагреве до 1000°C наряду с мелкими наблюдаются и крупные; иначе говоря при этой температуре происходит интенсивный рост одних зерен за счет других. При увеличении продолжительности выдержки количество крупных зерен возрастает. Как и следовало ожидать, вытянутости зерен аустенита после деформации уголка в чистой клетке не наблюдается: она появляется лишь при обжатиях более 30% [75]. Структура аустенита перед термическим упрочнением с прокатного нагрева мелкозернистая, равноосная, величина зерна несколько больше, чем при нагреве в печи до 920°C.

Более высокую прочность уголков, термически упрочненных с прокатного нагрева, можно объяснить эффектом ВТМО, т. е. фиксированием при термическом упрочнении с прокатного нагрева дефектов (дислокаций, вакансий), возникших в процессе пластической деформации.

Повышение конечной температуры охлаждения термически упрочненных с прокатного нагрева уголков из стали Ст.3 свыше 400°C приводит к снижению прочностных и повышению пластических свойств: при охлаждении до температуры 500°C $\sigma_b = 608 \text{ Мн/м}^2$ (62 кг/мм²), $\delta_{10} = 14\%$, $\psi = 59\%$; при охлаждении до температуры 650°C $\sigma_b = 490 \text{ Мн/м}^2$ (50 кг/мм²), $\delta_{10} = 18\%$, $\psi = 61\%$.

Испытания большого количества разрывных образцов, отобранных по длине термически упрочненного раската, показали, что механические свойства по длине изменяются незначительно. Так, после термического упрочнения уголков из Ст.3 с охлаждением до 650°C средние механические свойства образцов, отобранных от переднего конца раската, следующие: $\sigma_T = 402 \text{ Мн/м}^2$ (41 кг/мм²), $\sigma_b = 519 \text{ Мн/м}^2$ (53 кг/мм²), $\delta_{10} = 17\%$, $\psi = 60\%$. Для образцов, отобранных от середины раската, $\sigma_T = 363 \text{ Мн/м}^2$ (37 кг/мм²), $\sigma_b = 490 \text{ Мн/м}^2$ (50 кг/мм²), $\delta_{10} = 19\%$, $\psi = 60\%$.

Для определения равномерности упрочнения уголков по сечению измеряли твердость в точках, расположенных в поперечном сечении уголка, на линии, соответствующей середине толщины полки. Результаты измерения показали, что твердость по сечению термически упрочненных уголков распределяется равномерно.

Из уголков $32 \times 32 \times 4$ мм, подвергнутых термическому упрочнению на разные уровни прочности и пластичности, были изготовлены модели сварных подстропильных ферм, которые испытывали на гидравлическом прессе статической нагрузкой. При этом получены следующие свойства (n — степень упрочнения; K_c — коэффициент увеличения несущей способности):

σ_T , Мк/м ² (кг/мм ²) .	290(29)	470(47)	500(50)	550(55)	780(78)
σ_B , Мк/м ² (кг/мм ²) .	440(44)	600(60)	700(70)	800(80)	1300(130)
δ_{10} , %	24	14	10	7	4
ψ , %	56	63	55	45	20
n , %	1,0	1,35	1,60	1,80	3,0
K_c	1,0	1,17	1,25	1,84	2,0

Коэффициент увеличения несущей способности при испытании ферм составил 1,17—2,0. При испытании ферм с относительным удлинением 4—7% отклонений по характеру работы и виду разрушения по сравнению с горячекатаной сталью не выявлено: хрупкого разрушения не наблюдалось. Как правило, испытанные фермы теряли несущую способность из-за потери устойчивости верхнего пояса, а не вследствие потери прочности [76].

Среднесортные профили

Упрочнение на станах полунепрерывного типа. На Днепровском металлургическом заводе им. Дзержинского в конце 1967 г. введен в действие полунепрерывный среднесортный стан 350. Основную часть сортамента стана составляют уголки, швеллеры, балки и круглые профили. Для разработки технологии термического упрочнения среднесортных профилей в условиях работы полунепрерывного стана построена опытная установка, позволяющая проводить исследования процессов термического упрочнения среднесортных профилей проката длиной 6 м

в условиях, моделирующих условия термического упрочнения в потоке прокатного стана. Действительно, скорости движения упрочняемых изделий в опытной установке соответствуют скоростям прокатки на стане; температура нагрева заготовок при термическом упрочнении равна температуре конца прокатки. Прокатное изделие перед термическим упрочнением подвергают пластической деформации. В опытной установке этого осуществить не удалось.

Установка состоит из устройства для транспортировки различных прокатных профилей, нагревательного устрой-

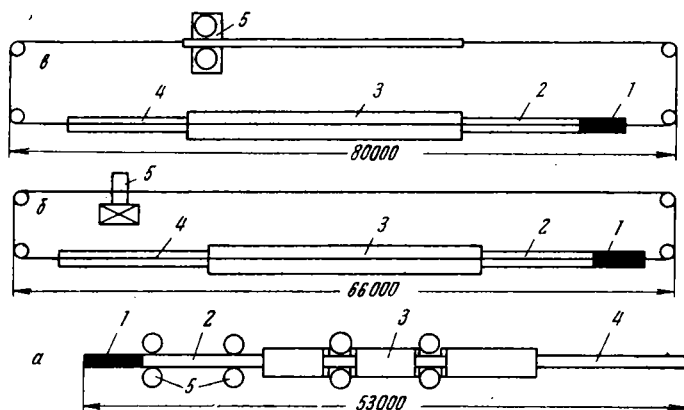


Рис. 30. Опытная установка для отработки режимов термического упрочнения среднесортных профилей проката:

а — схема первого варианта; *б* — схема варианта, принятого к проектированию; *в* — схеме второго варианта;

1 — нагревательное устройство; *2* — участок разгона; *3* — участок охлаждающих камер; *4* — участок торможения; *5* — привод транспортировки

ства, участка разгона профиля до требуемой скорости, участка с охлаждающими камерами, участка торможения.

При проектировании конструкции установки было рассмотрено два варианта, отличающихся в основном транспортирующими устройствами.

По первому варианту (рис. 30, *а*) было предусмотрено продвижение прокатных полос четырьмя трайб-аппаратами с горизонтальными фигурными валками. Все состав-

ные части установки располагаются в одну линию. Транспортировка прокатной полосы осуществляется трайб-аппаратами.

По второму варианту (рис. 30,е) транспортировка прокатных полос осуществляется при помощи одного трайб-аппарата с штангой и гибким канатом. Все составные части, кроме трайб-аппарата, располагаются в одну линию. Соединение прокатной полосы с канатом осуществляется при помощи захватов, а каната и штанги — путем сварки. Таким образом, прокатное изделие, гибкий канат и штанга образуют замкнутую цепь. Штанга, располагаясь между вертикальными гладкими валками трайб-аппарата, приводится ими в движение. Так как штанга связана с прокатной полосой, то последняя будет двигаться со скоростью движения штанги. Указанным устройством с одними и теми же валками трайб-аппарата можно транспортировать любые прокатные профили.

Первый вариант лучше моделирует условия работы стана. Однако для его реализации требуется большое количество дорогостоящих сменных приводных валков; кроме того, торможение быстродвижущегося проката затруднено.

Преимуществом второго варианта является простота и универсальность привода. Однако здесь требуется большая длина установки, отмечается непостоянство скорости движения проката (вследствие возможного проскальзывания штанги или заклинивания ее в валках трайб-аппарата).

На основе всестороннего анализа для практического внедрения принят второй вариант с некоторыми изменениями. Стабильность движения проката и уменьшение длины установки осуществили путем замены трайб-аппарата со штангой на электролебедку.

По этому, последнему, варианту (рис. 30,б) была изготовлена опытная установка.

Нагрев прокатного изделия длиной 6 м до 1100°С осуществляют электроконтактным способом в устройстве 1, состоящем из камеры, узлов подвижного и неподвижного зажимов и натяжного приспособления. Нагревательная камера футерована огнеупорным кирпичом и для предотвращения боковых стен и пода от повреждений при движении проката армирована прутками. Зажимы обеспечивают надежный электроконтакт при нагреве изделия. Од-

На пара зажимов для компенсации линейного удлинения прокатной полосы при нагреве выполнена подвижной. Натяжное приспособление предназначено для создания натяжения прокатного изделия и, следовательно, предотвращения его коробления при нагреве. Нагревательное устройство питается током через три трансформатора мощностью 100 квт каждый. Количество включаемых трансформаторов зависит от сечения нагреваемого изделия.

На участке разгона 2 нагретому изделию сообщается постоянная скорость, соответствующая скорости прокатки профиля на стане 350. Конструктивно участок разгона выполнен в виде направляющего желоба.

Термическое упрочнение среднесортных фасонных профилей проката проводят на участке охлаждающих камер 3, длина которого определяется скоростью движения изделия (скоростью прокатки) и скоростью его охлаждения.

Для термического упрочнения угловых профилей принято двухстороннее струйное охлаждение, для термического упрочнения балок и швеллеров — комбинированное (сначала струйное, затем форсуночное).

Проведенные опыты показали целесообразность применения направленного и регулируемого струйного охлаждения при термическом упрочнении угловых профилей [74]. Для получения термически упрочненного уголка с однородными механическими свойствами по сечению и предотвращения коробления необходимо применить охлаждающие устройства, обеспечивающие равномерность охлаждения по сечению и одновременность структурных превращений.

Известно, что в угловых профилях распределение металла по сечению неравномерно: в вершине объем металла, приходящийся на единицу поверхности, больше, чем в полках. Поэтому для равномерного охлаждения уголка количество воды, подаваемое на единицу поверхности вершины и полки, должно находиться в определенном соотношении. Это соотношение, по расчетным данным, равно 1,25:1. При одностороннем охлаждении уголков не обеспечивается одновременность структурных превращений, что приводит к короблению. Следовательно, охлаждение уголка должно быть двухсторонним. Расход воды снизу и сверху на вершину и полки уголка строго регламентировано.

ван. Соотношение расходов воды на единицу поверхности уголка сверху и снизу для полок равно 1:1, для вершины 1:1,5.

Исходя из указанных требований разработаны и изготовлены соответствующие конструкции спрейеров для термического упрочнения уголков.

Участок для термического упрочнения швеллеров и балок состоит из одной камеры со щелевыми струями и четырех камер с распыляющими форсунками. Камера со щелевыми струями предназначена для предварительного направленного охлаждения массивных участков сечения прокатных профилей. Камеры с распыляющими форсунками служат для равномерного охлаждения проката по сечению до заданной температуры. Для термического упрочнения профилей различных размеров щелевые и распыляющие форсунки выполнены перемещающимися. Подвод воды в каждую камеру — индивидуальный. Прокат движется через охлаждающий участок по направляющим, конструкция которых обеспечивает строго определенное положение его относительно охлаждающих устройств. Остановку термически упрочненного проката, после его выхода из охлаждающих камер, осуществляют на участке торможения 4 электролебедкой, снабженной тормозом ТКП-300. Воду к установке подают от насоса 20Д-6, цикл оборотный. Для контроля температуры, расхода и давления воды, а также скорости движения проката установка снабжена соответствующей контрольно-измерительной аппаратурой. Управление процессами нагрева, транспортировки и охлаждения осуществляют со специального пульта.

В результате исследований, проведенных на опытной установке, разработаны технологические режимы термического упрочнения швеллеров и двутавровых балок, обеспечивающие значительное повышение прочностных свойств и равномерное упрочнение по периметру и длине практически без коробления профиля; это особенно важно при термическом упрочнении с прокатного нагрева в потоке стана. Продолжаются исследования по разработке режимов термоупрочнения равнобоких и неравнобоких уголков.

Были проведены испытания швеллеров № 8 и двутавровых балок № 10, интенсивно охлажденных до температур, указанных в табл. 13.

**Механические свойства швеллера и балки из стали Ст.3сп,
охлажденных со скоростью 150 град/сек**

Состояние стали	σ_T , Мн/мм ² (кг/мм ²)	σ_b , Мн/мм ² (кг/мм ²)	δ_{10}^0 , %	φ	HRB
<i>Швеллер № 8</i>					
Горячекатаная	284(29)	470(48)	26	50	65—73
После охлаждения до температур, °С:					
550—600	372(38)	539(55)	18	52	75—85
450—500	451(46)	609(62)	13	55	90—95
400	490(50)	637(65)	12	62	93—100
20	—	941(96)	5	12	300—370
<i>Двутавровая балка № 10</i>					
Горячекатаная	294(30)	441(45)	24	48	—
После охлаждения до температур, °С:					
550—600	294(30)	441(45)	24	48	—
450—500	392(40)	549(56)	16	56	—
400	609(62)	764(78)	7	36	—
20	—	1009(103)	5	14	—

На основании исследований выполнен рабочий проект опытно-промышленной установки.

Упрочнение на станах линейного типа. В условиях металлургического завода имени Петровского проведены опыты по термическому упрочнению среднесортных фасонных профилей, получаемых на линейном стане 550. Сортамент этого стана весьма разнообразен: уголки 100×100, 90×90, 80×80, 75×75 мм с толщиной полки от 8 до 12 мм, швеллеры № 10 и 12; балка № 10; автоободы различных типов. Указанные профили прокатывают из стали марок Ст.3 кипящей, полуспокойной и спокойной (ГОСТ 380—60), а в некоторых случаях из стали марки 15кп (ГОСТ 1050—60). Кроме различной формы, эти профили имеют изменяющееся в широких пределах отношение площади поверхности к объему: от 1,75 для уголка 100×100×12 мм до 3,44 для балки и швеллера № 10. Это обстоятельство оказывает заметное влияние на ин-

тенсивность охлаждения различных профилей, что следует учитывать при разработке технологии термического упрочнения.

При осуществлении термического упрочнения с прокатного нагрева температура конца прокатки является одним из важнейших технологических факторов, определяющих принципиальную возможность термического упрочнения. В то же время большое разнообразие сортамента стана 550 в сочетании со специфическими условиями прокатки на линейном стане при сравнительно небольших (3—3,5 м/сек) скоростях прокатки может вызывать заметные колебания температуры конца прокатки.

Замеры температуры раскатов, выходящих из чистой клетки, проведенные с помощью оптического пирометра, показали, что для уголка размером $100 \times 100 \times 10$ мм среднее значение температуры составляет 1040°C , а для автобода ГАЗ-51— 860°C (150—300 замеров на каждый профиль). При этом температура конца прокатки основной массы профилей была выше 900°C ; лишь в редких случаях температура падала ниже 800°C .

Для изучения влияния режимов термического упрочнения, колебаний химического состава в пределах марочного (по ГОСТу) и формы профиля на механические свойства были проведены предварительные опыты по охлаждению фасонных профилей в баке с проточной водой со специального нагрева. Упрочнение проводили по режиму прерванного охлаждения, т. е. ускоренное охлаждение вели в баке с водой до определенной температуры с дальнейшим охлаждением на воздухе. Такой режим сравнительно легко осуществляется при термическом упрочнении в потоке прокатного стана. Для снятия кривых охлаждения в различные элементы поперечного сечения профилей зачеканивали хромель-алюмелевые термопары, которые служили датчиками шлейфовому осциллографу.

Результаты опытов показали следующее.

При снижении температуры закалки путем подстуживания степень упрочнения уменьшается. Однако даже при закалке с 750°C пределы текучести и прочности увеличиваются соответственно в 1,7 и 1,4 раза. При более высоких температурах закалки предел прочности по сравнению с горячекатаным состоянием возрастал в два раза. При этом относительное удлинение (δ_{10}) снижалось до

5—10%. Проба на холодный загиб во всех случаях удовлетворительна.

Таким образом, с точки зрения температур конца прокатки на линейном стане 550 термическое упрочнение с прокатного нагрева осуществимо.

При постоянной температуре закалки получаемый комплекс свойств определялся температурой прерванного охлаждения: при снижении этой температуры с 650 до 450—400°C степень упрочнения по пределу прочности увеличивается, а удлинение снижается. Микроструктура при этом изменяется от феррито-перлитной до структур светлоиглочатого строения, окруженных темной сеткой троостита.

При постоянном режиме термического упрочнения на комплекс свойств значительное влияние оказывают колебания химического состава (в пределах марочного): с увеличением суммы % C + 1/4 % Mn с 0,22 до 0,40% степень упрочнения резко возрастает, а удлинение падает. Следовательно, режимы термического упрочнения необходимо корректировать в зависимости от химического состава плавки.

При постоянном режиме термического упрочнения и сравнимой сумме % C + 1/4 % Mn степень упрочнения возрастает с увеличением отношения поверхности к объему.

Наконец, следует отметить, что скорость охлаждения различных элементов фасонных профилей при закалке в баке с водой неодинакова. В этом случае разность температур центра стойки и центра полки балки № 10 достигает нескольких сот градусов, что влечет различие в образовании структуры и свойств элементов профиля.

Приведенные результаты показывают, что термическое упрочнение в баке с водой для фасонных профилей не приемлемо. Для проведения опытов по термическому упрочнению в потоке стана 550 изготовили секцию с охлаждающими устройствами форсуночного типа. Испытания этой секции показали, что при продолжительности охлаждения порядка 0,15 сек на балке № 10 получено упрочнение примерно 10—15%. Распределение твердости по поперечному сечению достаточно равномерно, относительное удлинение не ниже предела, установленного ГОСТ 380—60.

Все сказанное позволяет сформулировать основные

требования к конструкции установки для термического упрочнения фасонных профилей широкого сортамента в потоке среднесортного линейного стана.

1. Установка должна обеспечить степень упрочнения по пределу прочности от 1,1 до 2 в зависимости от требуемого комплекса свойств; это достигается изменением интенсивности и времени ускоренного охлаждения и зависит от температуры конца прокатки, химического состава стали и формы профиля.

2. Установка следует располагать непосредственно за чистой клетью; она должна состоять из ряда секций, имеющих индивидуальное водоснабжение и приборы контроля и регулирования давления и расхода воды; давление воды должно быть в пределах $0,4—1,2 \text{ Мн/м}^2$ (4—12 атм).

3. В качестве охлаждающих устройств следует применять форсунки с полным заполнением водяного факела и регулируемой дисперсностью капель воды. Необходимое изменение геометрии охлаждающей зоны в зависимости от формы профиля обеспечивается изменением расположения форсунок в пространстве.

4. Установка должна иметь механизмы поперечного и вертикального перемещения для настройки оси установки по оси чистового калибра и вывода установки из потока стана в случае необходимости.

5. Установка должна иметь транспортирующие устройства, обеспечивающие беспрепятственное прохождение раската.

6. Производительность установки должна быть достаточно высокой, чтобы не снижать темпа прокатки.

7. Конструкция установки должна быть по возможности компактной, что особенно важно при отсутствии свободных площадей в цехе.

Гнутые угловые профили

Производство угловых профилей из полосового металла на профилегибочных станах имеет свои преимущества, главным из которых является возможность изготовления экономичных профилей минимальной толщины; это обеспечивает около 20—25% экономии металла.

Однако известно, что механические свойства холодногнутых профилей характеризуются значительной неодно-

родностью, обусловленной различной величиной пластической деформации элементов профиля [77].

Исследование степени неоднородности механических свойств холодногнутого угловых профилей проводили на уголке $40 \times 40 \times 4$ мм, изготовленном из стали марки 20 (0,16% С) в цехе гнутых профилей завода «Запорожсталь». Образцы для испытаний на растяжение отбирали из мест с различной степенью пластической деформации, т. е. из центральной части полки, из кромки и из места изгиба. Ударную вязкость определяли на образцах, вырезанных из кромки профиля и из центральной части полки.

Таблица 14

Механические свойства исходной полосы и холодногнутого профиля $40 \times 40 \times 4$ мм

Исследованный участок полосы	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^g , %	ψ , %	S_K , Мн/м ² (кг/мм ²)	a_H , Мдж/м ² кг·м/см ²
До деформации	408(41,7)	316(32,2)	24,3	66	890(91)	1,27 (12,7)
В месте изгиба	512(52,3)	417(42,6)	7,6	50	1190(121,2)	—
В центральной части полки	425(43,4)	328(33,5)	24,1	64,6	975(99,5)	1,29 (12,9)

При профилировании металла резко возрастает неоднородность механических свойств по сечению профиля (табл. 14). В местах интенсивной деформации (угол профиля) увеличивается предел прочности на 25%, предел текучести на 32%; относительное удлинение при этом снижается на 68%. В участках профиля, не подвергавшихся интенсивной пластической деформации, изменение механических характеристик по отношению к исходному металлу незначительно и не превышает 1—6%.

Определение хладноломкости холодногнутого профиля показало, что неоднородность свойств по объему металла увеличивает его склонность к хрупкому разрушению; ударная вязкость металла кромок профиля при всех температурах испытания ниже, чем у металла центра полки. Можно ожидать, что в месте изгиба ударная вязкость будет иметь еще меньшее значение.

Для оценки работоспособности профиля в целом испытывали натурные образцы на статический разрыв. Предел прочности профиля при этих испытаниях оказался равным 380 Мн/м^2 ($38,8 \text{ кг/мм}^2$) при $\delta_{10} = 17,3\%$; это ниже значений, полученных на образцах из исходного металла.

Проведенное исследование позволило выявить резкую неоднородность механических свойств по сечению холодногнутого углового профиля. Естественно предположить, что применение термической обработки позволит ликвидировать неоднородность и значительно улучшить комплекс механических свойств.

Были исследованы следующие виды термической обработки холодногнутого углового профиля: нормализация и закалка с печного или индукционного нагрева в воде с последующим отпуском.

Нормализация в значительной степени уменьшает неоднородность в распределении механических свойств по сильно деформированному участку — место изгиба (I) и слабодеформированному участку — центр полки (II) профиля:

	I	II
$\sigma_B, \text{ Мн/м}^2(\text{кг/мм}^2)$	441(45)	421(43)
$\sigma_T, \text{ Мн/м}^2(\text{кг/мм}^2)$	293(29,9)	274(28)
$\delta_{10}, \%$	21,5	26
$\psi, \%$	67,5	70,7
$a_H, \text{ Мдж/м}^2(\text{кг}\cdot\text{м/см}^2)$	—	1,55(15,5)

Однако упрочнения по сравнению с исходным металлом она не обеспечивает. В результате нормализации значительно повышается ударная вязкость при всех температурах испытания; однако различие в ударной вязкости материала различных участков профиля сохраняется.

Существенного повышения уровня прочностных свойств холодногнутого профиля можно достигнуть термическим упрочнением. Упрочнению с печного и индукционного нагрева подвергали¹ уголок $40 \times 40 \times 4 \text{ мм}$, изготовленный из стали марки 20. Механические свойства изучали в угловой части, в центре полки и на кромках уголка. Под упрочнение с печного нагрева заготовки нагревали до 950°C , выдерживали в течение 25 мин , а затем

¹ Работа выполнена инж. Ю. В. Смирновым в Днепропетровском металлургическом институте под руководством акад. АН УССР К. Ф. Стародубова.

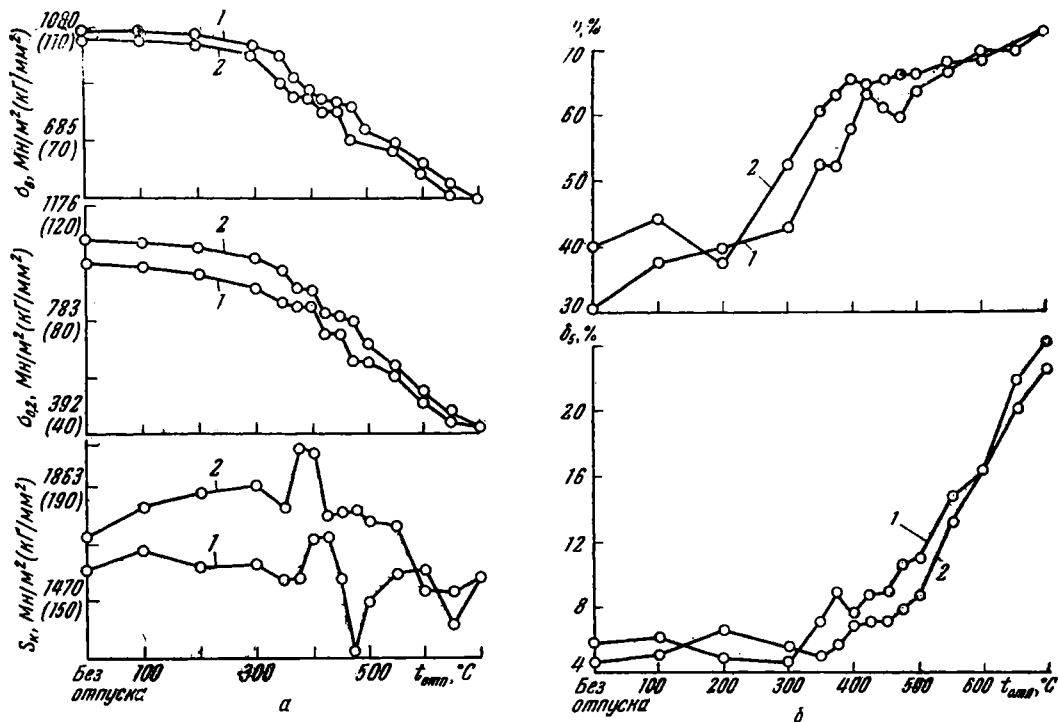


Рис. 31. Изменение прочностных (а) и пластических (б) свойств металла гнутых профилей при отпуске (упрочнение с индукционным нагревом):
 1 — прямые участки профиля; 2 — изогнутые участки профиля

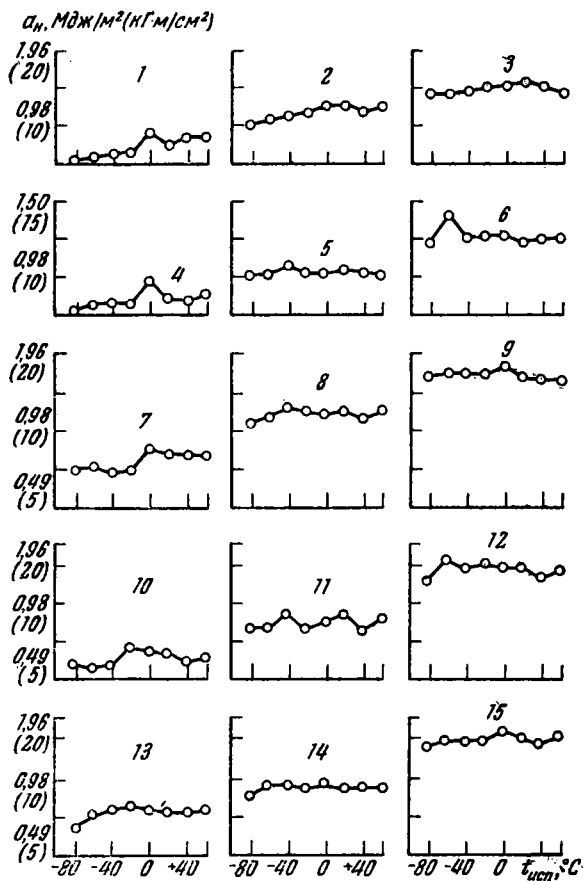


Рис. 32. Кривые хладноломкости металла гнутого профиля $40 \times 40 \times 4$ мм в зависимости от температуры закали и отпуска (упрочнение с индукционным нагревом):
 1 — температура закали 950°C; 2 — температура отпуска 375°C; 3—500; 4—100; 5—400; 6—550; 7—200; 8—425; 9—600;
 10—300; 11—450; 12—650; 13—350; 14—475; 15—700

охлаждали водой под специальным спрейерным устройством. Для повышения пластичности стали упрочненный уголок подвергали отпуску в интервале температур 100—700°C.

Исследование показало, что при всех температурах отпуска сохраняется различие в свойствах металла слабо и сильно деформированных участков (центр полки и угловые участки профиля соответственно). Оптимальной температурой отпуска, обеспечивающей наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств стали, следует считать 500—550°C. Здесь при пределе текучести 637—685 Mn/m^2 (65—70 Kr/mm^2) относительное удлинение (δ_{10}) равно 12—14%.

Термическое упрочнение гнутых угловых профилей с дополнительным отпуском снижает порог хладноломкости. При температуре отпуска 550°C и выше в исследованном интервале температур испытания (от +60 до —80°C) кристаллическая составляющая в изломе не обнаруживается.

Термическое упрочнение при индукционном нагреве проводили на опытной установке, состоящей из лампового генератора ЛГЭ-60, трехвиткового индуктора, имеющего форму профиля, спрейера, тягового и транспортирующего устройства. Скорость движения уголка через индуктор составляла 0,02 $m/сек$. При этом подлежащий упрочнению участок профиля нагревается до 1000°C за 2,5 $сек$.

На рис. 31 показано изменение механических свойств гнутого углового профиля при отпуске. Из приведенных данных видно, что упрочнение после индукционного нагрева приводит к меньшему росту прочностных свойств, чем упрочнение с печного нагрева. Характер изменения ударной вязкости и критической температуры хрупкости остается таким же, как и после печного нагрева (рис. 32).

Таким образом, можно считать, что термическое упрочнение гнутых профилей проката из низкоуглеродистой стали позволит повысить уровень прочности примерно в два раза при сохранении высокой пластичности.

Крупносортные профили

Крупносортные фасонные профили на стане 650 завода «Азовсталь» (двугавровые балки и швеллеры № 16, 18, угловые профили 200×200, 160×160 и 140×140 mm)

изготавливают из низкоуглеродистой стали марок Ст.3 (Ст.Зсп, Ст.Зпс, Ст.Зкп), Ст.4, Ст.5, (ГОСТ 380—60), выплавляемых в мартеновских печах (спокойная, кипящая, полуспокойная) и кислородных конвертерах (спокойная и кипящая).

Для определения скорости охлаждения различных элементов профилей, получения данных для расчета коэффициента теплопередачи и оценки времени активного охлаждения (продолжительность охлаждения от температуры закалки до 100°C) было проведено осциллографирование процесса при использовании различных схем охлаждения. Исследовали процесс охлаждения при закалке в баке с водой и при охлаждении с помощью форсунок центробежного типа конструкции Украинского института металлов (УИМ) при давлении воды 0,2—0,9 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (2—9 ат). Скорости охлаждения по температурным интервалам определяли методом графического дифференцирования.

Из полученных данных следует, что охлаждение профилей с помощью форсунок УИМ обеспечивает такие же скорости и активное время охлаждения, как и охлаждение в баке с водой (в пределах 8—19 сек для тонкостенных и 37—50 сек для толстостенных профилей). Поэтому использование форсунок позволит обеспечить упрочнение, сравнимое с упрочнением профилей, достигаемым при охлаждении в баке с водой. Предел текучести тонкостенных профилей достигает значений 476—602 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (48,6—61,6 $\text{кг}/\text{мм}^2$), а толстостенных — 323 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (33 $\text{кг}/\text{мм}^2$).

Достигаемые при этом скорости охлаждения (18—180 град/сек) обеспечивают получение феррито-перлитной структуры с ферритным зерном 8—10 балла; эти скорости недостаточны для получения в стали марки Ст.3 мартенситной структуры; для получения в этой стали троостито-мартенситной структуры необходима скорость охлаждения не менее 250 град/сек [70].

Однако использованная в первых опытах форсунка конструкции УИМ обладает малой производительностью и дает полый конус распыления воды. Поэтому возникла необходимость в разработке новой конструкции форсунки. Испытания показали, что наиболее приемлемыми характеристиками обладает центробежная форсунка типа Ф1. Она дает равномерный факел диаметром 0,2 м при расстоянии до охлаждаемой поверхности 0,15 м и плав-

ное увеличение удельного расхода воды по сечению факела при росте давления воды; форсунка Ф1 обладает также большой производительностью: 15 л/мин при 0,2 Мн/м² (2 ат), 20 л/мин при давлении 0,4 Мн/м² (4 ат), 26 л/мин при 0,6 Мн/м² (6 ат) и 32 л/мин при 0,9 Мн/м² (9 ат).

Форсунку Ф1 использовали для оборудования механизированной опытной установки, расположенной в потоке стана 650. Предварительно, для выяснения оптимальных условий охлаждения профилей различного сортамента (швеллер № 16 и угловой профиль 200×200 мм с толщиной стенки 12, 16 и 25 мм), на опытном стенде

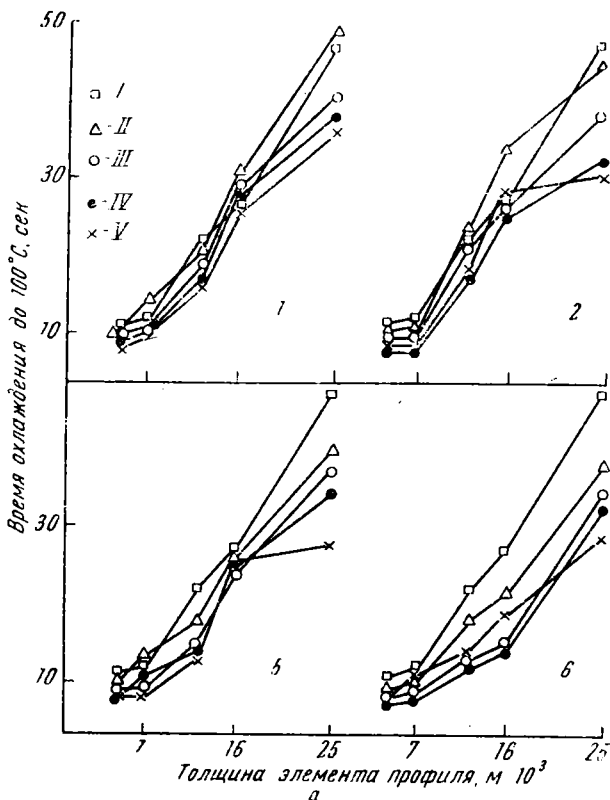
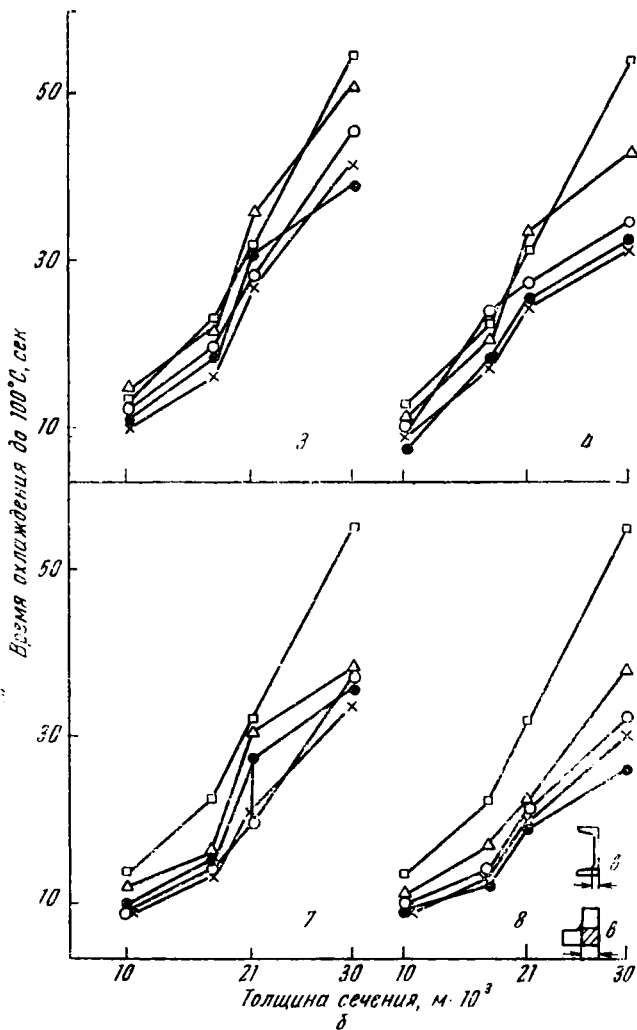


Рис. 33. Зависимость времени охлаждения элементов швеллера и угол направления струй форсунок к охлаждаемой поверхности и от дой; II — охлаждение форсунками при давлении 0,2 Мн/м²

были изучены теплотехнические параметры охлаждения: активное время охлаждения и скорость охлаждения различных элементов этих профилей.



ка (а), а также центра угла швеллера и уголка (б) от системы включения форсунок: I — охлаждение в ванне с во- (кг/мм²); III—0,4; IV—0,6; V—0,9

Хромель-алюмелевые термопары из проволоки диаметром 1,2 мм зачеканивали в полку, стенку и в месте сочленения полки со стойкой (угол). Профили длиной до 300 мм нагревали до температуры 850—900°C в газовой печи, скорость охлаждения записывали с помощью осциллографа Н-700. Характеристики охлаждения исследовали при зазорах между форсунками и охлаждаемой поверхностью 150 и 250 мм и давлении воды на выходе форсунок 0,2; 0,4; 0,6 и 0,9 Мн/м² (2, 4, 6 и 9 ат). При четырех и восьмирядном расположении форсунок направление водяного потока по отношению к охлаждаемой поверхности принято равным 90 и 60°.

Для разработки технологии термического упрочнения необходимо знать влияние системы подачи воды через форсунки и толщины охлаждаемого элемента профиля на активное время охлаждения. На рис. 33 приведена зависимость времени охлаждения элементов профилей от направления струй форсунок к охлаждаемой поверхности и от системы включения форсунок: I — охлаждение в ванне с водой, II—V — охлаждение форсунками при давлении 0,2 Мн/м² (2 ат); 0,4 Мн/м² (4 ат); 0,6 Мн/м² (6 ат); 0,9 Мн/м² (9 ат) соответственно. Направление струй форсунок составляет 90° (1, 3, 5, 7) и (2, 4, 6, 8).

Из рис. 33,а можно видеть, что при охлаждении плоских поверхностей влияние толщины элемента профиля на продолжительность охлаждения начинает интенсивно сказываться при толщине более 16 мм, когда увеличение давления воды на выходе форсунок от 0,2 Мн/м² (2 ат) до 0,6 Мн/м² (6 ат) существенно снижает активное время охлаждения. Дальнейший рост давления воды влияет незначительно. На графиках 1—4 форсунки включены в 4 ряда, на графиках 5—8 в 8 рядов. Направление струй форсунок: на графиках 1, 3, 5, 7 — 90°, на графиках 2, 4, 6, 8 — 60°. Расстояние между форсунками и охлаждаемой поверхностью — 150 мм.

Данные, приведенные на рис. 33,а также показывают, что охлаждение наиболее эффективно при расположении форсунок под углом 60° к охлаждаемой поверхности; при этом обеспечивается значительный выигрыш во времени по сравнению с охлаждением в водяной ванне.

При охлаждении угловых элементов профиля влияние давления воды на выходе форсунок отчетливо выявляет-

ся при всех исследованных «приведенных» сечениях¹ элементов (рис. 33,б). Наиболее отчетливо это положение прослеживается при изучении закономерностей охлаждения при толщине «приведенного» сечения более 21 мм. Так, при толщине «приведенного» сечения в 30 мм увеличение давления воды до 0,6 Мн/м² (6 ат) позволяет довести время активного охлаждения до 25 сек против 55 сек при охлаждении в водяной ванне. Увеличение зазора между форсунками и охлаждаемой поверхностью от 150 до 250 мм не оказывает существенного влияния на активное время охлаждения.

Большое значение для предотвращения коробления [69] имеет создание условий, обеспечивающих равномерность охлаждения различных элементов фасонного профиля [54, с. 41]. Для решения этой задачи предложены системы², которые основаны на строгом дозировании подачи охлаждаемой жидкости на различные элементы профиля. Такие системы сложны и требуют применения большого количества регулируемых игольчатых клапанов.

Система охлаждения, разработанная нами, обеспечивает создание условий охлаждения, при которых в тонкостенных (например, швеллер № 16) и толстостенных (угловой профиль 200×200 мм с толщинами стенок 12, 16 и 25 мм) профилях достигается практически одинаковая скорость охлаждения по элементам (рис. 34).

Для оценки теплотехнических параметров охлаждающей системы и выбора оптимальных условий ее работы проводили расчет коэффициента теплопередачи в зависимости от режима работы форсунок. Коэффициент теплопередачи определяли на основе анализа осциллограмм охлаждения различных профилей. Его рассчитывали в интервале температур 900—100°C по реальным кривым охлаждения.

Характер охлаждения исследовали на швеллере № 16 и угловом профиле 200×200 мм с толщиной стенки 12, 16 и 25 мм. Заготовки длиной 260 мм с смонтированными термомпарами (рис. 34) нагревали в газовой печи до температур 860—900°C (угловые профили) и 760—800°C

¹ «Приведенное» сечение — величина стороны квадрата, вписанного в толщину элемента профиля: угол в угловых профилях или место сочленения стенки с полкой у швеллеров и двутавровых балок (см. рис. 33,б).

² Патент (США), № 3148093, 1964.

(швеллер № 16). Заготовки охлаждали до комнатной температуры в баке с проточной водой и в опытном стенде; процесс охлаждения фиксировали осциллографом Н-700.

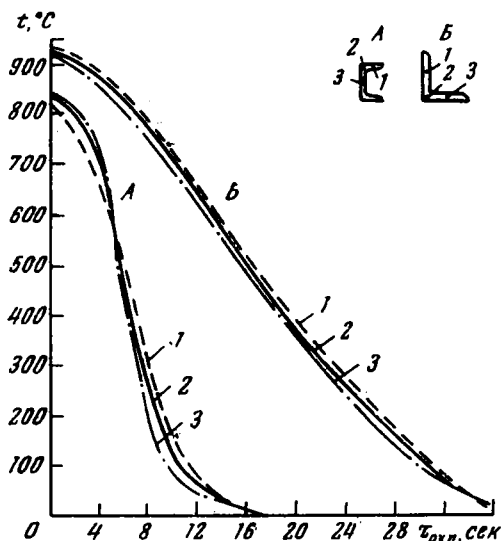


Рис. 34. Изменение температуры в процессе охлаждения различных элементов фасонных профилей:

А — швеллер № 16; Б — угловой профиль 200 × 200 мм

Таблица 15

Схемы настройки опытного стенда

Параметры настройки форсунок	Варианты настройки опытного стенда					
	1	2	3	4	5	6
Зазор между форсункой и охлаждаемой поверхностью, мм	150	150	150	150	250	250
Наклон форсунки по отношению к оси охлаждаемой пробы рад(град)	1,57 (90)	1,57 (90)	1,05 (60)	1,05 (60)	1,57 (90)	1,57 (90)
Количество работающих форсунок в секции, шт.	4	8	4	8	4	8

Было исследовано шесть вариантов настройки опытного стенда (табл. 15). Давление воды на выходе форсунок составляло 0,2; 0,4; 0,6; 0,9 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (2, 4, 6, 9 ат). Температуру воды во время экспериментов изменяли в пределах от 8 до 28°C.

На рис. 35 приведена зависимость коэффициента теплопередачи от давления воды в форсунках. Как видно из рисунка, отбор тепла от тонкостенных и толстостенных профилей идет по различным законам: в толстостенных

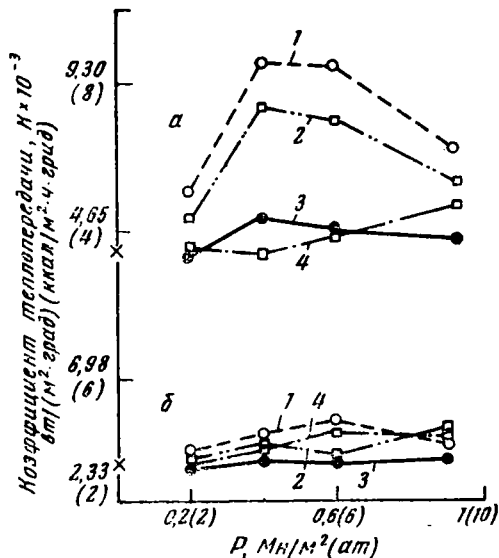


Рис. 35. Влияние давления воды на выходе форсунок на коэффициент теплопередачи.

а — уголок 200×200×16 мм; б — швеллер № 16. Звездочкой отмечено охлаждение в баке с водой

Кривая	1	2	3	4
Режим настройки	4	2	6	3

профилях эффект охлаждения форсунками (при определенных схемах настройки стенда) шиден совершенно отчетливо, в тонкостенных профилях такого эффекта не наблюдается. Более наглядно это представлено на рис. 36. Увеличение толщины элементов охлаждаемых профилей приводит к прогрессивному росту коэффициента теплопе-

редачи при всех исследованных давлениях. Из рисунка также видно, что повышение давления воды на выходе форсунок сверх $0,6 \text{ Мн/м}^2$ (6 ат) нецелесообразно. Рациональный выбор схемы включения форсунок в секцию можно сделать на основании анализа данных, приведенных на рис. 35. Сравнение вариантов 2 и 6 показывает влияние зазора между форсунками и охлаждаемой поверхностью. При зазоре 150 мм коэффициент теплопередачи значительно выше, чем при зазоре 250 мм .

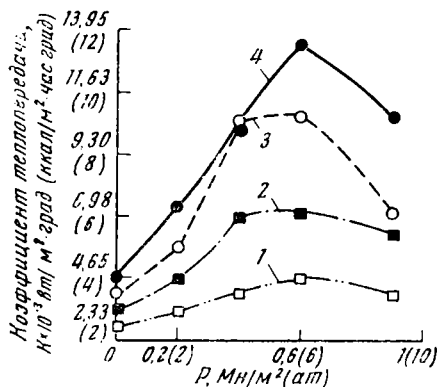


Рис. 36. Зависимость коэффициента теплопередачи от давления воды на выходе форсунок для швеллера № 16 (1) уголков $200 \times 200 \times 12 \text{ мм}$ (2), $200 \times 200 \times 16 \text{ мм}$ (3), $200 \times 200 \times 25 \text{ мм}$ (4)

При сравнении вариантов 2 и 4 можно проследить влияние угла наклона форсунки к оси пробы. Расположение форсунок под углом $1,05 \text{ рад}$ (60°) по отношению к охлаждаемой поверхности дает положительный эффект.

Сравнение коэффициентов теплопередачи при охлаждении по вариантам настройки стенда 3 и 4 показывает, что теплопередача при восьми работающих форсунках значительно лучше, чем при четырех.

Описанные эксперименты позволили определить оптимальный вариант настройки форсунок. Таким вариантом является четвертый вариант (табл. 15) при рабочем давлении на выходе форсунок $0,4\text{--}0,6 \text{ Мн/м}^2$ ($4\text{--}6 \text{ ат}$). По данной схеме была спроектирована и построена опытная механизированная установка по упрочнению фасонных профилей в потоке стана 650.

Для определения влияния температуры и времени отпуска на механические свойства стали марки Ст.3 заготовки размером 300 мм, вырезанные из двутавровой балки № 16, закаливали с температуры 900°C в закалочном стенде с помощью форсунок в течение 15 сек, после чего их отпускали при 450, 550 и 650°C в течение 5; 15 и 30 мин (приведена продолжительность выдержки после прогрева).

На рис. 37, 38 (на рис. 37 две кривые для каждой температуры отпуска показывают пределы колебаний механических свойств, на рис. 38, кроме крайних значений, приведены также и средние значения свойств) приведены данные по влиянию условий отпуска на механические свойства. Отпуск существенно снижает прочностные характеристики стали. При этом пластичность и ударная вязкость стали с содержанием углерода на нижнем пределе практически не изменяются, а при содержании углерода на верхнем пределе — интенсивно увеличиваются.

Оптимальная температура отпуска в этом случае составляет 450°C, время выдержки 5 мин.

Полученные результаты подтверждают целесообразность ограничения верхнего предела содержания углерода в стали марки Ст.3, подвергаемой термическому упрочнению [70], что даст возможность не применять операции отпуска. В противном случае необходимо осуществлять процесс упрочнения профилей с самоотпуском в интервале температур 450—500°C.

Первые эксперименты по термическому упрочнению фасонных профилей с отдельного нагрева в полупромышленном масштабе проводили на швеллерах и двутавровых балках № 16—18 длиной 12 м. Сталь содержала 0,16—0,18% С. В качестве закалочной установки применяли рельсозакалочный агрегат системы П. Т. Беседина [5] с переоборудованной системой охлаждения: 798 форсунок центробежного типа конструкции УИМ набирали в 21 охлаждающую секцию.

Перед упрочнением прокат нагревали до 950—980°C в проходной газовой печи проликового типа в течение 20—40 мин. Время от момента выдачи изделий из печи до момента начала закалки достигало 24—45 сек. Скорость перемещения профилей через закалочный агрегат была принята равной 0,5 м/сек. При такой скорости движения

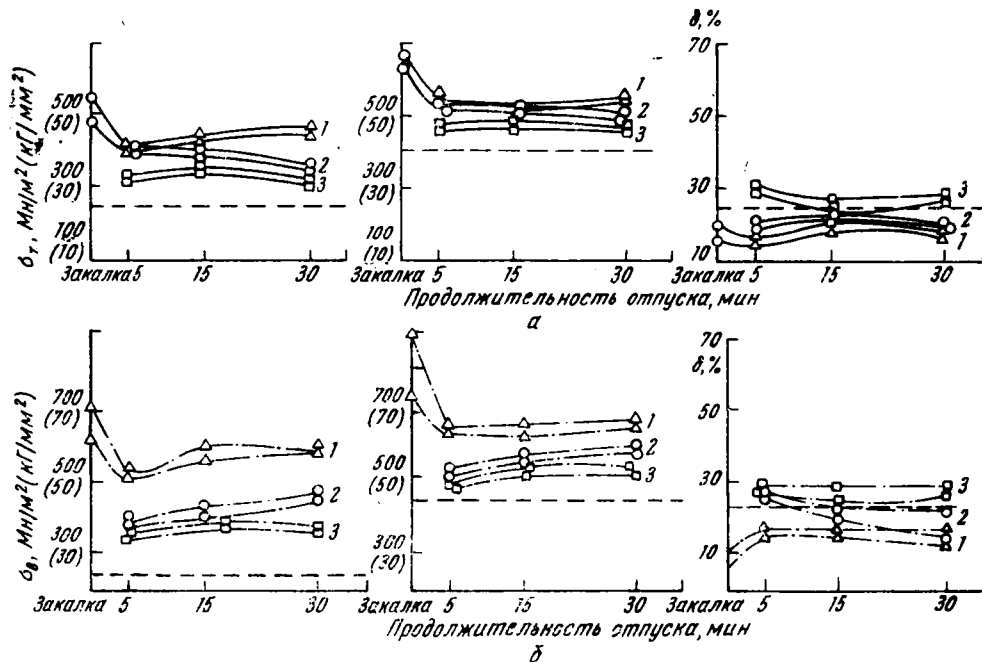


Рис. 37. Влияние температуры 450 (1), 550 (2) и 650°C (3) и времени отпуска на механические свойства стали:
 а — Ст.3сп (0,11% С, 0,14% Si и 0,13% As); б — Ст.3пс (0,19% С, 0,03% Si и 0,4% As)
 Пунктирная линия — норма по ГОСТ 380—60

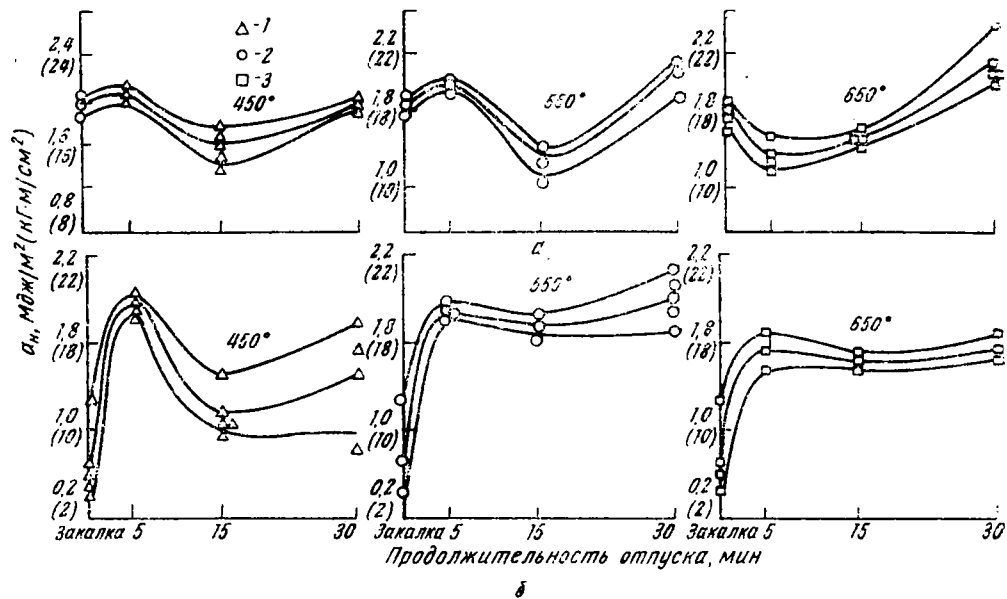


Рис. 38. Влияние температуры 450 (1), 550 (2) и 650 (3) и времени отпуска на ударную вязкость ста лп: а — Ст.3сп (0,14% С, 0,14% Si и 0,13% As); б — Ст.3пс (0,19% С, 0,03% Si и 0,14% As)

на агрегате длиной 20 м надежно обеспечивалось охлаждение профилей длиной 12 м.

В процессе термического упрочнения в закалочном агрегате наблюдалось закономерное коробление профилей: при охлаждении до температуры 60—100°C коробление происходило в сторону более охлажденного элемента; при охлаждении до температуры 260—330°C коробление распространялось в сторону элемента профиля, остывающего в последнюю очередь. В связи с этим, регулируя число включенных форсунок и охлаждая профили до соответствующей температуры, оказалось возможным управлять процессом коробления. Используя метод «тепловой правки» добились минимального закономерного коробления профилей при термическом упрочнении. Незначительное остаточное коробление легко устраняется последующей правкой.

После упрочнения в рельсозакалочном агрегате предел текучести составлял 274—401 Мн/м^2 (28—41 кг/мм^2), а относительное удлинение (δ_{10}) 10—21%. В лабораторных условиях подобные свойства [$\sigma_T = 392—441 \text{ Мн/м}^2$ (40—45 кг/мм^2) при относительном удлинении (δ_5), равном 7—20%] были получены при закалке от температур 750—800°C.

Как видно из этих данных, механические свойства, полученные при упрочнении в рельсозакалочном агрегате, мало отличаются от свойств, достигнутых в лабораторных условиях после закалки с 750—800°C. Очевидно, при использовании существующего оборудования рельсозакалочного участка завода им. Дзержинского металл до закалки сильно остывает. Для осуществления упрочнения профилей без подстуживания необходимо сократить время транспортировки металла от печи к агрегату до 10—15 сек, что требует реконструкции подводящего рольганга.

Термическое упрочнение фасонного сортового проката крупного сортамента можно проводить по двум принципиально отличным схемам — термическое упрочнение с отдельного нагрева и термическое упрочнение с использованием тепла прокатного нагрева.

Для упрочнения с отдельного нагрева требуется строительство специального участка с печью для нагрева и с закалочным агрегатом.

Стоимость установок для термического упрочнения

проката с отдельного нагрева или подогрева относительно высока¹.

Анализ механических свойств фасонных профилей в состоянии поставки показал, что уже в горячекатаном состоянии сталь завода «Азовсталь» находится в частично упрочненном состоянии. Можно было предполагать [12, 65, 79], что ускоренное охлаждение проката с прокатного нагрева даже с температур ниже 700°C в условиях стана 650 приведет к определенному упрочнению. Это объясняется тем, что будучи тонкостенными, данные профили уже в процессе прокатки интенсивно охлаждаются до низких температур, одновременно претерпевая значительную пластическую деформацию аустенита. Упрочнению содействует и усиленное охлаждение прокатных валков, а вместе с ними и горячего проката, водой; часть воды попадает на прокатываемые изделия.

Однако получаемые в этих условиях результаты недостаточно устойчивы. Механические свойства стали после прокатки на стане 650 завода «Азовсталь» относительно высоки, но характеризуются значительным разбросом; они не могут быть строго гарантированы.

В то же время дополнительное охлаждение изделий после прокатки (хотя к этому времени температура их может быть ниже критических точек) приводит не только к упрочнению, но и к получению устойчивых результатов по механическим свойствам. Для проверки этого положения были проведены опыты по упрочнению тонкостенного профиля (двуглавая балка № 16). Подвергавшиеся упрочнению заготовки из стали марки Ст.Зкп с 0,17% С отбирали от раскатов в районе пил горячей резки стана 650 и охлаждали в баке с водой от 580—700°C. Предел текучести после охлаждения балки на воздухе составлял 355 Мн/м² (36,2 кГ/мм²), после охлаждения в воде 372 Мн/м² (38 кГ/мм²) при относительном удлинении соответственно 23,3 и 20,4% (средние значения 16 опытов).

Как видно из этих данных, ускоренное охлаждение проката даже от сравнительно низкой температуры позволяет получить определенный прирост прочности. В связи с этим представлялось целесообразным проведение работы по выяснению уровня механических свойств, до-

¹ По данным Ждановского филиала Укрگیпромеза такая установка в условиях стана 650 завода «Азовсталь» будет стоить более 4 млн. руб.

стигаемых в профилях различного сортамента после упрочнения их с прокатного нагрева непосредственно за чистовой клетью стана 650.

Эксперименты по термическому упрочнению крупных фасонных профилей с использованием тепла прокатного нагрева проводили на отводящем ролланге стана 650 за-

Таблица 16

Результаты измерения температуры по переделам

Профиль	Температура, °С, при прокатке в клетях					
	1-й чистовой		2-й чистовой		отделочной	
	вход	выход	вход	выход	вход	выход
Швеллер № 18	1070	1020	1020	860	800	800
Балка № 18	1080	1030	920	870	810	800
Уголок 140×140×10 мм	1070	1050	990	960	870	860
Уголок 160×160×12 мм	1080	1040	980	950	860	860
Балка № 16	1070	1010	920	950	810	800
Уголок 200×200×16 мм	1080	1040	990	960	870	860

вода «Азовсталь» с применением специального охлаждающего устройства (установка 3 м). Расположение охлаждающего устройства на ролланге обеспечивало проведение термического упрочнения профилей через 10—15 сек после их выхода из чистовой клетки стана. Избыточное давление пресной воды в коллекторе устройства при всех работающих форсунках не превышало 0,15 Мн/м² (1,5 атм).

Полосу после выхода из отделочной клетки стана останавливали в тот момент, когда ее хвостовая часть¹ находилась в зоне охлаждающего устройства. В устройство подавали воду, которая через систему форсунок охлаждала хвостовую часть раската.

После упрочнения часть полос каждого профиля проходила правку в ролико-правильной машине. Какой-либо разницы в механических характеристиках между правленными и неправленными полосами не наблюдалось.

¹ Длинной около 3 м; отсюда обозначение этой установки 3 м.

Для определения температурного режима прокатки профилей различного сортамента с помощью оптического пирометра проводили измерения температуры на входе и выходе каждой клетки. В табл. 16 приведены усредненные значения этих температур. Температуры измеряли в разных сменах, не менее пяти раз в каждом случае. Полученные данные свидетельствуют о том, что тонкостенные

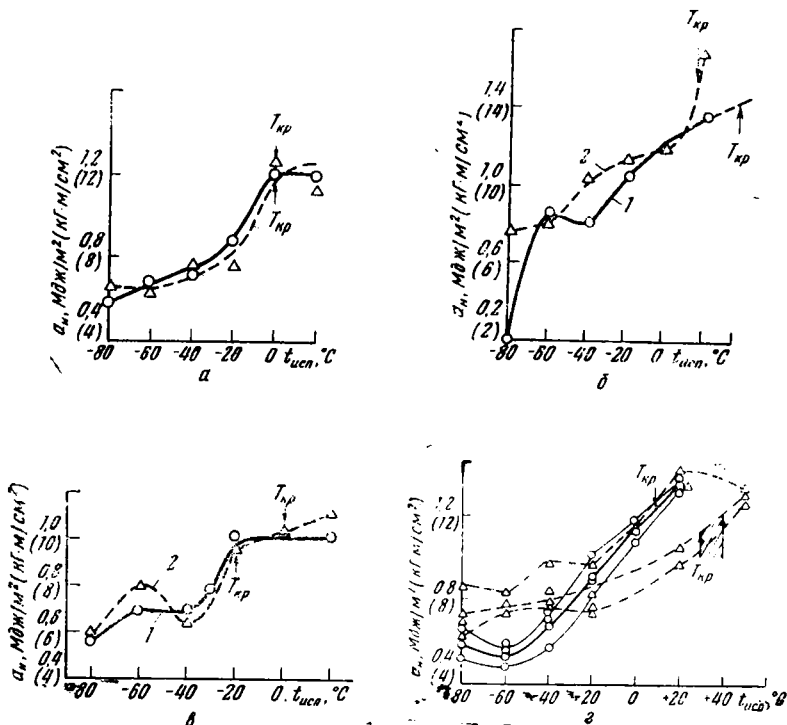


Рис. 39. Кривые хладноломкости материала швеллера № 16 (а); углового профиля $200 \times 200 \times 25$ мм (б); шахтной стойки СВП-17 (в); шахтной стойки СВП-27 (г); 1 — горячекатаное состояние; 2 — термическое упрочнение с прокатного нагрева

профили (двутавровые балки и швеллеры № 16—18) выходят из чистой клетки стана с температурой полок около 800°C , что несколько ниже верхней критической точки; при этом температура стенки профиля еще ниже.

Относительно толстостенных профилей (угловые профили) следует отметить, что температура их выхода из чистой клетки стана достаточно высока — около 860°C. Таким образом, термическое упрочнение с прокатного нагрева толстостенных профилей сомнений не вызывает. Что касается возможности термического упрочнения тонкостенных профилей, имеющих толщину отдельных элементов менее 7 мм, то, учитывая их повышенные механические свойства в горячекатаном состоянии, помимо дополнительного повышения механических свойств, необходимо было ожидать стабилизирующего влияния термического упрочнения на механические свойства тонкостенных профилей.

В табл. 17 и 18 приведены данные о сортаменте и химическом составе и уровне механических свойств стали после упрочнения. Рассмотрим полученные результаты для каждого профиля отдельно.

Таблица 17

Сортамент и химический состав (%) упрочняемых с прокатного нагрева профилей (в установке 3м)

Сортамент	Сталь	C	Mn	Si	S	P	As
Швеллер № 16	Ст. 3сп	0,22	0,57	0,18	0,032	0,047	0,140
Двутавровая балка № 16	Ст. 3сп	0,16	0,55	0,17	0,037	0,028	0,144
Швеллер № 18	Ст. 3сп	0,18	0,47	0,06	0,028	0,03	0,138
Двутавровая балка № 18	Ст. 3сп	0,14	0,43	0,18	0,045	0,03	0,145
Уголок 200×200××25 мм	Ст. 3сп	0,16	0,55	0,17	0,034	0,04	0,136

Упрочнение швеллера и двутавровой балки № 16. После упрочнения во всех элементах профиля наблюдается возрастание твердости, особенно значительное в полках профиля; характерным является также выравнивание твердости по элементам профиля.

Предел текучести стали швеллера и двутавровой балки № 16 после термического упрочнения во всех элементах профиля достигает 411,6—444,9 Мн/м² (41—45 кг/мм²) при относительном удлинении 16—18% (табл. 18). Термическое упрочнение с прокатного нагрева

практически (по сравнению с горячекатаными профилями) не снижает ударной вязкости в диапазоне температур от -20 до -80°C и не изменяет критической температуры хрупкости, что, по-видимому, объясняется тем, что горячекатаные профили интенсивно охлаждаются водой в процессе прокатки (рис. 39,а).

Таблица 18

Механические свойства фасонных профилей после термического упрочнения с прокатного нагрева в установке 3м*

Сталь	Профиль	C, %	$\sigma_{\text{в}}$, Мн/м ² (кг/мм ²)	$\sigma_{\text{т}}$, Мн/м ² (кг/мм ²)	$\delta_{10}^{\text{г}}$, %	ψ , %
Ст.3сп	Швеллер № 16 (стенка)	0,22	609,5(62,2)	444,9(45,4)	17,3	45,5
Ст.3сп	Швеллер № 16 (полка)	0,22	578,2(59,0)	426,3(43,5)	16,0	52,0
Ст.3сп	Двутавровая балка № 16 (стенка)	0,16	534,0(54,7)	432,2(44,1)	15,2	48,7
Ст.3сп	Двутавровая балка № 16 (полка)	0,16	539,0(55,0)	411,6(42,0)	12,3	56,7
Ст.3сп	Двутавровая балка № 18 (стенка)	0,14	529,2(54,0)	401,8(41,0)	14,0	52,0
Ст.3сп	Двутавровая балка № 18 (полка)	0,14	515,5(52,6)	414,5(42,3)	16,5	59,7
Ст.3сп	Швеллер № 18 (стенка)	0,18	534,1(54,5)	386,1(39,4)	16,9	51,1
Ст.3сп	Швеллер № 18 (полка)	0,18	541,9(55,3)	406,7(41,5)	16,7	53,3
Ст.3сп	Уголок 200×200×25мм	0,16	518,4(52,9)	326,3(33,3)	18,9	53,6

* Упрочнение в закалочном устройстве, оборудованном форсунками конструкции УИМ. Приведены данные 9—16 измерений в каждом случае.

Упрочнение швеллера и двутавровой балки № 18. При термическом упрочнении наблюдается выравнивание твердости по элементам профилей и общее повышение ее уровня.

Прочностные характеристики в результате упрочнения возрастают, достигая по пределу текучести значений $414,5—386,1 \text{ Мн/м}^2$ ($42,3—39,4 \text{ кг/мм}^2$) при удлинении $14—16,5\%$ (см. табл. 18).

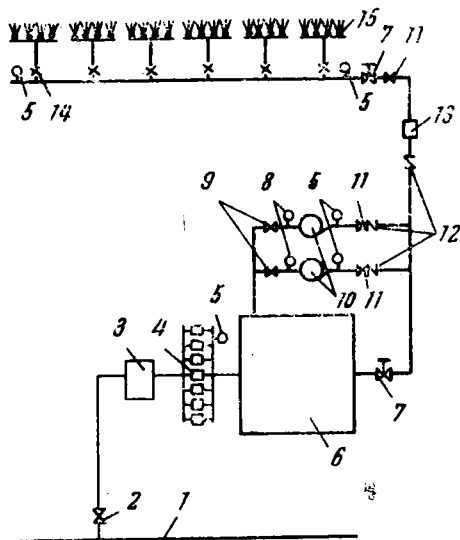


Рис. 40. Гидравлическая схема опытной установки:
 1 — магистральный трубопровод; 2 — задвижка Ду-100; 3 — фильтр грубой очистки; 4 — фильтр тонкой очистки; 5 — манометр; 6 — резервуар; 7 — регулирующий клапан; 8 — мановакуумметр; 9 — задвижка Ду-250; 10 — центробежный насос; 11 — задвижка Ду-200; 12 — клапан обратный Ду-200; 13 — расходомер воды ВВ-200; 14 — вентиль; 15 — коллектор с форсунками

Упрочнение углового профиля $200 \times 200 \times 25 \text{ мм}$

Происходит существенное повышение твердости всех его частей. Соответственно возрастает уровень прочности и снижаются пластические свойства. Предел текучести достигает значений $326,3 \text{ Мн/м}^2$ ($33,3 \text{ кг/мм}^2$) при относительном удлинении около 19% (см. табл. 18). Ударная вязкость после термического упрочнения по сравнению с горячекатаным состоянием находится на более высоком уровне (см. рис. 39).

Таким образом, эксперименты по термическому упрочнению с прокатного нагрева крупносортовых профилей проката сортамента стана 650 показали возможность и целесообразность организации этого процесса. При этом сравнительно легко можно достичь в тонкостенных профилях из стали марки Ст.Зсп и Ст.Зпс (швеллер и двутавровая балка № 16—18) повышения предела текучести до 392 Мн/м^2 (40 кг/мм^2), что на 60% выше требо-

ваний ГОСТ 380—60. В толстостенных профилях (уголок $200 \times 200 \times 25$ мм) из этих сталей обеспечивается повышение предела текучести до 294 Мн/м^2 (30 кг/мм^2), что на 25% выше требований ГОСТ 380—60.

Интересно также отметить, что, несмотря на то, что при термическом упрочнении фасонных профилей с прокатного нагрева наблюдается снижение относительного удлинения [для тонкостенных профилей на 7% (абс.), для толстостенных профилей на 3% (абс.)], ударная вязкость остается на высоком уровне. Это является важной особенностью этого процесса.

Для дальнейшей разработки технологии термического упрочнения в Институте черной металлургии была спроектирована, а на заводе «Азовсталь» изготовлена и смонтирована на отводящем рольганге стана 650 опытная установка периодического действия, предназначенная для упрочнения с прокатного нагрева фасонных профилей проката длиной до 12 м (установка 12м).

Установка располагается между 13 и 22 роликами отводящего рольганга отделочной клетки стана 650. Схема водоснабжения опытной установки приведена на рис. 40. Установка состоит из трех основных частей: промежуточной емкости (6) с полезным объемом 35 м^3 , оборудованной фильтром для грубой 3 и фильтром для тонкой очистки (4) морской воды; двух насосов ЗВ-200×2 (10) с системой задвижек (9, 11); нижних и верхних коллекторов с форсунками (15), управляемых с помощью быстродействующих регулирующих клапанов (7). Все системы опытной установки управляются с пульта. С помощью трех пневматических цилиндров установка отводится с рольганга в нерабочее положение.

В зависимости от режима работы насосной станции и схемы включения форсунок можно получать давление истекающей воды в пределах $0,25—0,5 \text{ Мн/м}^2$ ($2,5—5 \text{ ат}$).

Для решения вопроса о возможности применения режимов прерванного охлаждения фасонных профилей проката и использования этих режимов для работы установки (упрочнение профилей с самоотпуском) были проведены опыты по упрочнению профилей с отдельного нагрева с остановкой процесса при 600; 500 и 400°C. Полученные результаты сравнивали со свойствами в горячекатаном и термически упрочненном без самоотпуска состояниях.

Режимы прерванного охлаждения устанавливали на основании исследования тепловых полей при принятом способе охлаждения. Время охлаждения различных профилей до соответствующих температур самоотпуска колебалось от 3 до 11 сек.

Упрочнение проводили на заготовках длиной 500 мм. Заготовки нагревали в электрической печи до 900°C и охлаждали в течение заданного времени в баке с проточной водой. Сортамент и химический состав исследованных заготовок приведен в табл. 19.

Таблица 19

Химический состав (%) стали и сортамент профилей, подвергающихся упрочнению с самоотпуском на установке 12м

Сталь	Профиль	C	Mn	Si	S	P	As
Ст.Зсп	Швеллер № 16	0,14	0,53	0,18	0,029	0,027	0,126
	Уголок 200×200× ×12 мм	0,20	0,60	0,16	0,031	0,029	0,12
	Уголок 200×200× ×16 мм	0,14	0,51	0,16	0,038	0,04	0,135
Ст.Зкп	Швеллер № 16	0,14	0,49	0,02	0,034	0,036	0,150
	Уголок 200×200× ×25 мм	0,19	0,45	0,02	0,034	0,032	0,139
	Швеллер № 16	0,24	0,58	0,02	0,033	0,048	0,150

Механические свойства фасонных профилей (швеллер № 16)

Сталь	С, %	Горячекатаное состояние				Термическое уп			
		σ_B , МН/м ² (кг/мм ²)	σ_T , МН/м ² (кг/мм ²)	δ_{10}^g , %	ψ , %	a_n , Мдж/м ² (кгм/см ²), при темпера- туре, °С		σ_B , МН/м ² (кг/мм ²)	σ_T , МН/м ² (кг/мм ²)
						+20	-60		
Ст.Зсп	0,14	493,0 (50,3)	402,0 (41)	22	60,7	1,43 (14,3)	0,78 (7,8)	561,5 (57,3)	395,0 (40,3)
Ст.Зкп	0,24	487,0 (49,7)	370,5 (37,8)	21,8	54,2	1,38 (13,8)	0,73 (7,3)	477,5 (48,7)	328,5 (33,5)
Ст.Зкп	0,14	451,0 (46)	358,5 (36,6)	19,8	62	1,37 (13,7)	0,79 (7,9)	452,5 (46,1)	313,7 (32)

Примечание. Ударную вязкость определяли на образцах с надрезом

При упрочнении тонкостенных профилей по режимам прерванного охлаждения (самоотпуск при 500°C) наблюдается меньший уровень прочности, чем после упрочнения без самоотпуска (табл. 20). После самоотпуска при 500°C предел текучести находится на уровне 314—396 Мн/м^2 (32—40,3 кГ/мм^2); упрочнение без самоотпуска дает возможность получить предел текучести до 397—470 Мн/м^2 (40,5—48 кГ/мм^2). Упрочнение с самоотпуском обеспечивает более высокие значения относительного удлинения и ударной вязкости. Следует также отметить что в горячекатаном состоянии наблюдается высокий комплекс механических свойств, недостижимый в процессах термического упрочнения с отдельного нагрева: при пределе текучести 359—402 Мн/м^2 (36,6—41 кГ/мм^2) относительное удлинение (δ_{10}) равно 19,8—22%.

Влияние режимов прерванного охлаждения на механические свойства толстостенных профилей показано на рис. 41. Понижение температуры самоотпуска приводит к увеличению прочностных и падению пластических свойств при всех исследованных толщинах. Однако степень этих изменений в профилях с толщиной стенки 25 мм выражена слабее, чем в угловых профилях с толщиной 12 и 16 мм. Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств достигается при режимах прерванного охлаждения, обеспечивающих превращение при температуре около 400°C. В этом случае ударная вязкость углового

Таблица 20

в горячекатаном состоянии и после упрочнения с отдельного нагрева

упрочнение с самоотпуском при 500°C				Термическое упрочнение без самоотпуска					
δ_{10} , %	ψ , %	a_n , Мдж/м^2 ($\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$), при температуре, °C		σ_B , Мн/м^2 (кГ/мм^2)	σ_T , Мн/м^2 (кГ/мм^2)	δ_{10} , %	ψ , %	a_n , Мдж/м^2 ($\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$), при температуре, °C	
		+20	-60					+20	-60
12,5	64	1,74 (17,4)	1,53 (15,3)	605,0 (61,7)	397,0 (40,5)	8,5	55,2	1,09 (10,9)	0,56 (5,6)
11,7	58,3	1,43 (14,3)	0,78 (7,8)	735,0 (75)	470,5 (48)	3	28,6	0,53 (5,3)	0,17 (1,7)
9,1	62	1,59 (15,9)	0,70 (7)	578,5 (59)	448,5 (45,8)	8,6	55,8	1,16 (11,6)	0,68 (6,8)

Меняе размером $5 \times 10 \times 55$ мм.

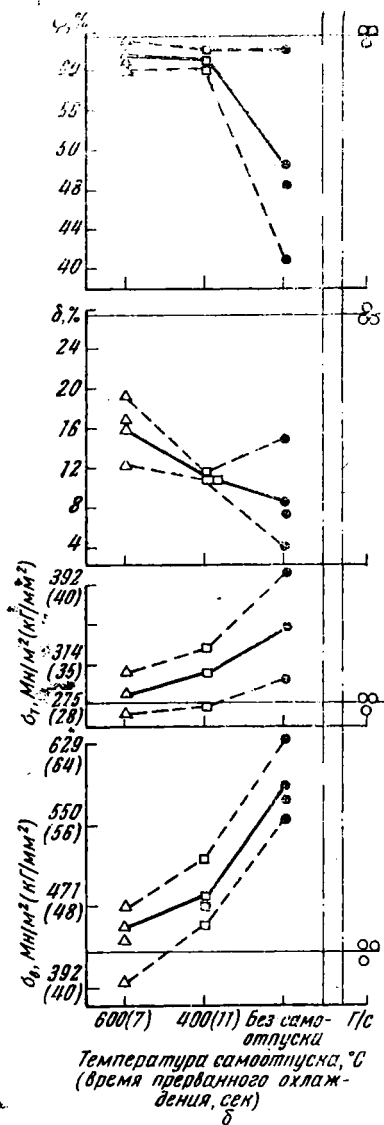
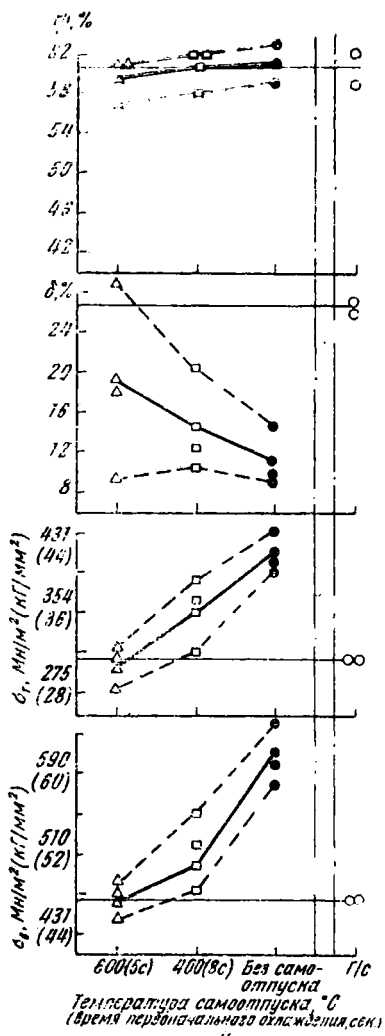
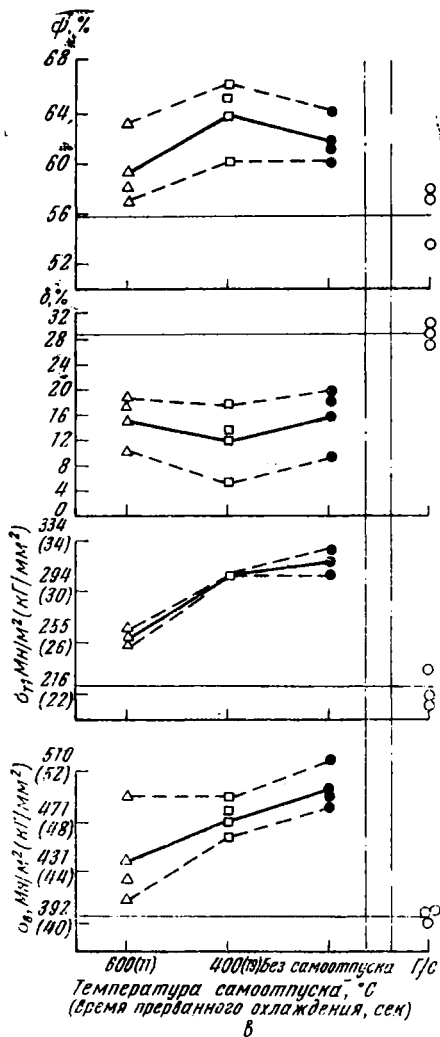


Рис. 41. Зависимость механических свойств уголка различных размеров из охлаждения: а—200×200×12; б—200×200×16; в—200×200×25 (г/с—



стали Ст.3сп от режимов прерванного горячекатанного состояния)

профиля $200 \times 200 \times 25$ мм из стали Ст.Зкп (0,19% С) достигает значений $0,67 \text{ Мдж/м}^2$ ($6,7 \text{ кгГм/см}^2$) при -60°C .

Полученные результаты позволяют сделать общий для широкого сортамента профилей вывод о целесообразности широкого исследования в полупромышленном масштабе процесса упрочнения профилей с самоотпуском. Поэтому в наших экспериментах по упрочнению профилей с прокатного нагрева опытам с применением прерванного охлаждения уделено значительное внимание.

Термическому упрочнению с прокатного нагрева подвергали хвостовые части раскатов на длине 12—13 м при стационарном положении полосы. Некоторое количество раскатов балки № 16 и швеллеры № 18 упрочняли при движении профиля со скоростью прокатки через охлаждающие устройства с центровкой полос в устройстве с помощью специальных направляющих. В этом случае упрочнению подвергали хвостовую часть полосы длиной 24 м. Общее время пребывания полосы в зоне охлаждающих устройств составляло 3—4 сек, что соответствует упрочнению с самоотпуском при $450\text{—}550^\circ\text{C}$.

В стационарном положении тонкостенные профили (швеллеры и балки № 16—18) охлаждали в течение 5 (самоотпуск при температуре $400\text{—}450^\circ\text{C}$) и 15 сек (упрочнение без самоотпуска). Угловой профиль $200 \times 200 \times 25$ мм охлаждали соответственно в течение 17 и 40 сек, а $160 \times 160 \times 16$ мм — в течение 8 и 25 сек. Упрочнение всех профилей проводили при работе насосной станции по режиму 1 при расходе воды $360 \text{ м}^3/\text{ч}$ и давлении $0,5 \text{ Мн/м}^2$ (5 ат). Сортамент и химический состав упрочненных профилей приведен в табл. 21.

После термического упрочнения полосы подвергали правке в ролико-правильной машине. Существующие правильные устройства хорошо правят металл в вертикальной плоскости, правка же в горизонтальной плоскости на действующих в цехе агрегатах затруднена. При внедрении термического упрочнения фасонного проката необходима установка в цехах новых правильных средств, позволяющих править металл в вертикальной и горизонтальной плоскостях. Процесс правки облегчился тем, что примененная система охлаждения не вызвала существенного коробления фасонных профилей в зоне интенсивного охлаждения.

Сортамент и химический состав¹, %, упрочненных профилей

Сортамент	Сталь	Mn	Si	S	P	As
Швеллер № 16	Ст.3сп	0,57	0,15	0,027	0,035	0,149
Швеллер № 16	Ст.3пс	0,50	0,06	0,027	0,029	0,136
Двутавровая балка № 16	Ст.3сп	0,45	0,18	0,027	0,031	0,134
Двутавровая балка № 16	Ст.3пс	0,48	0,08	0,029	0,024	0,140
Уголок 200×200×25	Ст.3сп	0,53	0,17	0,022	0,034	0,139
Уголок 200×200×25	Ст.3пс	0,45	0,05	0,022	0,032	0,134
Уголок 160×160×16	Ст.3сп	0,60	0,17	0,024	0,032	0,124
Уголок 160×160×16	Ст.3пс	0,45	0,05	0,021	0,028	0,125

¹ Содержание углерода 0,17%.

После правки упрочненные полосы разрезали на пиллах холодной резки.

Результаты механических испытаний образцов, вырезанных из различных профилей до и после упрочнения, приведены в табл. 22 и 23.

Упрочнение двутавровой балки № 16. Упрочнение выравнивает твердость по сечению профиля. Твердость полок балки из стали Ст.3сп. увеличивается на 19,3, а стоек на 11,2%. Соответствующий прирост твердости стали марки Ст.3пс равен 16,5 и 8,4%. Полосы в движении упрочняются примерно так же, как и в стационарном положении.

В стали Ст.3сп предел текучести стабилизируется на уровне 405—446 Мн/м^2 (41,3—45,5 кг/мм^2) при $\delta_{10} = 19,5 \div 22\%$. В упрочненном состоянии отмечается высокий уровень равномерного удлинения ($\delta_{\text{равн}} = 12, \div 18,5\%$); это соответствует равномерному удлинению технического железа и отожженной стали [80]. В полках профилей из стали марки Ст.3сп предел текучести после упрочнения находится на уровне 412—426 Мн/м^2 (42—43,5 кг/мм^2) при $\delta_{10} = 15,5 \div 23\%$. Ударная вязкость при -60°C в стойке профиля равна 1,14 Мдж/м^2 (11,4 $\text{кг}\cdot\text{м/см}^2$), а в полке—1,04 Мдж/м^2 (10,4 $\text{кг}\cdot\text{м/см}^2$).

В стали Ст.3пс предел текучести стабилизируется на уровне 421—426 Мн/м^2 (43—43,5 кг/мм^2) при $\delta_{10} = 15,5 \div$

Таблица 22

Механические свойства фасонных профилей проката в исходном состоянии и после термического упрочнения с прокатного нагрева¹

Профиль	Сталь	С, %	Механические свойства					Технологическая проба на изгиб при $d=0,5s$	Время охлаждения полосы, сек	
			σ_B , Мн/мм ² (кг/мм ²)	σ_T , Мн/мм ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %	δ_{10} рав- номер- ное, %	ψ , %			
Балка № 16	Ст.3сп	0,17	467 (47,7)	364 (37,1)	21,5	17,7	57,8	Уд.	5	
			500 (51)	405 (41,3)	22,0	18,5	57	Неуд.		
			456 (46,5)	343 (35)	26,0	22,2	55	Уд.		15
			532 (54,3)	436 (44,5)	18,5	12,8	57,3	Уд.		
			510 (52)	394 (40,2)	23,0	15,9	62,5	Уд.		3—4
			583 (59,5)	446 (45,5)	19,5	14,5	53,5	—		
	Ст.3пс	0,18	478 (48,8)	389 (39,7)	27,1	—	60	—	5	
			529 (54)	426 (43,5)	19,4	12,1	54,3	Уд.		
			464 (47,3)	375 (38,3)	25,9	19,4	62	Уд.	15	
			534 (54,5)	426 (43,5)	15,5	10,8	54,7	Уд.		
			467 (47,7)	377 (38,5)	23	18,3	55,5	Уд.	3—4	
			534 (54,5)	421 (43)	16,0	12,8	55,5	Уд.		
Швеллер № 18	Ст.3пс	0,17	505 (51,5)	397 (40,5)	24,5	18,8	48,5	Уд.	5	
			544 (55,5)	428 (43,7)	16,7	11,5	58	Уд.		

Продолжение табл. 22

Швеллер № 18	Ст.3сп	0,17	<u>475 (48,5)</u>	<u>377 (38,5)</u>	<u>22,5</u>	<u>18,9</u>	<u>48,5</u>	<u>Уд.</u>	15
			<u>534 (54,5)</u>	<u>428 (43,7)</u>	<u>17,0</u>	<u>11,8</u>	<u>48,5</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>485 (49,5)</u>	<u>387 (39,5)</u>	<u>21,5</u>	<u>16,7</u>	<u>54,5</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>539 (55)</u>	<u>443 (45,2)</u>	<u>17,5</u>	<u>13,7</u>	<u>46</u>	<u>Уд.</u>	
Уголок 200×200×25	Ст.3сп	0,17	<u>412 (42)</u>	<u>235 (24)</u>	<u>28</u>	<u>23,6</u>	<u>58</u>	<u>Уд.</u>	40
			<u>588 (60)</u>	—	<u>9</u>	—	<u>48,5</u>	<u>Неуд.</u>	
			<u>407 (41,5)</u>	<u>235 (24)</u>	<u>28,5</u>	<u>23,8</u>	<u>58</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>500 (51)</u>	—	<u>12,0</u>	<u>5,8</u>	<u>57</u>	<u>Уд.</u>	
	Ст.3сп	0,17	<u>421 (43)</u>	<u>245 (25)</u>	<u>28</u>	<u>20,5</u>	<u>61</u>	<u>Уд.</u>	17
			<u>456 (46,5)</u>	<u>255 (26)</u>	<u>17,5</u>	<u>8,2</u>	<u>57</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>436 (44,5)</u>	<u>245 (25)</u>	<u>26</u>	<u>15,4</u>	<u>57</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>618 (63)</u>	—	<u>12</u>	<u>6,9</u>	<u>47</u>	<u>Уд.</u>	
Швеллер № 18	Ст.3сп	0,18	<u>505 (51,5)</u>	<u>389 (39,7)</u>	<u>23,0</u>	<u>18,2</u>	<u>51,5</u>	<u>Уд.</u>	5
			<u>564 (57,5)</u>	<u>448 (45,7)</u>	<u>18,2</u>	<u>12,5</u>	<u>53,5</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>495 (50,5)</u>	<u>397 (40,5)</u>	<u>23,5</u>	<u>17,4</u>	<u>46</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>549 (56)</u>	<u>451 (46)</u>	<u>18,0</u>	<u>12,2</u>	<u>56,5</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>505 (51,5)</u>	<u>402 (41)</u>	<u>23,0</u>	<u>14,6</u>	<u>53,5</u>	<u>Уд.</u>	
			<u>583 (59,5)</u>	<u>465 (47,5)</u>	<u>18,7</u>	<u>11,4</u>	<u>39,0</u>	<u>Уд.</u>	
3—4, полоса охлаждалась в движении									

Продолжение табл. 22

Профиль	Сталь	С, %	Механические свойства					Технологическая проба на загиб при $d=0,5s$	Время охлаждения полосы, сек
			σ_B , МН/М ² (КГ/ММ ²)	σ_T , МН/М ² (КГ/ММ ²)	δ_{10} , %	β_{10} равномерное, %	ψ , %		
Уголок 160×160×16	Ст.3сп	0,18	$\frac{421 (43)}{667 (68)}$	$\frac{302 (31)}{—}$	$\frac{28}{9,5}$	$\frac{—}{—}$	$\frac{62,5}{48,5}$	$\frac{\text{Уд.}}{\text{Неуд.}}$	25
	Ст.3пс	0,17	$\frac{402 (41)}{623 (63,5)}$	$\frac{265 (27)}{—}$	$\frac{30}{10,2}$	$\frac{—}{—}$	$\frac{57}{51,2}$	$\frac{\text{Уд.}}{\text{уд.}}$	8
			$\frac{421 (43)}{612 (62,5)}$	$\frac{265 (27)}{—}$	$\frac{28,5}{9,1}$	$\frac{—}{—}$	$\frac{63}{48,5}$	$\frac{\text{Уд.}}{\text{уд.}}$	20
Балка № 18	Ст.3сп	0,17	$\frac{486 (49,6)}{537 (54,8)}$	$\frac{381 (38,9)}{407 (41,5)}$	$\frac{24,1}{18,8}$	$\frac{17,9}{12,3}$	$\frac{55,5}{53,7}$	$\frac{\text{Уд.}}{\text{Уд.}}$	5
			$\frac{490 (50)}{542 (55,4)}$	$\frac{382 (39,0)}{307 (41,5)}$	$\frac{20,0}{17,7}$	$\frac{15,3}{11,4}$	$\frac{55,5}{49,0}$	$\frac{\text{Уд.}}{\text{Уд.}}$	15

¹ В числителе — приведены свойства в горячекатаном состоянии; в знаменателе — свойства после термического упрочнения с прокатного нагрева.

Механические свойства фасонных профилей проката в исходном состоянии и после термического упрочнения с прокатного нагрева (образцы вырезали из полки)

Профиль	Сталь	С, %	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %	ψ , %	Технологическая проба на загиб при		Продолжительность охлаждения полосы, сек
							$d=0,5s$	$d=3s$	
Швеллер № 16	Ст.3пс	0,17	436(44,5)	328(33,5)	25	64	Неуд.	Уд.	15
			539(55,0)	372(38,0)	17	59	Неуд.	Уд.	
	Ст.3сп	0,17	451(46,0)	333(34,0)	29,0	58,0	Уд.	—	3—4 сек (полоса охлаждалась в движении)
			558(57,0)	412(42,0)	15,5	51,0	Неуд.	—	
Балка № 16	Ст.3сп	0,18	456(46,5)	343(35,0)	22,0	63,0	Уд.	—	3—4
			520(53,0)	426(43,5)	23,0	65,0	Уд.	—	
			456(46,5)	353(36,0)	19,0	56,0	Уд.	—	5
			510(52,0)	426(43,5)	15,5	56,0	Уд.	—	
			446(45,5)	333(34,0)	25,2	63,0	Уд.	—	3—4
			524(53,5)	384(39,2)	17,5	61,5	Уд.	—	

Примечания: 1. В числителе — приведены свойства в горячекатаном состоянии; в знаменателе — свойства после термического упрочнения с прокатного нагрева.

2. s — толщина образца; d — диаметр оправки.

19,4% и $\delta_{равн} = 10,8 \div 12,8\%$. В полках профилей его величина достигает 384—426 Мн/м^2 (39,2—43,5 кГ/мм^2) при $\sigma_{10} = 15,5 \div 17,5\%$.

Ударная вязкость после упрочнения также достаточно высока: при —60°C в стойке профиля она равна 0,815 Мдж/м^2 (8,15 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$), а в полке 0,61 Мдж/м^2 (6,1 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$) [81].

Упрочнение швеллера № 18

Упрочнение приводит к выравниванию твердости различных элементов профиля. При этом твердость в полке возрастает на 20—27%, а в стойке на 9—18%.

Независимо от режима термического упрочнения устанавливается следующий комплекс механических свойств: для стали Ст.Зсп предел текучести равен 448—465 Мн/м^2 (45,7—47,5 кГ/мм^2), для стали марки Ст.Зпс 428—444 Мн/м^2 (43,7—45,2 кГ/мм^2); относительное удлинение находится на уровне 16,7—18,7% при равномерной составляющей удлинения 11,4—13,7% и относительном сужении 39—56,5%.

Анализ механических свойств материала полок показывает, что упрочнение при движении позволяет получить лучший комплекс механических характеристик (по сравнению с упрочнением в стационарном положении). При движении полосы предел текучести после упрочнения равен 362 Мн/м^2 (37 кГ/мм^2) при $\delta_{10} = 13,6\%$; упрочнение в стационарном положении приводит к снижению относительного удлинения до 6,2—7,8%. Уровень ударной вязкости при охлаждении полосы в движении в полках и стойках профиля близок друг к другу и при —60°C равен 0,93—0,94 Мдж/м^2 (9,3—9,4 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$). При охлаждении полосы в стационарном положении ударная вязкость в стойке профиля равна 0,65 Мдж/м^2 (6,5 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$), а в полке — 0,31 Мдж/м^2 (3,1 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$). Иначе говоря, при упрочнении полосы в стационарном положении отмечается определенное ухудшение динамических характеристик стали.

Упрочнение углового профиля 200×200×25 мм. Упрочнению подвергали хвостовые части раскатов в стационарном положении на длине 12 м. Охлаждение в течение 17; 30 и 40 сек приводит к увеличению твердости в среднем на 36—44%. Другие прочностные свойства с увели-

чением времени охлаждения также возрастают. Предел прочности после упрочнения в течение 40 сек достигает 587—617 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (60—63 $\text{кг}/\text{мм}^2$) при относительном удлинении (δ_{10}), равном 9—12%.

Особое значение имеет увеличение ударной вязкости при отрицательных температурах. Так, после упрочнения углового профиля в течение 30 сек ударная вязкость при -60°C равна 0,79 $\text{Мдж}/\text{м}^2$ (7,9 $\text{кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$) против 0,077 $\text{Мдж}/\text{м}^2$ (0,77 $\text{кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$) в неупрочненном состоянии.

Упрочнение углового профиля 160×160×16 мм. Охлаждение проводили в течение 8; 20 и 25 сек. При всех режимах упрочнения предел прочности повышается в среднем на 53%. В то же время ударная вязкость при увеличении продолжительности охлаждения резко снижается. Так, при охлаждении профиля в течение 8 сек ударная вязкость при -60°C равна 0,97 $\text{Мдж}/\text{м}^2$ (9,7 $\text{кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$), а после охлаждения в течение 25 сек — 0,143 $\text{Мдж}/\text{м}^2$ (1,43 $\text{кг}\cdot\text{м}/\text{см}^2$). Этот результат подтверждает целесообразность применения прерванного охлаждения при термическом упрочнении толстостенных фасонных профилей.

Таким образом, опыты по термическому упрочнению фасонных профилей проката с прокатного нагрева, проведенные с использованием механизированной установки, позволили уточнить сведения [24, с. 45] об уровне упрочнения, достигаемом в профилях различного сортамента.

Статистическая обработка результатов сдаточных испытаний показывает, что существующий технологический процесс может гарантировать в стенке тонкостенных профилей предел текучести не выше 304 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (31 $\text{кг}/\text{мм}^2$) (в 95% случаев). Величина предела текучести в полках профилей технологическим процессом не может гарантироваться. В связи с тем что термическое упрочнение с прокатного нагрева дает возможность получить «равнопрочный» профиль, мы считаем возможным обеспечить для тонкостенных профилей из стали марок Ст.3 гарантированное значение предела текучести не менее 343 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (35 $\text{кг}/\text{мм}^2$), по всем элементам профиля, что на 45% выше требований ГОСТ 380—60. Для толстостенных профилей (типа углового профиля 200×200××25 мм) термическое упрочнение позволяет гарантиро-

вать предел прочности выше 470 Мн/м^2 (48 кг/мм^2), что на 30% выше требований ГОСТ 380—60.

Экономическое обоснование эффективности строительства промышленной установки для упрочняющей обработки базируется на приведенных ранее данных об уровне упрочнения, достигнутого экспериментально. Расчет взаимозаменяемости профилей различных номеров [54, с. 116] показал, что при термическом упрочнении уменьшение расхода металла на изготовление конструкций составит 150—200 кг на одну тонну термически упрочненного проката, т. е. экономия металла составит в среднем 18%. Результаты расчета свидетельствуют о значительной экономической эффективности, получаемой в результате термической обработки фасонных строительных профилей с использованием тепла прокатного нагрева, и подтверждают целесообразность строительства промышленной установки.

Шахтная крепь

Сталь для шахтного крепления (шахтные стойки) поставляют по ГОСТ 5157—53 четырех профилей: 18А, 18Б; 28А и 28Б. По ЧМТУ—61, СТУ77-1 и СТУ77-2 поставляют стойки 17, 22 и 27 [82] (или СВП-17, СВП-22 и

Таблица 24

Данные измерения температур шахтной стойки

Шахтная стойка	Температура, °С, при прокатке в клетях					
	1-й чистовой		2-й чистовой		отделочной	
	вход	выход	вход	выход	вход	выход
СВП-17	1050	1030	940	900	810	810
СВП-22	1070	1030	960	830	800	800
СВП-27	1060	1020	960	910	840	830

СВП-27). Эти профили изготавливают из стали Ст.4 и Ст.5 (спокойной и полуспокойной) по ГОСТ 380—60 (группа А).

Институтом черной металлургии совместно с заводом «Азовсталь» осуществлено термическое упрочнение стоек 17, 22, 27 на опытной установке на стане 650 этого завода, описанной в предыдущем параграфе, с прокатного нагрева [24, с. 45].

Результаты измерения температуры этих профилей по клеткам на основе достаточно большого числа замеров (не менее пяти в разных сменах) приведена в табл. 24.

Термическому упрочнению подвергали профиль СВП-17 из стали Ст.5сп 0,32% С; 0,65% Мп; 0,21% Si; 0,05% S; 0,036% Р; 0,138% As и профиль СВП-27 из стали Ст.4пс 0,21% С; 0,65% Мп; 0,05% Si; 0,04% S; 0,041% Р; 0,150 As.

Были получены механические свойства стали шахтной стойки после термического упрочнения с прокатного нагрева на установке 3м. По данным 9—16 измерений для профиля СВП-17 (I) и СВП-27 (II) эти свойства следующие:

	I	II
σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	637,0(65,0)	522,3(53,3)
σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	487,0(49,7)	368,4(37,8)
δ_{10} , %	12,2	13,3
ψ , %	38,3	56,5

Профиль СВП-17 изготовлен из стали Ст.5сп (0,32% С), профиль СВП-27 — из стали Ст.4пс (0,21% С).

Из приведенных данных следует, что термическим упрочнением шахтных стоек можно повысить уровень прочности во всех элементах профиля. Хотя упрочнение сопровождается уменьшением относительного удлинения, относительное сужение возрастает. Это свидетельствует о значительном запасе пластичности в условиях сложно-напряженного состояния. Из кривых хладноломкости стали профилей СВП-17 и СВП-27 (см. рис. 39,в и 39,г) видно, что при термическом упрочнении уровень ударной вязкости при температурах от —40 до —80°С даже несколько повышается (на рис. 39,г показаны крайние и средние значения свойств, полученные в экспериментах) [24, с. 45].

Представляет интерес сопоставление полученных нами результатов упрочнения с литературными данными.

В статье И. Тихого представлены результаты опытов, проведенных в производственных условиях по термиче-

скому упрочнению шахтной крепи [83]. Автор отмечает, что сталь для шахтной крепи должна иметь высокий предел текучести, отношение σ_T к σ_B в пределах 75—90%, большую пластичность и высокое сопротивление хрупкому разрушению. Опыты термической обработки на этом заводе были проведены на двух плавках полуспокойной стали с 0,28% С, 1% Мп, 0,06% Si, 0,016% Р, 0,025% S. Нагрев до 910°C проводили в проходной термической печи длиной 33 м. Стойки длиной 10—12 м продвигались в ней со скоростью 1 м/мин, охлаждались в кольцевом душе водой под давлением 0,25 Мн/м² (2,5 атм). Отпуск проводили через 5 ч после закалки при 610°C. После продвижения через печь со скоростью 0,5 м/мин стойки после отпуска остывали на воздухе. При этом $\sigma_B = 694$ Мн/м² (70,8 кг/мм²) — повышение на 30%; $\sigma_T = 551$ Мн/м² (56,2 кг/мм²) — повышение на 64%; $\delta_5 = 23,2\%$; $\psi = 67,8\%$; $a_H = 2,49$ Мдж/м² (24,9 кг·м/см²) и после искусственного старения $a_H = 1,67$ Мдж/м² (16,7 кг·м/см²). Грузоподъемность крепи повысилась на 40—50%, критическая температура хрупкости снизилась на 70 град; возросла работа развития трещины. И. Тихий [83] рекомендует следующие нормы механических свойств крепи: предел текучести — не менее 441 Мн/м² (45 кг/мм²), предел прочности — не менее 610 Мн/м² (60 кг/мм²), $\delta_5 = 17\%$, $\psi = 50\%$, $a_H = 1,8$ Мдж/м² (18 кг·м/см²), при содержании 0,24—0,30% С; 0,85—1,05% Мп; 0,04—0,07% Si; 0,035% S; 0,035% Р.

В наших опытах со стойкой СВП-17 из стали 5сп получены свойства, более высокие, чем предложено в нормах И. Тихого; предел прочности — 637 (65) против 610 Мн/м² (60 кг/мм²), предел текучести 487 (49,7) против 460 Мн/м² (45 кг/мм²), при несколько более низком относительном сужении (38,3 против 50%); относительное удлинение трудно сопоставимо (δ_{10} и δ_5). Нет сомнения в том, что при сопоставимых условиях (химический состав стали и режим термической обработки) при закалке с прокатного нагрева будут получены более высокие механические свойства, чем при закалке с печного нагрева.

Важным следует отметить то обстоятельство, что в условиях завода «Азовсталь» в процессе прокатки осуществлена операция термического упрочнения шахтной крепи.

Широкополочные балки

На стане для прокатки широкополочных балок предусмотрено упрочнение¹ всей продукции стана с использованием тепла прокатного нагрева.

Термическое упрочнение балок может быть осуществлено охлаждением с помощью форсунок в баке с быстро движущейся водой. Балки входят в установку через 20—25 сек после выхода из последней клетки; суммарное обжатие в предпоследней и последней клетях составляет 20%. Продолжительность охлаждения раската в установке при охлаждении форсунками для балок с толщиной полки до 10 мм рекомендуется 10—20 сек, для балок с толщиной полки до 30—35 мм — 40—60 сек. Так как технологические паузы между раскатами составляют 40—90 сек, балки при охлаждении можно соответственно задерживать на участке термического упрочнения. Охлаждение форсунками при давлении воды 0,4 Мн/м² (4 ат) потребует расхода воды до 14000 м³/ч.

В планировке стана резервируются площадки для размещения отпускных печей, работающих в темпе прокатного стана при температуре отпуска 450—550°C, времени выдержки 1 ч, с последующим охлаждением на воздухе.

Правку упрочненных балок проводят в раскате, резку на мерные длины осуществляют в холодном состоянии.

В связи с большим расходом воды при реализации форсуночного способа охлаждения и необходимостью иметь большое число форсунок, можно рекомендовать второй вариант технологии упрочнения. В этом случае для упрочнения широкополочных балок используют бак длиной 120 м. Балки поступают в него не позже, чем через 5—10 сек после выхода из последней клетки и через 20—25 сек после выхода из предпоследней клетки стана. Продолжительность охлаждения балок с толщиной полки до 10 мм рекомендуется 20—30 сек; балки с толщиной полки до 30—35 мм охлаждаются в течение 50—70 сек. При упрочнении осуществляется турбулентное движение воды со скоростью не менее 5 м/сек.

Применение термомеханической обработки широкополочных балок по ориентировочным расчетам позволит

¹ Технология термомеханического упрочнения широкополочных балок на этом стане рекомендована Институтом черной металлургии.

экономить 3—4 млн. руб. в год на 1 млн. т термически упрочненного проката, что в течение года окупит дополнительные расходы, связанные с осуществлением этой обработки.

2. Изделия для железнодорожного транспорта

Колеса

Вагонные колеса. Наиболее распространенным видом термического упрочнения цельнокатаных колес является закалка поверхности катания обода колеса с помощью охлаждения колеса, вращающегося вокруг своей оси в горизонтальной плоскости струями воды из сопел кольцеобразного охладителя (рис. 42,а), либо с помощью прерывистого окунания в ванну с водой обода колеса, вращающегося в вертикальной плоскости (рис. 42,б).

Первый процесс, осуществляемый на горизонтальных вращающихся столах, обеспечивает высокие значения прочности на поверхности катания обода колеса, но имеет ряд существенных недостатков: 1) в процессе закалки обода отвод тепла происходит через поверхность катания, и поэтому обод упрочняется на глубину всего 30—35 мм (рис. 43,а). Еще меньшая степень упрочнения наблюдается при изготовлении колес из низкоуглеродистой стали, имеющей пониженную прокаливаемость; 2) образующийся в процессе закалки большой температурный градиент приводит к возникновению в цельнокатаных колесах больших остаточных напряжений; 3) закалка на горизонтальных столах вызывает значительное коробление (0,6—1,2 мм), приводящее к забраковыванию колес; 4) у поверхности катания обода на глубине до 10 мм наблюдаются продукты отпуска мартенсита с зернистыми карбидами. Такая структура имеет более низкую износостойкость и сопротивление усталостному выкрашиванию, чем пластинчатые продукты распада аустенита.

Второй процесс, осуществляемый погружением в ванну с водой обода вращающегося в вертикальной плоскости колеса, получил название прерывистой закалки. Он

имеет ряд преимуществ перед закалкой на горизонтальных столах:

I. Обеспечивает распространение упрочнения на большую глубину вследствие охлаждения обода с трех сторон.

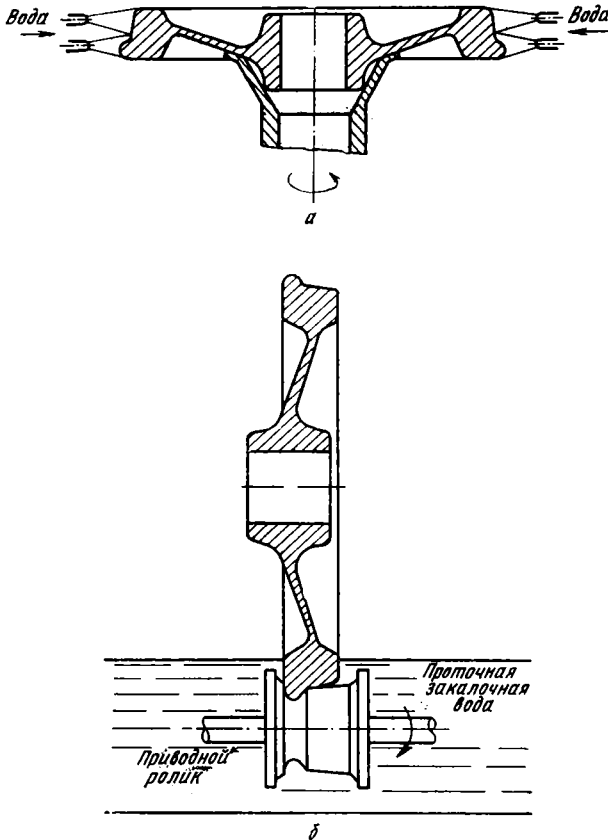


Рис. 42. Схема поверхностной закалки цельнокатанных колес на горизонтальных вращающихся столах (а) и в вертикальном аппарате (б)

II. Значительно упрочняет боковые грани обода (см. рис. 43,б), что препятствует образованию на них наплывов.

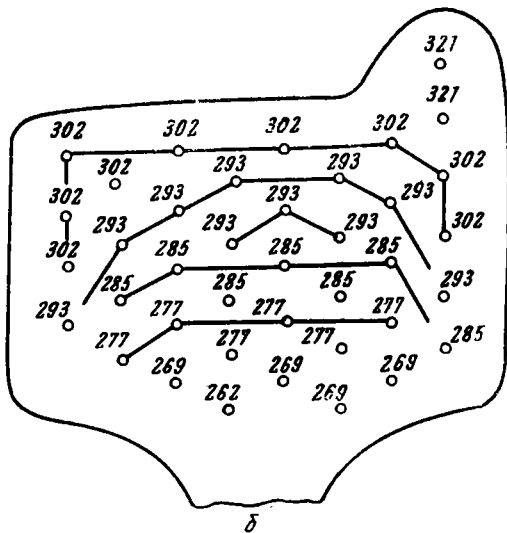
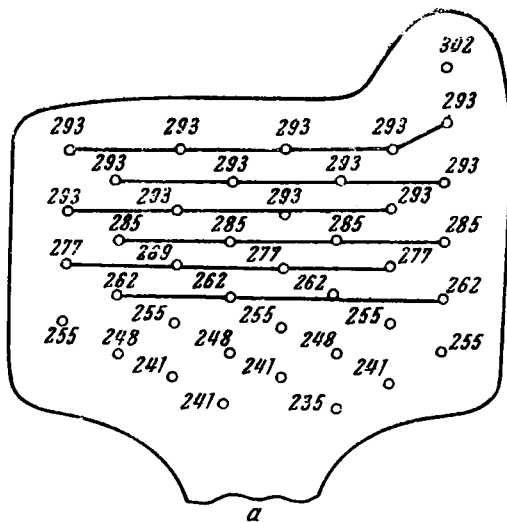


Рис. 43. Распределение твердости по Бринелю на поперечном сечении обода колеса: закаленного на горизонтальном столе (а) и в вертикальном аппарате (б)

III. Снижает уровень остаточных напряжений во всех элементах колеса вследствие уменьшения температурного градиента в ободе.

IV. Уменьшает коробление.

V. В процессе прерывистой закалки во всех слоях образуются пластинчатые продукты распада аустенита, обеспечивающие колесам высокую износостойкость и высокое сопротивление усталостным разрушениям.

По изучению фазовых превращений, протекающих в ободе колес при упрочнении по обоим способам закалки, а также по изучению всего комплекса свойств колес и остаточных напряжений проведено большое число научно-исследовательских и опытных работ. Разработаны технологические параметры процесса термической обработки колес с использованием прерывистой закалки обода. По этой технологии были обработаны¹ промышленные партии цельнокатаных колес, которые при эксплуатационных испытаниях обнаружили более высокий (на 10%) срок службы, чем колеса после закалки на горизонтальных вращающихся столах. На этом основании процесс прерывистой закалки колес внесен в ГОСТ на облегченные колеса (ГОСТ 10791—64).

Облегчение цельнокатаного колеса осуществляют за счет уменьшения толщины обода, толщины диска и некоторого уменьшения размеров ступицы. В новых условиях работы облегченное вагонное колесо следует рассматривать уже не как изделие, работающее поверхностью трения, а как конструкцию, обладающую высокой надежностью и долговечностью.

Поэтому при выборе технологии термической обработки облегченных и легких колес следует учитывать необходимость существенного повышения прочностных свойств и износостойкости всех слоев обода, компенсирующих уменьшение его толщины. Важно значительно улучшить весь комплекс свойств диска и участков, прилегающих к местам перехода от диска к ступице.

На основе этого Институтом черной металлургии, Днепропетровским трубопрокатным заводом им. К. Либкнехта и Всесоюзным научно-исследовательским инсти-

¹ Институтом черной металлургии (Днепропетровск), Всесоюзным научно-исследовательским институтом железнодорожного транспорта и Днепропетровским трубопрокатным заводом им. К. Либкнехта.

тутом железнодорожного транспорта разработан новый технологический процесс термической обработки облегченных цельнокатаных колес, предусматривающий улучшение всех элементов колеса (обода, диска и ступицы) прерывистой закалкой и последующим отпуском.

Повышенное сопротивление износу при данном химическом составе имеют, как известно, стали с высокими значениями прочности. Увеличения прочности достигают измельчением зерна и повышением степени дисперсности карбидов. Повышению сопротивления пластической деформации способствует также создание в процессе термической обработки стали структур с карбидами пластинчатой формы.

Исследования, выполненные нами под электронным микроскопом, показали, что структурой с максимальным сопротивлением износу и усталостным разрушениям является тонкослойный перлит (рис. 44,а), образующийся в результате распада аустенита при определенной относительно невысокой скорости охлаждения. В то же время структура зернистого перлита, являющаяся результатом закалки стали на мартенсит и последующего отпуска, с очень мелкодисперсными карбидными частицами округлой формы (рис. 44,б) обладает небольшой износостойкостью и низким сопротивлением усталостным разрушениям.

Наряду с величиной перлитного зерна, дисперсностью и формой карбидных частиц на эксплуатационные свойства транспортного металла (в частности, цельнокатаных колес) существенное влияние оказывает наличие выделений свободного феррита вокруг перлитных зерен.

В опытах мы подвергали исследованию цельнокатаные колеса, изготовленные из мартеновской стали следующего химического состава: 0,54% С; 0,78% Мп; 0,29% Si; 0,019% Р; 0,030% S. Образцы, вырезанные из этих колес, охлаждали с температуры закалки с различной скоростью, обеспечивающей твердость 13, 19 и 23 HRC.

Изучение микроструктуры этих образцов (рис. 45) показало, что ускоренное охлаждение почти полностью подавляет выделение феррита по границам перлитных зерен; это обеспечивает повышение всего комплекса свойств. Предел усталости, полученный при испытании специальных образцов на машине МУИ-3000 при изгибе

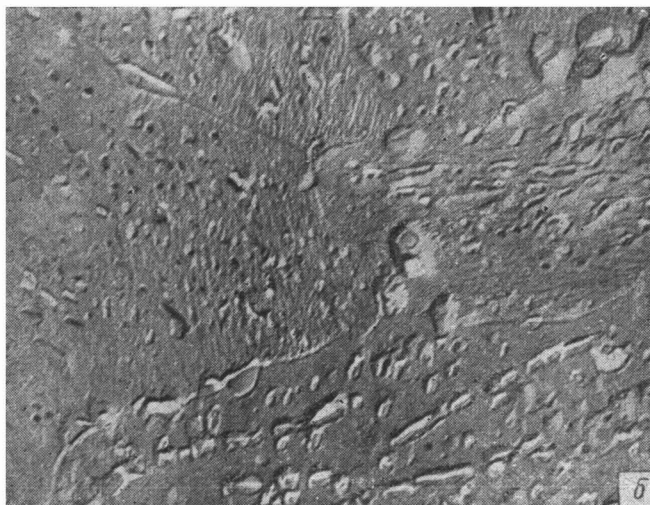
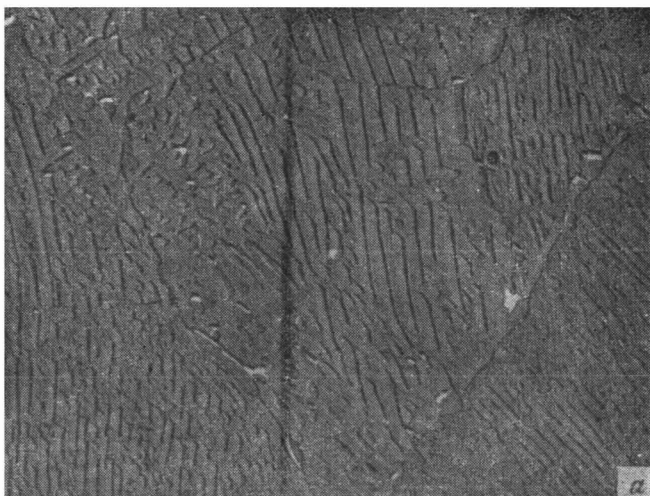


Рис. 44. Электронная микрофотография структуры перлита. $\times 12000$:
a — пластинчатое строение карбидов; *b* — зернистое строение карбидов

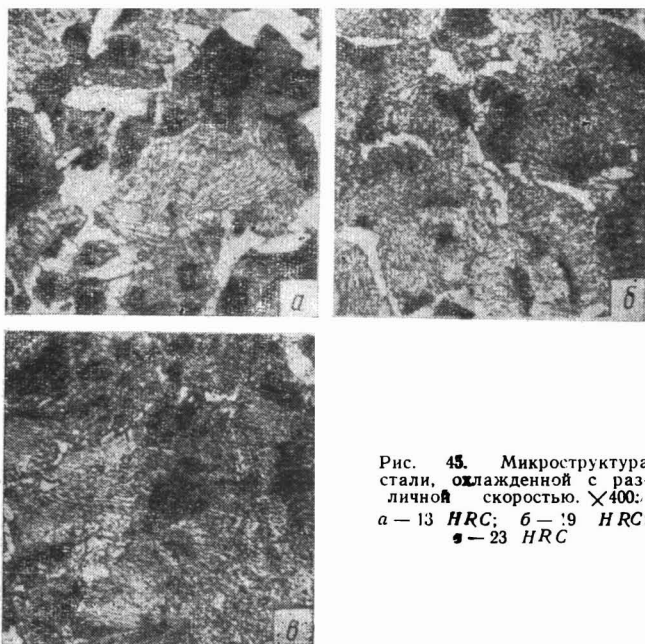


Рис. 45. Микроструктура стали, охлажденной с различной скоростью. $\times 400$:
 а — 13 HRC; б — 19 HRC;
 в — 23 HRC

с вращением, повышается от 274 до 352 Мн/м^2 (от 28 до 36 кг/мм^2) (рис. 46). Весьма существенно возрастает число циклов до разрушения при ударном растяжении [испытания проводили на копке ДСВО при работе удара

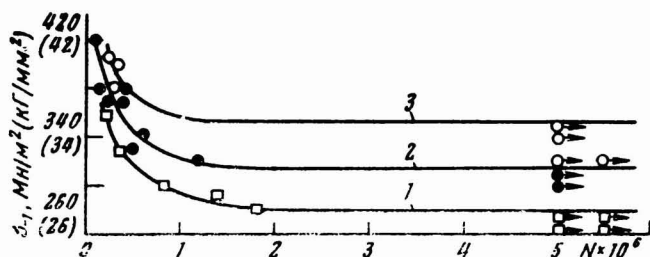


Рис. 46. Кривые усталости стали в зависимости от степени ее упрочнения:
 1—13 HRC; 2—19 HRC; 3—23 HRC

152 н·м (15,5 кг·см)]— при повышении твердости от 13 до 23 HRC оно повышается более чем в два раза (рис. 47).

При разработке новой технологии термической обработки облегченных колес основное внимание уделяли выбору способов, позволяющих изменять скорость охлаждения различных элементов колеса в широких пределах для получения необходимого структурного состояния стали и заданного комплекса свойств.

Поэтому в новом технологическом процессе использован прерывистый способ закалки с подачей закалочной воды на все элементы колеса через спрейерные устройства.

При этом предусмотрена возможность независимого регулирования скоростей охлаждения обода, диска и ступицы, что создало необходимые условия для получения в колесах минимального уровня остаточных напряжений и коробления.

Для осуществления нового технологического процесса термической обработки облегченных цельнокатаных колес на Днепропетровском трубопрокатном заводе им. К. Либкнехта и Нижне-Тагильском металлургическом комбинате построены опытно-промышленные установки, предназначенные для закалки колес диаметром 950 и 1050 мм.

На рис. 48 приведено устройство для закалки колес по новой технологии, предусматривающей улучшение всех элементов колеса путем прерывистой закалки и последующего отпуска. Цельнокатаное колесо, нагретое в печи до температуры закалки, укладывают на кантовальную площадку 2 и центрируют при помощи направляющих 3 (рис. 48). Затем пневмоцилиндром 8 сводят поддерживающие неприводные ролики 1. Кантовальная площадка 2 пневмоцилиндром 7 поворачивается в вертикальное положение и устанавливает колесо поверхностью катания обода на приводной ролик 6. Одна часть спрейера 10 установлена на кантовальной площадке 2 и поворачи-

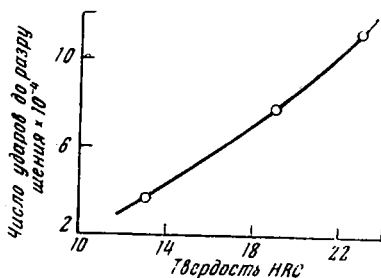


Рис. 47. Изменение долговечности при ударном растяжении стали, упрочненной до различных значений твердости

чивается вместе с ней и нагретым колесом в рабочее положение. Вторая подвижная часть спрейера 5 в процессе поворота кантовочной площадки при помощи рычага 4 подводится к колесу. После этого включают привод 11,

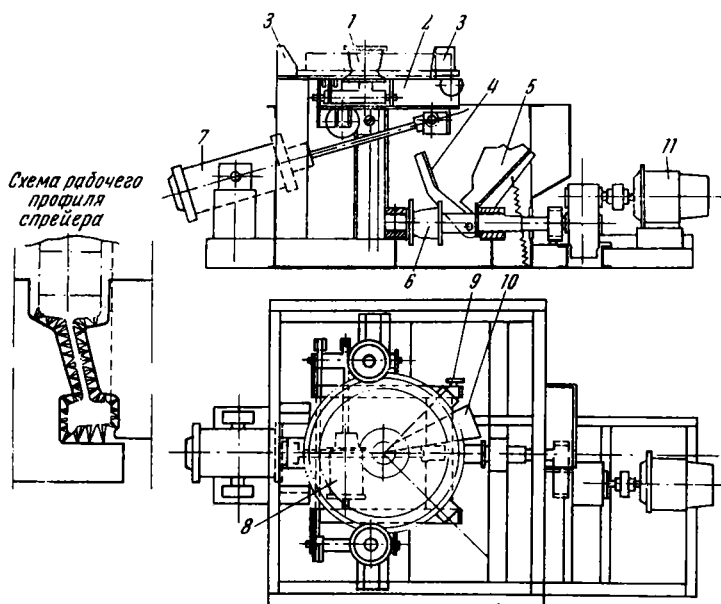


Рис. 48. Устройство для закалки колес по новой технологии

который посредством приводного ролика 6 приводит во вращение колесо. Во время вращения колесо удерживается в вертикальном положении роликами 1. На вращающееся колесо частями спрейеров 5 и 10, разделенных внутренними перегородками на три самостоятельные камеры, подается закалочная вода. Одна двоякая камера (по одному отсеку от спрейера) охлаждает обод, другая — диск и третья — ступицу. К каждой камере предусмотрен отдельный подвод закалочной воды. Количество закалочной жидкости, подаваемой на каждый элемент колеса из камеры, регулируют в зависимости от объема металла этих элементов и площади их поверхности. После окончания закалки подачу воды прекращают, при-

вод выключают и колесо кантующей площадкой возвращается в исходное горизонтальное положение. Затем пневмоцилиндром разводят поддерживающие ролики 1 и колесо поворотным краном ставят для последующего отпуска.

На этих установках были проведены многочисленные эксперименты по разработке оптимальных режимов закалки различных элементов колеса. По оптимальным режимам были термически обработаны облегченные колеса производства завода им. К. Либкнехта с толщиной обода 60 мм, изготовленные из стали следующего химического состава: 0,56% С, 0,72% Мп, 0,32% Si, 0,021% Р и 0,032% S. Колеса этой же плавки были подвергнуты термической обработке по текущей технологии с закалкой поверхности катания обода на горизонтальных вращающихся столах.

Результаты копровых испытаний облегченных колес, обработанных по обеим технологиям, показали (рис. 49), что упрочнение всех элементов колеса позволяет существенно повысить копровую прочность облегченных колес.

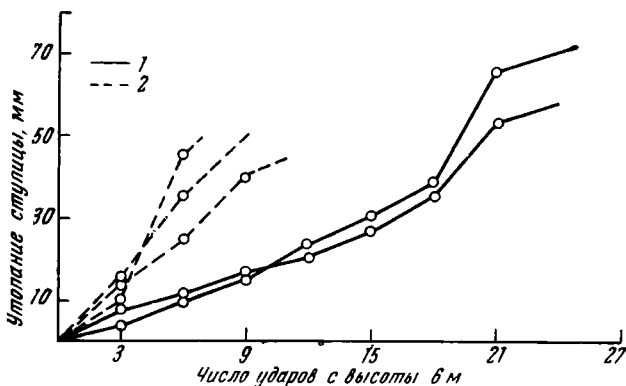


Рис. 49. Результаты копровых испытаний колес, подвергнутых термической обработке по новой (1) и по старой (2) технологии

При этом заметно увеличивается и величина утопания ступицы, определяющая пластичность материала диска. Весьма характерной для колес, термически обработанных по новой технологии, является большая величина упругой отдачи копрового груза в процессе нанесения уда-

ров на копре: для этих колес упругая отдача (высота, на которую отскакивает копровой груз после нанесения удара по ступице колеса) равна 2,5—3,0 м, в то время как для колес обычного производства она определяется величиной 0,7—1,0 м.

Из ободов этих колес были вырезаны образцы для определения механических свойств в соответствии с ГОСТ 10791—64. Для сравнения были испытаны также тяжелые колеса (с толщиной обода 70 мм) после термической обработки по текущей технологии с закалкой на столах. Полученные результаты (табл. 25) показывают, что новый технологический процесс обеспечивает получение в ободе сочетания высоких прочностных и пластических характеристик. Испытания показали, что наблюдается хорошая стабильность результатов.

Таблица 25

Механические свойства¹ обода цельнокатаных колес, определенные по ГОСТ 10791—64

Режимы термической обработки	Тип колеса	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ , %	ψ , %
Обработанные по новой технологии	Облегченный	1031 (105,2)	15,0	34,5
Обработанные по текущей технологии с закалкой обода на столах	То же	986 (100,6)	15,5	35,0
Обработанные по текущей технологии с закалкой обода на столе	Тяжелый	928 (94,7)	15,0	37,0

¹ По ГОСТ 10791—64 $\sigma_B = 833$ Мн/м² (85 кг/мм²); $\delta = 10\%$; $\psi = 16\%$.

После термической обработки облегченных колес по существующей технологии в ободе получают более низкие прочностные свойства при таких же значениях пластичности.

Еще более низкие значения прочности получены при испытании тяжелых колес (с толщиной обода 70 мм) после термической обработки их по существующей технологии. При этом отмечается и больший разброс прочностных характеристик.

Отличительной особенностью новой технологии является возможность сквозного упрочнения обода (рис. 50, кривая 1). В то же время в ободах колес, закаленных на горизонтальных столах, твердость резко снижается по мере удаления от поверхности катания, через которую осуществляется отвод тепла из внутренних слоев при закалке (рис. 50, кривая 2). Такая же закономерность изменения твердости наблюдается по сечению обода тяжелых колес, обработанных по текущей технологии, однако абсолютные значения в этом случае еще ниже (рис. 50, кривая 3).

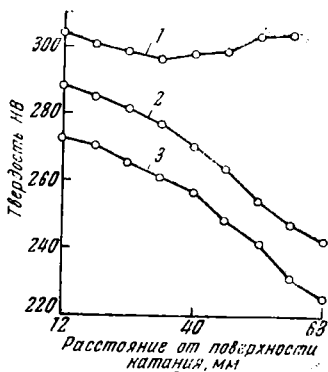


Рис. 50. Распределение твердости по сечению обода колес, подвергнутых термической обработке:

1 — по новой технологии, колеса облегченные; 2 — по старой технологии с закалкой на столе, колеса облегченные; 3 — по старой технологии с закалкой на столе, колеса тяжелые

На рис. 51 приведено распределение твердости по сечению обода и диска колес, обработанных по различным технологическим процессам. Видно, что новый технологический процесс, предусматривающий улучшение всех элементов колеса путем прерывистой закалки и последующего отпуска, обеспечивает получение в диске облегченных колес заданного стабильного уровня прочности.

Наряду с повышением упруго-прочностных свойств в дисках колес, обработанных по новой технологии, значительно увеличивается ударная вязкость (рис. 52).

Большое влияние на надежность цельнокатаных колес оказывает система остаточных напряжений, возникающих при термической обработке. Многочисленными исследованиями величины и характера распределения остаточных напряжений в различных элементах облегченных колес, проведенными на колесах различного химического состава (углеродистые с различным содержанием углерода и низколегированные), показано, что упрочнение всех элементов обеспечивает получение в колесах более благоприятной системы остаточных напряжений (1 и 4) по сравнению с колесами, подвергнутыми закалке

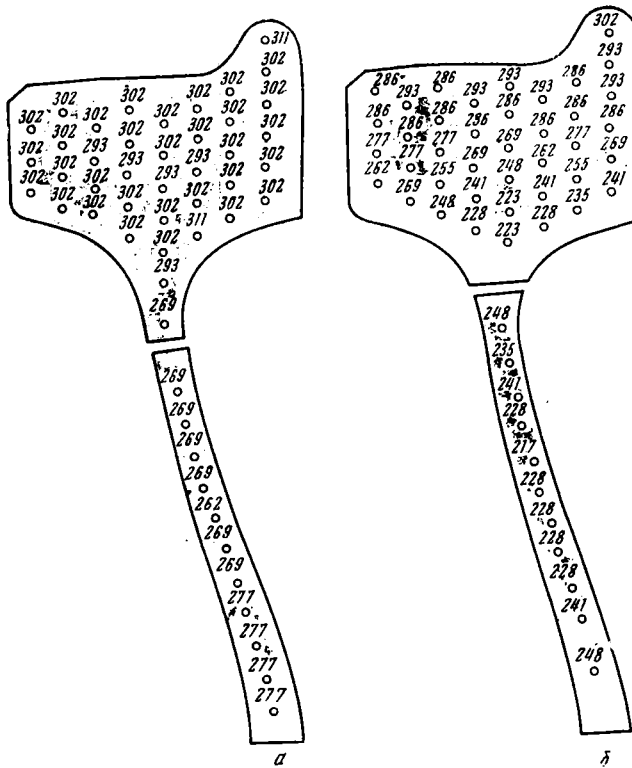


Рис. 51. Распределение твердости по Бринеллю на поперечном сечении обода и диска колес, термически обработанных по новой (а) и старой (б) технологии (закалка на вращающемся столе)

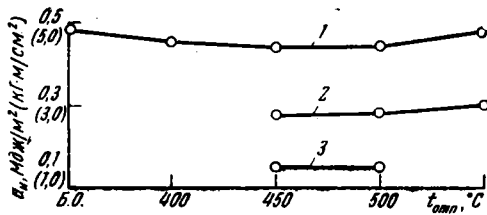


Рис. 52. Изменение величины ударной вязкости диска цельнокатаных колес в зависимости от режима термической обработки:

1 — по новой технологии; 2, 3 — по старой технологии (при содержании в стали 0,53 и 0,61% С соответственно)

на горизонтальном столе по существующей технологии (рис. 53).

В наиболее ответственных участках 3 и 5 цельнокатанных колес (в местах перехода от обода к диску и от диска к ступице соответственно) новый технологический

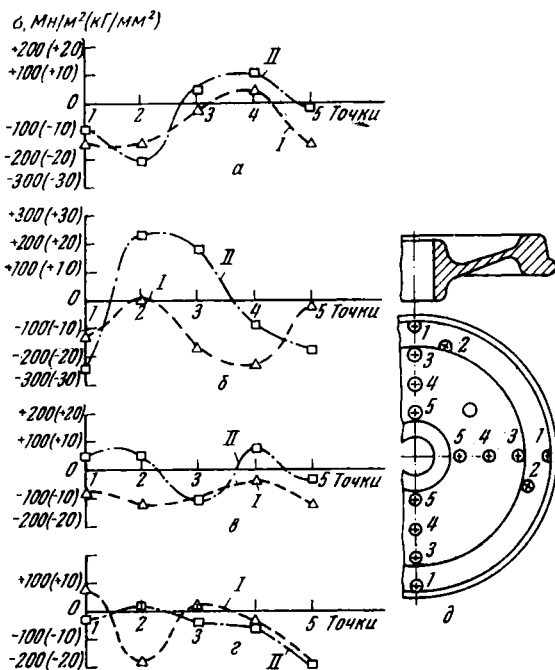


Рис. 53. Величина тангенциальных (а, б) и радиальных (в, г) остаточных напряжений в цельнокатанных колесах, термически обработанных по различным процессам: I — по новой технологии; II — по существующей технологии с закалкой на столе (а, в — слой 0—5 мм; б, г — слой 5—10 мм; д — схема расположения участков)

процесс обеспечивает получение благоприятных сжимающих радиальных и тангенциальных остаточных напряжений в наружных (0—5 мм) и во внутренних (5—10 мм) слоях. В то же время действующий технологический процесс термической обработки с закалкой поверхности катания обода приводит к образованию в местах

перехода от обода к диску (3) неблагоприятных растягивающих тангенциальных напряжений. Отрицательное действие этих напряжений усугубляется тем, что в процессе эксплуатации колеса в этой точке возникают растягивающие рабочие напряжения, которые, суммируясь с остаточными, могут привести к быстрому появлению трещин усталости и разрушению колеса. В точке 2 (нижняя часть обода) в процессе термической обработки колес по существующей технологии также образуются растягивающие тангенциальные (в слое 5—10 мм) и радиальные (в обоих слоях) остаточные напряжения. После термической обработки по новой технологии здесь появляются благоприятные сжимающие напряжения. Уменьшение величины остаточных напряжений после термической обработки колес по новой технологии приводит к снижению коробления.

Кроме того, колеса испытывали на усталость на прессе — вибраторе по методике, разработанной проф. Т. В. Лариным. Эти колеса удовлетворительно выдержали усталостные испытания.

Начаты опыты¹ по разработке технологических параметров термической обработки по новой технологии цельнокатаных колес из низколегированных сталей. Низколегированные марки колесной стали получают на основе низкоуглеродистой стали (с содержанием 0,20—0,35% С), имеющей низкую прокаливаемость. Поэтому абсолютные значения прочности поверхностных слоев обода и глубина его упрочнения при существующем процессе закалки колес будут понижены по сравнению с колесами, содержащими 0,56—0,60% С. Уруго-прочностные характеристики материала диска будут также ниже.

Уже первые результаты показали высокую эффективность термического упрочнения низколегированных колес по новой технологии. Даже при низком содержании углерода в стали, легированной марганцем, хромом и кремнием в количествах до 1%, обеспечивается сквозное упрочнение обода при высоких абсолютных значениях прочности. При этом практически подавляется выделение структурно свободного феррита во внутренних слоях обода и в диске колеса, что гарантирует резкое повыше-

¹ Институтом черной металлургии (Днепропетровск), ЦНИИ МПС, заводом имени К. Либкнехта и Нижне-Тагильским металлургическим комбинатом.

ние сопротивления износу и усталостному выкрашиванию различных слоев обода, а также повышает ударную вязкость и усталостную прочность материала диска.

Применение спреерно-прерывистой закалки, резко повышающей комплекс свойств во всех слоях обода и в диске колеса, позволит успешно решить задачу создания малолегированных сталей с низким содержанием углерода (до 0,20%) для высокоскоростных поездов.

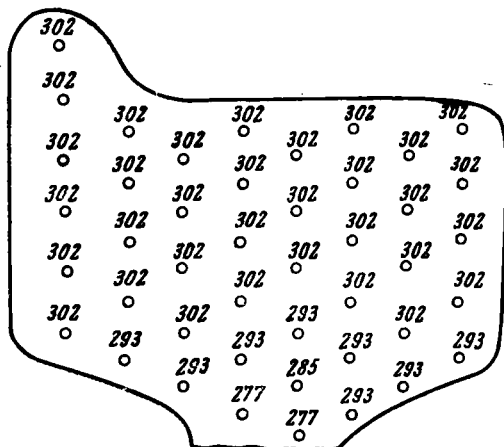
Тепловозные колеса. По данным Всесоюзного научно-исследовательского тепловозного института, цельнокатанные тепловозные колеса более надежны и экономически более целесообразны по сравнению с составными (состоящими из бандажа, укрепляющего кольца и центра).

Работоспособность цельнокатанных колес по сравнению с составными тепловозными колесами будет еще большей, если значительно повысить их прочность, которая определяет долговечность тепловозного колеса при эксплуатации. В связи с этим проводят научно-исследовательские и опытные работы по изысканию оптимальных составов стали и режимов термической обработки, обеспечивающих значительное повышение прочности цельнокатанных тепловозных колес.

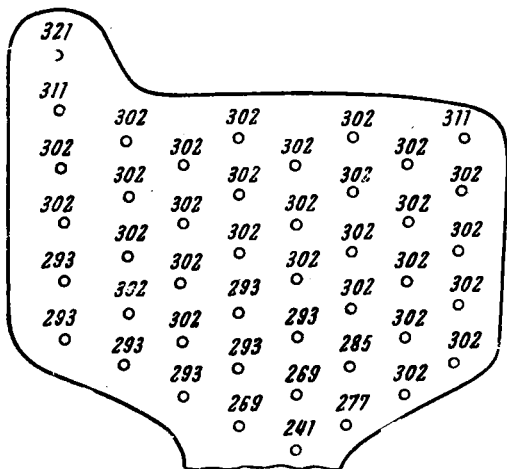
В мартеновских печах (240 т) выплавляли опытные плавки колесной стали различных марок: углеродистой с повышенным содержанием углерода, хромистых и углеродистых, микролегированных отдельно ванадием и титаном. Из этих плавков были изготовлены тепловозные цельнокатанные колеса диаметром 1050 мм и подвергнуты термической обработке.

В массивном ободке (высота которого 80—85 мм) тепловозных цельнокатанных колес, изготовленных из опытных марок стали и подвергнутых прерывистой закалке, получены высокие значения предела прочности [до 1000—1060 Мн/м² (101—108 кг/мм²)] по всему сечению рабочего слоя; твердость распределяется в соответствии со схемой, приведенной на рис. 54. Это обеспечит повышение срока службы колес на протяжении всего периода эксплуатации. Значительное повышение работоспособности колес будет получено также благодаря упрочнению боковых граней обода в результате прерывистой закалки при вращении колеса в вертикальной плоскости.

В настоящее время начат второй этап этих работ. В мартеновской печи выплавлены опытные плавки угле-



а



б

Рис. 54. Распределение твердости по Бринелю на поперечном сечении обода тягловозного колеса: а — из углеродистой стали с микродобавкой ванадия; б — из хромистой стали

родистых, низколегированных и микролегированных сталей для тепловозных колес, в том числе с повышенным содержанием углерода (до 0,62—0,64 %). Изготовленные из этих сталей цельнокатаные колеса в термически обработанном состоянии обнаружили существенное повышение предела прочности [до 1100—1120 Mn/m^2 (112—115 Kr/mm^2)].

На Нижне-Тагильском металлургическом комбинате опробованы стали с содержанием углерода до 0,8%. После термической обработки (вертикальная прерывистая закалка) по всему сечению обода этих колес предел прочности достигает 1250 Mn/m^2 (128 Kr/mm^2).

Внедрение составов стали и режимов термической обработки цельнокатаных тепловозных колес, обеспечивающих резкое повышение их прочности, позволит заменить составные колеса цельнокатаными на всех магистральных локомотивах, работающих в тяжелых условиях эксплуатации, и тем самым значительно повысить их надежность, работоспособность и экономичность.

Исследование влияния температуры отпуска на свойства колесной стали и остаточные напряжения в цельнокатаных колесах. Процесс термической обработки колес завершается их отпуском.

При отпуске ставят задачу повысить пластические свойства закаленного обода колеса и снизить величину остаточных напряжений. Как известно, эти показатели находятся в прямой зависимости от температуры отпуска. Прочностные характеристики и сопротивление износу с повышением температуры отпуска снижаются. Особенно значительное уменьшение прочности (твердости) и износостойкости наблюдается при температурах отпуска выше 500°C [84—86]. Вместе с тем повышение температуры отпуска выше 500°C приводит к возникновению новых напряжений в процессе охлаждения [87, 88]. Это приобретает важное значение при термической обработке изделий, имеющих сложную конфигурацию и неодинаковую толщину различных элементов.

Вопрос о правильном выборе режима отпуска является весьма важным с точки зрения износостойкости и общей работоспособности колес при эксплуатации. В связи с этим проведено исследование влияния температуры отпуска (в интервале температур 350—600°C) на свойства колесной стали.

Цельнокатаные колеса исследовали после охлаждения в машине для вертикальной периодической закалки. Для этого подвергли закалке четыре колеса одной плавки следующего химического состава: 0,60% С; 0,83% Мп; 0,22% Si; 0,034% Р и 0,019% S. После самоотпуска за счет оставшегося после закалки тепла колеса проходили копровые испытания, затем обод разрезали на куски, которые подвергали отпуску в электропечи.

Колеса выдержали копровые испытания. После копровых испытаний каждый обод, предварительно отделенный от диска со ступицей, разрезали на семь равных кусков, из которых шесть подвергали отпуску при температурах 350, 400, 450, 500, 550 и 600°C. Выдержка при температуре отпуска составляла 3 ч. Седьмой кусок исследовали без отпуска.

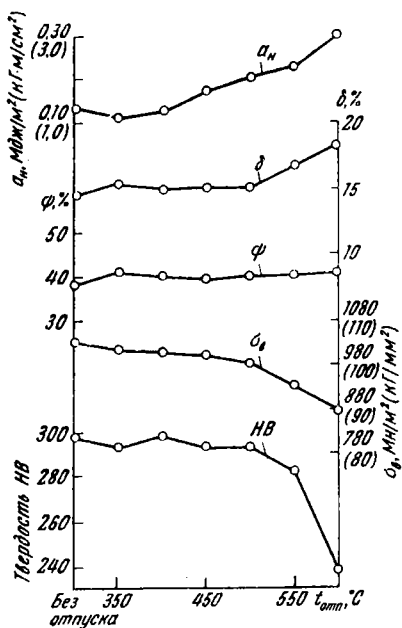


Рис. 55. Влияние температуры отпуска на механические свойства колесной стали

Колеса выдержали копровые испытания. После копровых испытаний каждый обод, предварительно отделенный от диска со ступицей, разрезали на семь равных кусков, из которых шесть подвергали отпуску при температурах 350, 400, 450, 500, 550 и 600°C. Выдержка при температуре отпуска составляла 3 ч. Седьмой кусок исследовали без отпуска. Из каждого куска сплошно вырезали разрывные образцы и образцы для испытаний на ударную вязкость. Кроме того, вырезали поперечный темплет для измерения твердости по всему сечению обода колеса, а также образцы для испытания на износ и сопротивление усталостному выкрашиванию.

На рис. 55 приведены кривые изменения механических свойств обода колеса в зависимости от температуры отпуска. Из анализа этих кривых видно, что до температуры отпуска 450—500°C свойства колес одинаковы. При дальнейшем повышении температуры отпуска прочностные свойства резко снижаются. Особенно интенсивное понижение предела прочности и твердости наблюдается с 500°C.

Интересен ход кривых изменения свойств с повыше-

нием температуры отпуска до 450—500°C. Как было отмечено ранее седьмой кусок обода отпуску не подвергали; полученные в нем структуры являются продуктами закалки с некоторыми изменениями, происходящими вследствие процесса самоотпуска (при котором температура обода, как показали исследования, повышается до 300—400°C). Последующий отпуск при температуре 350—600°C должен приводить к дальнейшему изменению структуры. Эти изменения начинаются при 450—500°C.

Исследования износостойкости проводили на образцах диаметром 40 и шириной 10 мм, вырезанных из обода колеса после отпуска при температурах 350—600°C (или без отпуска).

Испытания проводили на машине МИ (типа Амслера) при сухом трении с проскальзыванием между образцами, равным 10%, и поперечным перемещением верхнего испытуемого образца относительно нижнего, равным ± 4 мм. Нагрузка (давление) между образцами 700 н (70 кг), продолжительность испытания 100 тыс. оборотов нижнего («рельсового») образца. Мерой износа служила потеря массы образца за цикл испытания. Параллельно проводили замер величины уширения (увеличение ширины трущейся поверхности) образца. Контрольный образец («рельсовый») изготавливали из стали У8А с термической обработкой на твердость 57—59HRC; диаметр контрольного образца 40 мм, ширина рабочей поверхности 6 мм.

Из рис. 56 видно, что твердость образцов до температуры отпуска 450°C практически не изменяется. Резкое падение ее отмечается в результате отпуска при температурах 550 и 600°C. Величины износа и уширения образцов по мере повышения температуры отпуска постепенно увеличиваются.

Испытание на сопротивление усталостному контактному выкрашиванию проводили на машине МИ при нагрузке 1500 н (150 кг) с подачей в контакт смазки (25% машинного масла и 75% керосина). Образцы для испытания диаметром 38 и шириной поверхности катания 10 мм вырезали из кусков обода: одного, не подвергавшегося отпуску, и трех, отпущенных при температурах 400, 500 и 600°C. Критерием оценки сопротивления усталостному выкрашиванию является количество циклов (оборотов) до появления первых признаков выкрашива-

ния на поверхности испытуемого образца. Контрообразец (рельсовый) и здесь изготавливали из стали марки У8А с последующей термической обработкой на твердость 57—59HRC. Величина проскальзывания равна 10%, а ширина рабочей поверхности контрообразца 6 мм. Как видно из рис. 56, повышение температуры отпуска снижает устойчивость против усталостного выкрашивания. Особенно резкое снижение происходит при повышении температуры от 500 до 600°C.

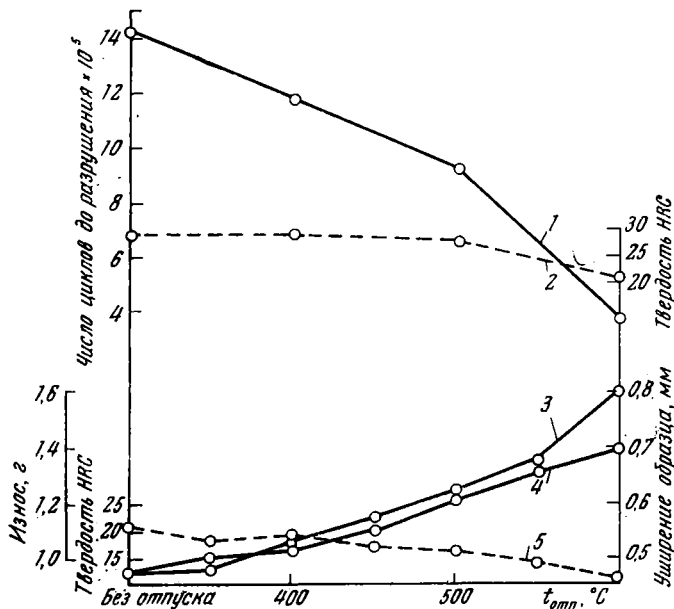


Рис. 56. Влияние температуры отпуска на износостойкость и сопротивление контактному выкрашиванию:

1 — число циклов; 2, 5 — твердость; 3 — уширение; 4 — износ

В дополнение к этому было проведено изучение влияния режима отпуска на остаточные напряжения в цельнокатаных колесах. В качестве объекта исследования применяли цельнокатаные железнодорожные колеса диаметром 950 мм, отобранные из одной плавки, содержащей 0,6% С; 0,7% Мп; 0,35% Si; менее 0,04% Р и S. Колеса подвергали вертикальной прерывистой закалке;

затем стопками по шесть штук отпускали в электрических шахтных печах при температурах 400; 450; 500; 550 и 600°C. Часть колес исследовали без отпуска. После отпуска колеса охлаждали в стопках на воздухе со скоростью 200 град/ч. Вторую часть колес подвергали замедленному охлаждению с 400; 500 и 600°C вместе с печью со скоростью 15 град/ч. По каждому варианту обрабатывали три колеса.

Для изучения остаточных напряжений методом сверления столбиков [89, 90] на обработанные изделия были наклеены тангенциальные и радиальные проводочные датчики сопротивления (рис. 57). Средние напряжения в слоях, расположенных на расстоянии $0 \div 5$ (1); $5 \div 10$ (2) и 10—15 мм (3) от поверхности столбика показывают, что при охлаждении колес после отпуска на воздухе по мере повышения температуры отпуска до 550°C сжимающие напряжения в ободке снижаются. Дальнейшее повышение температуры отпуска вызывает возникновение в ободке растягивающих напряжений.

Повышение температуры отпуска до 500°C приводит к переходу сжимающих тангенциальных напряжений в диске в растягивающие, которые при отпуске 600°C достигают значительной величины. Также изменяются и радиальные напряжения в слое толщиной 0—5 мм.

Растягивающие напряжения во всех слоях в месте перехода от диска к ступице (точка 5) по мере повышения температуры отпуска снижаются. Начиная с температуры отпуска 500°C они резко возрастают; весьма интенсивный рост наблюдается во внутренних слоях.

Изменение температуры отпуска мало влияет на величину тангенциальных напряжений, действующих в слоях толщиной 0—5 и 5—10 мм около точки 3 (в месте перехода от диска к ободу). В то же время радиальные растягивающие напряжения в этом участке по мере повышения температуры отпуска существенно уменьшаются. В результате отпуска выше 550°C эти напряжения возрастают.

Полученные результаты (рис. 57) показывают также, что охлаждение колес на воздухе после отпуска при 500°C вызывает образование иной системы остаточных напряжений в участках около ступицы (точка 5).

Повышение температуры отпуска до 550°C расширяет область действия новой системы напряжений на уча-

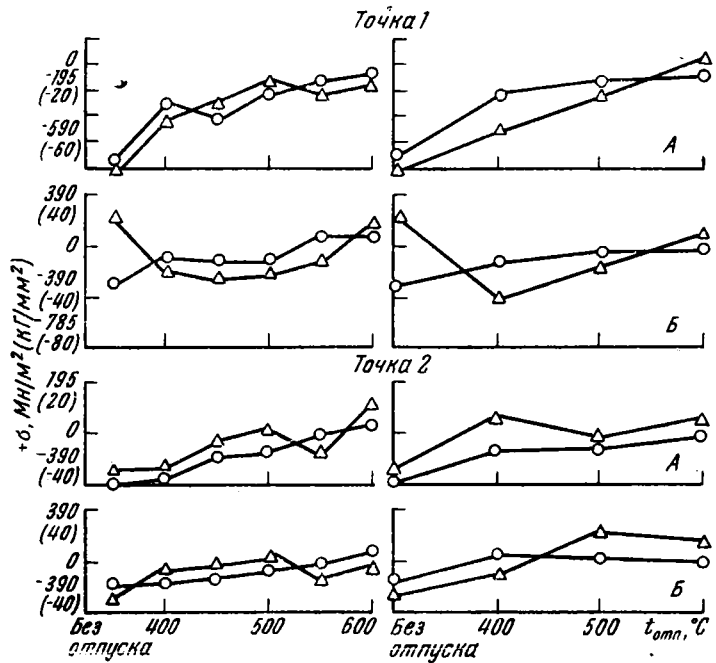
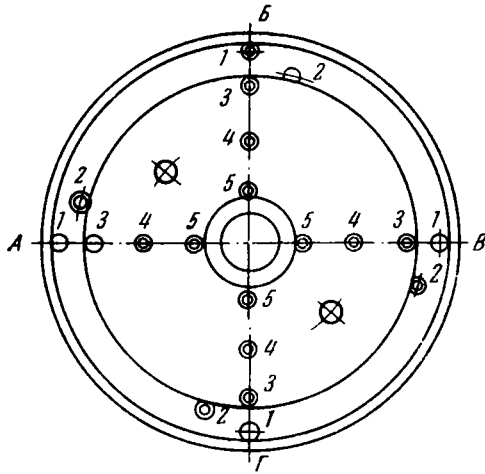
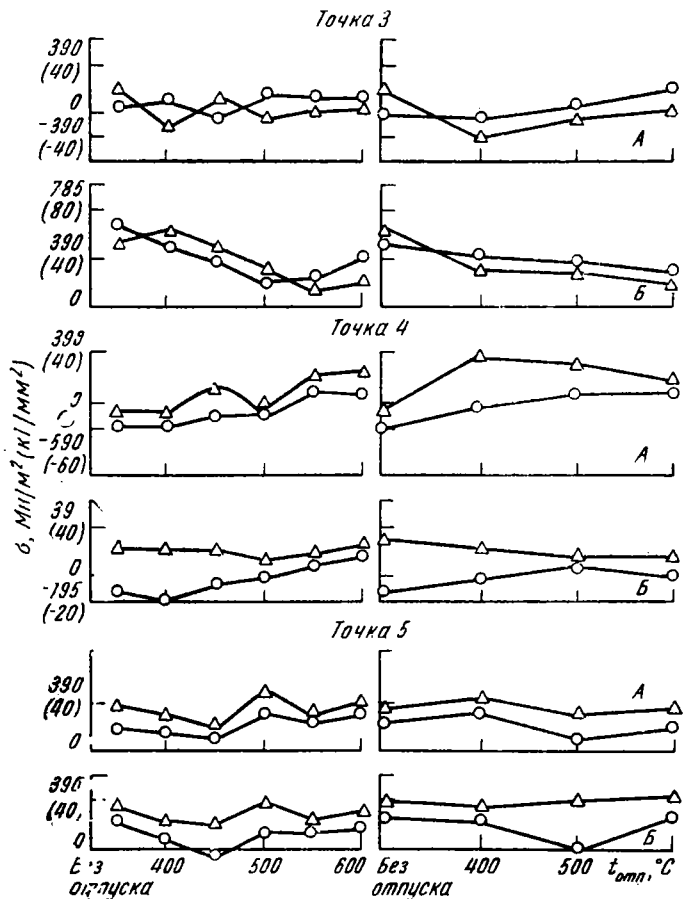


Рис. 57. Результаты исследований

стки диска колеса (точка 4), а при повышении до 600°C — до участков перехода от диска к ободу (точка 3). Охлаждение колеса проводили со скоростью 200 (левая часть рис. 57) и 15 град/ч (правая часть рис. 57).

Более сложные изменения остаточных напряжений в цельнокатаных колесах наблюдаются при охлаждении изделий с печью. В участках перехода от диска к ободу (точка 3) повышение температуры отпуска уменьшает



ния остаточных напряжений (слева — тангенциальные напряжения, справа — радиальные)

тангенциальные напряжения в слоях 5—10 и 10—15 мм. В слое 0—5 мм при повышении температуры отпуска до 600°C растягивающие напряжения возрастают от нулевых значений до 195 Мн/м² (20 кг/мм²). При этом радиальные напряжения уменьшаются во всех слоях данного участка. Повышение температуры отпуска снижает напряжения в слое 10—15 мм участка перехода от диска к ступице (точка 5), не изменяя уровня напряжений в слое 5—10 мм. При температуре отпуска 600°C напряжения возрастают и в слое 0—5 мм.

С увеличением температуры отпуска в центральной части диска (точка 4) наблюдается рост тангенциальных и некоторое снижение радиальных напряжений. В ободке колеса тангенциальные и радиальные остаточные напряжения уменьшаются по мере повышения температуры отпуска колес. Анализ полученных результатов позволяет рекомендовать отпуск закаленных колес при 450—500°C с последующим равномерным охлаждением на воздухе. Подобный режим обеспечивает наиболее благоприятное распределение остаточных напряжений в различных элементах колеса (сжимающие напряжения у поверхности катания и в диске). Кроме того, отпуск цельнокатаных колес при этих температурах обеспечивает высокую износоустойчивость рабочего слоя обода колеса.

Бандажи

Вследствие широкой замены сборных колес (состоящих из бандажа и центра) цельнокатаными производство бандажей резко сократилось. В настоящее время бандажи поставляют лишь для локомотивов (электровозов и тепловозов), а также для замены изношенных бандажей у сборных вагонных колес.

Термическую обработку бандажей проводят со специального печного нагрева с закалкой в воде и последующим отпуском.

На Нижне-Тагильском металлургическом комбинате нагрев бандажей под закалку осуществляют в полумуфельных вертикальных печах. Температура ступи бандажей перед посадкой в печь должна превышать 500°C. Общая продолжительность нагрева составляет 4 ч.

В зависимости от марки стали температура нагрева под закалку изменяется в пределах 830—860°C. После окончания нагрева бандажки выгружают из печи и охлаждают стопами в баках с водой, подогретой до 40—50°C. Продолжительность охлаждения в воде зависит от марки бандажной стали и колеблется в пределах 130—160 сек для марок I—II и 190—210 сек для марки III. Закаленные бандажки сразу же загружают в отпускные печи. Температура отпуска, в зависимости от содержания углерода в стали, находится в пределах 540—630°C. Для бандажей, от которых по техническим условиям требуются пониженные прочностные свойства, температуру отпуска повышают до 650—680°C.

На Таганрогском металлургическом заводе нагрев бандажей под закалку осуществляют в методической печи в вертикальном положении. Равномерность нагрева в этом случае обеспечивают кантовкой. Общая продолжительность нагрева в печи составляет: для бандажей диаметром более 840 мм — 45—90 мин, для бандажей диаметром менее 840 мм — 40—80 мин. Температура нагрева под закалку в зависимости от марки стали, находится в пределах 840—880°C.

Закалку проводят после правки по одному в баке с водой, подогретой до температуры 50—65°C. Продолжительность закалки 50—65 сек.

После закалки бандажки собирают в стопы по 12 шт. и загружают в колодцы для замедленного охлаждения; здесь они проходят самоотпуск. Продолжительность пребывания бандажей в колодце не менее 10—11 ч.

Затем бандажки подвергают отпуску в печах партиями по 10—12 шт. при температуре 520—640°C, устанавливаемой в зависимости от суммы $(C + \frac{1}{4} Mn)$, с выдержкой при этой температуре 5 ч и охлаждением с печью в течение 1,5 ч.

Механические свойства термически обработанных бандажей должны соответствовать нормам ГОСТ 398—57 (табл. 26).

Кроме механических свойств, характеризующих величину сопротивления бандажей износу и контактным усталостным разрушениям, для определения прочности бандажки в целом проводят копровые испытания. Стрела прогиба (% от внутреннего диаметра бандажки) при на-

несении ударов копровым грузом 1 т в вертикальном положении должна быть равна или больше 0,6 ($D:\sigma_B$), где D — наружный диаметр бандажа; σ_B — минимальная норма предела прочности при растяжении.

Таблица 26

Механические свойства бандажей после термической обработки

Марка бандажной стали	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ , %	ψ , %	Твердость НВ
I	812(83,0)	13,0	16,0	235
II	832(85,0)	11,0	14,0	243
III	912(93,0)	10,0	12,0	262

Рельсы

В настоящее время на металлургических заводах СССР производят закалку поверхности головки рельсов вблизи концов (в соответствии с ГОСТ 5633—51, 7521—55, 4224—48, 6944—63, 8160—63 и др.) с прокатного нагрева [10, 91, 92] и с нагрева токами высокой частоты [92—95]; это в два-три раза повышает стойкость рельсов в стыках [96]. Для повышения срока службы рельсов путем уменьшения износа по всей длине и устранения вмятин в местах перехода от упрочненного конца рельса к неупрочненной части проведено большое количество работ по термическому упрочнению поверхности катания рельсов и по объемной закалке по всей их длине [3, 4, 6, 92—101 и др.].

Исследования показали, что нормализация рельсов из углеродистой стали снижает твердость и прочность, повышает пластичность, ударную и копровую вязкость. Эти рельсы, будучи мягкими и вязкими, имеют значительно меньше хрупких изломов, но на износ и смятие работают неудовлетворительно [99].

Анализ результатов ранних опытов закалки рельсов по всей длине позволил выявить трудности, связанные с упрочнением изделий столь сложного поперечного сечения и большой длины [3, 4, 10, 97, 99 и др.].

В последние годы определились три основных направления в разработке процессов термического упрочнения рельсов для существенного повышения их надежности и долговечности.

Объемная закалка рельсов в масле после печного перекристаллизационного нагрева с последующим отпуском в методической печи [6, 7, 96, 102, 103]. По этому процессу железнодорожные рельсы¹ подвергают термической обработке на НТМК.

Термическую обработку осуществляют по следующей схеме: прокатка—изотермическая выдержка—механическая обработка—нагрев под закалку—объемная закалка в масле в агрегате роторного типа—отпуск—правка. Рельсы под закалку нагревают в газовых печах до 820—840°C. Продолжительность закалики составляет 5—6 мин при температуре масла 100—110°C; продолжительность отпуска 2 ч при 450—480°C. В процессе закалики рельсы находятся в фиксированном (закрепленном) положении.

После объемной закалики и последующего отпуска обеспечиваются следующие механические свойства рельсов: $\sigma_b = 1060—1200 \text{ Мн/м}^2$ (106—120 кг/мм²); $\sigma_T = 700—800 \text{ Мн/м}^2$ (70—80 кг/мм²); $\delta = 7—10\%$; $\psi = 37—40\%$; $a_n = 250—400 \text{ кдж/м}^2$ (2,5—4,0 кг·м/см²) при +20°C; $a_n = 150—200 \text{ кдж/м}^2$ (1,5—2,0 кг·м/см²) при —20°C; твердость по сечению головки 300—380 НВ. Эксплуатационные испытания показывают, что объемно-закаленные рельсы с такими свойствами обладают в 1,5—2,0 раза более высокой стойкостью по сравнению с незакаленными.

Изготавливать и эксплуатировать рельсы с одинаково высокой прочностью по всему сечению очень сложно. Поэтому необходимо довести до широких промышленных опытов способы производства и термической обработки, обеспечивающие дифференцированное упрочнение различных элементов профиля рельсов [96].

Поверхностная закалка головки рельса по всей длине водой (или водовоздушной смесью) с последующим самоотпуском после перекристаллизационного печного нагрева. Этот технологический процесс осуществляют по схеме

¹ На Нижне-Тагильском металлургическом комбинате построен и введен в эксплуатацию специальный цех для объемной закалики рельсов длиной 25 м.

[5]: прокатка—охлаждение до 300—500°C — нагрев (40—60 мин) под закалку в печи с роликовым подом до 820—840°C — закалка в агрегате роликового типа — горячий загиб—правка—механическая обработка. Агрегат для заковки имеет 22 расположенных последовательно клетки с горизонтальными роликами. Между клетями установлены струевые аппараты длиной 600 мм каждый, рельс движется со скоростью около 0,7 м/сек, ролики фиксируют положение рельса по отношению к струям воды, продолжительность заковки 27—29 сек, твердость на глубине 5 мм и более составляет 320—380 НВ.

После заковки рельсы подвергают горячей правке, устраняющей коробление.

Этот процесс термического упрочнения рельсов обеспечивает следующий комплекс механических свойств: $\sigma_{\text{в}} = 1100—1250 \text{ Мн/м}^2$ (110—125 кг/мм²); $\sigma_{\text{т}} = 800—900 \text{ Мн/м}^2$ (80—90 кг/мм²); $\delta = 9—15\%$; $\psi = 25—45\%$; твердость увеличивается на 100—150 НВ; $a_{\text{н}} = 300—500 \text{ кдж/м}^2$ (3,0—5,0 кг·м/см²) при +20°C; $a_{\text{н}} = 200—350 \text{ кдж/м}^2$ (2,0—3,5 кг·м/см²) при —40°C.

Представляет интерес сопоставление механических свойств рельсов из бессемеровской стали после прокатки и различных термических обработок (табл. 27).

Таблица 27

Механические свойства рельсов из бессемеровской стали

Обработка	$\sigma_{\text{в}}$, Мн/м ² (кг/мм ²)	$\sigma_{\text{т}}$, Мн/м ² (кг/мм ²)	δ , %	ψ , %	$a_{\text{н}}^{+20}$, кдж/м ² (кг·м/см ²)	$a_{\text{н}}^{-40}$, кдж/м ² (кг·м/см ²)
Прокатка	916(93,5)	470(48,1)	10,0	18,2	180(1,8)	100(1,0)
Нормализация	909(92,8)	425(43,4)	10,7	22,3	230(2,3)	130(1,3)
Закалка	1143(116,6)	789(80,5)	13,4	43,2	490(4,9)	480(4,8)

Стойкость рельсов в эксплуатации повышается на 30—40%. На заводе обработано уже около 400 тыс. т рельсов, которые уложены на магистральных путях.

Поверхностная закалка головки рельса по всей длине водовоздушной смесью с последующим самоотпуском после индукционного высокочастотного нагрева. Эту опе-

рацию осуществляют на опытной установке на Ждановском металлургическом заводе «Азовсталь» [96, 104, 105].

Закалка после предварительного упругого изгиба рельсов обеспечивает отсутствие коробления.

В результате закалки предел прочности головки повышается до 1225—1254 Мн/м^2 (125—128 кГ/мм^2), стрела прогиба на длине 12,5 м составляет 50—65 мм, максимальные остаточные напряжения не превышают 98—118 Мн/м^2 (10—12 кГ/мм^2), укорочение рельсов после закалки и холодной правки колеблется в пределах до 3 мм. Твердость по сечению головки изменяется плавно. На заводе сооружается цех для закалки рельсов с нагрева токами высокой частоты [96].

Процесс высокочастотной закалки головки рельсов по всей длине опробован в СССР [106] и в опытно-промышленных масштабах в Японии и США [107, 110, 111].

Применение охлаждения водовоздушной смесью вместо воды обеспечивает некоторое снижение скорости охлаждения в поверхностном слое головки рельса, что приводит к образованию в упрочненном слое троостито-сорбитной структуры вместо продуктов распада мартенсита.

Улучшение структурного состояния в головке рельса обеспечит значительное повышение его служебных свойств.

Процесс термической обработки рельсов, осуществленный на заводе им. Дзержинского и использующий метод периодической закалки, может быть использован для упрочнения всех элементов рельса до заданного уровня.

Благодаря периодичности охлаждения и возможности независимого регулирования скорости охлаждения различных элементов рельса (путем применения различных охлаждающих сред и режимов охлаждения) представляется возможность получить рельсы без значительных остаточных напряжений и коробления, а также обеспечить им высокие механические свойства, износостойкость и усталостную прочность при изготовлении из широкого сортамента сталей.

Опыт эксплуатации оборудования показал [96] его хорошую технологичность, высокую производительность, легкую управляемость, а также возможность механизации и автоматизации процесса в поточном производстве.

Рельсовые накладки

Накладки двухголовые для рельсов Р-38, Р-43, Р-50 и Р-65 (ГОСТ 4133—54 и ГОСТ 8193—56) изготавливают из прокатанных полос спокойной углеродистой мартеновской стали марок МСт.6 и МСт.7.

Накладки подвергают закалке в воде с последующим отпуском; при закалке в масле отпуск не обязателен. Механические свойства после термической обработки должны удовлетворять следующим требованиям: предел прочности не менее 800 Мн/м^2 (80 кг/мм^2); предел текучести не менее 530 Мн/м^2 (53 кг/мм^2); относительное удлинение не менее 9%; относительное сужение не менее 20%; твердость 227—388 НВ.

Введение термической обработки позволило существенно повысить служебные свойства накладок (пределы прочности и текучести увеличились почти в два раза). Образующаяся в процессе термической обработки сорбитная структура оказывает благоприятное влияние на повышение предела выносливости накладок.

Оси

В настоящее время в СССР вагонные, тендерные, локомотивные оси и оси моторных вагонов широкой колесной базы изготавливают из осевой заготовки, поставляемой в соответствии с ГОСТ 4728—59.

Осевую заготовку для вагонных и тендерных осей изготавливают из стали марки Ос.В (0,37—0,45% С; 0,50—0,80% Мп; 0,15—0,35% Si; 0,30% Ni; 0,25% Cu; 0,040% Р; 0,050% S; 0,30% Cr), а для локомотивных и моторных вагонов — из стали Ос.Л (0,42—0,50% С; 0,60—0,90% Мп; 0,15—0,35% Si).

Механические свойства металла заготовки в нормализованном состоянии должны укладываться в соответствующие пределы (табл. 28).

Процесс термической обработки железнодорожных осей состоит из нормализации и отпуска.

Нормализацию осей проводят на вагоностроительных и локомотивостроительных заводах¹ после нагрева в проходных методических печах.

¹ После осуществления строительства специальных осепрокатных станов термическую обработку осей на металлургических заводах будут, очевидно, производить непосредственно после прокатки.

Механические свойства заготовки после нормализации

Сталь	$\sigma_{\text{в}}$ Мн/м ² (кг/мм ²)	δ , %, не менее	$a_{\text{н}}$, не менее кДж/м ² (кгм/см ²)
Ос. В	560—595(56—59,5)	21	600(6,0)
	600—625(60—62,5)	20	500(5,0)
	630 и более (63 и более)	19	400(4,0)
Ос. Л	590—625(59—62,5)	20	500(5,0)
	630—655(63—65,5)	19	400(4,0)
	660 и более (66 и более)	18	350(3,5)

Температура осей послековки к моменту загрузки в печь для нормализации должна быть не выше 400°C. Наибольшие значения предела текучести осевой стали обеспечиваются при температуре нормализации, равной 850—910°C. От величины предела текучести зависит стойкость осей против усталостного разрушения.

Скорость охлаждения нагретых осевых поковок в интервале температур A_{r_3} — A_{r_1} также зависит от содержания углерода в стали. Оси с повышенным содержанием углерода охлаждают медленно (по несколько штук на стеллажах) для снижения прочностных и повышения пластических характеристик. Оси с пониженным содержанием углерода охлаждают ускоренно для повышения характеристик прочности.

Для обеспечения механических свойств, соответствующих стандартам, на отдельных заводах предусматривают допускаемый по ГОСТу дополнительный высокий отпуск, температуру и продолжительность которого устанавливают исходя из конкретных условий работы завода.

Предусмотренная ГОСТом термическая обработка (нормализация или нормализация и высокий отпуск) в значительной мере повышают механические свойства осей по сравнению со свойствами их после отжига и горячей деформации.

Важной характеристикой для осей является предел усталости. Существует несколько способов повышения комплекса механических свойств и усталостной прочности, а следовательно, повышения надежности и долговечности железнодорожных осей.

Одним из условий повышения усталостной прочности осей является уменьшение степени ликвации в осевой стали. В ликвационных зонах скапливаются неметаллические включения, которые являются концентраторами напряжений и приводят к образованию усталостных трещин. Особенно опасны эти зоны при близком расположении их от поверхности оси, т. е. от наиболее напряженных ее мест.

Повышенная ликвация отрицательно влияет на качество осей еще и потому, что цепочки неметаллических включений, располагающиеся в ликвационных зонах, делают структуру стали неоднородной: придают ей резко выраженную феррито-перлитную полосчатость; это отрицательно влияет на значения усталостной прочности.

Весьма эффективным средством повышения механических свойств и особенно ударной вязкости при отрицательных температурах является применение закалки и отпуска.

На Уральском вагоностроительном заводе проводили опыты по поверхностной закалке осей. Для этого был применен вертикальный бак с тремя душирующими трубками, через которые под давлением на поверхность оси подавали воду. В процессе закалки ось вращали. Такой способ охлаждения обеспечил лучшее удаление пара, меньший нагрев воды, большую скорость охлаждения [112].

Преимущество закалки с отпуском перед нормализацией было подтверждено результатами изучения величины предела усталости. Так, при испытании на базе $5 \cdot 10^6$ циклов σ_{-1} в закаленном и отпущенном состоянии составляет 280 Мн/м^2 (28 кг/мм^2), а в нормализованном — 260 Мн/м^2 (26 кг/мм^2).

Микроструктура осей после закалки с отпуском состоит из сорбитообразного перлита и мелкодисперсного феррита.

В ЦНИИ МПС были проведены опыты по повышению усталостной прочности железнодорожных осей способом

поверхностного упрочнения после нагрева токами высокой частоты.

Совместное поверхностное термическое и механическое упрочнение накатыванием способствует значительному повышению усталостной прочности осей. При этом установлено, что максимальное повышение усталостной прочности достигается при накатывании осей, имеющих повышение значения статической прочности. Однако до настоящего времени эти работы еще не нашли промышленного применения.

Технические требования на вагонные и локомотивные оси за рубежом предусматривают использование их после различной термической обработки.

Так, в США вагонные оси применяют в горячекатаном и отожженном состояниях, а также после нормализации с отпуском. Локомотивные оси подвергают нормализации с отпуском.

При производстве осей в Англии применяют нормализацию, закалку в воде с отпуском, а также закалку в масле. В Венгрии вагонные оси используют без термической обработки, а локомотивные — в улучшенном состоянии.

В Японии вагонные и локомотивные оси применяют после нормализации с отпуском, а также после закалки в воде или масле с отпуском.

Для автотрис на новой дороге Токайдо в Японии, на которой начиная с 1964 г. открыто регулярное движение высокоскоростных поездов (максимальная скорость до 210 км/ч), применены оси, подвергнутые индукционной закалке.

Для изготовления их применена углеродистая сталь с 0,35—0,41% С. Послековки заготовки подвергали закалке в масле (с 870°C) и высокому отпуску (при 600°C). Поверхность термически обработанной оси после окончательной механической обработки с допуском на доводку подвергают индукционной закалке и низкотемпературному отпуску.

Этот технологический процесс термической обработки обеспечивает достаточно высокие механические свойства внутренней части оси и плавный переход структурных составляющих от мартенсита у поверхности до мелкодисперсного перлита в центре оси, а также благоприятную схему распределения остаточных напряжений.

Повышение прочности осей путем термической обработки и механического упрочнения поверхности исследовано в ряде работ [112—127].

3. Листы толстые

Толстыми называют листы толщиной 4—160 мм (ГОСТ 5681—57). Ширина и длина листов зависят от их толщины и колеблются в широких пределах. Так, например, листы толщиной 15 мм могут иметь по ГОСТ 5681—57 ширину до 3 м и длину до 8 м. Проектируется производство листов при толщине до 50 мм шириной до 5,0 м и длиной до 28 м и плит толщиной до 200 мм, шириной до 3,2 м и длиной до 12 м.

В настоящее время сортамент листов определяется ГОСТ 5681—57, для рулонной стали — ГОСТ 8597—57 (толщиной до 10 мм) и широкополосной универсальной (толщиной до 60 мм) — ГОСТ 82—57.

Термически упрочненную сталь поставляют обычно в листах толщиной 8—40 мм. Листы из термически упрочненной стали должны иметь гарантируемые химический состав, временное сопротивление разрыву, предел текучести, относительное удлинение и выдерживать испытания на загиб. По требованию заказчика листы из термически упрочненной стали испытывают на ударную вязкость (при -40°C) и склонность к механическому старению (при $+20^{\circ}\text{C}$). В стали, предназначенной для сварных конструкций, свариваемость гарантируется химическим составом и технологией изготовления стали.

Химический состав стали, из которой изготавливают толстые листы, весьма разнообразен и определяется ГОСТ 380—60* (сталь углеродистая обыкновенного качества), а также ГОСТ 1050—60, 5058—65, 5521—67, 6713—53, 5520—62 и др.

Химический состав термически упрочненной толстолистовой и широкополосной углеродистой стали обыкновенного качества (эта сталь обозначена Ст.Т) должен соответствовать составу стали МСт.3 и КСт.3 по ГОСТ 380—60, за исключением содержания углерода, которое в зависимости от толщины рекомендуется следующим:

Толщина листа, мм	От 8 до 13	От 14 до 25	От 26 до 40
Содержание углерода, %	0,09—0,14	0,12—0,18	0,15—0,22

Сталь для термически упрочненных листов массового производства (Ст.Т) изготавливают спокойной и полуспокойной в мартеновских печах и кислородных конвертерах. Листы из кипящей стали подвергают термическому упрочнению только в случае прокатки их из заготовки, полученной на установке для непрерывной разливки.

Нормы механических свойств листов толщиной от 8 до 40 мм стали Ст.Т составляют: предел прочности не менее 431 Мн/м^2 (44 кг/мм^2), предел текучести для листов толщиной от 8 до 25 мм не менее 314 Мн/м^2 (32 кг/мм^2), относительное удлинение (δ_5) для листов 8—25 мм не менее 16%, для листов 26—40 мм — не менее 18%; ударная вязкость при -40°C и после механического старения при $+20^\circ\text{C}$ не менее 0,294 кдж/м^2 (3,0 $\text{кг}\cdot\text{м/см}^2$); для кипящей и полуспокойной стали допускается снижение ударной вязкости на 0,049 кдж/м^2 (0,5 $\text{кг}\cdot\text{м/см}^2$).

Листы должны выдерживать испытание на загиб в холодном состоянии на 180° вокруг оправки, диаметр которой равен трехкратной толщине листа.

Термическое упрочнение проводят различными методами.

При закалке в баках нагретые листы (или пакеты листов) снимают с пода выкатной печи мостовым краном, оборудованным специальной траверсой. С помощью траверсы лист переводят из горизонтального в вертикальное положение и погружают в бак с водой. После закалки листы укладывают на выкатной под отпускной печи. Этот способ закалки имеет ряд недостатков. Листы коробятся, приобретают серповидную форму. Правка таких листов затруднена, производительность печей мала [128].

Более совершенным процессом упрочнения является нагрев листов в проходной печи с роликовым подом, из которой нагретые листы толщиной до 50 мм, шириной до 2,5 и длиной до 12 м подают в закалочный пресс; после закалки листы поступают в отпускную печь и вновь на пресс, в котором происходит их охлаждение после отпуска; затем листы правят [128]. Производительность проходных печей до 15 т/ч, камерных 2 т/ч. Вода в закалочных прессах подается через отверстия диаметром 3—5 мм. Расход воды составляет 1,5—1,6 тыс. т/ч.

На Коммунарском металлургическом заводе в потоке стана 2800 расположены проходные роликовые печи и закалочные прессы. Сталь марки Ст.Зсп (оптимальное со-

держание углерода 0,16—0,18%) на этом заводе закаливают с температуры 890—910°C в прессах. Отпуск (при 680°C) применяют только для листов, имеющих отклонения от норм по относительному удлинению и ударной вязкости. Прочностные характеристики в результате упрочнения повышаются на 25—30%. Пластичность стали удовлетворяет требованиям технических условий [54, с. 59]. Ряд исследований закалки листов в прессах был выполнен Н. Ф. Лёгейдой [187 и др.].

За рубежом фирмой Древер (США) к 1963 г. было построено 13 установок для закалки листов в прессах. В литературе имеются данные об установке на заводе в Обергаузене, введенной в эксплуатацию в 1962 г., однако сведений о конструкции установки не приведено [13—15].

В 1966 г. в США были опубликованы данные о вводе в действие роликовой установки¹ для закалки листов [16, 17, 147]. Отмечено, что закалка в прессах оказалась неприемлемой для сталей с низкой прокаливаемостью; время от момента выдачи листа из печи до момента включения воды в пресс очень велико (45 сек), в результате чего не удается получить чисто мартенситной структуры. В местах соприкосновения листа с зажимами могут образоваться участки с пониженной твердостью. Для сталей с низкой прокаливаемостью решающее значение имеет одновременность и равномерность охлаждения поверхностей листа. При закалке под прессом наблюдалось коробление листов.

В роликовой установке для закалки лист непрерывно движется между верхними и нижними роликами (рис. 58). Нижние ролики закреплены, верхние могут опускаться на поверхность листа и препятствовать его короблению. Вне установки находятся две пары больших роликов, предназначенных для правки листа и установки его в необходимое положение. Форсунки, распыляющие воду, расположены между соседними верхними и нижними роликами. Закалка начинается через несколько секунд после выхода листа из печи. В первой зоне происходит интенсивное охлаждение водой под высоким давлением [около 0,9 Мн/м² (9 ат)]. Расход воды в данной зоне в два раза больше, чем в прессах. Эту зону снабжа-

¹ В СССР установка роликового типа была построена в 1964 г.

ют водой три насоса высокого давления. Во второй зоне лист охлаждают водой низкого давления [0,175—0,35 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (1,75—3,5 ат)]. Продолжительность охлаждения в первой зоне зависит от толщины листа и марки стали. Обычно она составляет около 8 сек. Закаленные листы подвергают отпуску в печи с роликовым подом. Нагрев под закалку осуществляют в такой же печи; однако листы толщиной 100—150 мм должны нагреваться в печи с выкатным подом.

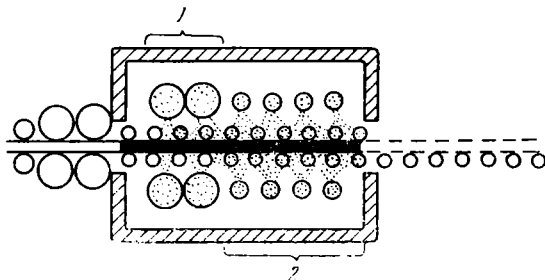


Рис. 58. Схема роликовой установки для закалки толстых листов:
1 — секция высокого давления; 2 — секция низкого давления [6]

В установке обрабатывают листы толщиной до 100 мм, шириной до 3,8 и длиной до 15 м.

Интересны результаты исследований, выполненных на этой установке. Опыты показали, что предел текучести стали в большой степени зависит от продолжительности периода от момента выдачи из печи до момента начала интенсивного охлаждения; поэтому в установке расстояние от печи до форсунок минимальное.

Предел текучести стали с 0,30% С и 1,2% Мп в листе толщиной 13 мм при закалке через 30 сек после конца нагрева оказался около 882 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (90 $\text{кГ}/\text{мм}^2$), а через 60 сек — около 617 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (63 $\text{кГ}/\text{мм}^2$). Сравнение разных методов закалки показало, что предел текучести стали с 0,2% С и 1,25% Мп в листе толщиной 19 мм при закалке в воду с перемешиванием составляет 614 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (65 $\text{кГ}/\text{мм}^2$), при закалке под прессом — 441 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (45 $\text{кГ}/\text{мм}^2$), при закалке на роликовой установке — 666 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (68 $\text{кГ}/\text{мм}^2$). В роликовой установке $\sigma_{\tau} = 770 \text{ Мн}/\text{м}^2$ (78,5 $\text{кГ}/\text{мм}^2$) при разбросе 1,65 $\text{кГ}/\text{мм}^2$,

$\sigma_{\text{в}} = 815 \text{ Мн/мм}^2$ (83 кг/мм^2) при разбросе $1,4 \text{ кг/мм}^2$. В то же время при закалке под прессом $\sigma_{\text{т}} = 686 \text{ Мн/мм}^2$ (70 кг/мм^2) при разбросе $9,8 \text{ кг/мм}^2$, а $\sigma_{\text{в}} = 795 \text{ Мн/мм}^2$ (81 кг/мм^2) при разбросе $8,1 \text{ кг/мм}^2$. Отношение $\sigma_{\text{т}}/\sigma_{\text{в}}$ в первом случае 0,94, во втором 0,83.

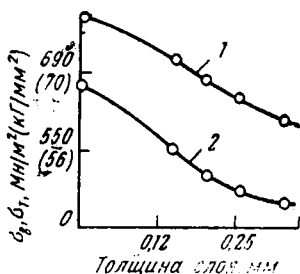


Рис. 59. Влияние толщины слоя окалины на листе толщиной 19 мм на предел прочности (1) и предел текучести (2) [17]

Закалка в роликовой машине значительно уменьшает количество окалины и тем самым повышает эффективность упрочнения (рис. 59).

Имеются сведения о закалке листов непосредственно на выходе из прокатного стана [18].

Недавно лабораторией фирмы Юнайтед Стейтс Стил разработан новый метод термического упрочнения листов из высокопрочных сталей путем циклических быстрых нагревов и резких охлаждений [129]. В результате сталь приобретает чрезвычайно мелкое зерно (до балла 14), порог хладноломкости снижается примерно на 95°C [130].

4. Трубы

Трубы для магистральных газо- и нефтепроводов диаметром 1020 мм

Для термического упрочнения труб большого диаметра Институт черной металлургии (Днепропетровск) и Новомосковский металлургический завод построили установку, на которой осуществляется термическое упрочнение продольношовных труб диаметром 1020 мм с толщиной стенки 11, 10 и 9 мм, длиной 6 м (можно упрочнять трубы любой длины).

Установка состоит из печи для нагрева труб под закалку, охлаждающего устройства, отпусковой печи и устройства для охлаждения труб после отпуска. В состав установки входит и внутренний спрейер, предназначенный для опытов по двухстороннему охлаждению труб с большой толщиной стенки. Как показали опыты, при

упрочнении труб с толщиной стенки 11 мм и менее охлаждения труб изнутри не требуется. Установка проста в устройстве, компактна. Масса ее оборудования — около 30 т. Производительность установки — около 50 тыс. т/год. Эту производительность можно удвоить, увеличив длину печей. Стоимость установки 243 тыс. руб., стоимость сооружений для обеспечения оборотного цикла воды — 86 тыс. руб.; общая стоимость составляет 329 тыс. руб.

Расход воды на закалку — 180—250 м³/ч или 30—40 м³/т в зависимости от толщины стенки труб, давление ее — 0,35—0,50 Мн/м² (3,5—5 ат), температура зимой — до 15, летом — до 35°С. Расход газа в закалочной печи 500—550 м³/ч, в отпускной печи — около 230 м³/ч.

Трубы изготавливают из стали марки 17ГС. Температура нагрева под закалку 870—1040°С, под отпуск 530—630°С. В результате термического упрочнения механические свойства повышаются. От труб из нормализованных листов толщиной 11 мм требуется предел прочности не менее 490 Мн/м² (50 кг/мм²), из листов толщиной 10 мм — не менее 510 Мн/м² (52 кг/мм²); в результате термического упрочнения предел прочности повышается до величины не ниже 627 Мн/м² (64 кг/мм²); предел текучести — с 343 Мн/м² (35 кг/мм²) (11 мм) — 353 Мн/м² (36 кг/мм²) (10 мм) до 412 Мн/м² (42 кг/мм²) (11 мм) и 431 Мн/м² (44 кг/мм²) (10 мм) и выше. Относительное удлинение сохраняется не ниже 16% (для 10% от предъявленных к сдаче труб допускается относительное удлинение не ниже 15%). При указанной выше прочности труб ударная вязкость их при температуре —40°С устойчиво повышается до 0,4 Мдж/м² (4 кг·м/см²) и более; при —100°С она не ниже 0,3 Мдж/м² (3 кг·м/см²). Порог хладноломкости снижается на 40—60°С. Такое повышение механических свойств позволяет уменьшить толщину стенки труб с 11 до 9 мм, что снижает металлоемкость трубопроводов на 20% и более. Следует отметить, что повышение прочности труб за счет легирования и последующей их нормализации, т. е. без применения упрочняющей термической обработкой (закалки и отпуска), нельзя считать целесообразным. Применение дорогих ферросплавов значительно удорожает сталь. На нагрев под нормализацию расходуется почти столько же топлива, как и на нагрев под закалку с отпуском. В то же

Хладноломкость стали 17ГС после нормализации и термического упрочнения

Состояние	Ударная вязкость, Мдж/м ² (кг·м/см ²), при различных температурах, °С				
	+ 20	— 40	— 60	— 80	— 100
Нормализация . . .	0,92(9,2)	0,65(6,5)	0,5(5,5)	0,28(2,8)	0,02(0,2)
Упрочнение . . .	0,88(8,8)	0,75(7,5)	0,7(7,0)	0,55(5,5)	0,40(4,0)

время легирования и нормализация не обеспечивают ни высокой прочности, ни, в особенности, высокой хладноустойчивости труб (табл. 29).

При исследовании изломов ударных образцов было установлено, что доля волокнистой составляющей (В) в нормализованном состоянии (I) ниже, чем в упрочненном (II):

$t, ^\circ\text{C}$	+20	—40	—60	—80	—100
В, % (I)	100	20	5	0	0
В, % (II)	100	100	95	70	5

Задача получения труб с пределом прочности выше 784 Мн/м² (80 кг/мм²) также может быть решена с помощью термического упрочнения труб. Уже в первых опытах со сталью 17Г2СФ (1,36% Мп; 0,51% Si; 0,07% V) были получены: $\sigma_b = 764\text{—}813$ Мн/м² (78—83 кг/мм²); $\sigma_T = 549\text{—}657$ Мн/м² (56—67 кг/мм²); $\delta_5 = 16\text{—}19\%$; $a_n = 0,62\text{—}0,85$ Мдж/м² (6,2—8,5 кг·м/см²). Эти свойства позволяют уменьшить толщину стенки труб до 7 мм. При нормализации листов из этой стали были получены значительно более низкие свойства: $\sigma_b = 608\text{—}627$ Мн/м² (62—64 кг/мм²); $\sigma_{0,2} = 402\text{—}417$ Мн/м² (41—42,5 кг/мм²); $\delta_5 = 26\text{—}27\%$; $a_n = 0,5\text{—}0,8$ Мдж/м² (5—8 кг·м/см²) при —40°С.

Как показали исследования, проведенные ИЧМ и ВНИТИ, геометрические размеры труб, требуемые по техническим условиям, обеспечиваются следующим образом: овальность — экспандированием труб перед термической обработкой, диаметр и периметр — калибровкой концов конусами соответствующего диаметра.

На установке проведены опыты термического упрочнения спиральношовных труб с толщиной стенки 10,6 мм из стали 15Г2С. Предел прочности повышен с 519 Мн/м^2 (53 кГ/мм^2) до 627—666 Мн/м^2 (64—68 кГ/мм^2), предел текучести с 343 Мн/м^2 (35 кГ/мм^2) до 412—441 Мн/м^2 (42—45 кГ/мм^2), относительное удлинение (δ_5) не ниже 16%, ударная вязкость при -40°C не ниже 0,4 МДж/м^2 (4 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$), порог хладноломкости снижается на 40—60°C, при -100°C ударная вязкость не ниже 0,3 МДж/м^2 (3 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$). Эти свойства позволяют уменьшить толщину стенок труб до 9—8,5 мм. Геометрические размеры труб находятся в пределах допусков.

Трубы нефтяного сортамента

Работы по термическому упрочнению труб нефтяного сортамента диаметром до 610 мм и конструкционных труб [319] проводит Всесоюзный научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт трубной промышленности (ВНИТИ).

Трубы, применяемые в нефтяной промышленности, делят на обсадные (диаметром 121—504 мм), бурильные (73—168 и 205—255 мм), для разведочных скважин (39—114 мм), насосно-компрессорные (39—114 мм), нефтегазопроводные (114—610 мм), для газоразводящей сети (16—80 мм).

В связи с увеличением объема глубокого бурения нефтяных и газовых скважин в настоящее время разработаны способы производства труб с пределом текучести 637 Мн/м^2 (65 кГ/мм^2) и выше из низколегированной стали; разрабатываются состав и режим термической обработки сверхвысокопрочных труб с пределом текучести 785—1375 Мн/м^2 (80—140 кГ/мм^2).

В качестве основного агрегата для нагрева труб под закалку и отпуск применяют секционные печи скоростного нагрева ($v_{\text{нагр}} = 2—20 \text{ град/сек}$ [131—133]. Закалку проводят в струйных охлаждающих устройствах (спрейеры) осевого типа [134]. Калибровку и правку труб рекомендуется проводить при температурах, близких к температуре отпуска, используя тепло отпуска (теплая правка) [132]. Разработана технологическая схема термического отделения труб [135], которая может быть применена для упрочнения обсадных и бурильных труб с вы-

садкой. Режимы термической обработки и механические свойства труб приведены в табл. 30.

Таблица 30

**Режимы термической обработки и механические свойства труб
нефтяного сортамента**

Сталь	Режимы термической обработки; температура, °С		σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)
	закалки	отпуска	
36Г2С	Без термической обработки		510 (52)
	820—850	570—620	735—931 (75—95)
Сталь 45	Без термической обработки		392 (40)
	800—830	590—640	540—785 (55—80)
Сталь 35	Без термической обработки		334 (34)
	820—850	530—580	589—686 (60—70)

Продолжение

Сталь	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_5 , %	φ , %	a_n , Мдж/м ³ (кг·м/см ²)	НВ
35Г2С	735 (75)	14	60	0,687 (7)	196
	835—1080 (85—110)	10—13	55—65	0,590—0,686 (6—7)	300—320
Сталь 45	666 (68)	15	50	0,490—0,590 (5—6)	187
	785—980 (80—100)	10—17	48—64	0,785—1,375 (8—14)	250—320
Сталь 35	590 (60)	19	50	0,687 (7)	166
	735—931 (75—95)	11—16	65—70	0,590—1,375 (6—14)	207—210

Повышения эффективности упрочняющей термической обработки предполагается достичь путем совмещенной операции горячей деформации труб и термической обработки [58]. Предварительные экономические расчеты показывают, что стоимость термической обработки одной тонны труб снижается примерно в три-четыре раза.

*Трубы для навесных орудий
сельскохозяйственных машин
и автотракторной промышленности*

Недостаточная пластичность, высокая прочность, неравноплотность зоны сварного шва (эффект шивания), наличие внутреннего грата, обусловленные спецификой производства электросварных труб, снижали их ценность как элементов конструкций машин по сравнению с бесшовными. Ввиду указанных обстоятельств долгое время отказывались от применения в машинах элементов, выполняемых из электросварных труб, и резко ограничивали области их применения.

Разработка метода умягчающей безокислительной термической обработки труб в печах с защитной атмосферой, устранившего неоднородность механических свойств, неоднородность структуры по периметру, а также внедрение радиочастотной сварки, повышающей монолитность зоны сварного шва, обеспечили полноценную замену бесшовных труб электросварными во многих узлах сельскохозяйственных машин и тракторов. Однако ввиду возрастающих требований к эксплуатационным данным самих машин необходимо повышать требования, предъявляемые к элементам, выполненным из труб. Так, условие облегчения массы машин, снижение расхода металла требует соответствующего повышения его прочности. Увеличение давления жидкости в сети гидросистемы до $1960—2450 \text{ Мн/м}^2$ ($200—250 \text{ кг/см}^2$) вызывает возникновение внутренних напряжений в $196—294 \text{ Мн/м}^2$ ($20—30 \text{ кг/мм}^2$), что весьма близко к пределу текучести нормализованных или умягченных отжигом сталей 10 и 20; следовательно, они не могут быть применены в элементах, нагружаемых до указанного уровня.

Для определения возможного резерва повышения прочности и пластичности электросварных труб, изготовляемых из низкоуглеродистой стали 10, были проведены исследования влияния температуры нагрева, способов и скорости нагрева и охлаждения на характер изменения структуры, прочности и пластичности труб [136—138].

Эффективными средствами повышения прочности труб из низкоуглеродистой стали являются: закалка после нагрева в печи из аустенитной области в воду с последую-

щим отпуском в течение, например, часа; закалка из аустенитной области после скоростного нагрева токами высокой частоты (без выдержки) с последующим скоростным отпуском; прерванная закалка из аустенитной области в спрейере после скоростного нагрева, обеспечивающая распад низкоуглеродистого аустенита в пределах заданной температурной области; применение скоростного нагрева токами высокой частоты и специального режима охлаждения с определенной скоростью в форсуночном спрейере. Все указанные способы термического упрочнения обеспечивают равномерность структуры по сечению труб.

При закалке труб с 950°C в воде с последующим отпуском в течение часа при 100—700°C обнаруживается закономерная связь между твердостью HV , пределом прочности и относительным удлинением (δ_{10}) (рис. 60, а). Так, закаленному (без отпуска) состоянию соответствуют точки левой верхней части кривой с пределом прочности 1225 Mn/m^2 (125 $KГ/мм^2$) и относительным удлинением (δ_{10}), равным 6—5%. Характерно, что отпуск при 100, 200 и 300°C вызывает только быстрое снижение предела прочности до 1176, 1127 и 980 Mn/m^2 (120, 115 и 100 $KГ/мм^2$ соответственно) без повышения относительного удлинения. Начиная с температуры 350°C наблюдается рост относительного удлинения до 6—7% при снижении предела прочности. Отпуск при 550—600°C обеспечивает повышение относительного удлинения до 10—12% при пределе прочности 588—686 Mn/m^2 (60—70 $KГ/мм^2$). Трубы, отпущенные в этом интервале температур, выдерживают испытания по технологическим пробам по ГОСТ 10705—63 на термически обработанные трубы (раздача на 10%, бортование на 90°, сплющивание, загиб на оправке до угла 90°); при этом они обладают пределом прочности, равным 588—637 Mn/m^2 (60—65 $KГ/мм^2$) [вместо 430 Mn/m^2 (44 $KГ/мм^2$) для умягченных труб], т. е. степень упрочнения составляет 1,37—1,46 от исходного значения. Эта степень упрочнения, по-видимому, является оптимальной, так как обеспечивает сочетание повышенной прочности и пластичности, допускающей загиб, бортование и т. д. Взаимосвязь прочности и пластичности в данном случае описывается соотношением

$$\sigma_{B \min} \cdot \delta_{10}^{0,463} = 192.$$

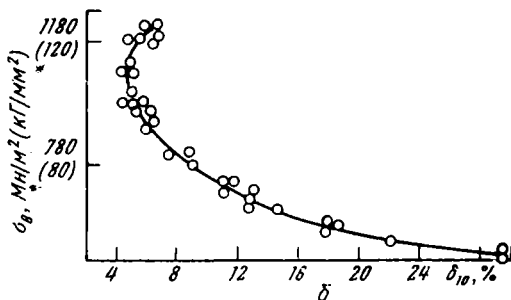
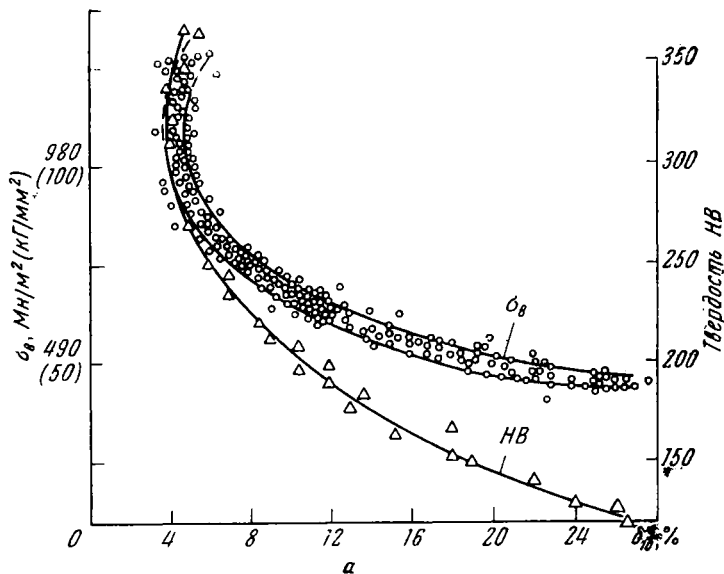


Рис. 60. Связь между пределом прочности и относительным удлинением стали 10 сп (0,14% С):

а — после закалки и отпуска в течение часа в интервале температур 100—700°C (печная обработка); б — после скоростной закалки и скоростного отпуска (без выдержки) в интервале температур 100—800°C

Это соотношение справедливо до степени упрочнения 2,2—2,45. Как видно из рис. 60, одному и тому же значению относительного удлинения (в данном случае 6%) могут соответствовать два значения предела прочности 1225 Мн/м² (125 кг/мм²) и 833 Мн/м² (85 кг/мм²). Пер-

вое соответствует закаленному состоянию без отпуска, второе — закалка с отпуском 400—350°C. Отсюда следует, что для получения максимальной прочности низкоуглеродистую сталь не следует подвергать последующему отпуску. Таким образом, закалка с печного нагрева с последующим отпуском при 550—600°C обеспечивает повышение прочности и хорошую пластичность, достаточную для элементов навесных конструкций сельхозмашин, гидросистем высоких давлений или деталей, работающих на изгиб или износ (полье оси). Однако в процессе нагрева до температуры закалки поверхность труб покрывается слоем окалины, осыпающейся при ударах и транспортировке.

Применение скоростного нагрева (500—700 град/сек) токами высокой частоты для закалки и отпуска в интервале 100—800°C позволило получать трубы (диаметром 40 и 55 мм и стенкой 1,5 мм) практически без окалины на поверхности. Изменение механических свойств этих труб (рис. 60,б) аналогично приведенному на рис. 60,а для печной закалки и отпуска. Разница состоит лишь в том, что вследствие измельченности субмикроструктуры и высокой степени дисперсности карбидной фазы, возникающей при быстром отпуске, быстроотпущенная сталь обладает более высокой прочностью при равной пластичности во всем интервале температур отпуска. Связь предела прочности с удлинением может быть описана соотношением

$$\sigma_b \cdot \delta_{10}^{0.4} = 194.$$

Оптимальным сочетанием свойств обладает сталь, закаленная с 1000—1050°C и быстро отпущенная при 600—650°C без выдержки [$\sigma_b = 756,6 \text{ Мн/м}^2$ (67 кг/мм²), $\delta_{10} = 14\%$]. Степень упрочнения составляет 1,48—1,5 от исходного значения.

Наиболее эффективным оказался процесс термического упрочнения электросварных труб с применением обработки, заключающейся в быстром нагреве трубы до 1000—1050°C и немедленном охлаждении в спрейере до температур 400—500°C, и дальнейшим охлаждением на воздухе (или охлаждением в специальном спрейере со скоростью 200—300 град/сек до комнатной температуры.

Из рис. 61 видно, что с понижением конечной температуры резкого подстуживания (например, до 550, 500

или 400°C) можно получать трубы с относительным удлинением 25, 18 и 8% и пределом прочности 461, 529 и 794 Мн/м^2 (47, 54 и 81 кг/мм^2) соответственно. Применяя охлаждение до той или иной температуры можно сообщить трубам заданный уровень прочности. Связь между прочностью и удлинением также подчиняется определенным закономерностям. С увеличением прочности уменьшается удлинение; в пределах точности опыта соблюдается соотношение.

$$\sigma_b \cdot \delta_{10}^{0,5} = 230.$$

При высокой скорости нагрева (400—500 град/сек) можно получать трубы, обладающие оптимальным сочетанием прочности и пластичности, без окалины на наружной и внутренней поверхностях. При термическом упрочнении труб нормальной длины по описанному режиму искривления или поводки не наблюдались. Термически обработанные трубы при $\sigma_b = 588 \text{ Мн/м}^2$ (60 кг/мм^2) и $\delta_{10} = 12\text{—}14\%$ выдерживают все виды технологических испытаний.

По указанной технологии можно получать термически упрочненные трубы с различным сочетанием прочности и пластичности (см. рис. 61). Однако получение весьма пластичных труб обеспечивает прочность, превышающую лишь на 39—59 Мн/м^2 (4—6 кг/мм^2) исходную, что недостаточно; наоборот, трубы высокопрочные, с пределом прочности 882—1176 Мн/м^2 (90—120 кг/мм^2), не выдерживают технологических испытаний (загиб, бортование, раздача); их можно применять только в качестве прямых элементов конструкций; в то же время трубы с оптимальным сочетанием прочности [$\sigma_b = 588\text{—}637 \text{ Мн/м}^2$ (60—65 кг/мм^2)] и пластичности ($\delta_{10} = 12\text{—}15\%$) можно применять для изготовления навесных конструкций сельхозмашин и тракторов, эксплуатируемых в условиях повышенных нагрузок и давлений.

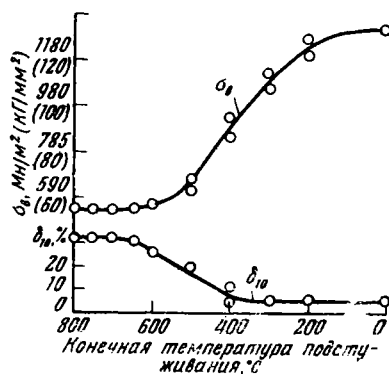


Рис. 61. Влияние температуры подстуживания на механические свойства стали 10 сп, упрочненной с нагрева ТВЧ

В настоящее время намечается проведение изысканий по разработке технологии термической обработки электросварных труб с применением скоростного нагрева токами высокой частоты и специального режима охлаждения на опытной установке в заводских условиях.

5. Проволока-катанка

На металлургических заводах производят катанку диаметром 6—14 мм на проволочных станах линейного, полунепрерывного и непрерывного типов. Катанку изготавливают из различных марок стали, однако производство ее из низкоуглеродистой стали является преобладающим и составляет около 75% от общего выпуска проволоки. Катанку из средне- и высокоуглеродистой стали применяют для изготовления различных видов канатной (ГОСТ 1457—60), пружинной, спицевой и рояльной проволоки, серебрянки и др. Существующие, а также проектируемые проволочные станы будут изготавливать катанку из легированных конструкционных, шарикоподшипниковых и быстрорежущих сталей, нержавеющей, жаростойких и жаропрочных сталей, прецизионных сплавов.

Технологические параметры прокатки катанки зависят от типа и производительности стана, марки стали, профиля катанки, требуемых свойств и др. Например, при производстве катанки из углеродистой стали на непрерывных станах температура конца прокатки колеблется в пределах 1000—1100°C. Обычно колебания температуры по длине раската, а также в течение суток незначительны, но в отдельных случаях достигают 40—60°C. На линейных станах в зависимости от различных факторов (конструкции стана, технологии прокатки и др.) температура конца прокатки может находиться в пределах 720—900°C.

Скорость прокатки катанки из углеродистой стали на современных непрерывных станах равна 20—45 м/сек. На линейных станах максимальная скорость прокатки катанки составляет 8—8,5 м/сек.

Катанку сматывают в мотки моталками, установленными за последней клетью проволочного стана. Масса одного мотка при прокатке катанки, например на непре-

рывных проволочных станах, составляет около 300—500 кг. Масса мотков на линейных станах значительно меньше и равна 50—100 кг.

Производство катанки на непрерывных станах в результате высокой температуры конца прокатки, малых сечений катанки и большой массы мотков приводит к интенсивному окалинообразованию. Потери металла в окалину на непрерывных станах в два раза больше, чем на линейных, и составляют 3,0—3,5%. Повышенное количество окалины увеличивает расход серной кислоты и продолжительность травления катанки на метизных заводах. Например, расход кислоты на травление бунтов катанки с непрерывных станов составляет более 40, а с линейных — около 20 кг/т. Замедленное охлаждение катанки в бунтах приводит к дополнительному обезуглероживанию поверхностного слоя.

Значительное количество окалины, а также наличие обезуглероженного слоя снижают качество катанки и увеличивают расходные коэффициенты при производстве проволоки.

Для снижения потерь металла в окалину проведена работа [139], в результате которой потери металла в окалину при производстве катанки диаметром 6,5 мм снижены до 18—20 кг/т. Уменьшение окалины получено за счет интенсивного охлаждения катанки водой от температуры 1060 до 850°C на участке между чистой клетью и моталками.

Охлаждение катанки в направляющих проводках проводится на Магнитогорском металлургическом комбинате.

Высокая температура конца прокатки катанки, а также большая масса мотков приводят не только к потерям металла в окалину, но и к получению неоднородных механических свойств в различных участках бунта. Витки катанки, находящиеся в центре мотка, охлаждаются значительно медленнее наружных витков, поэтому в центральных витках распад аустенита происходит в области высоких температур на крупнопластинчатый перлит. Катанка со структурой мелкодисперсного перлита (сорбита) более пластична при протяжке, чем катанка со структурой крупнопластинчатого перлита, поэтому ее можно протягивать с большими суммарными обжатиями.

Впервые стальная катанка (0,75%) со структурой сорбита была получена с прокатного нагрева на проволочном стане завода Реблинг (США) [140]. Катанку диаметром 4,75 мм, при прокатке со скоростью 20,8 м/сек, охлаждали на участке между последней клетью и моталками длиной 33,6 м, в направляющих трубах водой от 980 до 620—660°C. Превращение аустенита происходило между 660 и 550°C, в результате чего получалась структура сорбита во всех витках мотка. Количество окалины снижено до 0,25%. Для предотвращения образования в поверхностных слоях катанки структуры мартенсита на пути от чистой клетки к моталке катанка проходила последовательно через охлаждающие устройства в виде труб, заполненных водой, которые чередовались с трубами, не заполненными водой. В последних температура между поверхностью и центром проволоки выравнивалась. Общая длина охлаждающих устройств составляет 5,5 м. Описанный процесс термической обработки катанки назван [140] патентированием.

В 1966 г. за рубежом была опубликована новая технология сорбитизации катанки [141—144]. По этой технологии движущуюся катанку первоначально на коротком пути интенсивно охлаждают водой до 750—800°C, затем сжатым воздухом в виде отдельных витков охлаждают с такой скоростью, которая обеспечивает распад аустенита на сорбит: либо на транспортере, на который катанку укладывают отдельными витками и после охлаждения до определенной температуры сжатым воздухом собирают в моток; либо в колодце, в котором отдельные витки катанки пальцами, расположенными по окружности колодца, медленно опускают вниз, охлаждают сжатым воздухом и укладывают в моток¹.

Указывают, что такая технология обеспечивает стабильность механических свойств по длине катанки. Однако в мотках большого развеса (более 500 кг) описанный способ охлаждения оказался не эффективным.

ВНИИМЕТМАШ предложил технологию сорбитизации, отличающуюся от описанной тем, что отдельные витки катанки охлаждаются на конвейере не воздухом, а водовоздушной смесью.

¹ На аналогичный способ охлаждения получила патент японская фирма Явата Айрон. Патент № 19947.

В Советском Союзе работы по термической обработке высокоуглеродистой катанки с прокатного нагрева проводились на Ленинградском сталепрокатном заводе [145] и на заводе «Красная Этна» [146].

На Ленинградском сталепрокатном заводе катанку охлаждают в мотках, погружая в ванну с горячей водой. Аналогичная технология была предусмотрена для непрерывного проволочного стана 250 Западно-Сибирского металлургического завода.

В опытах на заводе «Красная Этна» был применен метод охлаждения катанки, описанный в работе Д. Льюиса. Опыты проводили на линейном стане 270 при прокатке катанки диаметром 6,5 мм из сталей 65Г и У8А. Скорость прокатки составляла 8 м/сек. Катанку охлаждали от 740 до 610—680°C в течение 0,62—1,34 сек. В результате получена структура сорбита; при этом образование окалина уменьшилось на 25% (с 1,34 до 1,0%). Сматывание катанки в моток при температурах 650—600°C проходило удовлетворительно. Авторы отмечают, что для получения стабильных свойств по длине мотка необходима автоматическая регулировка охлаждения в зависимости от температуры катанки, выходящей из клетки стана.

В настоящее время в Советском Союзе нет промышленных установок для сорбитизации катанки с помощью охлаждения ее на участке между чистовой клетью и моталками непрерывного проволочного стана.

Создание оборудования для сорбитизации движущейся катанки представляет большие трудности. Это оборудование должно обеспечить на пути охлаждения надежное транспортирование со скоростью прокатки переднего конца катанки и всей полосы в процессе сматывания ее в моток; охлаждающие устройства должны осуществить одновременно весьма быстрое охлаждение катанки, движущейся со скоростью около 30 м/сек и более, и равномерное остывание ее по всей длине мотка.

Следует отметить, что в работах [146, 139] максимальная скорость охлаждения катанки диаметром 6,5 мм составляла около 500 град/сек. При такой скорости охлаждения и скорости прокатки 29 м/сек для снижения температуры от 1050 до 650°C потребуется путь охлаждения, равный 23 м без учета пути, необходимого для выравнивания температуры между поверхностью и центром

катанки. Известно, что на существующих непрерывных проволочных станах расстояния между последней клетью и моталками значительно меньше. В виду малых расстояний между чистой клетью и моталками некоторые исследователи проводят работы по дальнейшему охлаждению катанки водовоздушной смесью или водой в процессе ее сматывания в моток. Недостатком этого способа охлаждения является получение неоднородных свойств по длине катанки.

Транспортирование катанки через охлаждающие устройства также представляет большие трудности. Из-за того, что эта задача не решена, охлаждающие устройства, примененные для снижения потерь металла в окалину, в момент прохождения переднего конца катанки выключают прекращением подачи воды. Если эта технология приемлема для снижения потерь металла в окалину, то при сорбитизации отсутствие интенсивного охлаждения первых и последних витков мотка, т. е. получение неоднородных свойств по длине изделия, недопустимо.

Институт черной металлургии (Днепропетровск) и Криворожский металлургический завод проводят разработку технологии для сорбитизации катанки в потоке непрерывного проволочного стана. Были разработаны новые охлаждающие устройства, которые соответствуют перечисленным требованиям. В результате стендовых испытаний отработаны оптимальные размеры этих устройств и параметры подаваемой воды. Затем была построена отдельно стоящая опытная установка, на которой проверена совместная работа отдельных секций устройства. Испытана опытно-промышленная установка, размещенная в потоке непрерывного проволочного стана 250-2. Общая длина охлаждающих устройств составляла 9,4 м. При скорости прокатки катанки 29 м/сек в зависимости от расхода воды достигнута средняя скорость охлаждения катанки диаметром 6,5 м в пределах 1000—1100 град/сек (в интервале 1080—700°C). Установка обеспечивает равномерное охлаждение катанки по всей ее длине.

Проведенные испытания показали, что сорбитизация катанки любых диаметров возможна на участке между последней клетью и моталками. Установка может быть использована и для снижения потерь металла в окалину.

На рис. 62 приведены средние скорости охлаждения арматуры различных диаметров в интервале температур 1000—300°C и катанки в интервале температур 1000—600°C. Кроме данных, полученных для катанки диаметром 4,75 мм [140], на рис. 62 приведены результаты по охлаждению изделий в интенсивно движущемся потоке водовоздушной смеси, содержащей от 16 до 30% (объемн.) воды.

На опытно-промышленной установке, расположенной в потоке непрерывного проволочного стана 250-2 Криворожского металлургического завода, проведена серия опытов.

В одном из опытов изучали влияние полного охлаждения катанки с прокатного нагрева на уровень механических свойств низкоуглеродистой стали. Катанку диаметром 6,5 мм из стали марок КСт.0 (метизная) и МСт.3 после выхода из прокатной клетки остановили в охлаждающих устройствах; в результате этого она резко охладилась с 1070°C до температуры воды (23°C).

После извлечения катанки из охлаждающего устройства провели испытания на растяжение. Часть образцов этих же плавок была отобрана от мотка, охлажденного от температуры конца прокатки на воздухе. Вырезанные из мотка образцы подвергали термической обработке с печного нагрева и электронагрева. Нагрев в печи проводили до температуры 950°C с выдержкой 15 мин, охлаждали в баке с водой. Образцы из стали Ст.0 нагревали электротокком методом сопротивления в течение 40 сек до температуры около 1000°C; затем образцы охлаждали в баке с водой. Охлажденные образцы из метизной стали марки Ст.0 отпуску не подвергали. Сталь марки Ст.3 подвергали отпуску при 300—600°C.

Результаты испытаний на растяжение натуральных образцов катанки диаметром 6,5 мм после различных видов термической обработки приведены в табл. 31. Полу-

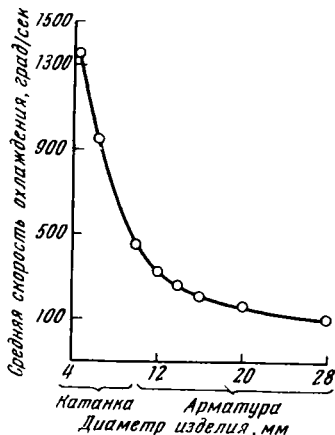


Рис. 62. Средние скорости охлаждения арматуры и проволоки-катанки разных диаметров

ченные данные показывают, что интенсивное охлаждение катанки из низкоуглеродистой стали непосредственно после выхода ее из прокатной клетки позволяет по сравнению с термической обработкой со специального нагрева при равном относительном удлинении повысить прочностные характеристики для метизной стали марки Ст.0 в 1,2—1,4 раза, для стали марки Ст.3 в 1,5—2,0 раза. Повышение прочностных характеристик стали может быть объяснено эффектом высокотемпературной термомеханической обработки. Проведенные микроструктурные исследования метизной стали марки Ст.0 показали, что катанка, охлажденная с прокатного нагрева, т. е. после ВТМО, имеет значительно более мелкие ферритные зерна, чем после термической обработки как с печного, так и с электронагрева.

Таблица 31

Механические свойства катанки диаметром 6,5 мм в зависимости от способа нагрева при ее термической обработке

Сталь	Температура отпуска, °С	$\sigma_T, \text{ Мн/м}^2$ (кг/мм ²)		$\sigma_B, \text{ Мн/м}^2$ (кг/мм ²)		$\delta_{10}, \%$	Ф, %					
		после нагрева										
		прокатного	печного	прокатного	печного				прокатного	печного	прокатного	печного
КСт.0 (0,06% С)	Без от-пуска	425 (43,2)	318— 310* (32,5— 31,7)	532 (54,2)	450— 442 (46,0— 45,2)	20,0	13,3— 20,5	64,0	75,8— 75,8			
		Без от-пуска	975 (99,5)	755 (78,0)	1190 (121,0)	955 (97,8)	6,9	3,1	49,0	31,0		
МСт.3 (0,16% С)	300	940 (96,2)	—	1050 (107,5)	—	5,4	—	59,0	—			
	400	800 (81,5)	480 (49,0)	910 (93,0)	550 (56,0)	9,2	6,1	63,0	69,0			
	500	505 (51,5)	342 (34,9)	565 (57,8)	451 (46,0)	18,5	17,0	76,0	76,8			
		300 (30,5)	265 (27,0)	422 (43,0)	384 (39,2)	29,6	26,2	74,3	75,5			
	600	—	—	—	—	—	—	—	—			
	Без от-пуска	975 (99,5)	755 (78,0)	1190 (121,0)	955 (97,8)	6,9	3,1	49,0	31,0			

Примечание. Сталь КСт.0 — метизная.

* Электронагрев.

Зерна феррита катанки, подвергавшейся охлаждению с прокатного нагрева, практически равноосны в поперечном и продольном сечениях, что свидетельствует о завершении процессов первичной рекристаллизации за время от момента выхода катанки из последней клетки до начала ее охлаждения, т. е. за 0,15 сек. Однако величина зерна по сравнению с горячекатаным состоянием меньше примерно в три раза.

Полученные экспериментальные данные показывают, что, несмотря на низкое содержание углерода (0,16%) в стали, эффект ВТМО в данных условиях (многократная деформация, высокая скорость прокатки, большая скорость охлаждения, малое время между концом прокатки и началом охлаждения) оказывается практически на одинаковом уровне по сравнению со сталями с более высоким содержанием углерода.

Другой опыт имел цель исследовать влияние интенсивного охлаждения канатной катанки с температур прокатки 1040—1080°C до температур 900—700°C. Постановка данного опыта вызвана тем, что на некоторых существующих непрерывных проволочных станах из-за малого расстояния между последней клетью и моталками не удастся охладить катанку до температур, необходимых для сорбитизации.

В связи с этим представляло интерес выяснить влияние частичного охлаждения на изменение свойств канатной катанки.

В одном случае общая длина охлаждающих устройств составляла 5,6 м. Катанку прокатывали со скоростью около 29 м/сек, охлаждали с температуры 1080 до 870°C.

Образцы канатной катанки (0,6% С) отбирали из середины мотка. Испытания на растяжение практически не выявили изменений в прочностных характеристиках и относительном сужении. Относительное удлинение при охлаждении увеличивалось с 16,6 до 18,5% (по испытаниям шести образцов).

Во втором случае длина охлаждающих устройств составляла 9,4 м, а температура катанки на выходе из устройства равнялась 700°C.

Образцы катанки (0,64% С) отбирали от середины мотка, а также переднего и заднего концов его.

Проведенные испытания показали, что охлаждение канатной катанки с 1060 до 700°C не привело к изменению прочностных характеристик стали, однако пластические свойства ее, по сравнению с неохлажденной увеличились: относительное удлинение с 14 до 17%, относительное сужение с 24 до 35%. Потери металла в окалину уменьшились с 3,0 до 0,4%, а глубина обезуглероженного слоя (по средним виткам) — с 0,21 до 0,15 мм.

6. Шары для мельниц (мельющие шары)

Шары изготавливают на многих металлургических и машиностроительных заводах. На некоторых металлургических заводах имеются современные шаропрокатные станы.

На остальных заводах шары для мельниц изготавливают ковкой или штамповкой из самых различных сталей — от низкоуглеродистых до высокоуглеродистых и легированных [148].

Мельющие шары прокатывают на станах поперечно-винтовой прокатки конструкции ВНИИМЕТМАШа. Сортамент станов предусматривает прокатку шаров диаметром от 40 до 125 мм.

Химический состав стали для помольных шаров определен ГОСТ 75.24—64.

После прокатки шары подвергают закалке. Температура конца прокатки 900°C достаточно для закалки шаров с прокатного нагрева с последующим самоотпуском. Закалку проводят в баке с проточной водой, температура которой должна быть 20—30 град [149]. Имеются и другие конструкции закалочных устройств для шаров [150].

Шары диаметром 40—60 мм из легированных сталей (65Г, ШХ15, ХГС, ШХ15, СГ, Х) охлаждают на конвейере с включенными двумя душирующими приспособлениями. При этом воду из закалочного бака выпускают. Продолжительность охлаждения в баке с водой для шаров из стали марки Ст.6 составляет:

Диаметр, мм	83	62	52	41,5
Продолжительность, сек	25—35	20—25	15—20	15—20

Твердость шаров колеблется в пределах 300—500*HV*. По ГОСТ 7524—64 она должна составлять:

Диаметр мм	80	110	125
Твердость <i>HV</i>	400	350	300

Увеличение твердости шаров благодаря термической обработке с 125—150 до 350—450*HV* сокращает их расход в среднем вдвое [151].

Исследованиями ЦНИИТМАШа показано, что существующая в шаропрокатных цехах технология позволяет производить шары не только из углеродистых марок стали, но и из легированных. Испытания шаров из стали с содержанием около 1% С и 1,5% Сг после их закалки на твердость до 550*HV* показали, что их износостойкость в пять-шесть раз выше износостойкости шаров из низкоуглеродистой стали и на 20—30% выше, чем у шаров из среднеуглеродистой стали, имеющей после закалки такую же твердость.

На Норильском горно-металлургическом комбинате были испытаны шары из стали ШХ15, обнаружившие существенное (более чем в пять раз) повышение срока службы по сравнению с обычными углеродистыми шарами.

Были проведены также опыты по изготовлению помольных шаров из инструментальных марок стали (У8, У10 и др.), закаленных на твердость 530—760*HV* [152].

Химический состав стали для термического упрочнения

1. Состав стали, применяемой в строительстве и на транспорте

Конструкционная сталь

В общем объеме производства проката наибольшее количество металла приходится на долю конструкционных сталей.

Различные сооружения и конструкции во время своей службы воспринимают сложные внешние нагрузки (растягивающие, сжимающие, изгибающие, ударные, знакопеременные или их сочетания), подвергаются действию атмосферы и агрессивных сред (морская и речная вода, водные растворы солей, щелочей, кислот и пр.), испытывают колебания температуры окружающей среды в летние и зимние месяцы года.

В клепаных и особенно сварных конструкциях большого объема (цельносварные корпуса судов, резервуары, газопроводы и др.) при резких понижениях температуры в условиях конструктивно стесненной деформации возникают большие внутренние напряжения, которые, складываясь по знаку с напряжениями от внешних усилий, усложняют условия работы материала и при неудовлетворительном его качестве могут приводить к авариям [155].

Сложные и нередко весьма тяжелые условия службы механизмов и конструкций, особенно в северных районах, уменьшение расчетных сечений при создании современных сооружений, узлов машин и механизмов для снижения их массы и расхода металла и, одновременно необходимость обеспечения надежности, долговечности и безопасности их работы предъявляют высокие требования к стали как конструкционному материалу. В зависимости от условий применения и эксплуатации требования к конструкционной стали могут изменяться в том или ином направлении, но в целом можно выделить наиболее важные из них.

Конструкционная сталь должна обладать сочетанием высоких прочностных и пластических свойств. Из прочностных свойств основной конструкционной характеристикой является предел текучести (условный или физический) — величина, непосредственно входящая в расчетные формулы. Выбор этой характеристики в качестве основы при расчетах на прочность объясняется тем, что при более высоких напряжениях в конструкции возникают необратимые линейные изменения, что может привести к выходу ее из строя. Повышение предела текучести позволяет снижать расчетные сечения, а следовательно, и массу стальных конструкций или — при той же массе — выдерживать более высокие рабочие напряжения.

Важной служебной характеристикой является предел прочности; эта характеристика отражает способность стали сопротивляться разрушению. При изготовлении конструкций из высокопрочной стали предел прочности может быть также использован в качестве расчетной характеристики [80].

Некоторые исследователи придают значение отношению $\sigma_t : \sigma_b$. Распространено мнение, что чем меньше величина этого отношения, т. е. чем больше разница между пределом текучести и пределом прочности, тем выше надежность работы конструкции [156, 157]. Так, В. С. Меськин считает, что с повышением предела текучести склонность стали к хрупкому разрушению увеличивается [158, с. 202]. В соответствии с этими представлениями в практике использования конструкционных строительных сталей отношение $\sigma_t : \sigma_b$ регламентируют в пределах 0,65—0,75. Полагают, что при более высоком значении этого отношения металл непластичный (хрупкий) [156]. Однако при исследовании корпусных сталей С. С. Канфор пришел к заключению, что хрупкость стали не имеет прямой связи с отношением $\sigma_t : \sigma_b$ [159, с. 178].

Наши исследования подтверждают заключение С. С. Канфора. Так, например, было установлено, что при высоких уровнях прочностных свойств (отношение $\sigma_t : \sigma_b \geq 0,80$) сталь 15 после закалки и отпуска имеет высокую пластичность и вязкость [160, 161]. Исследование хладноломкости термически упрочненных арматурных сталей марок Ст.5 и 35ГС позволило обнаружить, что после закалки по методу прерванного охлаждения с самоотпуском при высоком значении предела текучести

735—1029 Mn/m^2 (75—105 $KГ/мм^2$) и повышенном отношении $\sigma_t : \sigma_b$ (0,80—0,93) сопротивление термически упрочненной стали хрупкому разрушению значительно больше, чем в горячекатаном состоянии, когда это отношение составляет лишь 0,65—0,70 [162, с. 40]. На успешное применение в строительстве за рубежом сталей с высоким отношением предела текучести к пределу прочности (0,8—0,9 и выше) указывают Г. Адриан и Ф. Брюль [66].

Согласно указанным положениям величина отношения $\sigma_t : \sigma_b$ не является, по нашему мнению, показателем того, будет ли сталь хрупкой; высокое значение этого отношения не всегда является свидетельством пониженной пластичности и вязкости стали. Это имеет большое значение для расширения применения в строительстве термически упрочненной стали с высокой прочностью, у которой, как правило, отношение предела текучести к пределу прочности составляет 0,8—0,9.

Как показывает опыт эксплуатации конструкций, металл должен обладать способностью к местным, локальным пластическим деформациям для релаксаций пиков напряжений в районе различных концентраторов (отверстия, выточки, подрезы, вмятины, неповары, сварочные трещины и прочее), создающих объемно-напряженное состояние. Чем выше эта способность, тем в большей мере реализуется сопротивление металла возникновению и распространению трещин при местных перенапряжениях, т. е. в конечном итоге увеличивается надежность работы металла в конструкциях.

Наряду с характеристиками прочности и пластичности весьма важную роль для обеспечения надежности и работоспособности конструкций придают показателям, определяющим переход металла в хрупкое состояние под воздействием по крайней мере четырех факторов: температуры, наличия надреза (концентратора), скорости приложения нагрузки, степени объемности напряженного состояния.

В настоящее время проблема повышения сопротивления металла хрупким разрушениям становится одной из важнейших. Это обусловлено необходимостью обеспечить надежную работу конструкций и машин [163] в суровых климатических условиях, например Сибири и Крайнего Севера. Кроме того, увеличение масштаба инженерных

сооружений, применение крупных сварных узлов и конструкций, обладающих большой жесткостью и меньшей податливостью, чем клепаные конструкции, а также работа материала в условиях сочетания высоких напряжений и коррозионных сред создают условия, способствующие развитию хрупких разрушений [163].

Для оценки склонности стали к хрупкому разрушению широко используют метод ударных испытаний стандартных образцов с определением ударной вязкости и температуры перехода в хрупкое состояние. Распространенность этого вида испытаний обусловлена не только простотой изготовления образцов и простой методикой серийных испытаний, но и тем, что применительно к целому ряду случаев наблюдаются статистически надежные связи между характеристиками ударной вязкости и поведением стали при эксплуатации [164, 165].

Однако в большинстве случаев испытание стандартных образцов на ударный изгиб не дает полного представления о работе материалов в конструкции [166, 167].

Поэтому пытаются найти более совершенные методы определения склонности стали к переходу в хрупкое состояние, которые более полно соответствовали бы реальным условиям работы металла в конструкциях.

При изготовлении металлоконструкций и специфичных видов прокатных изделий (например, железнодорожных рельсов), воспринимающих в процессе эксплуатации воздействие знакопеременных нагрузжений, важную роль играют повышению предела выносливости (усталости) как одному из факторов, определяющих продолжительность их службы. Предел выносливости увеличивается с возрастанием прочности, повышением чистоты металла по неметаллическим включениям, улучшением качества его поверхности. Особенно важным представляется повышение предела выносливости при наличии концентраторов напряжений.

Необходимым условием долговечности и надежности работы конструкций и сооружений является достаточно высокая коррозионная стойкость. Особенно важно повышение коррозионной стойкости для высокопрочных сталей вследствие уменьшения расчетных сечений элементов конструкции при использовании этих сталей. При меньших конструктивных сечениях коррозионные повреждения оказываются относительно более опасными, чем в

более толстых сечениях из стали с пониженной прочностью.

Для борьбы с коррозией стали подвергают специальному легированию (хромом, никелем, медью, фосфором), тщательной и своевременной окраске, оцинкованию, фосфатированию. В последнее время предложено нанесение на поверхность металла хлорвиниловой пленки [80].

Наконец, конструкционная сталь должна обладать удовлетворительными технологическими свойствами. В первую очередь она должна соответствовать требованиям свариваемости с обеспечением одинаковой прочности основного металла и сварного соединения, иметь минимальную склонность к деформационному старению, без особых затруднений обрабатываться в горячем и холодном состоянии (прокатка, ковка, гибка, обработка на металлорежущих станках), а также должна быть относительно недорогой в производстве.

Рассмотренные требования к современной конструкционной стали могут быть удовлетворены с помощью упрочняющей термической обработки в сочетании с целесообразным и эффективным легированием.

Сталь для армирования железобетонных конструкций

В настоящее время все более широкое развитие получает производство изделий, конструкций и сооружений из предварительно напряженного железобетона. Достаточно сказать, что за пять лет (с 1960 по 1965 г.) объем конструкций, выполненных из предварительно напряженного железобетона, увеличился почти в четыре раза и составил 15 млн. м³ [168]. В ближайшие годы эта цифра значительно увеличится и составит 30% к общему объему сборных железобетонных конструкций [169, с.1].

Для изготовления предварительно напряженных железобетонных конструкций получили широкое применение различные виды высокопрочных арматурных сталей. К ним следует отнести: высокопрочную проволочную арматуру диаметром от 2,5 до 5,0 мм, семипроволочные пряди диаметром 4,5—15 мм, двухпрядные арматурные канаты диаметром 9—30 мм, высокопрочную стержневую арматуру периодического профиля диаметром 10—28 мм.

По методу изготовления напрягаемые стали для железобетонных конструкций могут быть разделены на четыре группы: 1) горячекатаные; 2) горячекатаные, упрочненные вытяжкой; 3) патентированные, холоднотянутые; 4) термически упрочненные.

По особенностям технологии в четвертую группу входят арматурные стали, упрочняемые по двум принципиально различным схемам:

1. Термическое упрочнение арматуры диаметром 10—20 мм с повторного нагрева методом электросопротивления с последующим электроотпуском, осуществляемое на установках электротермического упрочнения (ЭТУ) на заводах железобетонных изделий.

2. Термическое и термомеханическое упрочнение арматурной стали диаметром 10—28 мм с прокатного нагрева с последующим самоотпуском, осуществляемое на установках, расположенных в потоке непрерывных прокатных станов на металлургических заводах.

Таблица 32

Классы арматурных сталей

Класс стали	Диаметр стержня, мм	$\sigma_{в}$, Мн/м ² (кг/мм ²)	$\sigma_{0.2}$ Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_5 , %	Угол загиба в холодном состоянии ¹	ГОСТ
A-I	6—40	370 (38)	235 (24)	25	180° ($c=0,5d$)	5781—61
A-II	10—90	490 (50)	290 (30)	19	180° ($c=3d$)	
A-III	6—40	590 (60)	390 (40)	14	90° ($c=3d$)	
A-IV	10—32	880 (90)	590 (60)	6	45° ($c=5d$)	
At-IV	10—40	880 (90)	590 (60)	8	45° ($c=5d$)	10884—64
At-V	10—40	1030 (105)	785 (80)	7	45° ($c=5d$)	
At-VI	10—40	1180 (120)	980 (100)	6	45° ($c=5d$)	
At-VII	10—40	1370 (140)	1180 (120)	5	45° ($c=5d$)	

¹ c — толщина оправки; d — диаметр стержня.

Применяемые арматурные стали периодического профиля по уровню механических свойств в соответствии с требованиями ГОСТ 5781—61 и ГОСТ 10884—64 делят на восемь классов (табл. 32).

Арматурную сталь первых трех классов (А-I, А-II, А-III) используют для армирования ненапрягаемых железобетонных конструкций, а класса А-IV (Ат-IV) и выше — при изготовлении предварительно напряженного железобетона.

Ненапрягаемую арматуру периодического профиля класса А-I изготавливают из стали марки Ст.3 (спокойная, полуспокойная, кипящая), класса А-II — из стали марок Ст.5 (спокойная, полуспокойная), 18Г2С (при диаметрах от 40 до 90 мм); класса А-III — из стали марок 35ГС и 25Г2С.

Напрягаемую горячекатаную арматуру класса А-IV, которая принадлежит к группе высокопрочных материалов, изготавливают из стали марок 80С и 20ХГ2Ц. Сталь марки 20ХГ2Ц свариваемая; в этом ее преимущество по сравнению со сталью марки 80С и другими сталями, позволяющими в горячекатаном состоянии получать свойства класса А-IV (например, 65ГС, Б45Г2С, 30ХГ2С). Недостатком ее является высокая стоимость [168].

Применяя упрочняющую термическую обработку, получают арматурную сталь класса Ат-IV и более высоких категорий прочности (классы Ат-V и Ат-VII). Как уже было отмечено, на металлургических заводах в условиях массового производства осуществляют термическое и термомеханическое упрочнение арматурной стали с прокатного нагрева на установках, расположенных в потоке непрерывных мелкосортных станов.

Термически упрочненную арматуру диаметром 10—28 мм классов Ат-IV—Ат-VI изготавливают обычно из стали марок Ст.5 и 35ГС.

Институтом черной металлургии совместно с Криво-рожским металлургическим заводом разработана и внедрена в производство арматурная сталь 20ГС следующего состава: 0,17—0,22% С; 1,0—1,5% Мп; 1,0—1,5% Si; до 0,04% S; до 0,04% Р [170].

Как показал опыт производства, арматура диаметром 10—14 мм из этой стали после термического упрочнения с прокатного нагрева соответствует требованиям ГОСТ 10884—64 и обеспечивает сочетание высокой прочности

$[\sigma_b = 1270 \div 1370 \text{ Мн/м}^2 \text{ (130—140 кГ/мм}^2\text{)}]$ и пластичности ($\delta_b = 10 \div 15\%$). При пределе прочности выше $1176 \text{ Мн/м}^2 \text{ (120 кГ/мм}^2\text{)}$ равномерное удлинение составляет 2—4%, что соответствует современным требованиям. Сталь однородна по длине раската и внутри партии: разброс прочностных свойств по длине 80 м не превышает 49—98 $\text{Мн/м}^2 \text{ (5—10 кГ/мм}^2\text{)}$, а в целом по слитку не более 98—118 $\text{Мн/м}^2 \text{ (10—12 кГ/мм}^2\text{)}$. Сталь технологична в процессе производства и термического упрочнения в потоке стана. Она обладает повышенной устойчивостью против отпуска [170].

За рубежом также наблюдается расширение производства конструкций, выполняемых из предварительно напряженного железобетона с использованием высокопрочных арматурных сталей. В табл. 33 приведены характеристики арматурных сталей, применяемых в настоящее время в ряде стран. Напрягаемые арматурные стали в ГДР по способу изготовления подразделяют на три категории: горячекатаные, патентованные холоднотянутые, улучшенные (термически упрочненные).

Горячекатаная арматурная сталь 60/90 по своим свойствам соответствует требованиям ГОСТ 5781—61 по классу А-IV и представляет собой рессорно-пружинную сталь типа 66 SiMn 5. Ее изготавливают в виде стержневой арматуры круглого профиля диаметром 8—26 мм (чаще всего диаметром 19 и 26 мм) и овала с поперечными ребрами сечением 50 мм² [171]. В качестве материала для напрягаемой арматуры рассматриваемая сталь в горячекатаном состоянии постепенно теряет свое значение.

Патентованную холоднотянутую сталь класса Ст. 130/150 с $\sigma_{0,2} \geq 1270 \text{ Мн/м}^2 \text{ (130 кГ/мм}^2\text{)}$ и $\sigma_b \geq 1470 \text{ Мн/м}^2 \text{ (150 кГ/мм}^2\text{)}$ при $\delta_{10} \geq 6\%$ изготавливают в виде проволоки диаметром 2,5 и 5 мм. Исходным материалом служит сталь марки М75. Патентование проволоки осуществляют следующим образом: катанку нагревают до температур 850—1100°C и быстро охлаждают в свинцовых или соляных ваннах до 400—450°C для получения сорбитной структуры; затем проводят холодное волочение через фильеры с обжатием 70—80% [172]. В результате кратковременного отпуска при температурах 150—420°C можно дополнительно повысить предел упругости на 100—150%, предел текучести на 20—50%, пре-

Состав и свойства высокопрочных

Страна	Марка стали (обозначение)	Химический состав, %				
		C	Mn	Si	S	P
ГДР	66SiMn5 (60/90)	0,60—0,70	0,90—1,10	1,00—1,30	0,040	0,040
	M75 (130/150)	0,70—0,80	0,70—0,90	0,15—0,35	0,060	0,060
	66SiMn5 (140/160)	0,60—0,70	0,90—1,10	1,00—1,30	0,040	0,040
ФРГ	65SiMn5 (60/90)	0,65	1,00	1,10	0,050	0,050
	65SiMn5 (80/105)	0,65	1,00	1,10	0,050	0,050
	65SiMn5 (90/110)	0,65	1,00	1,10	0,050	0,050
Англия	BS—785 (Тензор)	≤0,30	—	—	≤0,06	≤0,06
	—	0,60	1,0	1,9	—	—
США	—	0,70	1,2	0,3	≤0,04	≤0,04
	—	0,4—0,5	Не указано	2,0	≤0,04	≤0,04
	—	0,53—0,65	2,0—1,17	0,8—1,2	≤0,04	≤0,04
	—	0,55—0,65	1,8—1,22	0,7—1,0	≤0,04	≤0,04
	—	0,65	0,28	0,76	≤0,04	≤0,04

арматурных сталей, применяемых за рубежом

Состояние стали	Диаметр, мм	Механические свойства		$\delta_s, \%$	Литературный источник
		$\sigma_{0,2}$ Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B Мн/м ² (кг/мм ²)		
Горячекатаная	8—26	590 (60)	880 (90)	8	[171—173]
Холоднотянутая	2,5—5,0	1270 (130)	1470 (150)	6	[171, 173]
Улучшаемая	20, 30, 35, 40	1370 (140)	1570 (160)	6	[171, 173]
Горячекатаная	14, 19, 26, 32, 22, 25, 29, 32, 35	590 (60)	880 (90)	8	[169, с.7]
Горячекатаная, упрочненная вытяжкой	То же	780 (80)	1030 (105)	8	[169, с.7]
Горячекатаная, упрочненная вытяжкой и отпущенная	То же	880 (90)	1080 (110)	6	[169, с.7]
Холоднообработанная витая или крученая (квадратные стержни или стержни периодического профиля)	$\ll 10$ $\ll 10$	480 (49) 410 (42)	550 (56) 480 (49)	12 14	[174]
Термически упрочненная (круглая)	25	920 (94)	1080 (110)	—	[175]
—	—	—	—	$\frac{1200000^{*1}}{\sigma_B}$	[174, 175]
Горячекатаная	9,5—32	$> 410 (> 42)$	$> 620 (< 63)$	$\frac{1000000^{*1}}{\sigma_B}$	
	43—57	$> 410 (> 42)$	$> 620 (> 63)$	$9^{*1}, 7^{*2}$	

Швейцария, Австрия	—(Тр-60)	0,20—0,25	1,4—1,6	0,3—0,4	0,040	0,040
Швеция	Камсталь (Кам-90)	0,4—0,6	0,6—0,7	1,5—1,8	—	—
Чехословакия	CSN 425513	≤0,24	—	—	≤0,06	≤0,07
	CSN 425537 (Торос)	≤0,24	—	—	≤0,06	≤0,07
Венгрия	(75-55B)	—	—	—	—	—
Югославия	(Торсталь 40)	—	—	—	—	—
	(Торсталь 60)	—	—	—	—	—
Румыния	(OLX52 ≤0,2)	—	1,2—1,5	≤0,5	≤0,06	≤0,06

*1 База 8%.

*2 База 8а.

дел прочности на 6—10% при незначительном снижении пластичности.

В отличие от патентованной холодноотянутой проволоки улучшаемые напрягаемые стали не подвергают холодной деформации. В ГДР в качестве улучшаемой используют сталь класса Сталь 140/160 (исходная марка 66 SiMn 5).

Улучшение проводят с отдельного нагрева в поточных линиях на металлургических заводах. Так, например, на установке, построенной на металлургическом заводе в Хенигсдорфе (ГДР) в каждой поточной линии одновре-

Крученая, упрочненная вытяжкой	20	590 (60)	735 (75)	12	[176]
—	—	735 (75)	980 (100)	—	[177]
Горячекатаная	$\ll 25$	$\geq 370 (\geq 38)$	$\geq 540 (\geq 50)$	≥ 18	
Холодновитая	—	$\geq 370 (\geq 40)$	$\geq 430 (\geq 44)$	≥ 10	
—	7—16	540 (55)	$735 \geq (75)$	8	[174]
Круглая, упрочненная вытяжкой	5—30	390 (40) 590 (60)	430 (44) 650 (66)	8 8	
Горячекатаная круглая	5—40	$\geq 330 (\geq 34)$	510—630 (52—64)	≥ 8	

менно через газовые печи пропускают по 20 проволок (стержней), которые нагревают до 850—870°C [171]. В процессе нагрева в проходных газовых печах проволока (стержни) проходит через жароупорные трубы, а затем попадает в масляную ванну, температура которой поддерживается постоянной за счет принудительного охлаждения. После закалки следует отпуск при 470—480°C, осуществляемый в потоке в проходных газовых печах. Охлажденную на воздухе проволоку наматывают на барабан диаметром 2 м. Для обеспечения непрерывности процесса концы бунтов прикрепляют друг к другу. Скорость

движения улучшаемого металла в такой установке составляет 2,7—3,7 м/мин.

Описанным способом в ГДР улучшают сталь марки 140/160 в виде круглого профиля диаметром 5—13 мм и овальный профиль сечением 20—50 мм² [172].

В Англии и ФРГ выпускают арматурные стали с пределом текучести 590—880 Мн/м² (60—90 кг/мм²) и пределом прочности 880—1080 Мн/м² (90—110 кг/мм²) [169, с. 7]. К их числу относят сталь марки Ст. 60/90, горячекатаную, соответствующую горячекатаной арматурной стали класса А-IV, по ГОСТ 5781—61; сталь марки Сталь 80/105, горячекатаную, упрочненную вытяжкой, соответствующую требованиям класса Ат-V ГОСТ 10884—64; сталь марки Ст. 90/110, горячекатаную, упрочненную вытяжкой и отпущенную.

В ФРГ и Англии выпускают катанку с пределом текучести 1230—1420 Мн/м² (125—145 кг/мм²), пределом прочности 1370—1570 Мн/м² (140—160 кг/мм²) и относительным удлинением около 7% [169, с. 7].

В ФРГ опубликован патент¹ на способ термического упрочнения углеродистой и низколегированной арматурной стали для предварительно напряженного бетона. Способ состоит в том, что горячекатаные прутки или проволоку диаметром 5—30 мм, выходящие из чистового калибра, закаливают с прокатного нагрева в воде; затем подвергают скоростному электроотпуску прямым пропуском электрического тока. При электроотпуске прутки или проволоку зажимают между водоохлаждаемыми электрическими контактами и подвергают небольшому натяжению, предупреждающему коробление. После закалки в воде с прокатного нагрева и последующего электроотпуска при 350°С в течение 20 сек на прутках диаметром 15 мм из стали с содержанием 0,45% С, 0,55% Мп, 0,4% Si получают предел текучести 1400 Мн/м² (143 кг/мм²), предел прочности 1460 Мн/м² (149 кг/мм²).

В США изготавливают термически упрочненную арматуру с пределом текучести не менее 880 Мн/м² (90 кг/мм²) и пределом прочности не ниже 1030 Мн/м² (105 кг/мм²), что соответствует требованиям класса Ат-V ГОСТ 10884—64 (см. табл. 33).

В европейских странах (Австрия, Швейцария, Юго-

¹ Патент (ФРГ) № 1022252.

славия, Франция, Италия и др.) широко распространена арматура под названием «Торсталь», получаемая скручиванием в сочетании с вытяжкой круглых стержней с продольными ребрами.

В Швеции применяют арматурную сталь типа Кам-40, Кам-60 и Кам-90 с пределом текучести 390—880 Мн/м^2 (40—90 кГ/мм^2) [177].

В Чехословакии применяют горячекатаную и холоднокатаную арматуру с пределом текучести более 370 Мн/м^2 (40 кГ/мм^2).

В Болгарии при изготовлении предварительно напряженных железобетонных конструкций применяют горячекатаную арматуру класса А-IV, изготовляемую из стали 55ГС2 следующего (среднего) химического состава: 0,45% С; 1% Мп; 0,78—1,1% Si [179]. Свойства этой стали в горячекатаном состоянии следующие: $\sigma_{0,2} \geq 590 \text{ Мн/м}^2$ (60 кГ/мм^2); $\sigma_b \geq 880 \text{ Мн/м}^2$ (90 кГ/мм^2); $\delta_b \geq 6\%$.

В Японии изготавливают напрягаемую арматуру из низколегированной стали с использованием нагрева токами высокой частоты с последующей закалкой; для нагрева под отпуск также применяют токи высокой частоты [172].

Строительная сталь

Листовые и сортовые строительные стали. Стали, применяемые для изготовления различных металлических конструкций и сооружений, представлены двумя группами материалов: низкоуглеродистыми сталями по ГОСТ 380—60, 6713—53 и др. и низколегированными сталями по ГОСТ 5058—65.

Из низкоуглеродистых сталей для строительных металлических конструкций наиболее широко применяют сталь марки Ст.3. Однако эта сталь в горячекатаном состоянии обладает низкими прочностными свойствами [предел прочности составляет 370—460 Мн/м^2 (38—47 кГ/мм^2)]. Такая категория прочности не соответствует требованиям, предъявляемым к конструкционному материалу.

Современная техника требует применения более высокопрочных материалов, что необходимо для снижения

массы конструкций и машин одновременно с повышением их надежности и работоспособности, снижения объема затрат на изготовление и эксплуатацию металлоконструкций и транспортировку проката.

Исследованиями показано, что, используя упрочняющую термическую обработку проката, можно значительно повысить прочностные свойства низкоуглеродистой стали, существенно понизить порог хладноломкости и повысить сопротивляемость ее хрупкому разрушению при воздействии низких температур и концентраторов напряжений. Результаты этих исследований приведены в соответствующих разделах книги.

Стремление повысить прочность горячекатаной строительной стали одновременно с понижением ее порога хладноломкости привело к разработке и промышленному внедрению низколегированных сталей с пределом текучести 295—390 Мн/м^2 (29—40 кГ/мм^2), пределом прочности 450—530 Мн/м^2 (46—54 кГ/мм^2) и ударной вязкостью при -40°C 0,3—0,5 Мдж/м^2 (3—5 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$). Для металлических конструкций эти стали применяют главным образом в горячекатаном состоянии. Применение в конструкциях горячекатаных низколегированных сталей вместо обычных низкоуглеродистых дает значительную экономию металла (до 15%). Однако наибольший эффект от применения низколегированных сталей может быть получен при их упрочняющей термической обработке. Так, например, при термическом упрочнении низколегированных сталей 19Г, 14Г2, 15ГС, 14ХГС и др. в толщине 20 мм достигают значительного повышения прочностных свойств — предела текучести до 735 Мн/м^2 (75 кГ/мм^2) и предела прочности до 830 Мн/м^2 (85 кГ/мм^2) при удовлетворительной пластичности (δ_5 до 10%, ψ до 45%) [180].

Порог хладноломкости сдвигается до -70°C . При этом в зависимости от состава стали и требований потребителя термическое упрочнение проката из низколегированной стали может происходить в результате закалки с отпуском.

Весьма важным условием использования в строительстве сталей с пределом текучести 590—730 Мн/м^2 (60—75 кГ/мм^2) и выше является возможность их сварки без разупрочнения. Подробнее о свариваемости термически упрочненной стали будет рассмотрено дальше. Отметим.

что для получения высокопрочной неразупрочняющейся стали она должна быть целесообразно легирована карбидообразующими элементами (ванадием, молибденом, ниобием), задерживающими процесс коагуляции и коалесценции карбидов при высоком отпуске и вызывающими эффект дисперсионного твердения. В настоящее время предложены стали (12Г2СМФ, 12ХГ2СМФ, 18ХГ2СМФ), содержащие до 0,8% Сг; 0,16—0,22% Мо; 0,20% V [180]. Легирование хромокремнемарганцовистой стали небольшими добавками молибдена и ванадия позволяет при уровне прочности до 840 Мн/м^2 (85 кг/мм^2) получать сталь, практически не разупрочняющуюся при ручной дуговой электросварке.

В последние годы разработаны две марки низколегированной высокопрочной стали: 14Х2ГМР (0,10—0,17% С; 0,9—1,2% Мп; 0,17—0,37% Si; 1,4—1,7% Сг; $\leq 0,3\%$ Ni; 0,3% Cu; 0,45—0,55% Мо; 0,03% V; 0,002—0,006% В) и 14ХМНДФР (0,10—0,17% С; 0,6—0,9% Мп; 0,17—0,37% Si; 0,4—0,7% Сг; 0,7—1,0% Ni; 0,15—0,40% Cu; 0,45—0,55% Мо; 0,05—0,10% V; 0,002—0,006% В). Эти стали рекомендуются для изготовления листового проката толщиной 4—60 мм. После упрочняющей термической обработки (закалки, высокого отпуска) сталь 14Х2ГМР имеет $\sigma_T \geq 590 \text{ Мн/м}^2$ (60 кг/мм^2), $\sigma_B \geq 690 \text{ Мн/м}^2$ (70 кг/мм^2), $\delta_5 \geq 14\%$, $a_n^{-40} \geq 0,4 \text{ Мдж/м}^2$ ($4 \text{ кг}\cdot\text{м/см}^2$). Состав и свойства стали 14ХМНДФР после закалки и высокого отпуска близки к стали марки Т-1 (табл. 34).

Исследование этих сталей в Институте электросварки им. Е. О. Патона показало, что при соответствующем подборе погонной энергии, сварочных материалов и количества сварных швов удается полностью исключить разупрочнение при сварке.

Развитие и распространение в нашей стране упрочняющей термической обработки проката будет связано с разработкой эффективных рационально легированных и микролегированных сталей, что позволит получать перспективные свариваемые высокопрочные материалы для стальных конструкций и сооружений.

Высокопрочные листовые и сортовые стали за рубежом. За рубежом разработано большое количество высокопрочных улучшаемых сталей, которые обладают высоким комплексом механических свойств и одновременно

Химический состав (%) зарубежных

Страна	Сталь	C	Si	Mn	P	S	
США	T1	0,10—0,20	0,15—0,35	0,60—1,0	0,035	0,040	
	T1 тип А	0,12—0,21	0,20—0,35	0,70—1,0	0,035	0,040	
	T1 тип В	0,12—0,21	0,30—0,35	0,95—1,3	0,035	0,040	
	T1-A-321	0,12—0,21	0,35	0,70—1,0	0,035	0,040	
	HУ 80	0,18	0,15—0,35	0,10—0,40	0,025	0,025	
	HУ 100	0,20	0,15—0,35	0,10—0,40	0,025	0,025	
	HУ 150	0,16—0,20	—	0,40—0,60	0,010	0,010	
	SSS 100	0,12—0,20	0,20—0,35	0,40—0,70	0,040	0,040	
	N-A ХТРА 80-110	0,10—0,21	0,40—0,80	0,60—1,1	0,040	0,040	
	Джаллой AR-280						
	AR-400	0,25—0,31	0,15—0,30	1,35—2,5	0,040	0,040	
	Джаллой S-90	0,10—0,20	0,15—0,30	1,1—1,15	0,040	0,040	
	Джаллой S-100	0,10—0,20	0,15—0,30	1,1—1,15	0,040	0,040	
	Джаллой S-110	0,10—0,20	0,15—0,30	1,1—1,15	0,040	0,040	
	PX80Plus	0,15—0,21	0,40—0,90	0,80—1,1	0,035	0,040	
	PX90Plus	0,15—0,21	0,40—0,90	0,80—1,1	0,035	0,040	
	PX100Plus	0,15—0,21	0,40—0,90	0,80—1,1	0,035	0,040	
PX11Plus	0,15—0,21	0,40—0,90	0,80—1,1	0,035	0,040		
PX360Plus	0,15—0,21	0,40—0,90	0,80—1,1	0,035	0,040		
ФРГ	PHB 65	0,20	0,50	1,2—1,8	0,040	0,040	
	HSB-77V	0,15	0,25—0,50	1,0—1,4	0,035	0,035	
	BH57V	0,16	0,30	1,3	0,025	0,025	
	T1	0,15	0,25	0,80	0,050	0,050	
Англия	Ducol W25	0,20	0,30	1,60	0,050	0,050	
	Fortiweld	0,10—0,16	0,40	0,60	0,050	0,050	
	QT35	0,12—0,15	0,10—0,25	1,00	—	—	
Франция	80H ⁺ ES	0,15	0,25	0,50	0,025	0,020	
	MTR	0,13	0,35	0,65—0,95	0,030	0,030	
Япония	YND-37	0,14	0,35	1,5	0,035	0,040	
	YND-58	0,14	0,15—0,35	0,70	0,035	0,040	
	NK-Hiten 60	0,16	0,55	1,35	0,040	0,040	
	NK-Hiten 80	0,18	0,15—0,35	1,00	0,035	0,040	
	Hi-Z	0,10—0,18	0,15—0,35	0,60—1,00	0,030	0,030	
	QT 60A	0,12	0,15—0,35	0,60—1,0	0,030	0,030	
	QT T60B	0,12	0,35—0,55	1,1—1,55	0,030	0,030	
	K-O	0,10—0,20	0,15—0,35	0,60—1,0	0,030	0,030	
	Welten 60	0,16	0,55	1,30	0,040	0,040	
	Welten 80	0,18	0,15—0,35	0,60—1,2	0,035	0,040	
	Welten 100N	0,18	0,15—0,35	0,60—1,2	0,035	0,040	
	Австрия	Aldur 45/60	0,21	0,45	1,4	0,040	0,040
		Aldur 50/65	0,23	0,45	1,5	0,040	0,040
Aldur 55/68		0,23	0,50	1,60	0,040	0,040	
Aldur 58/72		0,23	0,50	1,70	0,040	0,040	
Швеция	Fortiweld	0,15	0,30	0,50	0,050	0,050	
Канада	Algoma 90	0,12	0,15—0,45	1,60	0,040	0,040	

Таблица 34

высокопрочных свариваемых сталей

Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	B
0,40—0,65	0,70—1,00	0,15—0,50	0,40—0,60	0,01—0,03	0,03—0,08	10,002—0,006
0,40—0,65	—	—	0,15—0,25		0,03—0,08	10,0005—0,005
0,40—0,65	0,30—0,70	0,20—0,40	0,20—0,30	0,02	0,03—0,08	0,0005—0,005
0,40—0,65	0,30—0,70	0,20—0,40	0,15—0,25		0,03	> 0,0005
1,0—1,8	2,0—3,25	0,25	0,20—0,60	—	~0,03	—
1,0—1,8	2,25—3,5	—	0,60	—	—	—
1,25—1,75	3,5—4,0	0,30—0,50	0,30—0,50	0,04—0,10	0,07—0,12	—
1,40—2,0	—	0,20—0,40	0,40—0,60		—	—
0,40—0,80	—	—	0,18—0,28	—	0,05—0,15Zr	0,025
—	—	> 0,20	0,10—0,20	—	—	—
—	—	—	0,20—0,30	—	—	0,001—0,005
—	—	—	0,20—0,30	—	—	0,001—0,005
—	—	—	0,20—0,30	—	—	0,001—0,005
0,50—0,90	—	—	0,28	0,05	—	0,0025
0,50—0,90	—	—	0,28	0,05	—	0,0025
0,50—0,90	—	—	0,28	0,05	—	0,0025
0,50—0,90	—	—	0,28	0,05	—	0,0025
0,50—0,90	—	—	0,28	0,05	—	0,0025
0,70	0,70	—	—	—	0,18	0,015N
0,40—0,60	1,0—1,4	—	0,20—0,40	—	0,26—0,12	—
—	0,55	—	—	—	0,16	—
0,60	0,80	0,35	0,50	—	0,16	0,004
0,30	0,50	—	0,30	—	—	0,013
—	—	—	0,35—0,60	—	—	—0,0035
0,80—1,90	1,1	—	0,40	—	0,07	—
0,50	4,0	—	0,40	—	0,10	—
0,40—0,70	1,1—1,6	0,25	0,40—0,60	—	0,04—0,10	—
—	0,70	—	—	—	—	—
0,50	2,0—2,75	—	0,55	—	—	—
—	0,60	—	0,30	—	0,15	—
0,80	1,00	0,15—0,50	0,60	—	0,10	0,006
0,40—0,80	0,7—1,0	0,15—0,50	0,40—0,60	—	0,03—0,10	0,0002—2
—	—	—	—	—	—	0,0006
0,40—0,70	0,40—0,70	0,40	0,20	—	0,03—0,06	—
—	—	0,30	—	—	—	—
0,40—0,80	0,7—1,0	0,15—0,50	8,40—0,60	—	0,03—0,10	0,006
0,40	0,60	—	—	—	0,15	—
0,40—0,80	1,5	0,15—0,50	0,60	—	0,10	0,006
0,40—0,80	1,5	0,15—0,50	0,60	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	—	—	—	—
—	—	—	0,50	—	—	0,007—0,005
3,0—3,75	—	—	0,40	—	—	(V>0,02)

Механические свойства зарубежных высокопрочных свариваемых сталей после закалки и высокого отпуска

Сталь	Толщина проката, мм	Механические свойства				
		$\sigma_{0,2}$ МН/мм ² (кг/мм ²)	σ_B МН/мм ² (кг/мм ²)	σ при		$T_{кр}$, °С, вдоль прокатки
				$l_0=5d_0$	$l_0=50,8$ мм	
T1	63	690(70)	795—930(81—95)	—	18	—
T1 типа А	32	690(70)	795—930(81—95)	—	18	—
T1 типа В	51	690(70)	795—930(81—95)	—	18	12 (поперек прокатки)
T1-A-321	—	940(96)	1180 (120)	—	—	—
HY 80	50	550—690(56—70)	—	—	20	—84
HY 100	—	690(70)	—	—	18	—
HY 150	—	1030(105)	—	—	—	—
SSS 100	51	690(70)	795—930 (81—95)	—	18	—
N-A XTPA 80÷110	32	550—755(56—77)	660—860 (67—88)	—	18	—
Джаллой	—	755—1240	805—1310 (82—134)	—	15—14	—
AR-280÷AR-400	—	(77—129)	—	—	—	—
Джаллой S-90	25	650(65)	690 (70)	—	20	—
Джаллой S-100	25	735(75)	795 (81)	—	18	—
Джаллой S-110	25	550(56)	660 (67)	—	18	—
PX80 Plus	—	630(64)	725 (74)	—	18	—
PX90 Plus	—	690(70)	795 (81)	—	18	—
PX100 Plus	—	755(77)	860 (88)	—	18	—
PX11 Plus	—	1140(116)	1250 (127)	—	17	—
PНВ 65	30	640(65)	735—880 (75—90)	17	—	+20
HSB-77V	25	690(70)	755—900 (77—92)	16	—	—

Сталь	Толщина проката, мм	Механические свойства				
		$\sigma_{0,2}$, Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ при		$T_{кр}$, °С вдоль прокатки
				$l_0=5d_0$	$l_0=50,8$ мм	
BH 57V	10	600 (61)	640—785 (65—80)	16	—	—
T1	63	690 (70)	795—930 (81—95)	—	18	—46
A-XTPA	50	540—735 (55—75)	640—980 (65—100)	—	18—15	—
Fortiweld	19	420 (43)	570—670 (58—68)	—	17	—
QT 35	—	445 (46)	650 (66)	—	24	—
80 H α ES	79	640 (65)	735 (75)	13	—100	—
MTR	30	690 (70)	785—930 (80—95)	13	—10	—
YND-37	26	360 (37)	490 (50)	23	—	—
YND-58	26	570 (58)	665—805 (68—82)	20	—	—
NK-Hiten 60	—	450 (46)	590 (60)	16	—10	—
NK-Hiten 80	51	1690 (70)	785 (80,0)	—	19	—
Hi-Z	—	690 (70)	785—930 (80—95)	—	20	—
QT 60A	—	470 (48)	590 (60)	—	16	—
QT 60 B	—	450 (46)	590 (60)	—	16	—
K-0	50	690 (70)	785—930 (80—95)	—	18	—
Welten 60	32	450 (46)	590—690 (60—70)	—	16	—
Welten 80	50	690 (70)	785—930 (80—95)	—	19	—10
Welten 100 N	32	880 (90)	950—1130 (97—115)	—	15	—45
Aldur 45/60	50	440 (45)	590—735 (60—75)	1050	—	—
Aldur 50/68	30	490 (50)	640—785 (65—80)	1050	—	—
Aldur 55/68	25	540 (55)	670—815 (68—83)	1000	—	—
Aldur 58/72	25	570 (58)	705—835 (72—85)	1000	—	—
Fortiweld	100	440 (45)	570—670 (58—68)	—	12	—
Algoma 90	—	620 (63)	795 (81)	—	18	—

позволяют применять сварку термоупрочненных изделий без снижения прочности сварного соединения. Химический состав и механические свойства высокопрочных свариваемых зарубежных сталей приведены в табл. 34, 35. Как видно из таблицы, предел прочности большинства сталей после улучшения составляет 785—980 Мн/м^2 (80—100 кг/мм^2). Эти стали, как правило, имеют низкое содержание углерода (обычно до 0,20%) и являются в большинстве своем многокомпонентными. Основными легирующими элементами являются марганец и никель в сочетании с хромом, молибденом, медью. Применяются также такие карбидо- и нитридообразующие элементы, как ванадий, бор, титан и цирконий в количестве около 0,1%. Карбидообразующие элементы обуславливают вторичное твердение при отпуске и таким образом препятствуют снижению прочности улучшенной стали в зоне термического влияния при сварке. Следует отметить, что в разработанных за рубежом высокопрочных сталях широко применяют молибден. Как видно из табл. 36, в Англии и Франции высокопрочные стали содержат молибден, в США 84% марок высокопрочных сталей легированы этим элементом в количестве от 0,10 до 0,40% (табл. 36).

Таблица 36

Количество применяемых за рубежом высокопрочных сталей, %, содержащих те или иные легирующие элементы

Страна	Количество марок сталей, % содержащих							
	Cr	Ni	Cu	Mo	B	V	Zr	Ti
США	91	45	35	84	55	39	6,5	19
ФРГ	50	88	12	50	25	88	12	—
Англия	75	75	—	100	25	50	—	—
Франция	100	100	67	100	—	100	—	—
Япония	59	70	47	59	30	53	—	—

Во многих случаях легирование молибденом применяют в сочетании с микролегированием бором. Эффективность совместного влияния этих элементов связана с тем, что присадка нескольких тысячных процента бора в сочетании с молибденом сильно задерживает образование свободного феррита при охлаждении и дает возможность в широком интервале скоростей охлаждения полу-

чить бейнитную структуру [181]. Это облегчает улучшение и способствует получению равномерных свойств по сечению проката.

Японской фирмой Ниппон Кокан разработана новая высокопрочная сталь НК-Хитен 80А состава: до 0,18% С; 0,6% Si; 1,0% Mn; 0,03% P; 0,035% S; 0,15% Cu; 1,2% Cr; 0,6% Mo, 0,15% V; 0,1% Zr; 0,006% В [130].

В отличие от ранее разработанной марки НК-Хитен 80 (см. табл. 34, 35) эта сталь не содержит никеля и не склонна к коррозии под напряжением. После закалки и высокого отпуска в листах толщиной 6—13 мм предел прочности составляет 785—930 Mn/m^2 (80—95 $KГ/мм^2$), предел текучести — не ниже 690 Mn/m^2 (70 $KГ/мм^2$), относительное удлинение — 16% и более. Близкие свойства имеет разработанная также японской фирмой Фудзи сэйтецу высокопрочная сталь P80, содержащая до 0,16% С; 0,15—0,55% Si; 1,0—1,5% Mn; 0,4—0,7% Mo; 0,02—0,05% Nb; около 0,005 В; не более 0,025% S и P. Эта сталь отличается лучшей свариваемостью и лучшей сопротивляемостью хрупкому разрушению, чем аналогичные американские стали типа T1.

В США разработана высокопрочная сталь для толстых листов, содержащая 0,15—0,22% С; 0,65—1,0% Mn; 0,2—0,35% Si; 0,7—1,0% Ni; 0,2—0,35% Cr; 0,15—0,30% Mo; 0,02—0,06% Al и 0,0005—0,004% В.

В листах толщиной до 25 мм после закалки и отпуска при 595°C предел текучести составляет 620 Mn/m^2 (63 $KГ/мм^2$), предел прочности 690 Mn/m^2 (70 $KГ/мм^2$), отношение $\sigma_t : \sigma_b$ более 0,80 при относительном удлинении и сужении соответственно 20 и 50%; ударная работа при —100°C превышает 20 Мдж (2 $KГ \cdot м$). Сталь хорошо сваривается и обладает малой чувствительностью к отпускной хрупкости [130].

Высокопрочные улучшаемые стали применяют за границей для изготовления толстого и тонкого листов, сортового проката и труб [182].

Так, например, еще в 1953 г. прокат углового профиля из термически упрочненной низколегированной стали T1 (см. табл. 34, 35) впервые был применен в США при изготовлении стрелы крана.

В Лос-Анжелосе (США) построен сварной мост, основные элементы которого изготовлены из стали T1. С использованием стали T1 построен также сварной мост

Бенеан-Мартин (США) и плотина Нехсонской ГЭС (США) мощностью 500 тыс. кВт.

В Кувейте американскими фирмами из стали Т1 построен резервуар высотой 18 м, диаметром 80 м, емкостью 100 тыс. м³.

Угловые профили из этой же стали были применены в США при строительстве пусковой вышки для запуска космических ракет.

В ФРГ и Японии высокопрочные стали, имеющие предел прочности 590—690 Мн/м² (60—70 кг/мм²), применяют для изготовления резервуаров высокого давления, сварных труб большого диаметра для гидроэлектростанций, мостов и других конструкций.

Стали с пределом текучести 980 Мн/м² (100 кг/мм²) и выше применяют для изготовления деталей ядерных реакторов, дисков турбин, толстостенных котлов высокого давления, а также применяют в судостроении. Высокопрочные стали используют также для изготовления трубопроводов, железнодорожных вагонов, рам и кузовов грузовых автомашин, стрел кранов и других конструкций.

Хотя стоимость холодной обработки (гибка, отбортовка, механическая обработка резанием) улучшенной стали выше, чем термически необработанной, общий объем затрат при применении высокопрочных сталей снижается за счет уменьшения массы конструкции и увеличения полезной емкости резервуаров, кузовов и др. Так, например, при строительстве в Монреале (Канада) сварной телерадиобашни высотой 110 м за счет применения высокопрочной стали Т1 с пределом текучести 690 Мн/м² (70 кг/мм²) удалось снизить расход металла на 50% [185]. В настоящее время высокопрочные стали представляют новую группу весьма ценных материалов для изготовления различных конструкций и сооружений. Их применение позволяет снизить расход металла, уменьшить массу сооружений, эксплуатационные расходы и одновременно повысить надежность и срок службы конструкций.

Сталь для железнодорожных колес

Железнодорожные цельнокатаные колеса для вагонов и локомотивов изготавливают из двух марок спокойной мартеповской стали, выплавленной основным процессом:

марка стали I (0,52—0,60% С; 0,17—0,37% Mn; 0,50—0,80% Si; 0,04% P; 0,04% S) и марка стали II (0,57—0,65% С; 0,17—0,37% Mn; 0,50—0,80% Si; 0,04% P; 0,04% S).

В стали допускается остаточное содержание никеля, хрома и меди в количествах до 0,25% каждого.

Работами Всесоюзного научно-исследовательского института железнодорожного транспорта (ЦНИИ МПС) было установлено, что с повышением содержания углерода в стали увеличивается количество дефектов на поверхности катания колеса, связанных с тепловыми явлениями, возникающими в процессе движения колеса по рельсу «юзом» и при его торможении тормозными колодками. В то же время уменьшение содержания углерода снижает прочность стали и тем самым уменьшает сопротивление износу и контактному усталостным разрушениям.

Поскольку к колесам предъявляют большой комплекс требований, при этом часто противоречивых, были проведены работы по повышению надежности и долговечности колес путем изготовления их из низколегированных и микрелегированных марок сталей.

Новые марки стали для изготовления цельнокатаных колес для условий высокоскоростного движения поездов следует создавать на основе стали с содержанием 0,30—0,50% С. Для получения высоких значений прочности и необходимого структурного состояния в эту сталь следует вводить легирующие элементы.

Применяемые легирующие элементы должны быть недефицитными. Легирование стали не должно приводить к значительному ее удорожанию и к усложнению технологии изготовления цельнокатаных колес.

На протяжении многих лет институтами и промышленными предприятиями черной металлургии, железнодорожного транспорта и транспортного машиностроения были проведены работы по изысканию составов стали, изготовлению и испытанию при эксплуатации цельнокатаных колес из легированных марганцем, кремнием, никелем, хромом, ванадием, титаном и бором марок сталей.

Для изыскания эффективных составов колесной стали, обеспечивающих в термически упрочненном состоянии существенное повышение служебных свойств колес, проведены исследования по разработке основ легирова-

ния колесной стали. Для этого было изучено раздельное и совместное влияние различных легирующих элементов (в широком диапазоне их содержания) на комплекс свойств, определяющих надежность и долговечность цельнокатаных колес. В результате исследований определены оптимальные содержания каждого из легирующих элементов (углерода, марганца, кремния, хрома, ванадия и титана), обеспечивающие получение цельнокатаных колес с заданным уровнем механических свойств.

На основании этих данных на Днепропетровском трубoproкатном заводе им. К. Либкнехта в 1966 г. были выплавлены десять плавок низколегированных сталей и из них изготовлены цельнокатаные колеса, которые в термически обработанном состоянии показали значительное повышение механических свойств. Эта работа позволяет рекомендовать эффективные составы низколегированных и микролегированных сталей для изготовления вагонных (на основе сталей с содержанием 0,3—0,5% С) и локомотивных (с более высоким содержанием углерода) колес.

Из этих сталей изготавливают промышленные партии вагонных и тепловозных цельнокатаных колес для эксплуатационных испытаний.

На Нижне-Тагильском металлургическом комбинате Украинским научно-исследовательским институтом металлов и ЦНИИ МПС были опробованы хромистая и хромомарганцовистая марки стали на основе низкого содержания углерода (0,2—0,3). Из этих сталей изготовлены промышленные партии цельнокатаных колес для эксплуатационных испытаний под опытными маршрутами.

Полуспокойная сталь для арматуры

Структура и свойства полуспокойной стали Ст.5пс в горячекатаном и термически обработанном состоянии. В последние годы на металлургических заводах проводятся широкие исследования полуспокойной стали.

В настоящее время полуспокойную сталь внедряют в производство.

На Макеевском металлургическом заводе выплавляют полуспокойную арматурную сталь взамен спокойной для арматуры диаметром 14—16 и 32—36 мм.

Опытные плавки полуспокойной стали Ст. 5пс, микролегированные ниобием, титаном, ванадием, были прокатаны на арматурный профиль № 16.

Опытно-промышленные плавки полуспокойной стали с микродобавками были исследованы в сравнении с полуспокойной сталью текущего производства марки Ст.5пс. Так как целью этой работы являлось установление возможности замены спокойных сталей полуспокойными, то полученные данные сравнивали с результатами исследований спокойной стали Ст. 5 сп, проведенными ранее.

Химический состав стали и механические свойства в горячекатаном состоянии приведены в табл. 37. Введение микродобавок не вносит существенных изменений в структуру и свойства стали в горячекатаном состоянии. Увеличение содержания марганца повышает склонность стали к перегреву, мало влияя на свойства. Легирование ванадием обуславливает получение металла, более чистого по неметаллическим включениям. По-видимому, этим объясняется и большая однородность пластических свойств в сталях, легированных ванадием.

Таблица 37

Химический состав (%) опытно-промышленных плавок и механические свойства¹ стали в горячекатаном состоянии

Номер плавки	C	Mn	Si	S	P	Прочие	HV	σ_B , Мн/мм ² (кг/мм ²)	$\sigma_{0,2}$, Мн/мм ² (кг/мм ²)	δ_5 , %
24548	0,28	0,34	0,05	0,034	0,018	0,02 Ti	167	565 (58,0)	400 (41,0)	25,7
25691	0,31	0,92	0,07	0,038	0,036	0,04 Nb	174	580 (59,5)	398 (40,5)	25,0
25626	0,25	1,23	0,07	0,042	0,022	0,05 V	167	585 (60,0)	435 (44,5)	23,7
25694	0,30	1,12	0,05	0,038	0,042	0,03 Nb	187	585 (60,0)	400 (41,0)	23,7
24567	0,34	1,30	0,08	0,045	0,032	0,04 V	207	730 (74,5)	500 (51,0)	19,5
153456	0,36	0,74	0,12	0,028	0,018	—	167	555 (57,0)	360 (37,0)	21,5

¹ Приведены средние значения из трех замеров

Механические свойства всех исследованных плавок в горячекатаном состоянии соответствуют требованиям класса А-II ГОСТ 5781—61. Плавки с повышенным содержанием марганца обладают свойствами, близкими к свойствам класса А-III. Уровень свойств

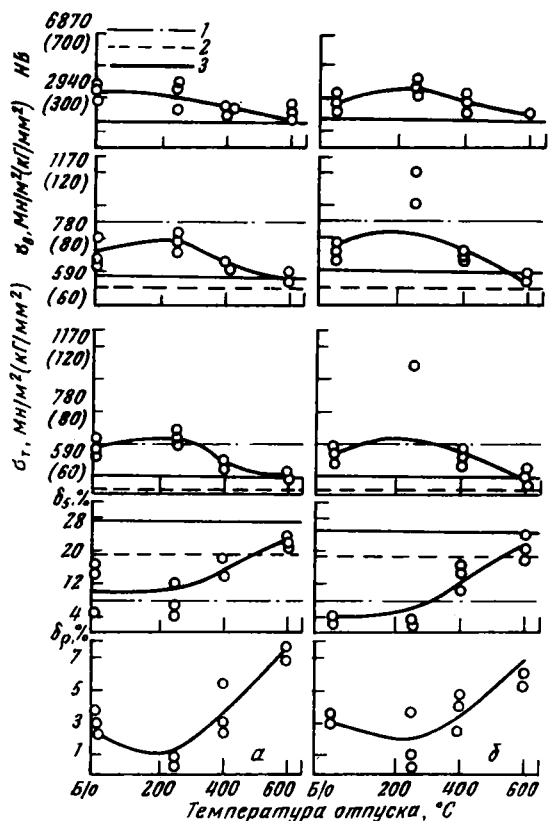
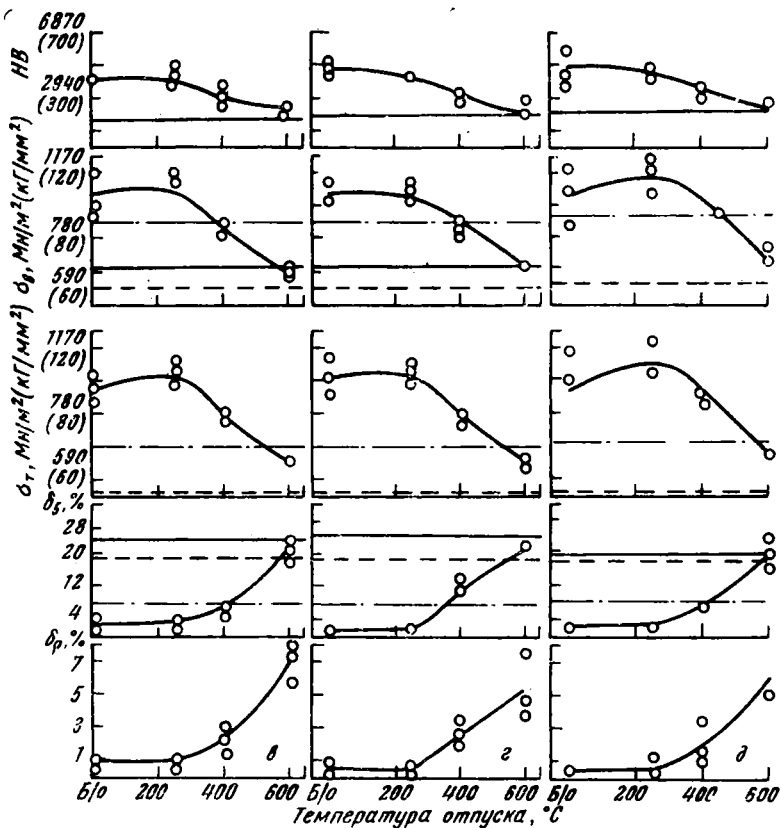


Рис. 63. Влияние температуры отпуска после закалки профиля № 16 с 950°C
 0,04% Nb (б); 0,05% V (а);
 1 — свойства, соответствующие классу Ат-IV по ГОСТ 10884—64; 2 — свойст

для стали с высоким содержанием марганца (плавки 25626 и 23567) не отличается от уровня свойств стали 35ГС, выплавляемой в настоящее время.

Микроструктура, получаемая в результате закалки в воде с 950°C арматурного профиля № 16 из исследуемых сталей, свидетельствует о том, что во всех случаях наблюдается выделение структурно свободного феррита, количество которого уменьшается с увеличением эквивалентного содержания углерода и марганца. В стали с ма-



в воде на механические свойства полусюковой стали с 0,02% Ti (а); 0,03% Nb (б); 0,04% V (в); 3 — горячекатаное состояние по ГОСТ 5781—61

лым содержанием марганца вокруг выделившегося феррита образуются структуры диффузионного распада (троостита), в то время как в сталях с повышенным содержанием марганца после выделения структурно-свободного феррита весь оставшийся аустенит превращается бездиффузионно. Об этом свидетельствует равномерная травимось и игольчатый характер продуктов распада. Поскольку мартенситная точка для сталей с содержанием углерода 0,3% лежит при температуре около 350°C, то

можно предположить, что мартенсит, образующийся в процессе закалки, сразу же отпускается; в результате конечной структурой является частично отпущенный мартенсит.

После закалки проводили отпуск в течение часа при температурах 250, 400 и 600°C. Исследование влияния температуры отпуска на механические свойства стали (рис. 63) показывает, что увеличение содержания марганца выше 1% приводит к резкому повышению прочностных характеристик. Изменения свойств закаленных сталей наблюдаются лишь после отпуска при температурах выше 250°C, что свидетельствует о том, что распад аустенита при закалке произошел выше этих температур.

В интервале температур отпуска 300—600°C наблюдается резкое снижение прочностных и повышение пластических характеристик. Из хода кривых изменения свойств можно сделать заключение о возможности получения в арматуре свойств, соответствующих свойствам класса Ат-IV по ГОСТ 10884—64 с помощью термической обработки. Температура отпуска 400°C для всех трех плавок с повышенным содержанием марганца обеспечивает получение такого комплекса свойств.

За последнее пятилетие Институтом черной металлургии (Днепропетровск) проведено большое число новых исследований, имевших целью широкое внедрение полуспокойных углеродистых и низколегированных сталей в производство для изготовления проката разнообразного сортамента (листов, фасонных профилей арматуры для железобетона). Результаты этих исследований в большинстве своем уже опубликованы в периодической литературе. Здесь мы отметим лишь, что полуспокойные низколегированные термически упрочненные стали получают в настоящее время широкое применение в народном хозяйстве.

2. Влияние углерода и других элементов на свойства термически упрочняемых сталей

Влияние углерода

Комплекс механических свойств стали определяется свойствами структурных составляющих: формой, количеством, размерами и характером распределения их в

объеме металла. Эффективное влияние углерода на свойства стали объясняется активным влиянием его на кинетику распада аустенита, играющую важную роль при формировании структурного состояния стали.

Работы по изучению влияния углерода на свойства стали и определению оптимального содержания его в изделиях определенного назначения можно разделить на две группы.

Первая группа исследований характеризуется тем, что в основу методики изучения влияния углерода на свойства стали с различным его содержанием положено соблюдение одинакового режима термической обработки.

Э. Гудремон [186] приводит данные, свидетельствующие о повышении прочностных и снижении пластических свойств при увеличении содержания углерода в стали от 0,1 до 0,9% в отожженном состоянии. Последнее позволило исключить влияние скорости охлаждения на свойства изделий с различным сечением.

Проведенное А. П. Гуляевым [168] исследование свойств стали Ст.5, подвергнутой закалке с последующим отпуском при температуре 360—380°C показало, что при повышении содержания углерода на каждые 0,01% предел прочности увеличивается на 10—13 Mn/m^2 (1—1,3 Kr/m^2), предел текучести на 20—50 Mn/m^2 (2—5 Kr/m^2), а относительное удлинение снижается в среднем на 0,1%.

Подробные качественные закономерности получены при изучении свойств толстолистовой кипящей стали с различным содержанием углерода, закаленной с печного нагрева в закалочном прессе до полного охлаждения [187]. В результате такой обработки отмечено резкое повышение прочностных характеристик при содержании выше 0,18% С. С увеличением содержания углерода уменьшается относительное удлинение и плавно снижается ударная вязкость. Ударная вязкость резко падает при содержании углерода выше 0,20%. Наилучшее сочетание механических свойств имеют листы из стали, содержащей 0,12—0,18% С.

К такому же выводу пришли авторы ряда других работ, в которых материалом исследования служили листы толщиной 12—25 мм и фасонный прокат (балки № 27—55) [188] из низкоуглеродистой стали после закалки с печного и прокатного нагрева до полного охлаждения без последующего отпуска.

Результаты этих работ позволили сделать общие выводы [80], в соответствии с которыми содержание углерода в низкоуглеродистой стали, подвергаемой термическому упрочнению, рекомендуется в пределах 0,14—0,18%.

Исследование свойств углового профиля размером $32 \times 32 \times 4$ мм, полученных при термическом упрочнении с полным охлаждением, показало, что требуемый комплекс свойств может быть обеспечен при содержании не выше 0,11% С [74].

Влияние углерода на ударную вязкость стали оценивают по аналогии с его влиянием на пластические свойства [189]. С повышением содержания углерода в доэвтектоидных сталях ударная вязкость образцов при комнатной температуре в отожженном, нормализованном и термически улучшенном состояниях понижается. Увеличение содержания углерода вызывает сдвиг порога хладноломкости в сторону более высоких температур и понижает общий уровень вязкости [190].

Таким образом, анализ влияния углерода на свойства стали, полученные при неизменных режимах ее термической обработки, послужил основой общепринятых представлений, в соответствии с которыми углерод оценивается как элемент, повышающий прочностные свойства и снижающий пластичность и вязкость стали [191].

В соответствии с этим в качестве оптимального принимают такое содержание углерода, при котором упрочнение изделия данного размера по заданному режиму гарантирует получение допустимого уровня пластических свойств стали.

Термообработка стали с различным содержанием углерода по одинаковому режиму приводит к получению неравноценных структурного состояния и свойств.

Вместе с тем, если сталь с разным содержанием углерода термически обработать на какой-либо один уровень прочности или пластичности, можно проследить за влиянием этого элемента на комплекс других свойств.

В работах [193, 194] приведены результаты исследования влияния содержания углерода на свойства высокоуглеродистых низколегированных сталей, которые получены на плавках с содержанием 0,38—0,70% С, обработанных на одинаковую твердость с помощью подбора температуры отпуска.

При одинаковой твердости предел прочности оказался одинаковым при всех содержаниях углерода. Предел текучести при отпуске на твердость 450 *HV* с повышением содержания углерода возрастает, а при обработке на твердость 350 *HV* несколько снижается.

Анализ данных, характеризующих влияние углерода на пластические свойства [193], показывает, что увеличение содержания углерода с 0,4 до 0,5% приводит к незначительному снижению пластических свойств.

Интенсивное падение пластичности наблюдается при повышении содержания углерода выше 0,5%. Ударная вязкость стали снижается равномерно во всем диапазоне содержания углерода, а зависимость предела выносливости носит экстремальный характер (максимальный предел выносливости соответствует содержанию углерода 0,60—0,65%).

Сопоставление результатов механических испытаний термически обработанной рельсовой стали [195] показывает, что увеличение содержания углерода от 0,56 до 0,76% приводит к повышению прочностных свойств, не меняя относительного удлинения.

При исследовании [196] влияния углерода на хладноломкость низколегированной стали с 0,19—0,55% С, обработанной на одинаковую твердость, оказалось, что с повышением содержания углерода порог хладноломкости смещается в сторону низких температур.

Таким образом, результаты исследований, полученные на средне- и высокоуглеродистых низколегированных сталях, обработанных на одинаковый уровень прочности, в целом ряде случаев не совпадают с общепринятыми представлениями о влиянии углерода на свойства стали.

Представляет интерес выявление с этих позиций роли углерода в формировании комплекса свойств низкоуглеродистой стали при ее термическом упрочнении.

Материалом для исследования служил угловой профиль размерами 40×40×4 и 36×36×4 мм стали марок КСт.3 и КСт.5 с содержанием углерода в пределах 0,11—0,35%. Химический состав опытных плавок приведен в табл. 38. Плавки 1—4 упрочняли с электрического нагрева (контактный нагрев). Скорость охлаждения в процессе закалки составляла 150—200 град/сек. Вторую группу плавок (5—8) с примерно такой же концентрацией углерода упрочняли с прокатного нагрева. В этом

случае скорость охлаждения находилась в пределах 300—350 град/сек. В обоих случаях после ускоренного охлаждения сталь подвергали отпуску при температурах 200—600°C через каждые 50°C. Предел текучести, предел прочности и относительное удлинение (δ_{10}) определяли на образцах размером 4×30×300 мм; ударную вязкость — на нестандартных образцах размером 3,5×8×55 мм с надрезом Менаже.

Таблица 38

Химический состав (%) опытных плавок

Номер плавки	Сталь	C	Si	Mn	P	S
1	КСт. 1 кп	0,11	0,02	0,41	0,017	0,033
2	КСт.3кп	0,18	0,02	0,47	0,014	0,024
3	КСт.3	0,22	0,23	0,64	0,029	0,038
4	КСт.5	0,34	0,28	0,68	0,018	0,027
5	КСт.3	0,15	0,18	0,65	0,018	0,048
6	КСт.3	0,19	0,23	0,62	0,019	0,029
7	КСт.5	0,28	0,21	0,62	0,008	0,021
8	КСт.5	0,35	0,22	0,65	0,008	0,023

Принятая технология термической обработки позволила получить широкий набор прочностных и пластических свойств стали с разным содержанием углерода.

На рис. 64 сопоставлены зависимости между пределом текучести и относительным удлинением, полученные на стали с различным содержанием углерода, упрочненной с прокатного и электрического нагрева.

Анализ приведенных данных показывает, что сочетание прочностных и пластических свойств улучшается по мере увеличения содержания углерода в стали. Так, при упрочнении с прокатного нагрева стали КСт.3 с 0,15% С при относительном удлинении, равном 16%, предел текучести составил 520 Мн/м² (53 кг/мм²). Сталь КСт.5 с 0,35% С имеет предел текучести 635 Мн/м² (65 кг/мм²). При упрочнении этих же плавок до значения предела текучести, равного 635 Мн/м² (65 кг/мм²), увеличение содержания углерода с 0,15 до 0,35% повысило относительное удлинение с 11,8 до 15,5%.

На стали, упрочненной с электрического нагрева, положительное влияние углерода более значительное, что может быть объяснено пониженной скоростью охлаждения металла в процессе закалки.

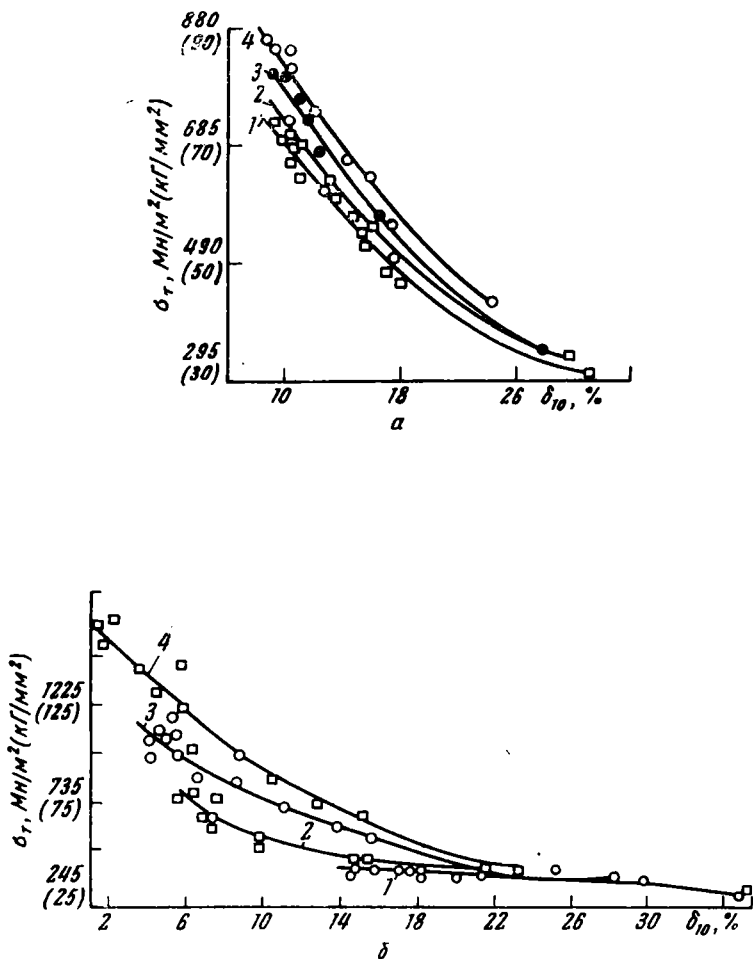


Рис. 64. Связь между пределом текучести и относительным удлинением термически упрочненной стали:
 а — с прокатного нагрева (1, 2, 3, 4 — содержание углерода соответственно 0,15; 0,19; 0,28; 0,35); б — с электрического нагрева (1, 2, 3, 4 — содержание углерода соответственно 0,11; 0,18; 0,22; 0,34)

Для выявления влияния углерода на свойства термически упрочненной низкоуглеродистой стали определяли относительное удлинение, предел прочности и ударную вязкость стали с различным содержанием углерода при одинаковых уровнях предела текучести: 490, 590, 685 и 785 Мн/м^2 (50, 60, 70, 80 кг/мм^2).

Таким образом, в качестве параметра, характеризующего в определенной мере структурное состояние, был принят предел текучести. Известно, что величина предела текучести находится в зависимости от дислокационной структуры стали [197]. Кроме того, предел текучести является одной из основных характеристик, используемых в инженерных расчетах.

На рис. 65 показана зависимость относительного удлинения, ударной вязкости и предела прочности от содержания углерода в низкоуглеродистой стали (0,15—0,35% С).

Для сталей, содержащих углерод в пределах 0,47—1,12, аналогичные зависимости (рис. 65) построены по результатам испытания механических свойств, проведенного в работе [198].

Анализ представленных данных показывает, что с увеличением содержания углерода с 0,15 до 0,35% в стали, упрочненной с прокатного и электрического нагревов при одинаковых уровнях предела текучести, наблюдается повышение относительного удлинения. Максимальное значение ударной вязкости получено при содержании углерода, равном 0,28%. Повышение содержания углерода с 0,47 до 1,12% приводит к некоторому снижению относительного удлинения при значении предела текучести, равном 590 Мн/м^2 (60 кг/мм^2). При более высоких значениях предела текучести относительное удлинение с повышением содержания углерода практически не изменяется.

Обращает на себя внимание значительное падение ударной вязкости с повышением содержания углерода в этом диапазоне значений. Тенденция к повышению предела прочности с увеличением содержания углерода свидетельствует о его благоприятном влиянии на отношение $\sigma_T : \sigma_B$.

Положительное влияние углерода на сочетание прочностных и пластических свойств термически упрочненной низкоуглеродистой стали, очевидно, может быть объяс-

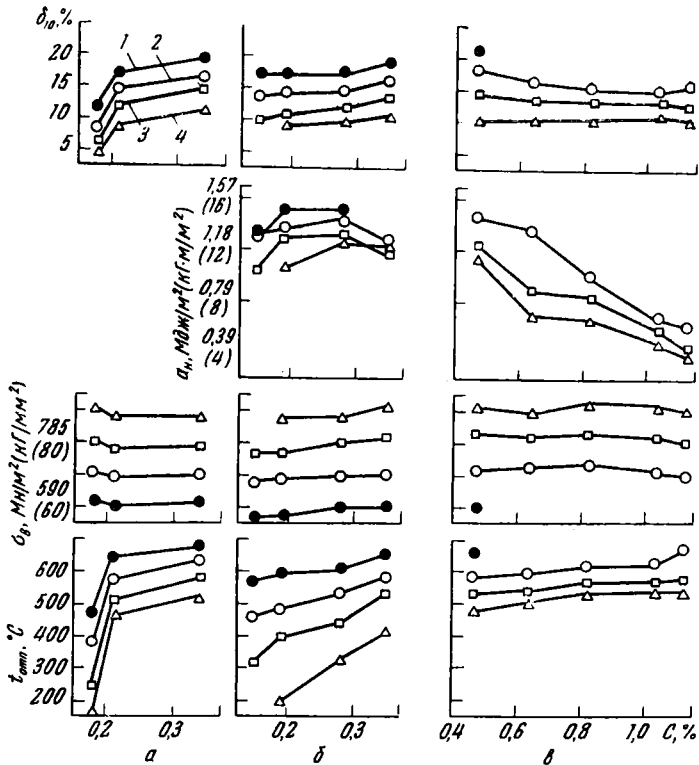


Рис. 65. Влияние углерода на механические свойства стали, упрочненной:

а — с электрического нагрева; б — с прокатного нагрева; в — кривые построены по данным работы [198] (1, 2, 3, 4 — уровни предела текучести соответственно 500, 600, 700, 800 Мн/м^2 (50, 60, 70 и 80 кг/мм^2))

нено тем, что при неизменных условиях охлаждения с увеличением содержания углерода повышается однородность исходных структур, определяющих характер распределения карбидов в объеме металла в опущенном состоянии. Кроме того, важное значение, по-видимому, имеет то, что для получения одинакового уровня прочности температура отпуска стали с увеличением содержания углерода повышается. Это приводит к получению более равновесного состояния структурных составляющих, в результате пластическая деформация облегчается.

На основании полученных результатов можно сделать вывод, что наиболее благоприятное сочетание прочностных, пластических и вязких свойств наблюдается при содержании углерода 0,25—0,30%. Такое содержание углерода является предельным с точки зрения свариваемости стали. Понятие «свариваемость» включает в себя процессы, происходящие при сварке и приводящие к разупрочнению, а также процессы, связанные с закалкой металла в околошовной зоне.

По данным ряда работ [66, 199, 200], верхний предел содержания углерода в высокопрочных низколегированных свариваемых сталях находится на уровне 0,23—0,25%. Результаты исследования [168] влияния углерода на свариваемость стали, содержащей 1,35—1,40% Mn и 0,76—1,0% Si, показали, что при содержании углерода 0,20—0,26% прочностные и пластические свойства около шовной зоны достаточно высоки при всех практически встречающихся скоростях охлаждения.

Принимая во внимание, что наличие легирующих элементов уменьшает критические скорости охлаждения, можно предположить, что для нелегированной термически упрочненной стали верхний предел содержания углерода может быть повышен до 0,25—0,30%. Этот вывод согласуется со справочными материалами [201], в соответствии с которыми сталь 25 (0,22—0,30% C) является хорошо свариваемой.

Выбор химического состава стали проката для термического упрочнения

Выбор химического состава стали путем выплавки опытных плавок и изготовления проката для термического упрочнения в условиях завода весьма труден, а иногда и невозможен.

Представляется целесообразным осуществить выбор стали с помощью изучения теплофизических процессов, происходящих в прокатном изделии при термическом упрочнении, и исследования в этих условиях кинетики распада аустенита. Такие эксперименты были проведены нами над прокатом из стали 35ГС, которую упрочняли закалкой с самоотпуском. На основании полученных закономерностей разработаны рекомендации по приме-

нию углеродистых и легированных хромом сталей для проката, подвергавшегося упрочнению этим методом.

Исследование динамики термических процессов проводили на арматурном профиле № 16 из стали 35ГС (0,34% С; 1% Мп; 0,76% Si; 0,024% S; 0,032% Р).

Для моделирования процессов прерванного охлаждения была создана закалочная машина с регулированием продолжительности закалки по реле времени. Температурный режим закалки и самоотпуска регистрировали при помощи осциллографа Н-700. Прутки нагревали до температуры 1000°C контактным методом от сварочного трансформатора СТ-500. Температура начала закалки составляла 950°C. На закалочной машине подобраны пять режимов охлаждения; максимальная температура самоотпуска при охлаждении по этим режимам соответственно составляла 625, 575, 490, 380 и 330°C. На рис. 66 приведены кривые охлаждения поверхности и центра арматурных прутков при упрочнении по режимам 1 и 5. Как видно из данных, приведенных на рисунке, температура поверхности сравнительно быстро снижается до 150—100°C; дальнейшее охлаждение происходит при практически постоянной температуре поверхности. Известно, что охлаждение при постоянной температуре поверхности обуславливает распределение температур по сечению изделия по параболе с максимумом в центре [202]. От центра к поверхности наблюдается непрерывный перепад температур, который зависит от продолжительности закалки; с увеличением времени закалки перепад температур уменьшается. По окончании интенсивного охлаждения температуры поверхности и центра выравниваются за 3—4 сек.

Охлаждение арматурного прутка до 150—100°C должно вызывать мартенситное превращение в стали. Поскольку центральные слои прутка не достигают температуры начала мартенситного превращения, аустенит в них должен распадаться по сложной кинетике, определяемой в основном режимом охлаждения на воздухе.

Исследования микро- и макроструктуры арматурных прутков, упрочненных по указанным режимам, показали, что макрошлифы имеют явно выраженные наружные и центральные зоны травления; микроструктура этих зон при увеличении 800 раз для режимов 3, 4, 5 практически не различается. Возникло предположение, что кинетика

распада аустенита в наружной и внутренней зонах различна. Для подтверждения этого предположения прутки диаметром 18 мм из стали 40ХН нагревали в соляной

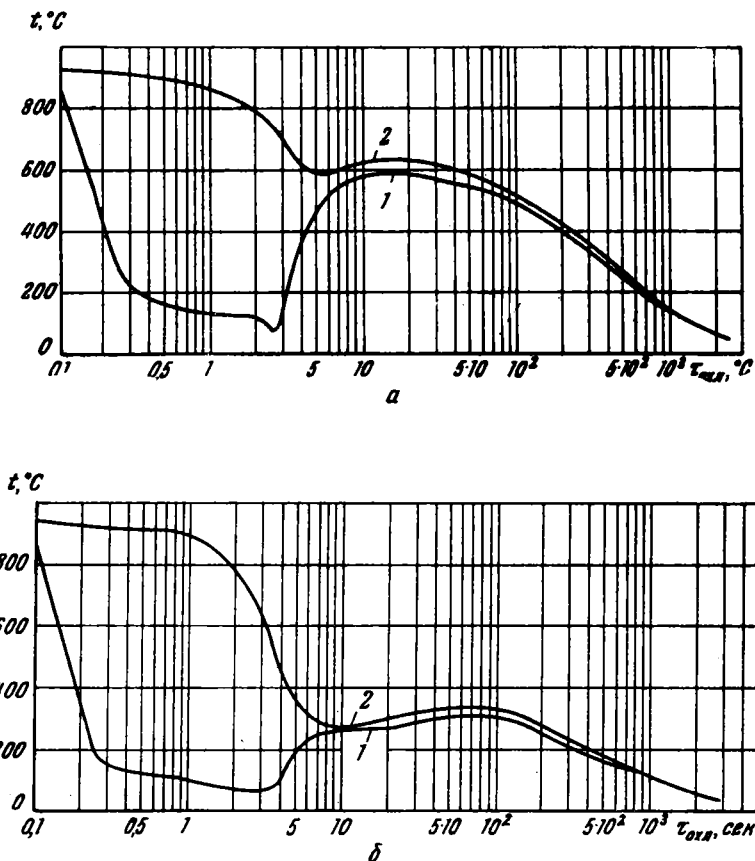


Рис. 66. Кривые охлаждения поверхности (1) и центра (2) арматурного профиля № 16 при температурах самоотпуска 625 (а) и 330°C (б)

ванне до 920°C и охлаждали в закалочной машине в течение времени, соответственно равном 1,9; 2,7; 3; 3,4 и 3,8 сек. После охлаждения каждый пруток за 5—8 сек переносили в свинцовую ванну с температурой 560°C, где выдерживали в течение 3 ч.

Следовало ожидать, что если центральные слои образца не достигают при закалке с самоотпуском температуры M_{II} , то благодаря большой устойчивости аустенит успеет нагреться до 560°C , при которой и произойдет распад. Структуры поверхностных и центральных слоев при этом будут резко различаться; действительно, в центральных зонах произойдет выделение промежуточной структуры (бейнита) и перлита, а в наружных — структура отпущенного мартенсита, образовавшегося в процессе закалки и отпуска при 560°C . Исследование микроструктуры подтвердило эти предположения. На рис. 67 приведена макроструктура пяти прутков стали после описанной обработки.

Таким образом, для изучения процессов распада аустенита, происходящих при закалке с самоотпуском, необходимы термокинетические диаграммы сталей (для изучения распада аустенита в наружной зоне превращения) и диаграммы с усложненной кинетикой, определяемой ходом кривой охлаждения центра изделия. Термокинетическая диаграмма стали

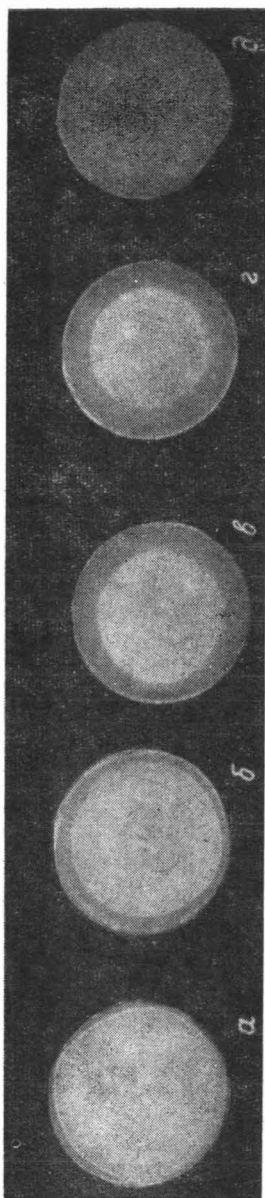


Рис. 67. Макроструктура прутков из стали 40ХН после закалки с самоотпуском по различным режимам и отпуска при 560°C , $\times 1.4$. Продолжительность охлаждения
а — 1,9 сек; б — 2,7, в — 3; г — 3,4; д — 3,8 сек

35ГС, построенная при помощи специального dilatометра [29], приведена на рис. 6.

Для изучения кинетики распада аустенита центральных слоев потребовалась специальная методика. Была создана тепловая модель арматурного профиля № 16, которая представляла собой нержавеющий тигель, заполненный оплавом Вуда (температура плавления 90°C). Изучение распада аустенита с использованием тепловой модели проводили на универсальном dilatометре ДКМ. В программное устройство ДКМ задавали кривые охлаждения центра арматурного профиля, полученные по указанным выше пяти режимам закалки (рис. 67). Регулирующее устройство через реле включало или выключало спираль, надеваемую на модель при охлаждении на воздухе. Для регулирования процессом охлаждения тепловая модель была рассчитана так, что при охлаждении на спокойном воздухе она охлаждалась немного быстрее арматурного профиля № 16.

Dilatометрический образец из стали 35ГС нагревали в печи dilatометра до 950°C, другая печь представляла собой свинцовую ванну с находящимся в ней тиглем-моделью. Температура ванны для каждого режима охлаждения была равна максимальной температуре самоотпуска. С помощью механизма перемещения печей dilatометрический образец помещали в тигель-модель, плавающий в свинцовой ванне, и выдерживали в течение времени, соответствующего началу ладения максимальной температуры самоотпуска. После этого тигель с образцом выводили из свинцовой ванны, включали программный регулятор ДКМ и охлаждали модель на воздухе. По dilatограммам пяти режимов охлаждения была построена диаграмма распада аустенита (рис. 68). Из анализа диаграммы видно, что при распаде аустенита в бейнитной области, вследствие повышенной устойчивости аустенита в этих условиях и непрерывного понижения температуры, в стали образуется некоторое количество мартенсита. Наличие же в стали структур неотпущенного мартенсита резко уменьшает пластичность и вязкость.

По литературным данным, оптимальное сочетание свойств в наружной зоне после закалки с самоотпуском будет достигнуто при условии получения мартенсита отпуском, содержащего не более 10% бейнита. Однако,

выбирая сталь для обеспечения оптимальной структуры в наружной зоне, необходимо учитывать особенности превращения аустенита в центре, где может образовываться большое количество неотпущенного мартенсита, отрицательно влияющего на свойства стали.

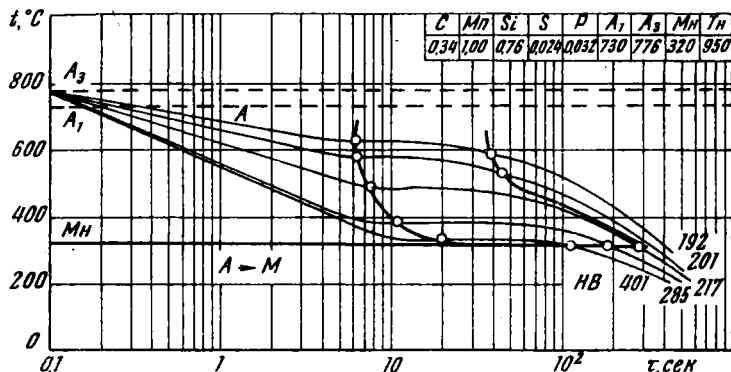


Рис. 68. Усложненная диаграмма распада аустенита стали 35Г

Учитывая сказанное, можно определить основные условия выбора стали, предназначенной для упрочнения закалкой в баке с водой с последующим самоотпуском.

Основным условием является получение мартенситной структуры в наружных слоях проката; эта структура образуется при охлаждении в воде и частично на воздухе в начальный момент самоотпуска за счет тепловой инерции.

Другим условием является соизмеримость продолжительности охлаждения центральных слоев на воздухе с общей устойчивостью аустенита стали, что необходимо для уменьшения количества нежелательных структур в виде неотпущенного мартенсита.

Эти противоречивые условия должны быть определяющими при выборе химического состава (марки стали) для упрочняемого проката.

Для упрощения методики выбора химического состава исследование ряда приведенных ниже сталей ограничивали построением и изучением термокинетических диаграмм. При этом полагали, что качественные особен-

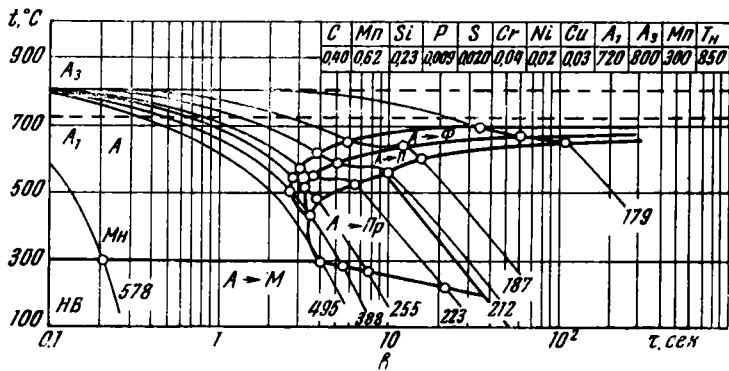
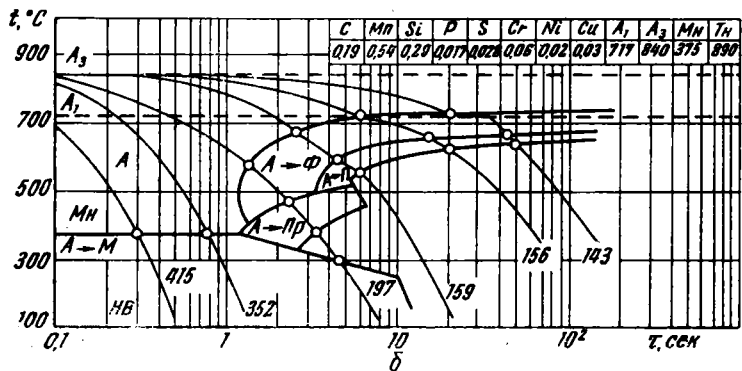
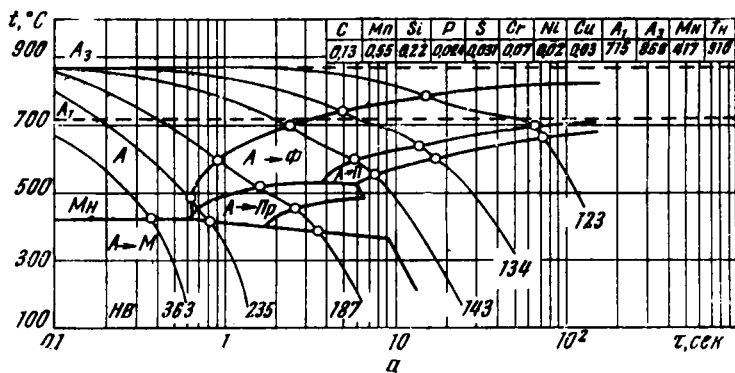
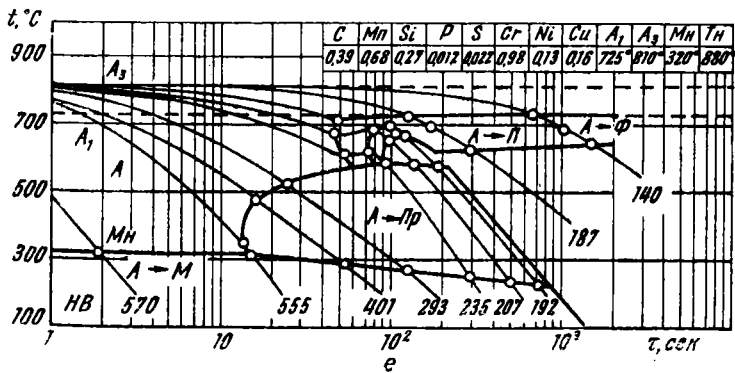
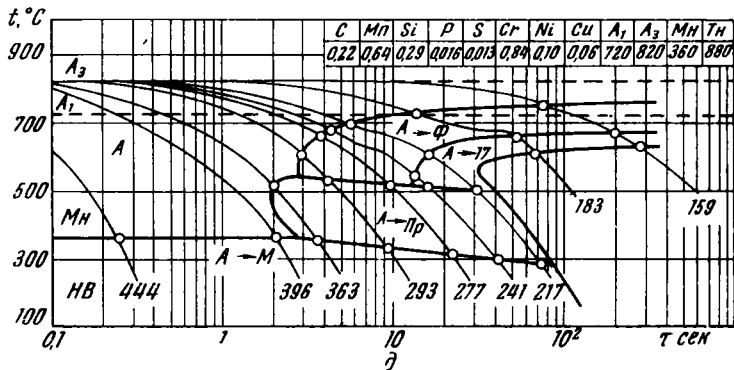
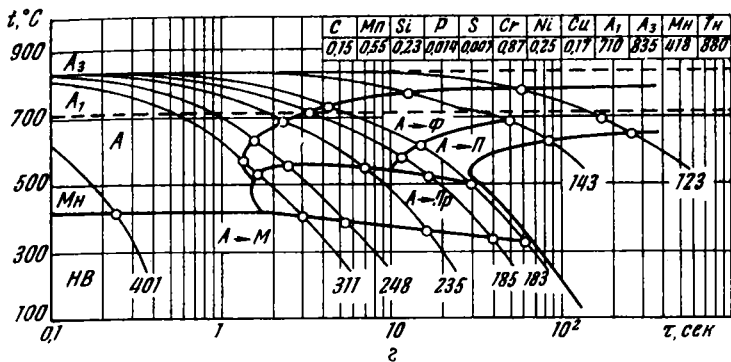


Рис. 69. Термокинетические диаграммы
 а — стали 10; б — стали 20; в — стали



углеродистых и хромистых сталей:
 35; з — 15X; д — 20X; е — 40X

ности, характеризующие кинетику распада аустенита сравнимых сталей при непрерывном охлаждении (по термокинетическим диаграммам), будут присущи также распаду аустенита по усложненной кинетике.

Для исследования применяли стали 10, 20, 35, 15X, 20X, 40X. Термокинетические диаграммы и химический состав исследуемых сталей приведены на рис. 69.

Диаграммы подтверждают известные закономерности: углерод снижает температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода и понижает линию начала мартенситного превращения; хром

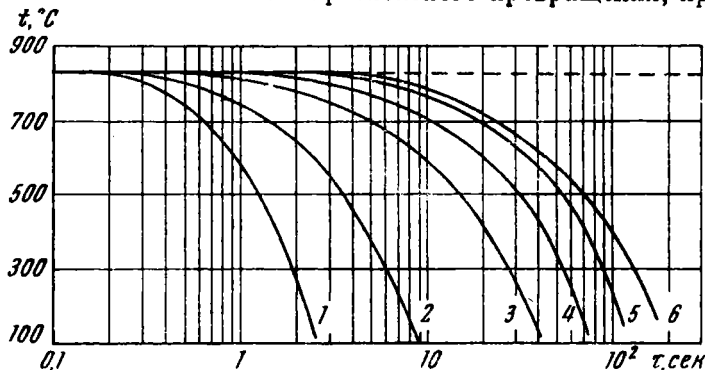


Рис. 70. Кривые охлаждения в баке с водой центра стержня диаметром,

мм:
1 — 40; 2 — 16; 3 — 30; 4 — 50; 5 — 80; 6 — 110

совместно с углеродом сильно увеличивают устойчивость стали в феррито-перлитном интервале, значительно меньше влияют на устойчивость аустенита в бейнитном интервале, однако область бейнитных (промежуточных) структур значительно расширяется. Хром в исследуемых сталях практически не влияет на положение линии M_n .

Исходя из условий выбора стали для упрочнения, необходимо рассматривать конкретный сортамент проката. Для исследований были взяты стержни диаметром 10, 16, 30, 50, 80, 110 мм. Кривые охлаждения их центра в баке с водой приведены на рис. 70. Температура нагрева перед охлаждением составляла 900°C. Кривые охлаждения перестроены от усредненной точки A_3 для всех исследуемых сталей.

При наложении кривых охлаждения на построенные диаграммы следует, что из углеродистых сталей только

сталь 35 обладает полной прокаливаемостью в профиле диаметром 10 мм. Все хромистые стали в образцах диаметром 10 мм имеют сквозную прокаливаемость; сталь 40X прокаливается также в образцах диаметром 16 и 30 мм.

Однако прокаливаемость является необходимым, но недостаточным условием для выбора стали. Необходима еще и соизмеримость устойчивости аустенита стали с продолжительностью охлаждения центра изделия на воздухе после окончания охлаждения в воде. Этому условию в максимальной степени будет удовлетворять сортament, который для конкретной стали обладает минимальным запасом прокаливаемости.

На примере стали 40X можно видеть, что штанги диаметром 10 и 16 мм, имеющие мартенситную прокаливаемость, менее пригодны для упрочнения, чем штанги диаметром 30 мм, так как при упрочнении последних в большей степени удовлетворяется второе условие выбора стали.

Описанная методика позволяет определять марку стали и сортament проката для упрочнения закалкой с самоотпуском.

Структура термически упроченной стали

Исследование процессов превращения аустенита в углеродистых сталях при непрерывном охлаждении

При анализе термокинетических диаграмм углеродистых сталей, построенных различными авторами [25, 203—205], выявляется ряд противоречий: нет единого мнения относительно того, существует ли в углеродистых сталях область промежуточного превращения. Кроме того, не всегда определено положение температурной границы конца образования избыточного феррита. Большинство опубликованных в литературе термокинетических диаграмм для углеродистых сталей имеет левую часть недостроенной, в результате чего трудно судить о закономерностях изменения кинетики превращения аустенита при непрерывном охлаждении в зависимости от содержания углерода.

Нами была построена серия термокинетических диаграмм для углеродистых сталей с различным содержанием углерода (0,15, 0,49, 0,84%), изучена микроструктура, определены физические и механические свойства продуктов превращения аустенита (рис. 71). Это позволило выяснить механизм и кинетику процессов превращения аустенита в зависимости от содержания углерода и скорости охлаждения.

Для построения термокинетических диаграмм был принят дилатометрический метод. Исследуемые образцы нагревали до температуры $A_{c3}+50^{\circ}\text{C}$ и охлаждали по различным режимам. При малых скоростях охлаждения (до 20 град/сек) применяли усовершенствованный дилатометр Шевенара с оптической записью [206]; при больших скоростях охлаждения (до 1000 град/сек) — безынерционный быстродействующий дилатометр на датчиках сопротивления [29]. Дополнительно использовали металлографический метод исследования, определение

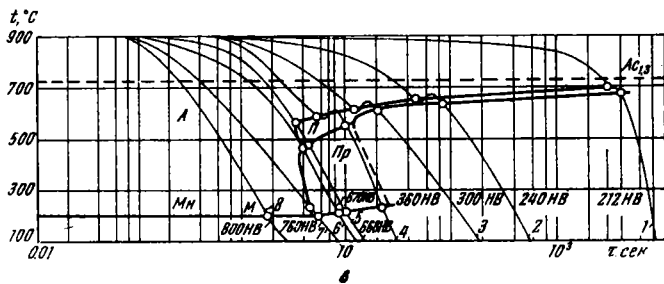
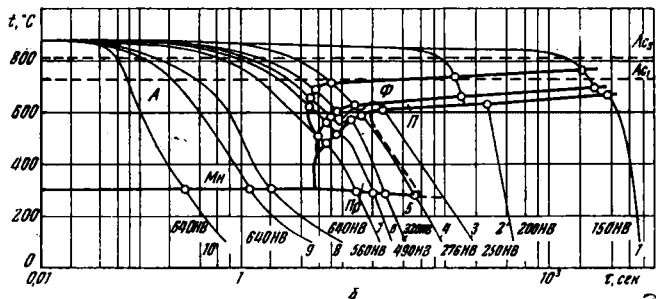
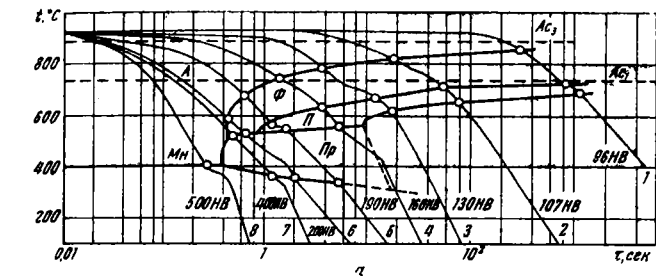


Рис. 71. Термокинетические диаграммы исследуемых сталей:
 а — сталь 15 (0,15% С; 0,45% Мп; 0,26% Si; 0,027% S; 0,028% P),
 $t_{\text{ауст}} = 930^{\circ}\text{C}$; б — сталь 45 (0,49% С; 0,76% Мп; 0,28% Si; 0,007% S;
 0,044% P), $t_{\text{ауст}} = 880^{\circ}\text{C}$; в — сталь У8 (0,84% С; 0,26% Мп; 0,18%
 Si; 0,013% S; 0,014% P), $t_{\text{ауст}} = 900^{\circ}\text{C}$

микротвердости структурных составляющих, измерение коэрцитивной силы и удельного электросопротивления. Возможность осуществить запись быстрых режимов охлаждения позволила исследовать температурные области превращения аустенита в левой части диаграмм, соответствующей малому времени охлаждения (0,3—0,6 сек).

Анализ диаграмм указывает, что с повышением содержания углерода устойчивость аустенита растет с

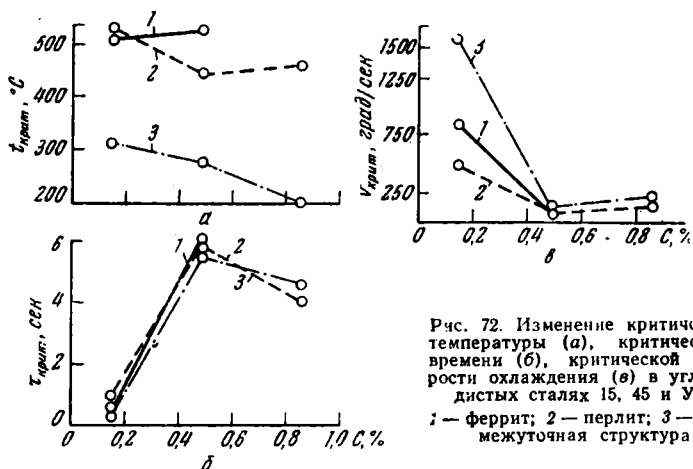


Рис. 72. Изменение критической температуры (а), критического времени (б), критической скорости охлаждения (в) в углеродистых сталях 15, 45 и У8: 1 — феррит; 2 — перлит; 3 — промежуточная структура

увеличением содержания углерода до 0,6%. Дальнейшее увеличение содержания углерода приводит к постепенному понижению устойчивости аустенита.

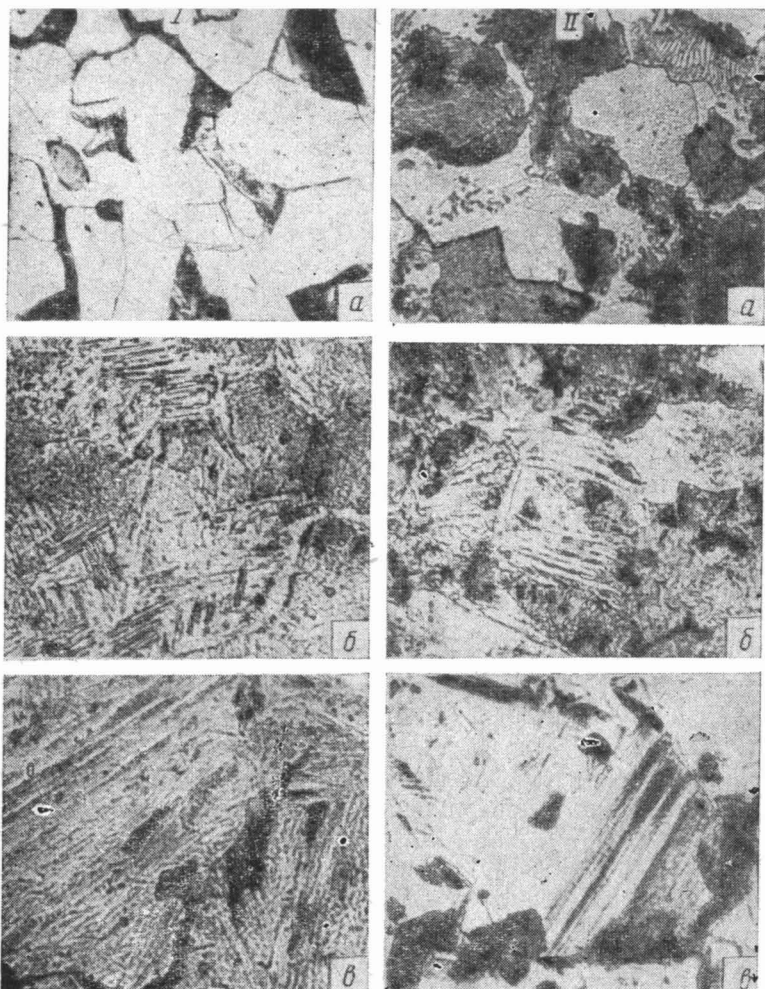
Термокинетические диаграммы, построенные для сталей с различным содержанием углерода, позволили установить зависимость критической температуры, времени и скорости охлаждения для каждой области превращения от содержания углерода. Эти зависимости могут быть использованы для определения границ областей превращения при различном содержании углерода (рис. 72).

На термокинетической диаграмме стали 15 обнаружено, что область выделения избыточного феррита по мере увеличения скорости охлаждения граничит сначала с перлитной областью, а затем с областью образования продуктов промежуточного превращения (см. рис. 71).

В среднеуглеродистой стали 45 область образования избыточного феррита располагается только над перлитной областью для всех режимов непрерывного охлаждения.

Указанная особенность позволяет предположить, что для сталей с содержанием углерода до 0,5% избыточный феррит может выделяться в зависимости от скорости охлаждения по-разному. В тех случаях, когда условия температуры и времени обеспечивают возможность протекания диффузии легирующих элементов и самодиффузии атомов железа, процесс образования избыточного феррита имеет четко выраженный диффузионный характер. При этом зерна избыточного феррита имеют полиэдрическую форму (рис. 73,а). При охлаждении со скоростями, близкими к критическим, вследствие резкого замедления диффузии легирующих элементов, самодиффузии атомов железа и возможности осуществления только диффузии атомов углерода на небольшие расстояния, $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение осуществляется бездиффузионным путем. Это подтверждает явно выраженный игольчатый характер строения избыточного феррита (рис. 73,б). Бездиффузионное выделение избыточного феррита подтверждается еще и тем, что вслед за образованием избыточного феррита игольчатой формы развивается промежуточное, а не перлитное превращение (рис. 71).

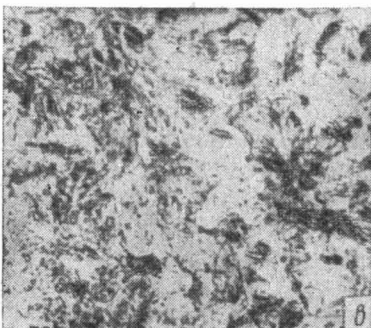
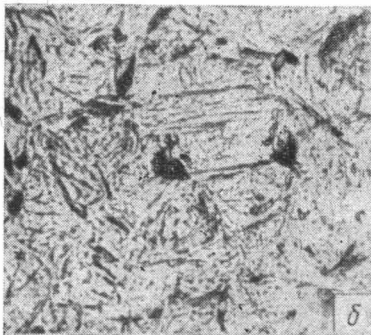
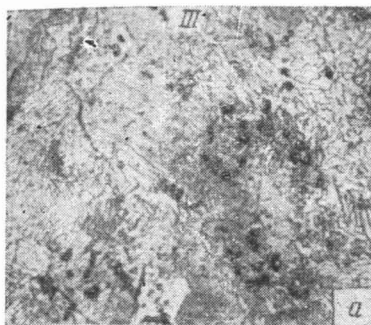
В углеродистых сталях установлено наличие области промежуточного превращения. При помощи микроструктурного анализа, дилатометрических измерений, замеров микротвердости и других физических свойств после охлаждения по определенным режимам выявлена структура, которая отличается по своему строению от феррита, перлита и мартенсита. Эта структура располагается в виде пачек перистого строения, характерной чертой которых является отсутствие границы раздела, отделяющей их от зерен перлита и мартенсита (рис. 73,б). При медленном прохождении температурного интервала промежуточного превращения в сталях 15 и 45 образующаяся структура состоит из светлых игл, имеющих утолщенную границу зигзагообразной формы; в наборе с зернами перлита она имеет более светлый тон после травления (рис. 73,б). При скоростях охлаждения, близких к критическим, т. е. с понижением температуры превра-



I
II

Рис. 73. Микроструктура углеродистых сталей (*I*—5; *II*—45; ладения по различным режи
a — медленное охлаждение; *б* — ускоренное охлаждение; *в* —

щения аустенита, строение промежуточной составляющей становится более дисперсным. Структура приобретает вид тонкодисперсных темных иголок на фоне светлотравящегося мартенсита (рис. 73,в). В стали У8



III

III—У8) после непрерывного охлаждения ($\times 900$):
быстрое охлаждение

исследуемых сталей колеблется в более широких пределах, чем микротвердость феррита и перлита (рис. 74). Это позволяет предположить, что существует концентрационная неоднородность в аустените. Возможность

строение промежуточной структуры под световым микроскопом трудно различимо (рис. 73).

При охлаждении со скоростями, меньшими критической, обнаружено скачкообразное изменение микротвердости при получении промежуточной структуры (рис. 74). При медленном охлаждении образуется промежуточная структура с меньшим разбросом значений микротвердости, так как ее образование происходит в участках аустенита с более равномерно распределенным углеродом. При быстром охлаждении сначала происходит образование промежуточной структуры в участках аустенита с низким содержанием углерода. Последующие участки промежуточной структуры образуются из аустенита, более обогащенного углеродом, что вызывает повышение твердости этих участков. Поэтому получается более широкий диапазон значений микротвердости. Следует отметить, что микротвердость продуктов промежуточного превращения для всех

$\gamma \rightarrow \alpha$ -перехода возникает в связи с локальным понижением содержания углерода на фронте растущего кристалла α -фазы.

На основании построенных термокинетических диаграмм установлено, что при частичном распаде аустени-

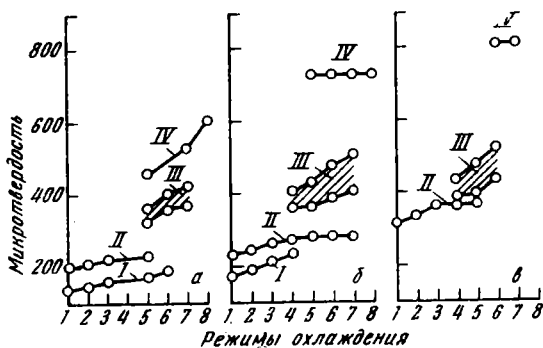


Рис. 74. Изменение микротвердости структурных составляющих углеродистых сталей 15 (а), 45 (б) и У8 (в) в зависимости от режима непрерывного охлаждения:

I — феррит, II — перлит, III — продукты промежуточного превращения, IV — мартенсит.

На оси абсцисс — режимы охлаждения, указанные на рис. 71

та до начала мартенситного превращения положение точки M_n в зависимости от скорости охлаждения в доэвтектоидных и эвтектоидной сталях носит различный характер (рис. 71); это свидетельствует об изменении концентрации углерода в еще нераспавшемся аустените.

Рентгеноструктурное исследование термически упроченной стали

Исследование проведено на конвертерной арматурной стали (табл. 39).

Стали № 1 и 2 подвергали термическому упрочнению с отдельного нагрева, стали № 3 и 4 — с прокатного нагрева.

Химический состав (%) и сортамент арматурной стали

Номер плавки	Сталь	Номер профиля	C	Mn	Si	S	P
1	КСт.5	10—14	0,35	0,71	0,08	0,043	0,018
2	К35ГС	10—14	0,34	1,07	0,73	0,021	0,026
3	КСт.5	10	0,37	0,66	0,23	0,040	0,013
4	К35ГС	10	0,37	1,07	0,76	0,040	0,012

Упрочняющую термическую обработку проводили с отдельного нагрева на опытной установке длиной 32 м. Семиметровые арматурные стержни диаметром 10—14 мм нагревали до температуры $950 \pm 10^\circ\text{C}$ методом электросопротивления и пропускали через охлаждающие секции общей длиной 12,5 м со скоростью от 3 до 12 м/сек, что позволило осуществить термическую обработку по методу прерванного охлаждения в широком интервале температур самоотпуска ($200\text{—}700^\circ\text{C}$). Специальный печной отпуск проводили при тех же температурах в течение часа на образцах, вырезанных из закаленных на этой установке арматурных стержней.

Термическое упрочнение с прокатного нагрева осуществляли на опытно-промышленной установке [24, с. 42].

При рентгеноструктурных исследованиях изучали ширину линий после термического упрочнения арматуры по различным схемам.

Из стержней, подвергнутых термической обработке, вырезали натурные образцы для механических испытаний; в том же месте отбирали образцы для рентгеноструктурного анализа. Наклепанный слой снимали электрополировкой в хлорно-уксусном электролите. Съемку проводили в плоскости, перпендикулярной продольной оси арматурного стержня. Вращение образца позволяло получать значения ширины линии, усредненной по всему поперечному сечению. Исследовали ширину линий (110) и (220) в железном излучении на установке УРС50ИМ.

Анализ рентгенограмм (рис. 75) показывает, что независимо от схемы термической обработки при значениях предела текучести ниже $1079\text{—}1177 \text{ Мн/м}^2$ ($110\text{—}120 \text{ кг/мм}^2$) упрочнение хорошо согласуется с изменением ширины линий.

Величину предела текучести 1177 Мн/м^2 (120 кг/мм^2) в зависимости от марки арматурной стали достигают при температурах отпуска или самоотпуска $300\text{—}400^\circ\text{С}$. При этих температурах содержание углерода в твердом ра-

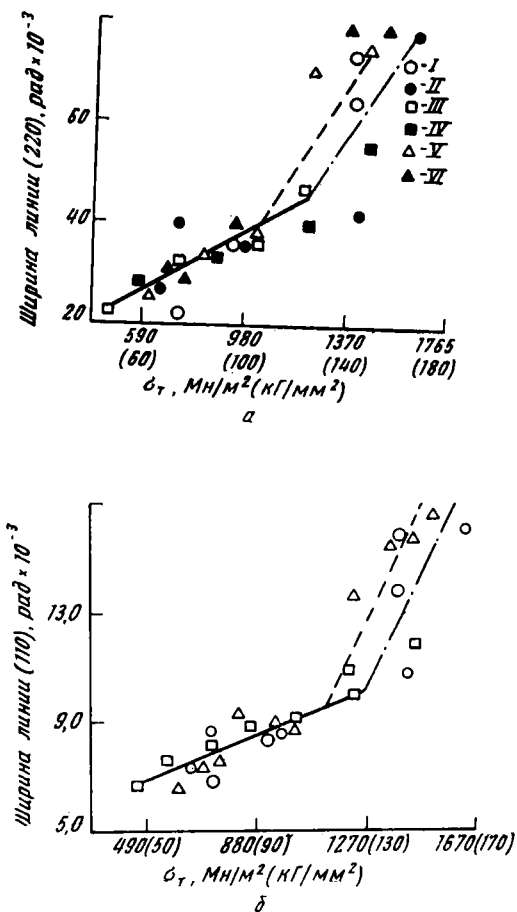


Рис. 75. Изменение ширины линий (220) (а) и (110) (б) в зависимости от предела текучести стали после термического упрочнения:

I — КСт.5; II — К35ГС (закалка с отдельного нагрева и самоотпуск); III — КСт.5; IV — К35ГС (закалка с отдельного нагрева и печной отпуск); V — КСт.5; VI — К35ГС (закалка с прокатного нагрева и самоотпуск)

створе настолько мало, что не может определять ширину линий на рентгенограммах; поэтому последняя обусловлена в основном дефектами кристаллической решетки феррита, независимо от их возникновения при использовании различных схем термической или термомеханической обработки.

Плотность дислокаций [207] для ширины линий, при которой на рис. 75 наблюдаются перегибы кривых, составляет примерно 10^{11} см^{-2} .

Представляет интерес сравнение этих результатов с полученными нами данными по влиянию холодной пластической деформации на упрочнение, ширину линии и соответственно плотность дефектов кристаллической решетки феррита (рис. 76). Резкое повышение ширины линии, а следовательно, и плотности дефектов при малых

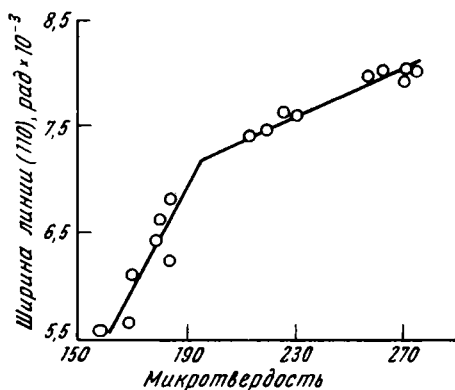


Рис. 76. Изменение ширины линии (110) феррита стали 45 в зависимости от величины микротвердости при холодной пластической деформации

обжатиях (до 7—8%), при которых наблюдается перегиб на кривой упрочнения, обусловлено в основном упругим взаимодействием дислокаций. При увеличении деформации выше 8% меньшее возрастание ширины линии (плотности дефектов) приводит к большему упрочнению за счет образования ячеистой структуры. Оценка плотности дислокаций по ширине линии соответствующе-

щей перегибу на кривой упрочнения (рис. 76), дает величину порядка 10^{10} см^{-2} .

При получении предела текучести после термического упрочнения стали типа Ст.5 больше 490 Мн/м^2 (50 кг/мм^2) плотность дислокаций достигает той же величины, что и при деформации феррита на 7—10% (см. рис. 75, 76), о чем можно судить по одинаковой величине ширины линии в этих случаях.

Увеличение предела текучести при термической обработке стали значительно больше, чем после холодной деформации, что можно объяснить большей равномерностью распределения дислокаций при закалке по сравнению с деформацией [208] и значительной блокировкой дислокаций атомами внедрения при закалке.

При пределе текучести выше 1177 Мн/м^2 (120 кг/мм^2) наблюдается значительное увеличение ширины линии исследованных сталей (см. рис. 75). Разброс значений при этом становится большим. Этот разброс обусловлен [209] концентрационной неоднородностью твердого раствора по углероду. Поскольку на рассматриваемый эффект могут оказывать влияние технологические факторы, то при термической обработке арматуры на уровне предела текучести выше 1177 Мн/м^2 (120 кг/мм^2) в потоке стана затруднительно получить устойчивое и равномерное распределение углерода в твердом растворе.

Применительно к арматурным сталям Ст.5 и 35ГС при их термической обработке на уровне предела текучести выше 1177 Мн/м^2 (120 кг/мм^2) желателен низкотемпературный отпуск для ликвидации концентрационной неоднородности твердого раствора по углероду.

Это связано с тем, что при получении таких уровней прочности в процессе термического упрочнения не успевает произойти перераспределение углерода в твердом растворе [209]. При низкотемпературном отпуске (250°C и выше) этот процесс не требует значительного времени, а уменьшение плотности дефектов, заблокированных атомами внедрения, происходит еще медленно. В результате достигается высокий уровень и стабильность механических свойств. Однако такой отпуск, хотя и непродолжительный, технологически затруднен в условиях прокатного цеха. В связи с этим для арматуры, имеющей предел текучести выше 1177 Мн/м^2 (120 кг/мм^2), вместо сталей Ст.5 и 35ГС следует рекомендовать при-

менение других легированных сталей с большей устойчивостью аустенита.

Для получения стабильных значений таких высоких прочностных овойств при закалке с самоотпуском следует применять легирование карбидообразующими элементами. Так, в стали 35ГС эта неоднородность начинает заметно проявляться лишь при пределе текучести выше 1177 Мн/м^2 (120 кг/мм^2); в стали Ст.5 — при 1079 Мн/м^2 (110 кг/мм^2) (рис. 75). Такой эффект легирования обусловлен тем, что при наличии карбидообразующего элемента равномерное и повышенное содержание углерода в твердом растворе, а следовательно, высокий уровень и стабильность прочностных свойств, можно получить при более высоких температурах отпуска или самоотпуска. Активными в этом отношении должны быть сильные карбидообразующие элементы — вольфрам, ванадий и молибден. Примером может служить быстрорежущая сталь, у которой после закалки в твердом растворе находится приблизительно $0,4\%$ С, а при высоком отпуске (560°C) — до $0,2\text{--}0,25\%$ С [210]. Такая же способность карбидообразующих элементов задерживать углерод в твердом растворе установлена и для конструкционных сталей [211]. При этом необходимо, чтобы легирующие элементы в момент закалки находились в аустените и распределялись в нем равномерно. Это легко достигнуть при термическом упрочнении с прокатного нагрева, поскольку температура прокатываемого изделия, как правило, превышает температуру закалки со специального нагрева, а деформация в валках стана способствует ускорению растворения карбидных частиц, если они до деформации по каким-либо причинам не растворились.

Кроме этого, следует уменьшать содержание углерода в легированной стали для повышения мартенситной точки; это в сочетании с легированием позволит достигнуть повышенного и более равномерного содержания углерода в твердом растворе — одного из условий получения высокого уровня прочности и пластичности материала и одновременного сохранения достаточной плотности и равномерности дефектов кристаллической решетки α -железа.

Свойства термически упрочненной стали

1. Влияние температуры начала ускоренного охлаждения

Установки для ускоренного охлаждения проката не всегда можно располагать за чистовой клетью стана. В этом случае их размещают за пилами горячей резки, перед холодильниками и т. д., т. е. на значительном удалении от чистовой клетки. В процессе транспортировки к установкам прокат подстуживается на воздухе, что может влиять на механические свойства после термического упрочнения. Представляло интерес исследование влияния подстуживания и, в частности, колебаний температуры в пределах надкритической, межкритической и подкритической областей на уровень и однородность механических свойств проката из низкоуглеродистой стали после термического упрочнения (сталь — МСт.3).

При порезке на мерные длины из середины раскатов отбирали пробы длиной до 1 м, которые после предварительного подстуживания на воздухе до различных температур охлаждали в ванне с проточной водой. Часть проб подвергали закалке с отдельного нагрева от температур 1000, 960, 930 и 900°C.

Плоские разрывные образцы размером 8×30×350 мм и ударные образцы размером 5×10×55 мм с надрезом Менаже отбирали из больших полок уголков. Часть разрывных и ударных образцов подвергали отпуску при 550°C в течение часа.

Результаты механических испытаний образцов представлены на рис. 77, а результаты измерений микротвердости структурных составляющих упрочненной стали (70 измерений на точку при нагрузке 20 г) — на рис. 78. Согласно полученным данным в результате последовательного повышения температуры нагрева в печи до 1000°C происходит рост зерен аустенита и увеличение

его устойчивости при последующем охлаждении. Это приводит к закономерному снижению ударной вязкости, пластических свойств и возрастанию прочности стали.

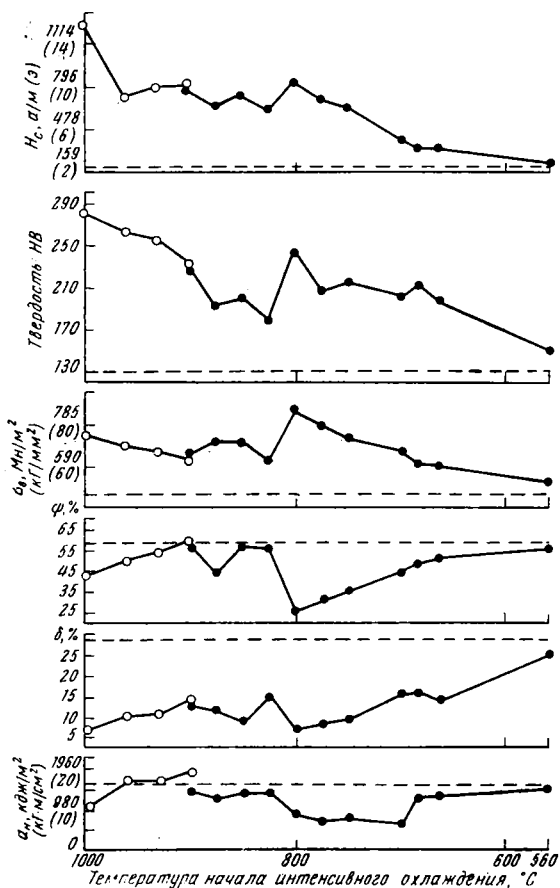


Рис. 77. Изменение механических свойств стали углока $100 \times 63 \times 8$ мм после подстуживания на воздухе до различных температур и после последующего ускоренного охлаждения

Оптимальный комплекс механических свойств получен после нагрева и выдержки проб при 900°C . Следует отметить, что ход кривых изменения механических свойств

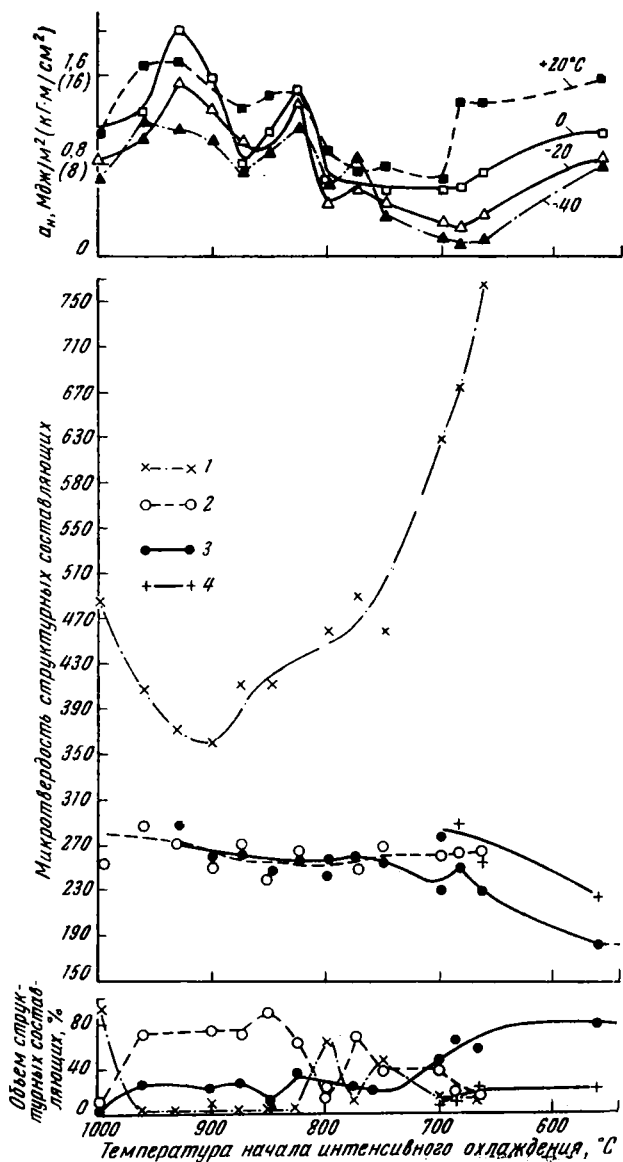


Рис. 78. Микротвердость структурных составляющих стали углока $100 \times 63 \times 8$ мм после подстуживания на воздухе до разных температур и последующего ускоренного охлаждения: 1 — продукты промежуточного распада в мартенсит; 2 — продукты распада переохлажденного аустенита перлитного типа; 3 — избыточный структурно свободный феррит; 4 — перлит

стали, термически упрочненной с отдельного нагрева от 900°C и выше, не характеризует изменения механических свойств стали после термического упрочнения с прокатного нагрева от соответствующих температур; это связано с влиянием эффекта термомеханической обработки, появляющегося при термическом упрочнении с прокатного нагрева.

При подстуживании проб от температуры конца прокатки 980—1020 до 800°C прочностные свойства стали увеличиваются с одновременным резким снижением пластичности и ударной вязкости. У стали с более низким содержанием углерода этот эффект проявляется слабее. При дальнейшем понижении температуры начала охлаждения от 800 до 600°C пластичность стали увеличивается. Анализ кривых изменения ударной вязкости показывает, что область наибольшего охрупчивания стали находится в интервале температур от 800 до 685°C. При этом наименьшие значения ударной вязкости и наибольшее смещение порогов хладноломкости в сторону положительных температур испытания выявляются при температуре начала охлаждения (700°C).

Микроструктурное исследование при 1000-кратном увеличении и измерение микротвердости структурных составляющих (рис. 78) свидетельствуют, что в интервале температур от 750 до 665°C интенсивно протекает процесс выделения и развития сетки равновесного избыточного феррита с одновременным обогащением участков остающегося аустенита углеродом. Диффузия углерода при температурах ниже 750°C, по-видимому, наиболее затруднена, что приводит к появлению участков аустенита с различной концентрацией углерода и фиксации после ускоренного охлаждения гетерогенной структуры. В интервале температур от 760 до 700°C в микроструктуре стали наблюдаются участки бесструктурного мартенсита с микротвердостью от 490 до 630 кг/мм², продукты распада аустенита перлитного типа по границам участков мартенсита с микротвердостью около 260 кг/мм² и зерна избыточного равновесного феррита с микротвердостью от 230 до 250 кг/мм².

Характерно, что у сталей двух исследованных плавок начальное резкое снижение ударной вязкости выявляется при одной и той же температуре (800°C). Анализ кривых изменения микротвердости показывает, что ох-

рупчивание стали обусловлено появлением фаз, имеющих большое различие в микротвердости. Однако при термическом упрочнении от 900°C, обеспечивающем оптимальное сочетание прочности, пластичности и вязкости стали, разница микротвердости фаз минимальна.

Понижение температуры от 700 до 665°C сопровождается дальнейшим непрерывным ростом разницы микротвердости структурных составляющих и уменьшением ударной вязкости при отрицательных температурах испытания. При этом пластичность стали увеличивается: относительное удлинение повышается от 10 до 15%, относительное сужение повышается от 25 до 52%, твердость непрерывно уменьшается. В то же время вид поверхности излома, вопреки смягчению стали, становится все более хрупким, кристаллическим. Аналогичные данные получены ранее при исследовании низколегированной стали [212].

Понижение температуры начала охлаждения от 700°C сопровождается непрерывным и интенсивным снижением диффузионной подвижности и увеличением неравномерности диффузии углерода в процессе перераспределения его между участками метастабильного аустенита и выделяющимся равновесным ферритом. Объемы аустенита, предельно обогатившиеся углеродом, превращаются в перлит, а соседние объемы (в пределах зерна), недостаточно обогатившиеся углеродом, при последующем ускоренном охлаждении превращаются в мартенсит. При этом, очевидно, происходит фазовый наклеп перлита в объемах зерен, прилегающих к мартенситу, что повышает его микротвердость.

Незавершенность процесса перераспределения углерода проявляется также в смещении точки предельного насыщения феррита углеродом (точки *P* на равновесной диаграмме железо — углерод) в сторону более низкой температуры (685°C).

В интервале температур 700—665°C, кроме гетерогенности структуры, наблюдается охрупчивание стали, что связано, по-видимому, с повышенным количеством дисперсных выделений карбидов в α -фазе. Понижение температуры начала охлаждения от 665°C до 500—560°C сопровождается монотонным и интенсивным повышением пластичности и ударной вязкости стали с одновременным снижением прочностных свойств и коэрцитивной силы

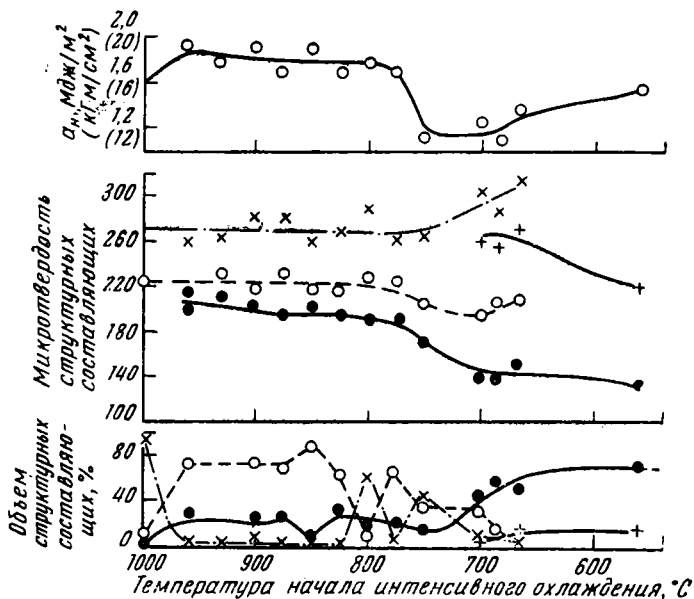


Рис. 79. Микротвердость структурных составляющих стали уголка 100×63×8 мм после подстуживания на воздухе до разных температур и последующего ускоренного охлаждения после отпуска 550°, 1 ч. Обозначения те же, что и на рис. 78

Повышенная прочность по сравнению с нормализованным состоянием после упрочнения от температуры менее 665°C связана, очевидно, с естественным старением.

Отпуск образцов при температуре 550°C в течение часа сопровождается значительным снижением прочностных свойств и повышением пластичности и ударной вязкости стали. Особенно резкое повышение пластичности и вязкости после отпуска наблюдается в случае упрочнения проб с 800 и 665°C. Однако отпуск при одной и той же температуре, повышая общий уровень пластичности и вязкости, не устраняет разницу механических свойств, обусловленную первоначальным различием структур упрочненной стали (табл. 40). На рис. 79 приведены кривые изменения микротвердости структурных составляющих стали после упрочнения с различных температур в отпущенном состоянии. Анализ кривых изменения микротвердости показывает, что в отпущенном состоянии при отсутствии хрупкого излома относительно резкое

снижение ударной вязкости в интервале температур от 750 до 685°C обусловлено увеличением разницы микротвердости феррита и продуктов отпуска мартенсита.

Таблица 40
Механические свойства термически упрочненной стали в зависимости от температуры начала ускоренного охлаждения

Температура начала ускоренного охлаждения, °С	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_{10} , %	Φ , %
900	497,8 (50,8)	637,0 (65,0)	12,8	57,3
	382,2 (39,0)	556,0 (56,7)	17,5	62,3
800	458,0 (46,7)	842,8 (86,0)	6,8	26,0
		615,0 (62,7)	13,7	58,7
665	390,0 (39,8)	590,9 (63,0)	18,6	50,3
	290,0 (29,6)	471,0 (48,0)	23,0	58,0
560	336,1 (34,3)	509,6 (52,0)	24,3	54,0
	264,0 (29,0)	454,0 (46,3)	29,3	59,3
—	292,0 (29,8)*	458,6 (46,8)	29,0*	58,0*

Продолжение табл. 40

Температура начала ускоренного охлаждения, °С	a_H [кдж/м ² (кг·м/см ²)] при температурах, °С		
	0	-20	-40
900	1528,8 (15,6)	1274,0 (13,0)	999,6 (10,2)
	1940,0 (19,3)	1274,0 (13,0)	1207,0 (12,3)
800	1636,6 (16,7)	460,6 (4,7)	637,0 (6,5)
	1460,0 (14,9)	1177,0 (12,0)	874,0 (8,9)
665	725,2 (7,4)	362,6 (3,7)	137,2 (1,4)
	1480,0 (15,1)	1000,0 (10,2)	805,0 (8,2)
560	1058,4 (10,3)	833,0 (8,5)	803,6 (8,2)
	—	—	—
—	1421,0 (14,6)*	950,6 (9,7)*	833,0 (8,5)*

* Данные относятся к горячекатаному состоянию.

Таким образом, можно сделать следующие выводы: колебания температуры в пределах аустенитной области (от 900°C до критической точки A_{c3}) приводят к незначительной разнице свойств металла, термически упрочненного с прокатного нагрева. Подстуживание проката в межкритическую область сопровождается значительным снижением пластичности и ударной вязкости, а подстуживание до температур ниже 650°C способствует упрочнению стали (на 10—20%).

2. Влияние скорости охлаждения

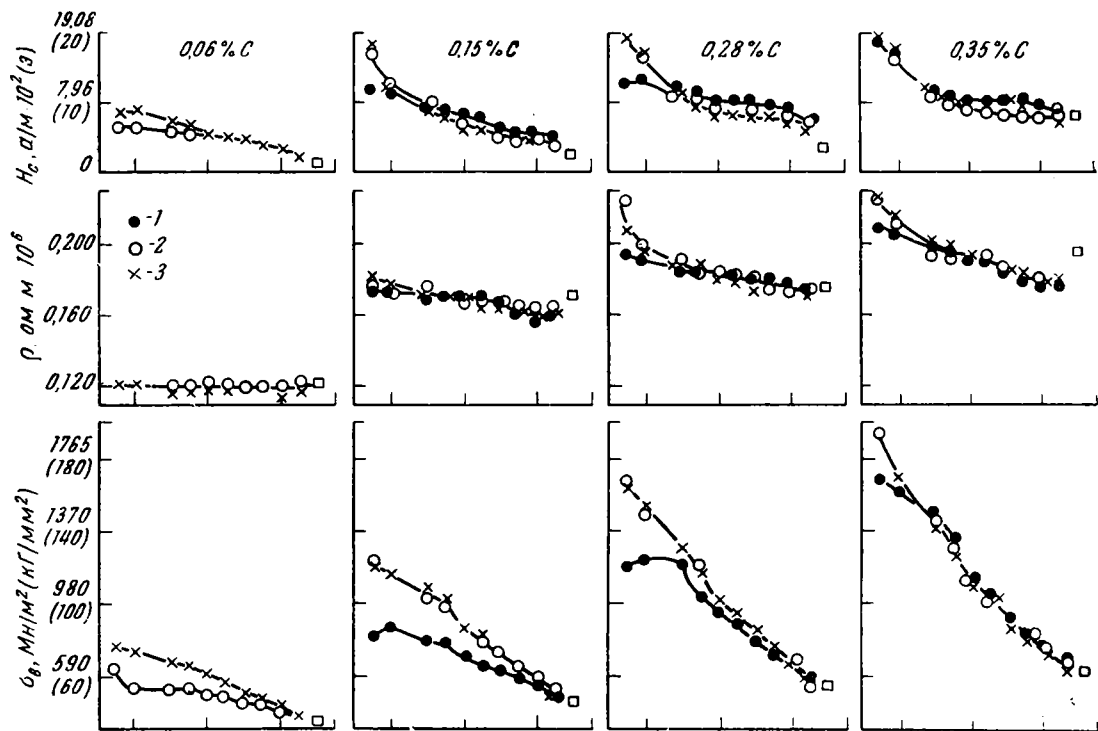
Термическое упрочнение проката в потоке высокопроизводительного непрерывного стана, имеющего скорость прокатки до 20 м/сек, требует создания охлаждающих устройств, которые обеспечивали бы весьма высокую скорость охлаждения. Чем большую скорость охлаждения будут создавать устройства, тем компактнее будет установка и тем проще расположить ее на пути движения проката от последней клетки до холодильника стана.

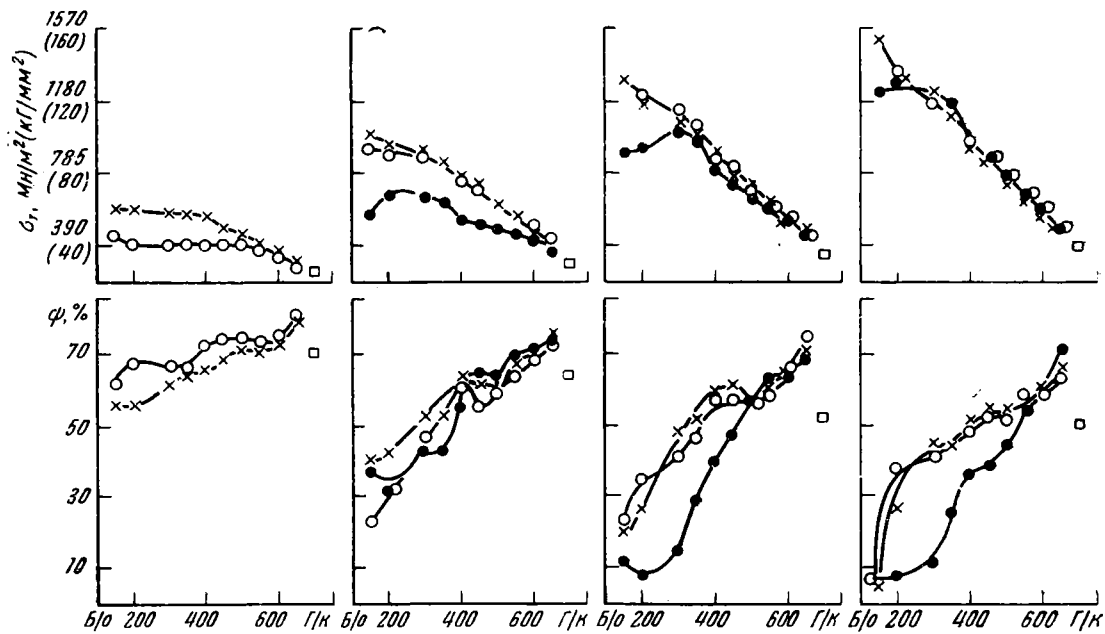
Разработка и создание охлаждающих устройств с большой интенсивностью охлаждения требуют изучения влияния скорости охлаждения на структуру и свойства термически упрочненного проката из низкоуглеродистой стали.

Исследование проводили на образцах размером 4×8×250 мм, вырезанных из полок горячекатаного уголка 36×36×4 мм из сталей КСт1 (0,06% С), КСт3 (0,15% С) и КСт5 (0,28—0,35% С), а также из квадратной заготовки стали, содержащей 0,64% С.

Различные скорости охлаждения образцов были получены при использовании масла, воды и 10%-ного водяного раствора щелочи (КОН). Анализ кривых охлаждения, записанных осциллографом Н-700, показал, что центр образцов, нагретых до температуры закалки при погружении в масло, воду и раствор щелочи, охлаждался в интервале температур 700—300° со следующими скоростями: 125, 325 и 650 град/сек соответственно.

Образцы в печи нагревали так, чтобы перед охлаждением они имели одинаковую величину аустенитного зерна. Для минимального окисления образцов нагрет





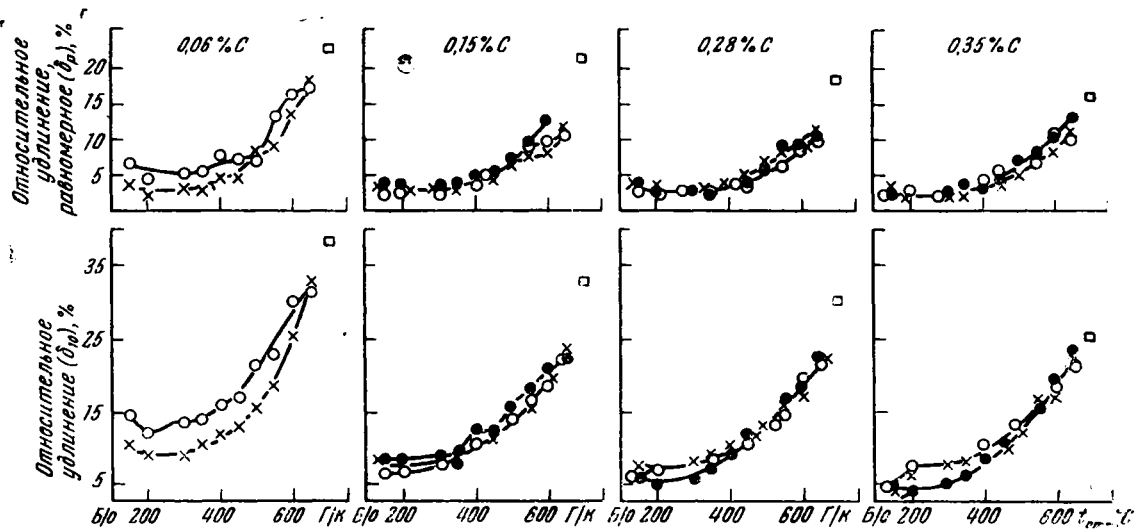


Рис. 80. Влияние скорости охлаждения на свойства низкоуглердистой стали в закаленном (упрочненном) состоянии и после отпуска на различные температуры (Г/к — горячекатаные). Охлаждение на воздухе

Кривая	v , град/сек	Охлаждающая среда	Кривая	v , град/сек	Охлаждающая среда
●	125	Масло	×	650	10%-ный водный раствор щелочи
○	325	Вода			

проводили в нейтральной атмосфере. Закаленные образцы подвергали отпуску в течение часа в соляных ваннах при 200—650°C через каждые 50°C.

На термически обработанных образцах перед испытанием на растяжение определяли коэрцитивную силу и удельное электросопротивление.

Результаты испытаний образцов приведены на рис. 80. На график не нанесены результаты испытаний стали, содержащей 0,06% С при ее охлаждении в масле, так как повышение прочности стали в этом случае было незначительным.

Для более подробного анализа полученных результатов на основании термокинетических диаграмм [27] были определены критические скорости закалки исследованных сталей. Так как средние скорости охлаждения центра образцов определяли в интервале температур 700—300°C, то и критические скорости закалки определяли в этом же температурном интервале. Для исследуемых сталей с содержанием углерода 0,15; 0,28 и 0,35% они оказались равными соответственно 520, 260 и 180 град/сек. Для стали с 0,06% С критическая скорость закалки выше 1000 град/сек.

Данные, приведенные на рис. 81, в сочетании с результатами микроструктурного исследования позволяют провести анализ влияния скорости охлаждения на свойства стали в закаленном и отпущенном состоянии.

Рассмотрим изменение свойств стали с 0,06% С. Критическая скорость закалки выше 1000 град/сек. Увеличение скорости охлаждения с 325 до 650 град/сек позволило значительно повысить прочностные характеристики стали. Пластические свойства при этом уменьшились. Коэрцитивная сила с увеличением скорости охлаждения стали возрастает, а удельное электросопротивление остается неизменным.

С повышением температуры отпуска предел текучести стали, охлажденной со скоростью 650 град/сек, не изменяется вплоть до температуры отпуска 400°C. Предел текучести стали, охлажденной со скоростью 325 град/сек, не изменяется до 500°C.

Представляет интерес проанализировать соотношение свойств при одинаковых значениях предела текучести. На рис. 81 приведено соотношение между пределом текучести и другими свойствами стали в зависимо-

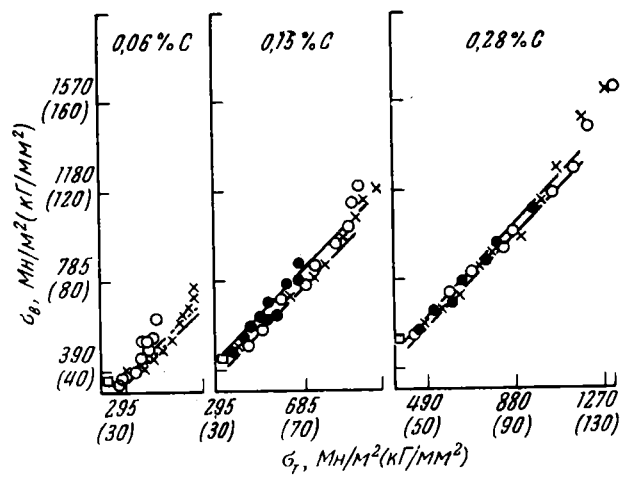
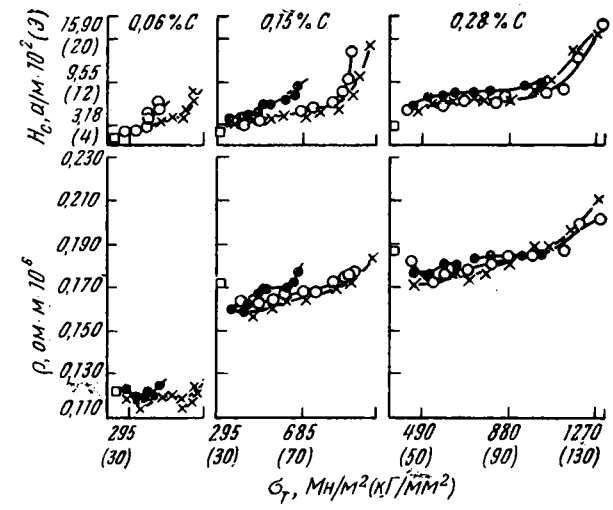
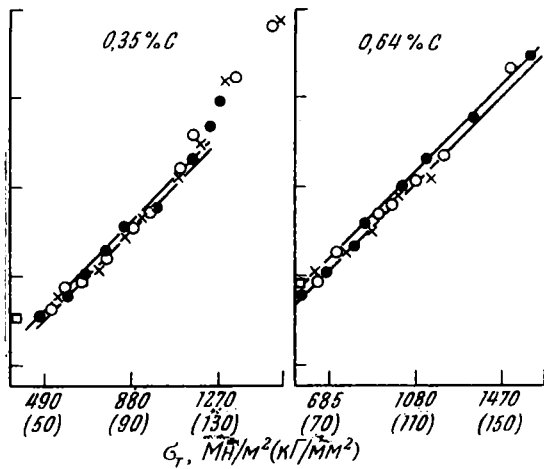
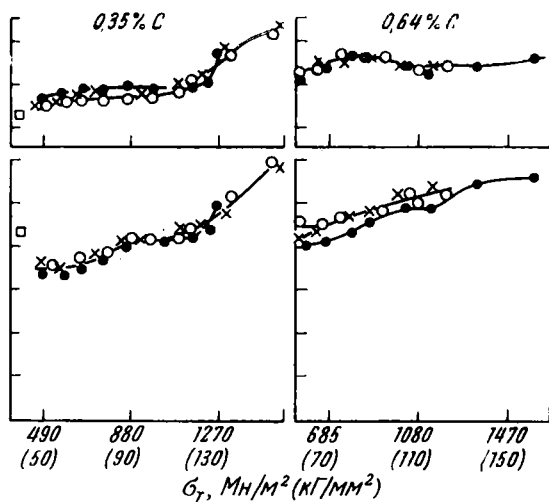


Рис. 81. Соотношение между пределом текучести и физиз стали в зависимости от скорости



чекими свойствами, пределом прочности охлаждения. Обозначения см. на рис. 80

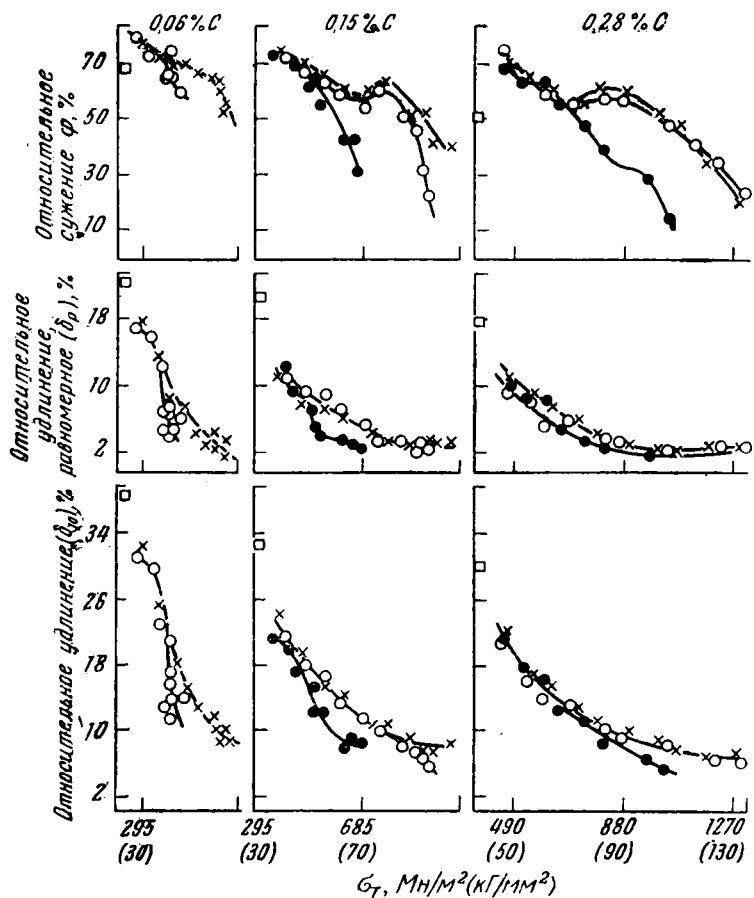
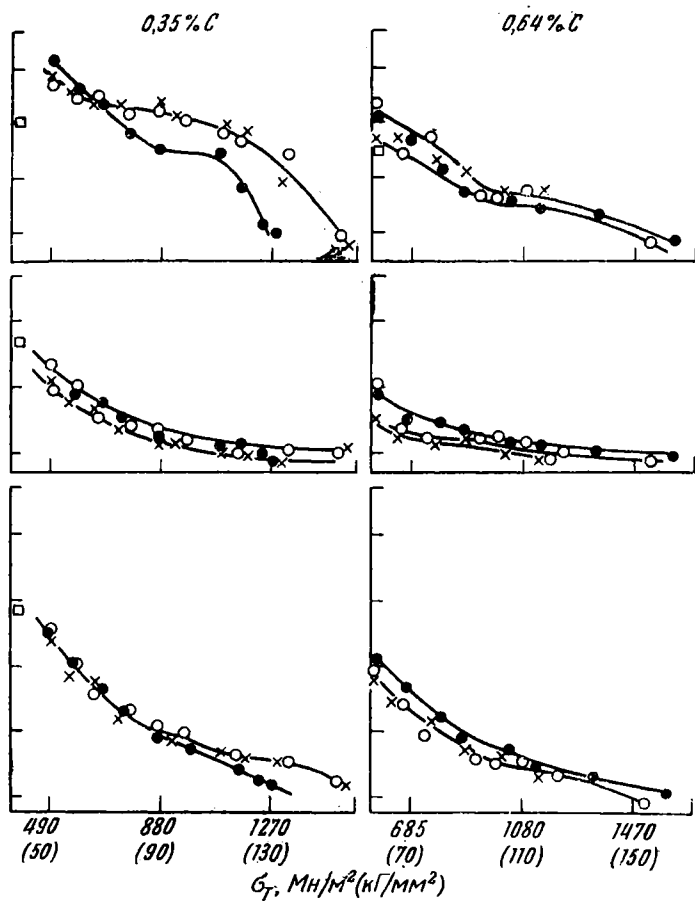


Рис. 81 (продолжение). Соотношение между пределом текучести

сти от скорости ее охлаждения и содержания углерода. Из приведенных данных видно, что для стали с 0,06% С при значениях предела текучести выше 390 MN/m^2 ($40 \text{ кг}/\text{мм}^2$) с увеличением скорости охлаждения пластические свойства (относительное удлинение и сужение) возрастают, а коэрцитивная сила и удельное электросопротивление уменьшаются.

Сталь с 0,15% С (критическая скорость закалки



чести и пластическими свойствами стали в зависимости от охлаждения

520 град/сек) охлаждалась в масле, воде и водном растворе щелочи со скоростями соответственно 125, 325 и 650 град/сек, т.е. только при охлаждении в растворе щелочи эта сталь охлаждалась со скоростью выше критической. Полученные экспериментальные данные показывают (см. рис. 80), что охлаждение стали с 0,15% С со скоростями несколько ниже и выше (325 и 650 град/сек) критической скорости закалки позволяет

получать практически одинаковые прочностные и пластические свойства (за исключением относительного сужения).

Охлаждение со скоростью ниже критической приводит к снижению относительного сужения стали. С повышением температуры отпуска различие в значениях относительного сужения уменьшается. В результате охлаждения стали со скоростью 125 град/сек (т.е. в четыре раза меньшей критической скорости охлаждения) происходит значительное снижение прочностных характеристик. Относительное сужение при этом остается на том же уровне, что и для скорости охлаждения 325 град/сек.

При равном значении предела текучести (рис. 81) относительное сужение тем меньше, чем ниже скорость охлаждения и чем выше абсолютное значение предела текучести. Относительное удлинение (δ_{10} и δ_p) практически одинаково при охлаждении стали в воде и водном растворе щелочи, однако оно резко уменьшается при охлаждении в масле.

Следует отметить, что относительное сужение является значительно более чувствительной характеристикой к структурному состоянию стали, чем относительное удлинение. Охлаждение стали со скоростью, незначительно меньшей критической, как это будет видно и на других сталях, сильно сказывается на относительном сужении.

Из рис. 81 видно также, что изменение скорости охлаждения стали с 0,15% С оказывает существенное влияние на физические свойства: коэрцитивная сила и удельное электросопротивление тем выше, чем меньше скорость охлаждения стали. Однако на сталях, содержащих 0,28; 0,35 и 0,64% С, физические свойства оказались менее чувствительны к различным скоростям охлаждения, чем относительное сужение (рис. 81).

Если для стали с 0,15% С критическая скорость закалки была достигнута при охлаждении образцов в водном растворе щелочи, то для стали с 0,28% С она была достигнута уже в двух средах, т.е. в водном растворе щелочи и в воде. В этом случае все свойства стали в закаленном и отпущенном состоянии на различные температуры практически одинаковы (см. рис. 80). Охлаждение этой стали в масле со скоростью 125 град/сек, т.е. в два раза меньшей критической скорости, снижает прочностные характеристики по сравнению со значения-

ми для стали в закаленном состоянии. С повышением температуры отпуска предел прочности и предел текучести стали, охлажденной в масле, несколько возрастают и при температурах выше 300°C достигают значений, которые были получены при охлаждении стали в воде и водном растворе щелочи. Относительное сужение с повышением температуры отпуска вначале незначительно снижается, затем резко возрастает, однако достигает значений для стали, охлажденной в воде и растворе щелочи, только при температуре отпуска 500°C.

Повышение прочностных характеристик и снижение (или задержка) относительного сужения при температурах отпуска до 300°C может быть объяснено явлением старения стали.

Повышение содержания углерода в стали до 0,35% позволило снизить критическую скорость закалки до 180 град/сек. Охлаждение образцов в масле со скоростью 125 град/сек незначительно отличается от критической скорости охлаждения, однако этого оказалось недостаточно, чтобы резко отразиться на характере изменения относительного сужения при отпуске на различные температуры по сравнению с изменением его для образцов, охлажденных со скоростями выше критической скорости закалки (см. рис. 80). Для образцов, охлажденных в масле, наблюдается некоторое повышение предела текучести при отпуске до 300°C.

Из рис. 81 видно, что при значениях предела текучести выше 685 $\text{Мн}/\text{м}^2$ (70 $\text{кГ}/\text{мм}^2$) сталь, охлажденная со скоростью несколько ниже критической, имеет меньшие значения относительного сужения.

Все исследованные свойства стали, охлажденной в воде и водном растворе щелочи, т. е. со скоростями выше критической скорости закалки, при различных температурах отпуска одинаковы (см. рис. 80, 81).

На рис. 81 приведены данные для углеродистой стали, содержащей 0,64% С, критическая скорость закалки которой оказалась ниже 125 град/сек, так как при охлаждении образцов в масле, воде и водном растворе щелочи при равных значениях предела текучести получены практически одинаковые значения всех исследованных свойств.

Исследование микроструктуры низкоуглеродистой стали с различным содержанием углерода показало, что

образцы, охлажденные со скоростями выше критической скорости закалки, имеют структуру отпущенного мартенсита.

Следует отметить, что для низкоуглеродистой стали получение структуры нераспавшегося мартенсита при достижимых в производственных условиях скоростях охлаждения невозможно, так как ввиду высокой температуры начала мартенситного превращения в образующемся мартенсите успевают пройти начальные процессы отпуска, приводящие к его распаду.

Охлаждение стали со скоростями ниже критической скорости закалки приводит к образованию кроме отпущенного мартенсита, структур промежуточного превращения (сталь с 0,35% С при охлаждении со скоростью 125 град/сек), а также структур промежуточного превращения и свободного феррита (сталь с 0,28% С при охлаждении со скоростью 125 град/сек, сталь с 0,15% С при охлаждении со скоростями 325 и 125 град/сек). С повышением критической скорости закалки (сталь с 0,06% С) или соответственно с понижением скорости охлаждения количество свободного феррита возрастает, а количество отпущенного мартенсита и псевдозвектоиды уменьшаются вплоть до полного их исчезновения.

В результате проведенных исследований по влиянию скорости охлаждения на структуру и свойства термически упроченного проката из низкоуглеродистой стали можно сделать следующие выводы.

Охлаждение стали с различными скоростями, превышающими критическую скорость закалки, практически не влияет на комплекс свойств стали в закаленном состоянии и после отпуска на различные температуры.

Сталь, охлажденная со скоростью ниже критической скорости закалки, по сравнению со сталью, охлажденной со скоростями выше критической, имеет при равной прочности пластические свойства тем ниже, чем с меньшей скоростью она охлаждалась и чем выше абсолютное значение прочности.

Снижение пластических свойств низкоуглеродистой стали, охлажденной со скоростями, меньшими критической скорости охлаждения, объясняется присутствием в ней наряду со структурами отпущенного мартенсита промежуточных структур, свободного феррита и др. Та-

кой вывод был сделан и ранее на основании исследований других сталей [316, 317 и др.].

Таким образом, повышение скорости охлаждения низкоуглеродистой стали позволяет не только уменьшить продолжительность охлаждения движущихся прокатных изделий (т.е. сократить путь охлаждения), но и получить более благоприятный комплекс механических свойств.

Исследование влияния скорости охлаждения на изменение комплекса свойств прокатных изделий рассмотрено в разделе термического упрочнения движущихся арматурных сталей.

3. Прокаливаемость

Особенности закалки низкоуглеродистой стали, связанные с пониженной устойчивостью переохлажденного аустенита, определяют применение специфических критериев и методов определения прокаливаемости. Применение для этой цели метода торцевой закалки (ГОСТ 5657—51) или L-образных образцов не дает положительных результатов, так как при существующем распределении скоростей охлаждения по длине образца объемы металла, в которых аустенит распадается при больших переохлаждениях, недостаточны для определения важнейших механических свойств [213, 214]. Поэтому для определения прокаливаемости слабопрокаливающихся сталей рекомендуется либо метод пробной закалки [215], либо метод закалки конических образцов [213], а также использование специальной установки [214].

В настоящее время основной тенденцией при упрочнении такой стали в потоке является применение одинарной обработки с получением необходимого комплекса свойств. Поэтому в качестве критерия прокаливаемости принята скорость охлаждения, обеспечивающая оптимальное сочетание механических свойств и твердость после одинарной обработки, а в качестве метода определения прокаливаемости — метод пробной закалки с дополнительным использованием конического образца. При этом применяли серию проб для установления зависимости механических свойств стали от скорости охлаждения в центре проб; использование конического образца

и номограммы, связывающей распределение твердости по сечению проб разных диаметров с твердостью вдоль оси закаленного конического образца, позволило построить кривые прокаливаемости без измерения твердости на темплетях.

Конический образец длиной 180 мм (диаметр меньшего основания 3, а большего 90 мм), снабженный хвостовиком диаметром 90 и длиной 110 мм для предотвращения возможности

влияния охлаждения со стороны большего основания конуса на распределение скоростей охлаждения по оси образца, а также серию заготовок диаметром от 20 до 80 мм (через 10 мм) и отношением длины к диаметру большим 4, закаливали после нагрева со стандартными выдержками с 900°C в баке с проточной водой (18—22°C).

Распределение твердости по оси конического образца на длине 110 мм от малого к большому основанию подчиняется зависимости с коэффициентом корреляции $R = 0,97$, выраженной уравнением (при удалении, большем 110 мм от малого основания конуса, твердость практически не меняется):

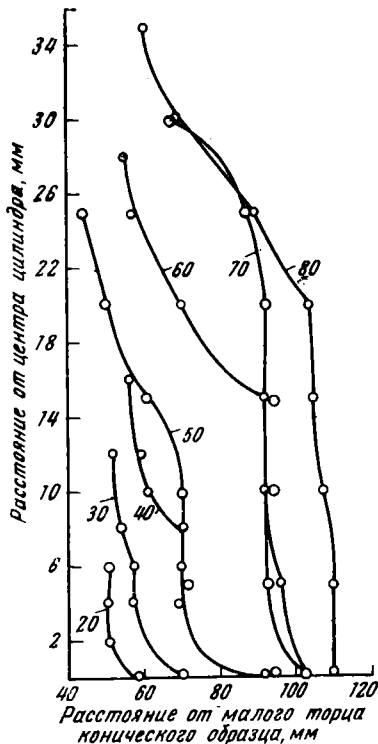


Рис. 82. Линии равных твердостей для проб разных диаметров по оси конического образца

$$HV = 240 - 1,21x + 0,0042x^2,$$

где x — расстояние от малого торца конуса, мм.

Линии равных твердостей для проб разных диаметров по оси конического образца, построенные на основании методики [213], представлены на рис. 82; цифры у кри-

вых обозначают диаметры проб, для которых построены зависимости. Полученные кривые действительны для стали любого состава.

Твердость по сечению проб различных диаметров (рис. 83) понижается от поверхности к центру в соответ-

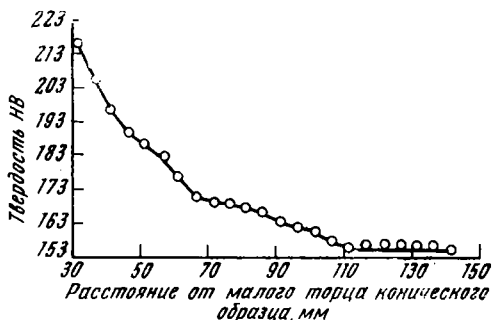


Рис. 83. Распределение твердости по сечению проб разных диаметров из стали 20К

ствии с распределением истинных скоростей охлаждения. В отдельных случаях твердость в поверхностных слоях проб больших сечений превосходит по абсолютным значениям твердость в пробах меньших сечений, например для диаметров 20 и 50 мм, что согласуется с распределением истинных скоростей охлаждения при 700°C по сечению проб (табл. 41). Эти скорости определены методом графического дифференцирования из кривых охлаждения цилиндров разных диаметров по данным работы [41].

Монотонность падения твердости к центру цилиндров нарушается ступеньками одинаковой твердости, которые сужаются при уменьшении сечения и в пробе диаметром 20 мм не выявляются. Такой же ступенчатый характер имеет, по данным табл. 1, распределение истинных скоростей охлаждения по сечению проб при температурах 700—800°C.

Механические свойства образцов, отобранных из центра проб, в интервале скоростей охлаждения от 7 до 225 град/сек изменяются относительно плавно (рис. 84).

Микроструктура стали, закаленной со скоростями охлаждения от 7 до 105 град/сек, состоит из псевдоперлита и избыточного неравновесного структурно свобод-

Истинные скорости охлаждения (*град/сек*) в различных точках по сечению проб

$t, ^\circ\text{C}$	Круг диаметром 55 мм					Круг диаметром 36 мм				Круг диаметром 20 мм			
	центр	5 мм от центра	10 мм от центра	15 мм от центра	20 мм от центра	25 мм от центра	центр	5 мм от центра	10 мм от центра	15 мм от центра	центр	3 мм от центра	6 мм от центра
900	—	—	13,4	11,0	—	—	20,0	20,0	34,0	81,0	—	—	—
800	12	11	24,2	26,0	49,0	120,0	35,0	35,0	54,0	69,0	67,0	67,0	72,0
700	19,5	21,6	20,0	29,0	54,0	100,0	35,0	55,0	55,0	103,0	80,0	86,0	90,0
600	23,8	30,0	22,0	24,0	42,0	138,0	74,0	62,0	41,0	55,0	83,0	75,0	105,0
500	24,0	27,0	16,4	17,8	28,0	100,0	36,0	60,0	57,0	30,0	80,0	74,0	108,0
400	17,0	24,0	15,0	13,5	14,0	67,0	53,0	50,0	36,0	31,0	45,0	65,0	71,0
300	14,0	11,4	11,5	13,1	12,5	62,0	50,0	38,0	32,0	36,0	34,0	58,0	66,0
200	5,7	7,6	7,6	9,5	8,0	40,5	15,0	17,5	17,0	14,5	38,0	27,2	27,0

ного феррита. Продукты распада переохлажденного аустенита мартенситного характера наряду с псевдоперлитом в структуре выявляются при скорости охлаждения около 225 град/сек . При этом гетерогенность стали по характеру структурных составляющих сопровождается относительно резким снижением ударной вязкости. При анализе кривых изменения механических свойств на рис. 84 выявлено, что изменение скоростей от 25 до 100 град/сек не оказывает резкого влияния на свойства в термически упрочненном состоянии, т.е. при соответствующем распределении скоростей охлаждения по сечению проката может быть получен однородный конструкционный материал. Пунктирные линии на рис. 84 — свойства металла в горячекатаном состоянии. Наилучший комплекс свойств стали получается при термическом упрочнении со скоростью охлаждения около 225 град/сек , так как при практически одинаковом общем относительном удлинении предел текучести и ударная вязкость в 2 и предел прочности в 1,75 раза больше значений соответствующих характеристик по нормам технических условий.

Для изучения состояния твердого раствора было исследовано изменение параметров предела текучести K_y , $K_y \cdot d^{1/2}$ и величины ферритного зерна от скорости охлаж-

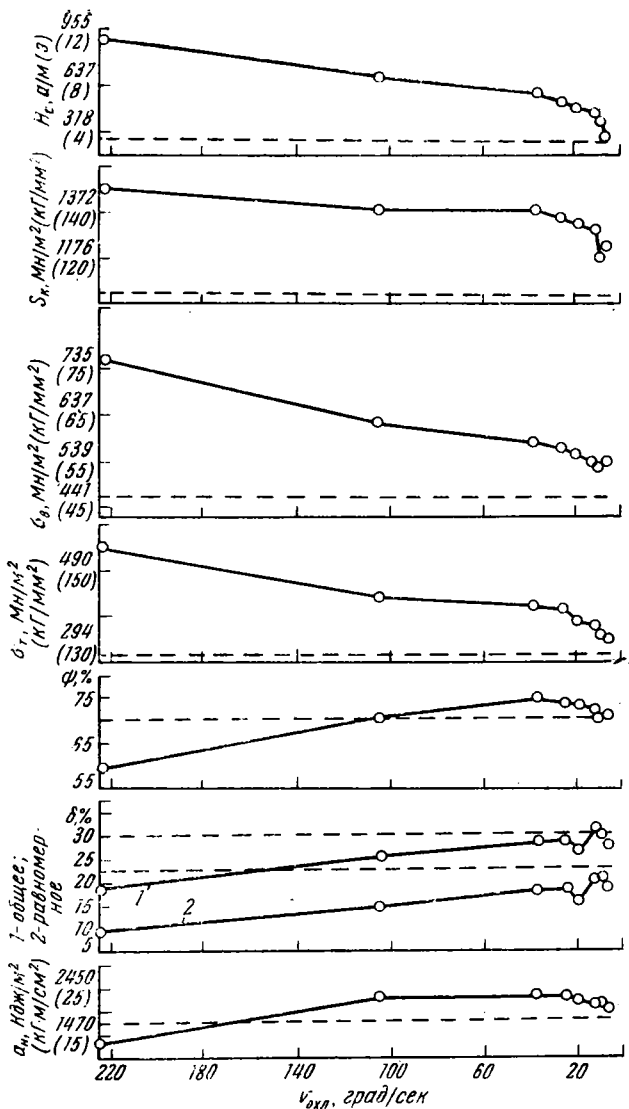


Рис. 84. Изменение механических свойств стали 20K в зависимости от истинной скорости охлаждения, измеренной при 700°C:
 1 — общее относительное удлинение; 2 — равномерное относительное удлинение

дения. Согласно полученным данным, увеличение степени переохлаждения приводит к непрерывному измельчению ферритных зерен, наиболее интенсивно протекающему в интервале скоростей охлаждения от 3 до 25 град/сек; процесс уменьшения ферритного зерна затухает при дальнейшем увеличении скорости охлаждения. Плато на кривой изменения микротвердости феррита в интервале скоростей охлаждения от 7 до 25 град/сек (рис. 85) свидетельствует о незначительном фазовом на-

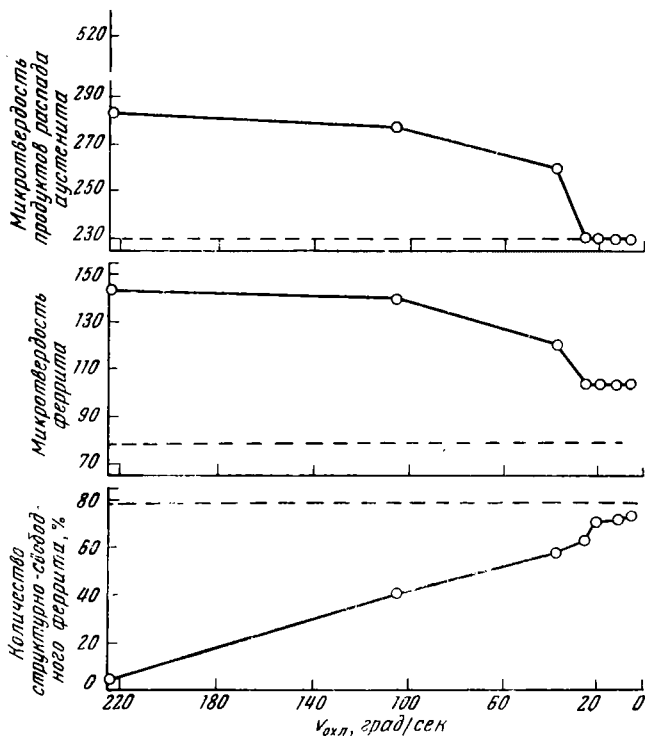


Рис. 85. Изменение микротвердости структурных составляющих стали 20К в зависимости от скорости охлаждения

клепе феррита. Пунктирные линии на рис. 85 — микротвердость структурных составляющих и количество структурно свободного феррита в горячекатаном состоя-

нии. При этом степень пересыщения твердого раствора углеродом с увеличением степени переохлаждения увеличивается, что, естественно, сопровождается увеличением степени закрепления дислокаций и непрерывным ростом параметров предела текучести K_y и $K_y \cdot d^{1/2}$. При скоростях охлаждения свыше 18—25 град/сек происходит, по-видимому, значительное повышение плотности дислокаций, опережающее увеличение степени пересыщения твердого раствора углеродом, в результате чего параметр K_y резко уменьшается и достигает минимума при скорости охлаждения 37 град/сек. Дальнейший рост K_y обусловлен повышением плотности дислокаций за счет значительного фазового наклепа. При этом характер хода кривой зависимости K_y от скорости охлаждения свыше 105 град/сек можно представить на основании изменения хода кривой $K_y \cdot d^{1/2}$ от скорости охлаждения, так как во всем предшествующем интервале скоростей охлаждения K_y и $K_y \cdot d^{1/2}$ изменяются аналогично.

Из изложенного следует, что для определения прокаливаемости низкоуглеродистой стали при одинарной обработке следует применять метод пробной закалки, включающий применение специального конического образца. Это позволяет одновременно определить интервал скоростей охлаждения, обеспечивающий требуемый комплекс механических свойств термически упрочненной стали, и, используя предложенную авторами номограмму, построить кривые прокаливаемости.

При одинарной обработке критерием прокаливаемости должна, очевидно, являться скорость охлаждения, обеспечивающая требуемый комплекс свойств в закаленном (без отпуска) состоянии. Для стали Ст.20К таковой является скорость охлаждения (верхний предел) около 225 град/сек.

Повышенная ударная вязкость низкоуглеродистой стали, термически упрочненной со скоростями охлаждения от 7 до 18 град/сек, связана, по-видимому, с интенсивным измельчением ферритных зерен, а при скоростях охлаждения от 18—25 до 105 град/сек — с измельчением ферритных зерен и уменьшением степени закрепления дислокаций примесными атомами. Коэффициенты K_y и $K_y \cdot d^{1/2}$ в интервале скоростей от 7 до 105 град/сек изменяются идентично.

4. Влияние отпуска и самоотпуска

Термическое упрочнение проката на металлургических заводах целесообразно для массовых видов проката, не подвергающегося в процессе дальнейшей обработки или в эксплуатации повторным нагревам.

По своему химическому составу стали, применяющиеся для изготовления указанных видов проката, являются доэвтектоидными низкоуглеродистыми, которые можно классифицировать как конструкционные термически «улучшаемые»¹. Микроструктура термически улучшаемых сталей представляет собой ферритную матрицу с распределенными в ней карбидами. Комплекс механических свойств этих сталей находится в прямой зависимости от степени дисперсности и количества карбидов. Размеры и количество карбидов, в свою очередь, можно регулировать изменением содержания углерода и температуры отпуска после закалки стали на мартенсит.

Закалку при термическом улучшении проводят только для равномерного распределения углерода по всему объему матрицы с тем, чтобы при последующем отпуске получить карбиды, равномерно распределенные по всему объему. Величина карбидов, а следовательно, и комплекс механических свойств определяются температурой отпуска. Термическое улучшение получило широкое распространение в практике машиностроения. Методы регулирования температуры отпуска разработаны достаточно хорошо, что обеспечивает возможность получения стабильных результатов. Однако следует отметить, что термическое улучшение является относительно дорогой операцией, так как требует для своего осуществления двойного нагрева — под закалку и отпуск. Кроме того, получение мартенситной структуры в результате закалки связано с возникновением больших внутренних напряжений и, следовательно, с опасностью образования трещин.

Для получения свойств, требующихся при эксплуатации, мартенситная структура в конструкционных сталях не нужна: необходима, как было указано выше, структура, состоящая из карбидов определенной степени дисперсности, равномерно распределенных в ферритной матри-

¹ Улучшение или термическое улучшение — вид термической обработки — закалка с высоким (550—650°C) отпуском.

це. Такие структуры, обычно называемые сорбитом или трооститом, могут быть получены либо в результате охлаждения стали из аустенитной области со скоростями меньше критической, либо вследствие изотермического распада аустенита при заданной температуре.

Таким образом, изменяя скорость охлаждения изделий, нагретых до аустенитного состояния, можно получать различную степень дисперсности карбидной составляющей, а следовательно, и различный комплекс свойств.

Осуществление такой технологической схемы с использованием тепла прокатного нагрева даст возможность создать принципиально новый технологический процесс, который по своей экономичности будет во много раз дешевле обычного термического улучшения, т. е. закалки с отпуском. Для его осуществления не потребуются отдельных термических цехов с мощными нагревательными печами и остальным оборудованием. Оборудование для регулируемого охлаждения — термического упрочнения и контроля качества может быть расположено в потоке прокатного стана.

Применяемые способы охлаждения должны быть такими, при которых имелась бы возможность регулировать скорость охлаждения в широком диапазоне. В условиях металлургического завода в качестве охлаждающей жидкости может быть использована лишь техническая вода. Применение других охлаждающих сред, таких как масло, эмульсии, растворов и расплавов солей экономически нецелесообразно, так как связано с большими капитальными затратами на оборудование и высокими эксплуатационными расходами. При использовании в качестве охлаждающей жидкости воды регулирование скорости охлаждения может быть осуществлено несколькими способами:

1. Прерванным охлаждением (т. е. извлечением изделий в нужный момент из воды или прекращением ее подачи через определенное время). Так как дальнейшее охлаждение происходит на воздухе, а устойчивость аустенита низкоуглеродистых сталей невелика, то распад аустенита в этих случаях протекает в условиях, близких к изотермическим.

2. Подачей воды на поверхность охлаждаемого изделия при помощи разбрызгивающих устройств, либо изменением давления и расхода воды, а также изменением

расстояния между охлаждаемой поверхностью и разбрызгивающим устройством.

3. Подачей на поверхность охлаждаемого изделия водовоздушной смеси с различной степенью дисперсности водяных капель и под разным давлением.

В технологическом отношении наиболее приемлемым и простым в осуществлении следует признать первый вариант, т. е. прерванное охлаждение, так как оно наиболее надежно может быть автоматизировано и механизировано.

Для выяснения технологических возможностей прерванного охлаждения были записаны реальные кривые охлаждения арматурной стали различных диаметров в спокойной воде в зависимости от времени интенсивного охлаждения (рис. 86).

Анализ полученных кривых показывает, что охлаждение на воздухе после прекращения интенсивного охлаждения в течение 20—30 сек протекает практически в изотермических условиях, так как падение температуры центра не превышает 20°C, а эта величина находится в пределах точности измерения. Температура поверхности к моменту прекращения интенсивного охлаждения значительно ниже и в процессе последующего охлаждения на воздухе повышается, приближаясь к температуре центра. Таким образом, если устойчивость аустенита обрабатываемой стали такова, что к моменту выравнивания температуры по сечению изделия еще сохранится аустенитное состояние, то распад аустенита произойдет практически в изотермических условиях, т. е. можно ожидать таких же результатов, какие получаются при изотермической закалке.

Как было отмечено, основной целью отпуска при «термическом улучшении» является получение равномерно распределенных в ферритной матрице карбидов заданной степени дисперсности, что и определяет комплекс получаемых свойств.

Кроме того, в процессе отпуска происходит снятие внутренних напряжений, которые могут возникать в изделии при закалке на мартенсит, так как превращение аустенита в мартенсит происходит с большим увеличением объема (структурные напряжения). Напряжения могут возникать также вследствие разной скорости охлаждения поверхности и сердцевины изделия (тепловые на-

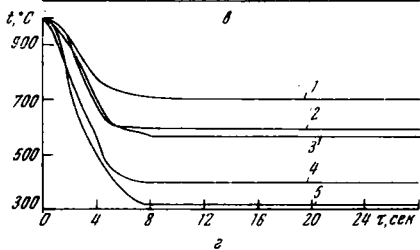
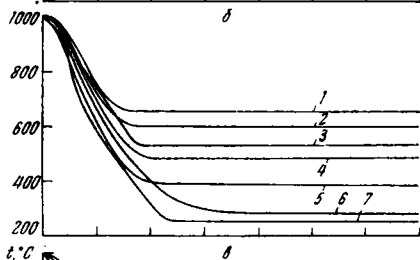
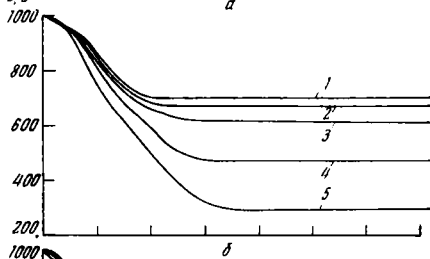
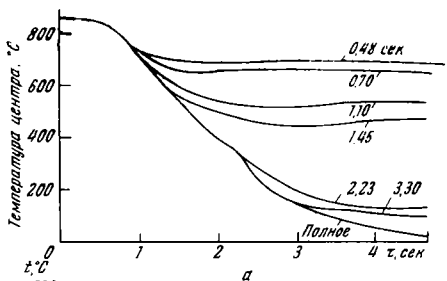


Рис. 86. Кривые охлаждения центра арматурных профилей № 10 (а); № 14 (б); № 16 (в); № 20 (г) при различной продолжительности охлаждения с температуры 1000°C в баке с спокойной водой:
 1—3; 2—3,5; 3—4; 4—4,5; 5—5; 6—6; 7—8 сек

пряжения), но в изделиях малого диаметра тепловые напряжения невелики и ими можно пренебречь. Основные изменения объема при отпуске происходят в интервале нагрева до температуры 350°C. В том же интервале снимается и основная доля внутренних напряжений. Следовательно, если распад аустенита при прерванном охлаждении произойдет при температурах выше 350°C, то нет оснований ожидать возникновения значительных внутренних напряжений. Этот факт может быть отчетли-

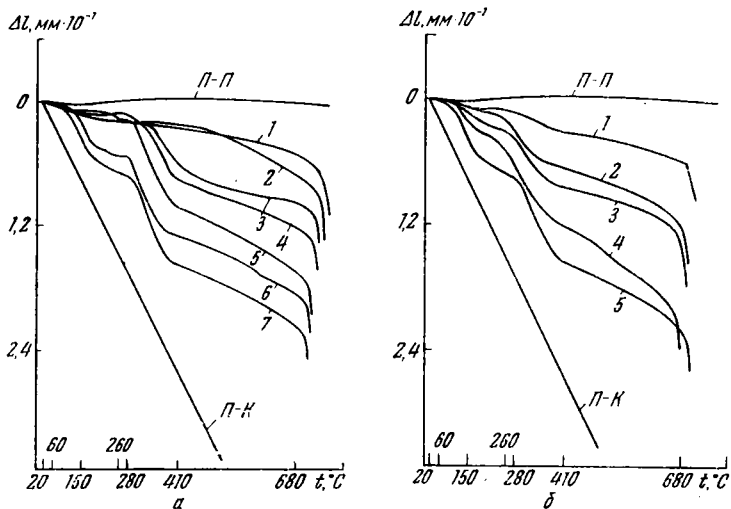


Рис. 87. Дилатограммы нагрева стали марки У8 после закалки в баке с водой и отпуска при различных температурах (а) и сталей с различным содержанием углерода (б); П-П — пирос-пирос; П-К — пирос-кварц

во проиллюстрирован при сравнении двух серий дилатограмм (рис. 87). На рис. 87,а приведена дилатограмма стали У8 после закалки в баке с водой и отпуска при 680 (1); 410 (2); 280 (3); 260 (4); 150 (5); 60°C (6) и без отпуска (7). На рис. 87,б приведена дилатограмма стали 20 (1), КСт.5 (2), 45 (3), 60 (4), У8 (5). Из этих данных видно, что низкоуглеродистые стали (например, Ст.5) уже в процессе самой закалки даже при полном охлаждении претерпевают частичный отпуск (для Ст.5, например, соответствующий 260°C), т. е. изменения объема в ней

равновелики изменениям объема закаленной на мартенсит и отпущенной (при 260°C) эвтектоидной стали с 0,8% С. Последующий отпуск до этих температур не вызывает объемных изменений, а следовательно, и перераспределения или снятия напряжений, так как оно произошло уже в процессе охлаждения. Тем более нет причин ожидать возникновения внутренних напряжений при окончании интенсивного охлаждения при температурах выше 350°C.

Были проведены исследования для установления технологической возможности осуществления термического упрочнения по схеме прерванного охлаждения и сравнения его результатов с результатами обработки по обычной схеме: закалка и отпуск. Эксперимент выполняли на опытно-промышленной установке Макеевского металлургического завода. При этом арматурные профили № 14 и 16 из стали 35ГС в прутках длиной 6,5 м были обработаны с помощью погружения в ванны со спокойной водой по двум технологическим схемам по различным режимам с прокатного нагрева. Изменение механических свойств и полоса разброса представлены на рис. 88. Как видно из полученных данных, характер изменения свойств в зависимости от температуры отпуска и величина разброса для обеих схем получены практически одинаковыми. В обоих случаях получают свойства, соответствующие требованиям, предъявляемым к арматуре классов Ат-V и Ат-VI. При обработке по схеме прерванное охлаждение, как это видно из рис. 89, соотношение между пределом прочности и относительным удлинением получается менее выгодным, чем при закалке с отпуском, однако вся полоса разброса находится в пределах требований для классов Ат-V и Ат-VI. Таким образом, для получения свойств, соответствующих требованиям, предъявляемым к этим классам, дополнительный отпуск не является необходимым, тем более, что при последующем электротермическом натяжении сталь вновь подвергается нагреву до 350—400°C, т. е. фактически дополнительно отпускается.

Для оценки стабильности результатов, получаемых при термической обработке по сопоставляемым технологическим схемам, были построены частотные кривые распределения значений полученных свойств для каж-

дого варианта на четырех партиях арматуры из сталей КСт.5 и 35ГС в профилях № 10 и 20, обработанных по двум технологическим схемам.

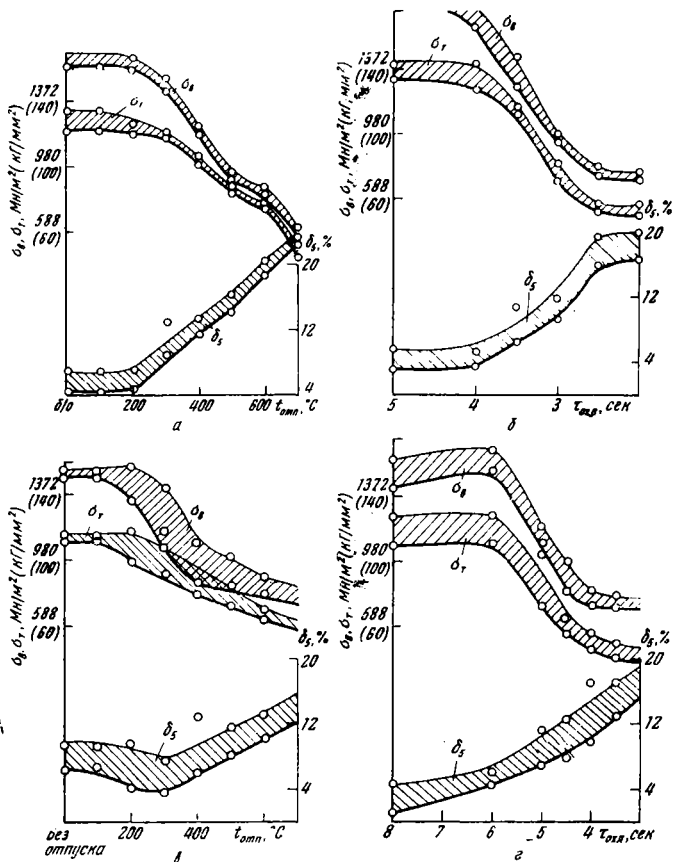


Рис. 88. Изменение механических свойств арматуры различных профилей № 14 (а, б), № 16 (в, г) из стали 35ГС в зависимости от времени охлаждения (б, г) и температуры отпуска (а, в) после закалки с прокатного нагрева в баке с водой (жирными линиями показаны минимальные значения; полоса разброса заштрихована)

Из полученных данных следует, что при оценке стабильности нельзя отдавать предпочтение какой-либо из сравниваемых технологических схем, так как разброс в

обоих случаях одинаков. Однако следует учесть тот факт, что обработка по схеме «прерванное охлаждение» при одинаковых результатах по качественным показателям имеет бесспорные преимущества по экономичности и технологичности.

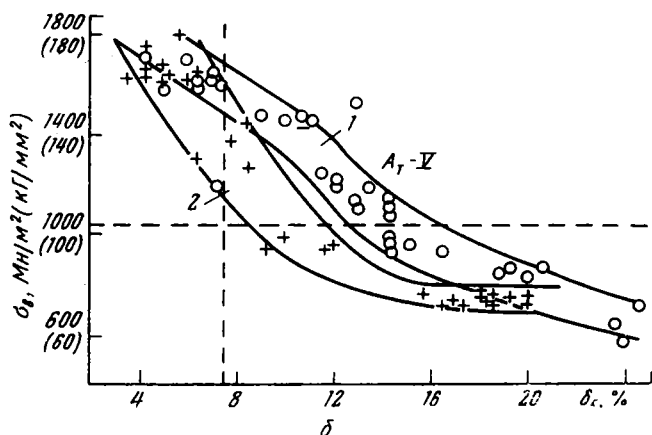
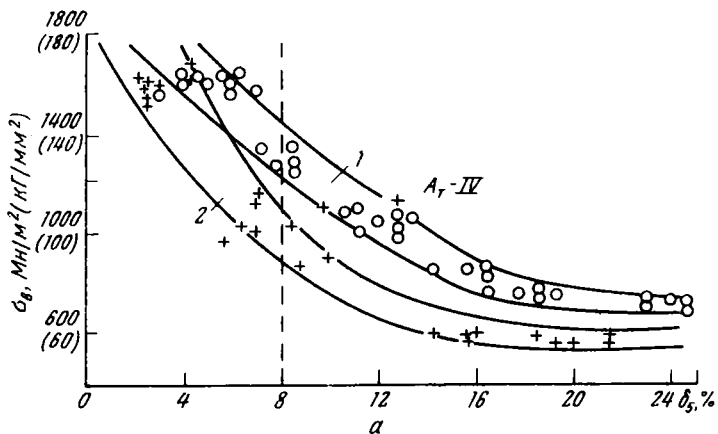


Рис. 89. Соотношение между пределом прочности и относительным удлинением при термической обработке по различным технологическим схемам арматуры профиля № 14 из сталей Ст.5 (а) и 35ГС (б): 1 — полоса для закалки в баке с водой с отпуском; 2 — полоса для прерванного охлаждения в баке с водой

После отработки режимов по схеме прерванное охлаждение на опытно-промышленных установках Макеевского и Криворожского металлургических заводов были выпущены промышленные партии термически упрочненной арматуры в количестве свыше 35000 т и переданы строительным организациям для использования в производстве.

5. Влияние повторного нагрева

При изготовлении предварительно напряженных железобетонных конструкций часто применяют электротермический способ натяжения. Поэтому термически упрочненная арматурная сталь после повторного кратковременного электронагрева при натяжении должна сохранять механические свойства, соответствующие тому классу прочности, по которому она была изготовлена на металлургическом заводе (т.е. должна обладать определенной устойчивостью против отпуска).

Наибольший эффект может быть получен в случае натяжения термически упрочненной арматуры механическим способом. При электротермическом способе натяжения электронагрев до 400°C практически не влияет на механические свойства. После нагрева до 450, 500 и 550°C наблюдается уменьшение предела прочности и условного предела текучести соответственно на 10, 15 и 20% [216].

Арматура из сталей 35ГС, Ст. 5 и Ст. 5пс, упрочненная в спокойной воде. Производство предварительно напряженных железобетонных конструкций с напряжением арматуры электротермическим методом нашло широкое распространение на многих предприятиях строительной индустрии. В процессе испытаний опытно-промышленных партий термически упрочненной арматуры в Рязанском объединении предприятий железобетона для электротермического натяжения были установлены следующие температуры нагрева: для стержней классов Ат-IV и Ат-V диаметром 10—18 мм не выше 390°C и для классов Ат-VI и Ат-VII диаметром 10—18 мм не выше 350°C. Применяемые температуры нагрева соответствуют температурам среднего отпуска, что и обуславливает необходимость исследования влияния повторного нагрева

ва на свойства арматурной стали, термически упрочненной на различные уровни прочности.

Известно, что продолжительный печной нагрев и кратковременный электронагрев до 200—400°C вызывают в стали аналогичные изменения механических свойств. Однако вследствие различия в длительности нагрева, температуры нагрева, обуславливающие получение одинаковых свойств, в случае электронагрева примерно на 100°C выше.

Влияние печного нагрева было исследовано с учетом этого, так как уровни допустимых температур повторного нагрева, установленные в данном случае, будут гарантировать получение заданных свойств при любом способе и продолжительности нагрева. При этом заранее будут перекрыты нормы, рассчитанные на кратковременный электронагрев.

В качестве материала для исследования были отобраны стержни арматурной стали профилей № 14—20 из сталей 35ГС, Ст.5 и Ст.5пс, обработанные на различные классы прочности на опытно-промышленной установке Макеевского металлургического завода в процессе выпуска промышленных партий. Для каждой температуры отпуска были отобраны по три шестиметровых прутка, которые разрезали на образцы для натуральных испытаний. Повторный нагрев проводили в камерных электрических печах типа Н-12 до температур 200, 300, 350, 400, 450, 500 и 600°C; продолжительность выдержки 1 ч, охлаждение на воздухе. При каждой температуре отпуска были обработаны по три образца для испытаний на разрыв и по два — на изгиб. Перед нагревом под отпуск измеряли твердость всех образцов. Всего было обработано 17 партий, составивших 126 вариантов. После отпуска были определены механические свойства и исследована микроструктура.

Исследования, проведенные нами ранее (в 1961 г.), показали, что сталь 35ГС уже в горячекатаном состоянии является, в некоторой мере, упрочненной по сравнению с отожженным состоянием. Упрочнение достигается за счет увеличения количества и повышения степени дисперсности перлитной составляющей и за счет легирования феррита кремнием, обуславливающего повышение его прочности. Повышенная устойчивость аустенита стали 35ГС создает предпосылки для значительного из-

менения структуры, а следовательно, и свойств при увеличении скорости охлаждения.

На рис. 90 приведена термокинетическая диаграмма стали 35ГС с нанесенными на нее кривыми охлаждения. Кривые охлаждения сняты в различных точках сечения профиля диаметром 16 мм при охлаждении в баке с водой в течение 4,5 сек. При исследовании микроструктуры различия по сечению прутка не обнаружено; по всему сечению наблюдаются структуры распада аустенита, имеющие признаки игольчатости. Это дает основание предположить, что распад произошел в верхней части промежуточной области. Наложение кривых охлаждения на термокинетическую диаграмму позволяет установить, что распад аустенита по всему сечению происходит в очень узком интервале температур, составляющем около 50°C, в условиях, близких к изотермическим. Разность температур по сечению в момент окончания интенсивного охлаждения, составляющая свыше 100°C, к моменту начала распада уменьшается до 50°C, в процессе распада температура по всему сечению остается практически постоянной и находится на уровне 550—600°C.

Последующее медленное охлаждение на воздухе обуславливает возможность проведения процессов отпуска. Повторный нагрев до температур ниже температур превращения не вносит изменений в структуру. Это вполне естественно, так как все процессы ее формирования были закончены еще в период охлаждения. Таким образом, повторный нагрев ниже температуры, соответствующей моменту окончания интенсивного охлаждения при обработке по схеме «прерванное охлаждение», не вызовет заметных изменений комплекса свойств.

Микроструктура стали Ст.5 в горячекатаном состоянии феррито-перлитная с соотношением перлита и феррита, соответствующим баллу 7 ГОСТ 8233—56. Такое соотношение говорит о малой устойчивости аустенита, так как оно близко к равновесному.

Из рис. 90 следует, что подавить выделение структурно свободного феррита нельзя даже на расстоянии 1 мм от поверхности, хотя время, в течение которого он должен выделяться, невелико, и составляет от 1 до 6,5 сек. Оставшийся после выделения аустенит претерпевает превращение в нижней части перлитной области также в течение довольно короткого промежутка времени, что

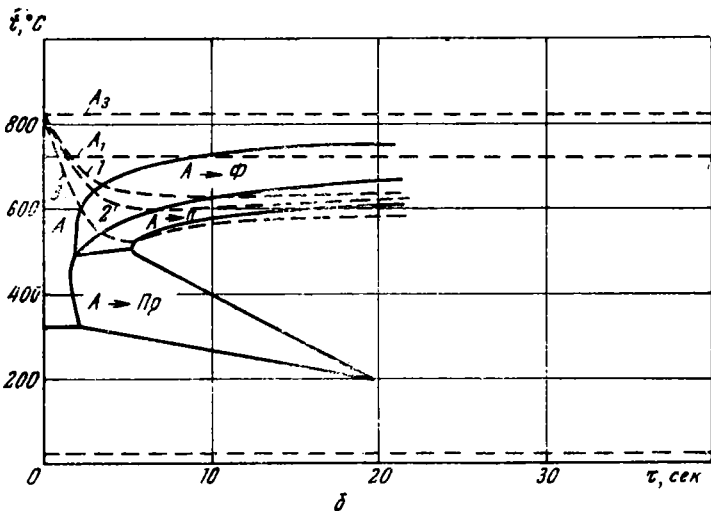
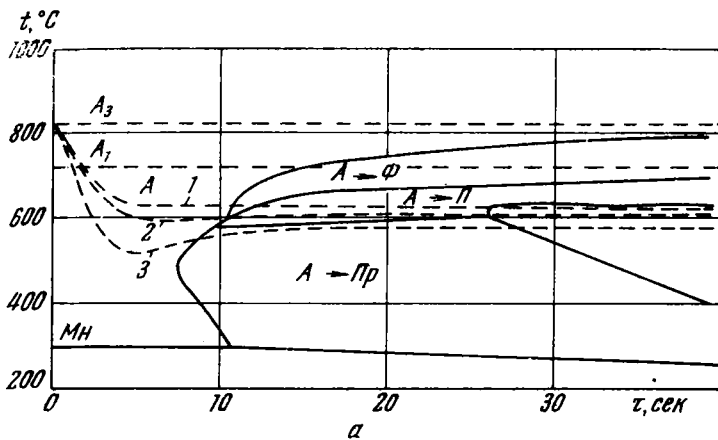


Рис. 90. Термокинетическая диаграмма сталей 35ГС (а) и Ст.5 (б) с наложенными кривыми охлаждения различных точек сечения профиля № 16 при прерванном охлаждении в баке с водой в течение 4,5 сек: 1 — центр профиля; 2 — на глубине $1/4$ радиуса; 3 — на глубине 1 мм от поверхности

обуславливает получение очень дисперсного перлита (балл 1 ГОСТ 8233—56).

Отсутствие игольчатости строения говорит о том, что превращение аустенита в стали Ст.5 протекало в основном диффузионно и лишь отдельные участки превращались в промежуточной области. Ход кривых охлаждения указывает на то, что превращение протекает в условиях, близких к изотермическим для всего сечения в довольно узком температурном интервале. Этот интервал захватывает нижнюю часть области перлитного превращения и частично промежуточного превращения. Так как превращение завершается при температурах не ниже 550°C , то каких-либо структурных изменений после повторного нагрева этой стали до более низких температур не наблюдается.

Результаты механических испытаний показывают, что для стали 35ГС, обработанной на свойства, соответствующие классам Ат-IV и Ат-V, в результате повторного нагрева до температуры 400°C прочностные и пластические свойства остаются неизменными.

Начиная с 400°C отмечается снижение прочностных и повышение пластических характеристик; однако до 500°C комплекс свойств удовлетворяет требованиям, предъявляемым к арматуре классов Ат-IV и Ат-V. При дальнейшем повышении температуры нагрева прочностные свойства уменьшаются и они не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к арматуре этих классов.

При нагреве арматуры, обработанной на свойства класса Ат-V, в интервале температур $200—400^{\circ}\text{C}$ наблюдается некоторое повышение предела прочности, предела текучести с максимумом в области $300—350^{\circ}\text{C}$. Остальные характеристики остаются при этом неизменными. Причиной такого изменения является, по-видимому, распад остаточного аустенита. При обработке на свойства класса Ат-V превращение аустенита происходит в промежуточной области; как известно, в этом случае оно протекает не до конца, а оставшийся аустенит претерпевает превращение при более низких температурах, либо, что более вероятно, остается непревращенным до полного охлаждения. Однако вследствие низкой легированности стали, а также малой устойчивости и незначительного количества аустенита обнаружить его металлографически не удастся.

Превращение остаточного аустенита в мартенсит возможно при повторном нагреве, так как вследствие теплового расщирения увеличивается энергетическая возможность осуществления этого акта. Образовавшийся мартенсит вследствие уменьшения возможности реализации локальных сдвигов будет обуславливать повышение предела текучести. Абсолютное количество мартенсита мало и оно не оказывает влияния на другие характеристики.

При повторном нагреве арматуры из стали 35ГС, обработанной на свойства классов Ат-VI и Ат-VII, закономерность изменения свойств несколько иная. Для класса Ат-VI свойства остаются неизменными вплоть до температуры повторного нагрева 300°C; начиная же с 400°C прочностные свойства снижаются, а пластичность увеличивается. Это свидетельствует о том, что структуры, обеспечивающие получение комплекса свойств класса Ат-VI, образовались при температуре, близкой к 300°C. Повышение предела текучести относительно невелико.

Свойства арматуры класса Ат-VII формируются при полном охлаждении до температур 250—300°C. Кроме структур промежуточного превращения, образуются мартенситные структуры, частично отпущенные при охлаждении на воздухе.

Вследствие образования мартенсита при повторном нагреве наблюдается снижение прочностных свойств начиная с температуры 200°C. До температуры 300°C темп этого падения невелик (в профиле диаметром 16 мм и более падения почти не наблюдается). При температуре выше 350°C снижение прочности и повышение пластичности происходит весьма резко.

Наконец, следует отметить, что повторный нагрев до 600°C приводит к получению практически одинаковых свойств, независимо от того, на какой класс была обработана арматура. Уровень прочности при этом составляет 680 Мн/м² (70 кг/мм²) при относительном удлинении выше 14%.

На рис. 91 показано изменение свойств арматуры из сталей 35ГС и Ст.5 при повторном нагреве. Ст.5, обработанная на прочность и соответствующая классам Ат-IV и Ат-V¹, при повторном нагреве до 400°C практи-

¹ Обработка стали Ст.5 на прочность, соответствующую более высоким классам арматуры (Ат-VI и Ат-VII), нецелесообразна.

чески не изменяет свойств. После нагрева до температуры выше 400°C прочностные характеристики снижаются, пластичность увеличивается. В отличие от стали 35ГС у стали Ст.5 в интервале температур нагрева 200—400°C не наблюдается роста предела текучести. Последнее объясняется тем, что формирование структуры при ох-

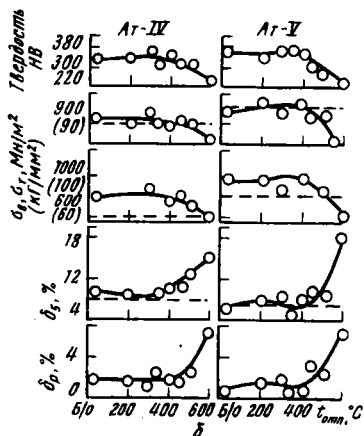
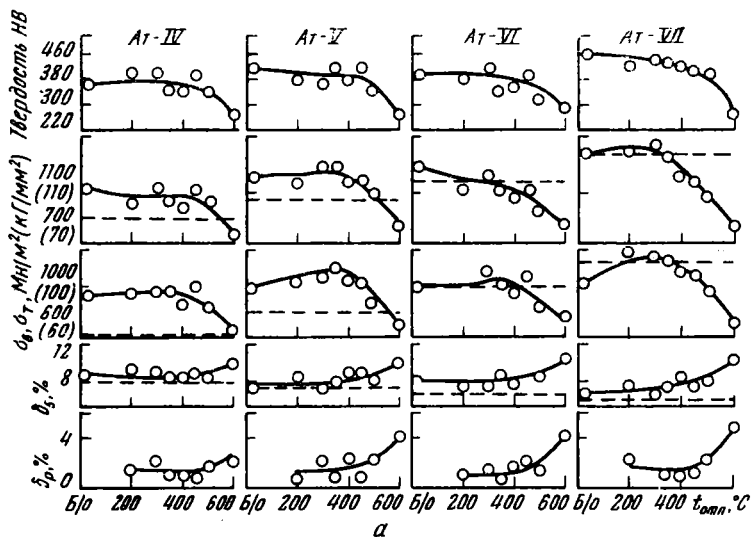


Рис. 91. Влияние температуры повторного нагрева на свойства арматуры профиля № 16 из стали 35ГС (а), обработанной на уровень свойств классов At-IV—At-VII, и из стали Ст.5 (б), обработанной на уровень свойств классов At-IV и At-V. Пунктирные линии показывают уровень свойств, соответствующий данному классу

лаждении стали Ст.5 из аустенитного состояния при за-
жалке происходит в перлитной области и идет до конца.
Остаточный аустенит не сохраняется и, следовательно,
никаких превращений в интервале температур нагрева
200—400°C не происходит.

Как следует из полученных результатов стержневая
термически упрочненная арматура, изготовленная из
сталей Ст.5 и 35ГС при упрочнении до уровня, соответ-
ствующего классам Ат-IV и Ат-V, не изменяет свойств
при повторном нагреве вплоть до 400°C. Для арматуры,
термически упрочненной до уровня, соответствующего
классам Ат-IV и Ат-V, во всех случаях можно приме-
нять электротермический способ натяжения. Арматуру
из стали Ст.5 при охлаждении в спокойной воде целесо-
образно термически упрочнять до уровня свойств, не вы-
ше соответствующих классу Ат-V по ГОСТ 10884—64.
При использовании стержневой арматуры, термически
упрочненной до уровня классов Ат-VI и Ат-VII, повтор-
ный нагрев допустим не выше 300°C. Арматуру этих
классов целесообразно подвергать комбинированным ме-
ханическим и электротермическим методам, строго огра-
ничив максимальную температуру нагрева (300°C).

Стабилизирующего влияния повторного нагрева
вплоть до 400°C на арматуру, термически упрочненную
по схеме «прерванное охлаждение», не обнаружено; сле-
довательно, отпуск арматуры до этих температур не це-
лесообразен.

*Арматура из стали 20ГС, упрочненной в турбулент-
ном потоке водовоздушной смеси.* Для изготовления вы-
сокопрочной арматуры была предложена арматурная
сталь 20ГС (0,17—0,22% С; 1,0—1,5% Mn; 1,0—
1,5% Si) [170].

Как показали исследования термически упрочненная
арматура из этой стали может быть использована при
механическом и электротермическом способах натяже-
ния. Была изучена сталь трех плавок (табл. 42).

В плавке 1 содержание кремния находится на ниж-
нем, а в плавке 3 — на верхнем пределе, допускаемом
для стали данной марки.

Арматуру диаметром 10 мм этих плавок подвергали
термическому упрочнению в потоке прокатки на класс
Ат-VI по ГОСТ 10884—64.

Химический состав стали 20ГС, %

Номер плавки	C	Mn	Si	S	P
1	0,20	1,17	0,90	0,016	0,031
2	0,18	1,42	1,06	0,035	0,011
3	0,20	1,31	1,5	0,023	0,014

Влияние повторного печного нагрева на изменение свойств изучали на натуральных образцах в интервале температур отпуска 300—600°C с продолжительностью выдержки от 5 до 60 мин; охлаждение после отпуска проводили на воздухе.

Контактный электронагрев термически упрочненной арматуры осуществляли на установке для электронагрева при силе тока 800—1100 а (расстояние между контактами 2 м).

Температуру в интервале 200—600°C измеряли хромель-алюмелевой термопарой, зачеканенной в арматурный стержень. В зависимости от силы тока и температуры отпуска продолжительность нагрева составляла от 0,25 до 5 мин. Для каждого варианта нагрева испытывали не менее трех натуральных образцов при печном отпуске и не менее двух при электроотпуске.

После термического упрочнения арматура диаметром 10 мм характеризуется свойствами (средние значения), приведенными в табл. 43.

Таблица 43

Механические свойства термически упрочненной арматуры диаметром в 10 мм из стали марки 20ГС

Номер плавки	$\sigma_{0,2}$, Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B}$	δ_5 , %	$\delta_{равн}$, %
1	1029 (105)	1254 (128)	0,82	12,2	2,6
2	1098 (112)	1343 (137)	0,82	12,5	3,5
3	1166 (119)	1352 (138)	0,86	13,5	4,3

Как видно из приведенных данных, свойства всех плавок термически упрочненной арматуры соответствуют требованиям класса Ат-VI по ГОСТ 10884—64 при угле загиба > 120°.

Кинетика изменения свойств термически упрочненной арматуры при повторном печном нагреве иллюстрируется данными, приведенными в табл. 44.

Как показали проведенные исследования, влияние кремния на устойчивость свойств термически упрочненной арматуры при повторном нагреве больше, чем влияние марганца. Устойчивость против отпуска термически упрочненной арматурной стали с содержанием кремния на нижнем и верхнем пределах различна.

При содержании кремния на нижнем пределе (плавка 1) нагрев до температуры 400°C и выдержка 5 мин обеспечивают сохранение свойств, соответствующих классу Ат-VI с большим запасом пластичности. Что касается более низких температур нагрева (300—350°C), то выдержки при этих температурах даже в течение часа практически не снижают уровня прочностных свойств, требуемых от арматуры класса Ат-VI. С увеличением температуры отпуска свыше 400°C интенсивность разупрочнения возрастает. При этом свойства класса Ат-V сохраняются после нагрева до 450°C с выдержкой в интервале 5—10 мин, а свойства класса Ат-IV — в условиях нагрева до 500°C с выдержкой в течение часа.

В стали с содержанием кремния на верхнем пределе (плавка 3) нагрев до 400°C с выдержкой в течение одного часа не разупрочняет металл ниже требований, соответствующих классу Ат-VI. Свойства этого класса сохраняются при нагреве до 450°C с выдержкой 5—10 мин, что на 50 град выше, чем в стали с нижним содержанием кремния.

При повторном нагреве и при высоких температурах отпуска кремний оказывает влияние на устойчивость свойств термически упрочненной арматуры. Это приводит к тому, что в стали с содержанием кремния на верхнем пределе температуры нагрева, при которых сохраняются свойства классов Ат-V и Ат-IV, находятся соответственно на 40 и 50 град выше, чем в стали с содержанием кремния на нижнем пределе.

О возможности использования термически упрочненной арматуры из стали 20ГС при электротермическом способе натяжения свидетельствуют данные об ее свойствах при электронагреве в условиях, близких к производственным (рис. 92). Видно, что при электронагреве до 400°C предел прочности находится на уровне

**Изменение свойств термически упрочненной арматуры из стали
марки 20ГС при печном нагреве**

Номер плавки	Температура отпуска °С	$\sigma_{0,2}$, Мн/мм ²					σ_B , Мн/мм ²					$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B}$					δ_s , %				
		За время выдержки, мин																			
		5	10	20	30	60	5	10	20	30	60	5	10	20	30	60	5	10	20	30	60
1	300	1078	1110	1095	1099	1052	1293	1297	1257	1300	1292	0,84	0,85	0,87	0,85	0,81	14,3	140,0	13,6	14,5	13,3
3		1170	1168	1172	1175	1163	1365	1365	1366	1365	1359	0,86	0,85	0,86	0,86	0,85	13,7	13,4	13,7	13,2	13,3
1	350	1061	1080	1155	1064	1035	1282	1270	1223	1213	1190	0,83	0,85	0,95	0,88	0,88	13,9	12,9	13,4	13,0	13,6
3		1277	1270	1267	1270	1260	1343	1863	1345	1340	1315	0,95	0,93	0,95	0,95	0,96	13,6	18,3	13,0	12,9	13,8
1	400	1062	1030	1005	948	990	1283	1130	1088	1013	1080	0,83	0,91	0,92	0,94	0,92	11,8	13,5	15,7	15,0	14,3
3		1243	1220	1153	1147	1157	1326	1300	1274	1192	1254	0,93	0,94	0,90	0,97	0,93	15,2	14,7	15,5	15,9	13,9
1	450	994	895	945	900	908	1095	1021	992	957	972	0,91	0,88	0,95	0,93	0,93	13,7	15,4	16,7	16,4	15,9
3		1217	1095	1067	1062	1040	1352	1200	1120	1137	1102	0,90	0,91	0,95	0,93	0,94	14,7	14,2	13,7	15,7	16,0
1	500	880	860	846	—	862	944	922	909	—	925	0,93	0,92	0,93	—	0,93	15,8	17,1	18,0	—	17,6
3		975	973	953	940	888	1020	1033	1007	997	952	0,95	0,94	0,94	0,95	0,94	16,5	16,7	17,3	15,5	15,2
1	550	793	785	762	—	792	868	852	830	—	860	0,91	0,92	0,91	—	0,92	17,3	18,0	20,1	—	18,0
3		875	855	838	778	793	939	923	900	870	883	0,93	0,93	0,93	0,89	0,90	14,7	17,3	18,2	18,3	18,9
1	600	734	753	711	—	715	817	824	790	—	790	0,89	0,91	0,86	—	0,90	17,9	20,4	20,0	—	18,8
3		817	790	768	—	753	855	863	850	—	823	0,95	0,91	0,90	—	0,91	18,2	19,3	20,3	—	20,6

Примечание. 1 кг/мм² = 9,8 Мн/мм².

1225 Мн/м² (125 кг/мм²), т. е. нагрев до этой температуры обеспечивает сохранение свойств термически упроченной арматуры, соответствующих требованиям класса Ат-VI. Следует отметить, что при электронегреве в интервале температур отпуска 350—450°C наблюдается заметное (до 9%) повышение условного предела текучести

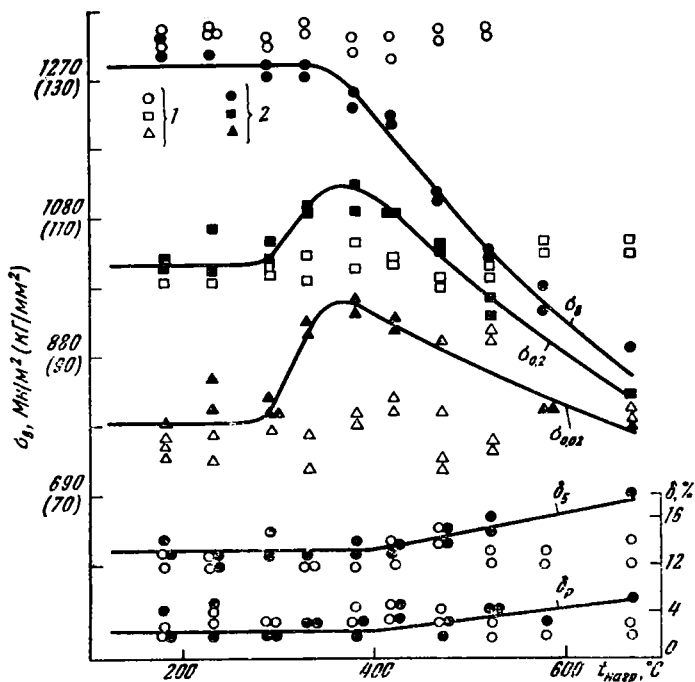


Рис. 92. Влияние электроконтактного нагрева на свойства термически упроченной арматуры диаметром 10 мм из стали марки 20ГС: 1 — свойства до электронегрева; 2 — свойства после электронегрева

$\sigma_{0,2}$ и значительное (до 20%) увеличение предела упругости $\sigma_{0,02}$.

При печном отпуске термически упроченной арматуры (табл. 44) также наблюдается повышение предела текучести, но это явление обнаруживается при более низких температурах и в более узком интервале (300—350°C). Одновременно с этим прирост предела текучести оказывается более низким (3—8%), чем при электронегреве.

В результате электронагрева наблюдали повышение характеристик $\sigma_{0,2}$ и $\sigma_{0,02}$ в сталях с феррито-перлитной структурой, а также в сталях, с мартенсито-трооститной структурой [218, 219], подвергнутых холодной вытяжке [217]. Причиной этого, по-видимому, являются процессы деформационного и термического старения. Более высокий прирост свойств одновременно с повышением и расширением интервала их проявления связан с высокими скоростями электронагрева, который приводит к сохранению большого количества дефектов кристаллического строения (дислокаций) и к появлению более мелкодисперсных карбидов при отпуске закаленной стали, чем в случае печного нагрева [219].

Таким образом, исследование влияния повторного печного и электроконтактного нагрева на изменение свойств арматуры диаметром 10 мм из стали 20ГС, термически упрочненной с прокатного нагрева на класс Ат-VI, показало, что увеличение содержания кремния от нижнего до верхнего предела марочного состава повышает температуру нагрева, обеспечивающую сохранение свойств, соответствующих классам Ат-VI, Ат-V и Ат-IV, на 40—50 град.

Электроконтактный нагрев в интервале температур 350—450°C арматуры из стали марки 20ГС, термически упрочненной с прокатного нагрева, повышает предел текучести до 9%, предел упругости до 20%, т. е. дополнительно улучшает комплекс свойств; предъявляемых к армирующему материалу в предварительно напряженных железобетонных конструкциях.

6. Прочность и пластичность

О соотношении характеристик прочности и пластичности в термически упрочненной низкоуглеродистой стали. В связи с широким применением стали повышенной и высокой прочности в стальных конструкциях особое значение приобретает предупреждение хрупкого разрушения. Анализ причин хрупкого разрушения конструкций по данным отечественных и зарубежных исследований показывает, что нередко аварии конструкций даже из пластичной стали при нормальной температуре и статической нагрузке могут определяться величиной и характером распределения напряжений, обусловленных кон-

структивными недостатками сооружений и остаточными напряжениями от сварки. У концентраторов напряжений развивается объемно-напряженное состояние. Это затрудняет пластическую деформацию, способствующую перераспределению напряжений в благоприятную для конструкций форму, и создает предпосылки для образования в местах локализации пластической деформации зародышей хрупких трещин. Рост трещин облегчается под действием внутренних (обусловленных конструкцией сооружения), а также сварочных напряжений. Роль пластичности и вязкости металла заключается при этом в повышении степени деформации, необходимой для зарождения трещин, и увеличении работы деформации, необходимой для их развития.

Динамический характер приложения нагрузки и особенно понижение температуры эксплуатации увеличивают опасность хрупкого разрушения сооружений. Известно, что при понижении температуры относительное удлинение стали практически не снижается [220], однако работа зарождения и развития трещин имеет резкую температурную зависимость [221]. В последние годы процесс хрупкого разрушения конструкций изучают в связи с процессом образования и развития хрупких трещин. Особое внимание уделяют также исследованию факторов, препятствующих развитию их в металле. По современным представлениям, наибольший интерес представляет механизм хрупкого разрушения металлических тел, рассмотренный в работах Мотта—Стро, а также в работах Коттрелла. Экспериментальное подтверждение основных положений этих теорий свидетельствует о целесообразности дислокационного моделирования для выявления физической сути явлений хрупкого разрушения, принципиальная схема которой была представлена в работах А. Ф. Иоффе и Н. Н. Давиденкова. Переход металлических тел с о. ц. к.-решеткой из вязкого состояния в хрупкое связывают с температурной зависимостью критического напряжения для начала скольжения, обусловленной коттрелловским торможением. Существуют и иные точки зрения. Так, например, наличие критической температуры хрупкости у металлов с о. ц. к.-решеткой объясняют [222] изменением механизма деформации — от скольжения к двойникованию. Полагают, что переход к хрупкому разрушению обусловлен температурной зави-

симостью влияния доли ковалентной связи на процесс перемещения дислокаций [223]. Ввиду отсутствия однозначной трактовки работу над созданием единой теории физической природы явления хрупкого разрушения следует продолжить.

Природа процессов хрупкого разрушения стали и особенно влияние отрицательных температур на механизм разрушения обуславливают сложность характеристики ударной вязкости стали. В процессе испытания образцов в вязкой области основными факторами, способствующими зарождению трещины, являются увеличение скорости деформации, концентрация напряжений и объемно-напряженное состояние у вершины надреза. Это приводит к локализации пластической деформации в данном районе. При испытании в хрупкой области локализация пластической деформации происходит во всем объеме образца, если она обусловлена напряжением, необходимым для начала пластического течения. Поэтому величина ударной вязкости связана, очевидно, с факторами, влияющими на процесс перемещения дислокаций. Эти факторы определяют также прочностные и пластические свойства стали, что указывает на наличие закономерностей взаимосвязи их с ударной вязкостью. Так, имеется прямая зависимость, в некоторых случаях близкая к линейной, между a_n и ψ [224]; статистическая обработка большого количества экспериментальных данных (свыше 5000 опытов) при испытании более 70 марок углеродистой и легированной стали позволяет установить закономерность, выраженную формулой $\sigma_v \cdot \delta_5 = k a_n$ [225].

Наше исследование было направлено на установление взаимосвязи между пределом прочности σ_v и общим относительным удлинением δ_5 , а также основными составляющими его: равномерной δ_p и сосредоточенной δ_c деформациями; представляет интерес и установление зависимости между общим δ_5 и равномерным $\delta_{5(p)}$ относительными удлинениями. Установление такой взаимосвязи необходимо, так как относительное удлинение и главным образом равномерная составляющая его являются важнейшими характеристиками стали для строительных конструкций, которые не были учтены в расчетах. На важность определения равномерного удлинения при растяжении образцов как на характеристику, в значительной степени определяющую поведение стали в кон-

струкциях, указывает ряд исследователей [226, с. 721, с. 738]. Однако величина относительного удлинения была введена во все ГОСТы на строительную сталь на основании предположения о линейной зависимости между общим и равномерным относительными удлинениями.

Значительную роль для обеспечения безопасности конструкций играет область пластической работы стали на стадии самоупрочнения, т. е. в пределах однородной пластической деформации. Эта область примерно в 200 раз больше области упругой работы, что представляет большой резерв конструктивной прочности, так как для преодоления достаточно протяженной области самоупрочнения требуется дополнительное интенсивное увеличение напряжений. Расчетное значение напряжений принимают ниже значений напряжений начала пластического течения и значительно ниже предельных. Так, например, в работе [66] отмечено, что по современным правилам расчета напряжений в стальных конструкциях коэффициент запаса прочности принимают равным 1,5 по отношению к пределу текучести, т. е. расчетное напряжение достигает примерно 66% предела текучести. Поэтому только при наложении внутренних напряжений действительные напряжения могут превысить предел текучести в некоторых местах конструкции.

Значениям характеристик пластичности и особенно относительному удлинению придают особое внимание и за рубежом. Так, анализ марочника стали повышенной и высокой прочности зарубежных стран [66], используемых в различных областях техники и, в частности в строительстве, показывает, что у 272 марок стали повышенной прочности с пределом текучести от 350 до 490 Mn/m^2 (36 до 50 $KГ/мм^2$) в 12 странах мира допускается снижение относительного удлинения δ_5 до 15—18%; при повышении предела текучести от 490 до 882 Mn/m^2 (50 до 90 $KГ/мм^2$) в 100 высокопрочных улучшаемых сталях шести стран мира допускается снижение относительного удлинения δ_5 до 12—13%. Стремление к повышению пластичности стали в сочетании с высокой прочностью обуславливает появление ряда сталей без перлита (PFS), которые легированы ниобием и ванадием (около 0,06% каждого) при содержании углерода менее 0,06%. Кроме повышения пластичности, это понижает критическую температуру хрупкости и улучшает свариваемость.

Значительное влияние на удлинение образца при разрыве оказывает объемная доля включений в стали [228]. При производстве высокопрочных сталей особое внимание уделяют чистоте стали по содержанию газов и вредных примесей. Перспективным методом повышения пластичности стали является проведение вакуумных плавов в печах с расходуемым электродом.

Таким образом, относительное удлинение и главным образом равномерную составляющую его можно рассматривать как важные характеристики для приближенной оценки характера разрушения конструкции при ограничении факторов, способствующих локализации пластической деформации.

Так как при термическом упрочнении низкоуглеродистой стали наблюдается некоторое сближение по величине пределов текучести и прочности, особое внимание уделяли протяженности равномерной пластической деформации на диаграммах растяжения разрывных гадаринских образцов. При этом было принято, что сближение по величине пределов прочности и текучести допустимо только в случае, когда равномерная деформация составляет 40—60% от общей относительной деформации. Исследования проводили на стали Ст.20К с различной степенью упрочнения после закалки с отдельного нагрева и отпуска в интервале температур от 100 до 650°C. В нормализованном состоянии предел прочности стали равен 460 Mn/m^2 (47 Kr/mm^2). Зависимость между пределом прочности δ_b исследуемой стали и общим относительным удлинением $\delta_{5,}$, а также обеими составляющими его δ_{5p} и δ_{5c} графически представлена на рис. 93. Полученные результаты подтверждают, что только сосредоточенная деформация (после образования шейки) выявляет линейную зависимость от величины предела прочности и, следовательно, от степени упрочнения металла, выражаемую формулой $\delta_{\sigma} = 198 - 10\delta_{5c}$. Зависимость общего относительного удлинения и равномерной составляющей его от предела прочности имеет параболический характер и выражается соответственно уравнениями $\sigma_b = \frac{850}{\delta_5^{0,8}}$ и

$\sigma_b = \frac{222}{\delta_5^{0,5}}$. Равномерная и сосредоточенная деформации практически одинаковы по величине при упрочнении стали в 1,28 и 2,76 раза.

При промежуточных степенях упрочнения происходит уменьшение равномерной составляющей по параболическому закону до степени упрочнения в 2,13 раза. В последнем случае равномерная деформация (при $\delta_5 = 14,4\%$) составляет только 33,4% от общего относитель-

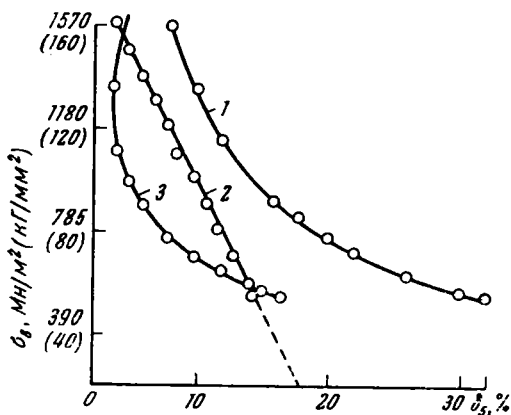


Рис. 93. Зависимость между пределом прочности σ_B и удлинением:

$$1 - \sigma_B = \frac{850}{\delta_5^{0,8}}; \quad 2 - \sigma_B = 198 - \delta_5; \quad 3 - \sigma_B = \frac{222}{\delta_5^{0,5}}$$

ного удлинения. Характерно, что именно при таком соотношении наблюдается перелом на кривой линейной зависимости равномерной относительной деформации от общей, приведенной на рис. 94. При значениях общего относительного удлинения свыше 13,5% зависимость между однородной и общей относительными деформациями имеет линейный характер, выраженный уравнением $\delta_5 = 1,39\delta_p + 8$, (кривая 1), а при $\delta_5 < 13,5\%$ — степенной: $\delta_5 = \delta_p^{1,87}$ (кривая 2).

Как свидетельствует характер изменения механических свойств термически упрочненной низкоуглеродистой стали Ст.20К (рис. 95), разрушение разрывных и ударных образцов при упрочнении менее 1,7 раза происходит в вязкой области, а в интервале больших упрочнений от 1,8 до 3,5 — в пределах весьма широкой переходной области, что проявляется в большом рассеянии значений относительного сужения и падении ударной вязкости.

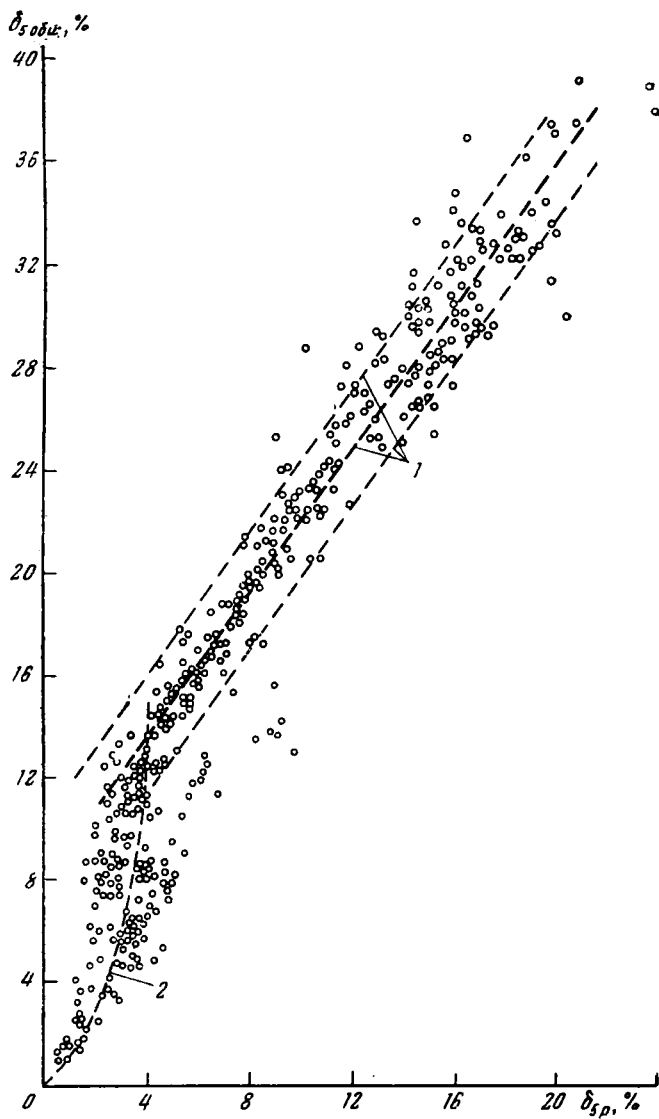


Рис. 94. Зависимость между δ_5 и $\delta_{5р}$:

$$1 - \delta_{\text{общ. ср}} = 1,39 \cdot \delta_{р} + 8; \quad 2 - \delta_{\text{общ. ср}} = \delta_{р}^{1,87}$$

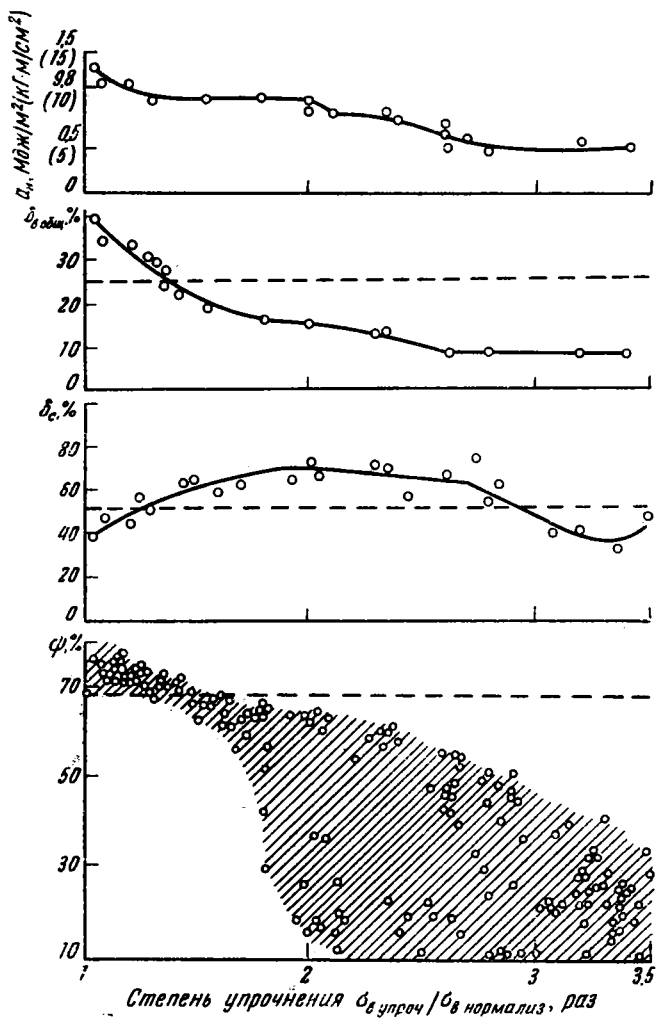


Рис. 95. Изменение механических свойств стали 20К после двойной обработки в зависимости от степени упрочнения

Кривые зависимости относительного сужения от степени упрочнения стали аналогичны кривым хладноломкости стали с широкой переходной зоной.

Анализ изменения механических свойств стали Ст.20К в термически упрочненном (без отпуска) состоянии показывает, что в случае такой обработки оптимальное сочетание механических свойств обеспечивается при упрочнении стали в 1,4—1,6 раза: при практически одинаковом общем относительном удлинении предел текучести и ударная вязкость термически упрочненной стали более чем в два раза выше значений соответствующих характеристик по нормам технических условий. Дальнейшее упрочнение связано с появлением в структуре наряду с квазиэвтектоидом продуктов распада переохлажденного аустенита игольчатого строения и соответственно с относительно резким падением ударной вязкости за счет гетерогенности структуры. Общее и равномерное относительные удлинения после обработки без дополнительного отпуска связаны такой же закономерностью, как и для случая обработки с дополнительным отпуском (рис. 94). Таким образом, термическое упрочнение проката из низкоуглеродистой стали со скоростями охлаждения, обеспечивающими распад переохлажденного аустенита в перлитной области с образованием структуры квазиэвтектоида, является перспективным и экономичным методом упрочнения, в частности, и для широкополосной стали толщиной от 10 до 50 мм. При этом изменение скоростей охлаждения от 25 до 100 и от 225 до 300 град/сек не оказывает резкого влияния на однородность свойств после термического упрочнения, так что при соответствующем распределении скоростей охлаждения по сечению проката можно получить однородный конструкционный материал.

Сравнение механических свойств стали Ст.20К при одинаковом упрочнении в 1,64 раза после закалки с отпуском и обработки прерванным охлаждением с самоотпуском показало, что при практически одинаковой пластичности после двойной обработки предел текучести на 27% выше, чем после однократной обработки.

В настоящее время низколегированные, термически необработанные стали или горячекатаные низкоуглеродистые стали заменяют качественно новой сталью повышенной прочности. Однако разрозненные сведения об эф-

фактивности применения отдельных сталей различной прочности в строительных конструкциях разных видов, имеющиеся в литературе, не позволяют достаточно полно представить динамику изменения массы конструкций в зависимости от прочностных свойств материала. Поэтому представляет интерес исследовать зависимость между увеличением прочности стали и характером изменения массы конструкций при сохранении одинаковых конструктивной формы, пролета и величины приложенных нагрузок.

Это позволит определить расчетным методом оптимальную степень упрочнения термически упрочненной низкоуглеродистой стали, обеспечивающую наиболее эффективное снижение массы некоторых распространенных видов стальных конструкций и, в частности, стропильной фермы пролетом 24 м и подкрановой балки пролетом 12 м. Это позволит оценить комплекс механических свойств термически упрочненной низкоуглеродистой стали, обеспечивающих наиболее рациональное использование ее в указанных конструкциях.

Расчеты по стандартным методикам показали, что при использовании ряда сталей повышенной и высокой прочности (С40, С50, С60 и С75) наблюдается наиболее эффективное снижение массы конструкций при упрочнении стали в 1,42 раза. Как было показано, низкоуглеродистая сталь при таком упрочнении обладает оптимальным сочетанием механических свойств после прерванной закалки с самоотпуском и закалки с дополнительным отпуском. В последнем случае температура отпуска должна быть не ниже 450°C. Общее относительное удлинение δ_5 при этом после обработки по обоим методам составляет 15—20% при наличии протяженной области однородной пластической деформации.

7. Чувствительность к концентраторам напряжений

Локализация пластической деформации приводит, как известно [189], к изменению характера разрушения: происходит переход от вязкого разрушения к хрупкому. В связи с этим представляется необходимым изучение склонности термически упрочненной стали к воздействию концентраторов напряжений.

Исследование проводили на строительных профилях производства завода «Азовсталь», а также на арматурной стали Криворожского металлургического завода.

Чувствительность к концентраторам напряжений упрочненной стали Ст.3 (строительные профили)¹. Пробы длиной 300 мм (табл. 45) нагревали под закалку в камерных электрических печах до 890—910°C. Закалку проводили в баке с проточной водой.

Таблица 45

Химический состав опытного материала, %

Стали	Полуфабрикат	C	Mn	Si	P	S	As
Ст.3сп	Швеллер №16	0,19	0,49	0,15	0,034	0,024	0,148
Ст.3сп	То же	0,16	0,35	0,12	0,02	0,028	0,052
Ст.3сп	»	0,15	0,35	0,03	0,045	0,037	0,130
Ст.3сп	Швеллер № 30	0,19	0,56	0,16	0,029	0,033	0,136
Ст.3сп	Балка №36	0,15	0,40	0,15	0,027	0,023	0,128
Ст.3сп	Угловой профиль 200×200×12,5	0,20	0,50	0,03	0,022	0,035	0,108
Ст.3сп	То же	0,16	0,46	0,05	0,025	0,03	0,137
Ст.3сп	Угловой профиль 200×200×22	0,14	0,55	0,19	0,027	0,031	0,132
Ст.3сп	То же	0,18	0,42	0,06	0,036	0,03	0,072

Плоские образцы вырезали вдоль направления прокатки. Чувствительность к концентраторам напряжений определяли, сравнивая результаты испытания на ударную вязкость продольных образцов с надрезом Менаже и образцов с острым надрезом с радиусом закругления 0,025 мм.

Термическое упрочнение строительных профилей проката (табл. 46) позволяет существенно повысить прочностные свойства материала при некотором снижении пластических свойств. Вместе с тем относительное сужение при упрочнении изменяется мало, что может свидетельствовать о значительной пластичности металла в упрочненном состоянии.

¹ Исследование на фасонных профилях выполнено при участии канд. техн. наук Н. Ф. Легейды (УкрНИИМет).

Критерием оценки склонности стали к концентраторам напряжений служил коэффициент чувствительности материала к надрезу β , определяемый по формуле [229]:

$$\beta = \frac{a_{нм} - a_{н0}}{a_{нм}},$$

где $a_{нм}$ — ударная вязкость образцов с надрезом Менаже;

$a_{н0}$ — ударная вязкость образцов с острым надрезом.

Таблица 46

Механические свойства фасонных профилей до термического упрочнения и после него

Сталь	Полуфабрикат	C, %	σ_T , Мн/м ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/м ² (кг/мм ²)	δ_5 , %	ψ , %
Ст.3пс	Швеллер №16	0,19	$\frac{325}{515}$ ($\frac{33,2}{52,5}$)	$\frac{445}{617}$ ($\frac{45,5}{63,0}$)	$\frac{32,5}{13,2}$	$\frac{57,5}{53,5}$
			$\frac{462}{632}$ ($\frac{47,2}{64,5}$)	$\frac{607}{62}$ ($\frac{62}{62}$)	$\frac{25}{15,2}$	$\frac{56,5}{53,5}$
Ст.3сп	То же	0,16	$\frac{333}{462}$ ($\frac{34}{47,2}$)	$\frac{437}{632}$ ($\frac{44,7}{64,5}$)	$\frac{28,5}{15,2}$	$\frac{56,5}{53,5}$
			$\frac{462}{607}$ ($\frac{47,2}{62}$)	$\frac{607}{62}$ ($\frac{62}{62}$)	$\frac{25}{15,2}$	$\frac{56,5}{53,5}$
Ст.3пс	»	0,15	$\frac{333}{462}$ ($\frac{34}{47,2}$)	$\frac{437}{607}$ ($\frac{44,7}{62}$)	$\frac{25}{15,2}$	$\frac{56,5}{53,5}$
			$\frac{462}{607}$ ($\frac{47,2}{62}$)	$\frac{607}{62}$ ($\frac{62}{62}$)	$\frac{25}{15,2}$	$\frac{56,5}{53,5}$
Ст.3сп	Швеллер №30	0,19	$\frac{247}{430}$ ($\frac{25,2}{44,0}$)	$\frac{407}{607}$ ($\frac{41,5}{62,0}$)	$\frac{33,5}{18,5}$	$\frac{66,0}{60,0}$
			$\frac{430}{607}$ ($\frac{44,0}{62,0}$)	$\frac{607}{62,0}$ ($\frac{62,0}{62,0}$)	$\frac{18,5}{60,0}$	$\frac{60,0}{60,0}$
Ст.3сп	Балка №36	0,15	$\frac{264}{325}$ ($\frac{27}{33,2}$)	$\frac{394}{467}$ ($\frac{40,2}{47,7}$)	$\frac{39,5}{20,5}$	$\frac{61,5}{63}$
			$\frac{325}{467}$ ($\frac{33,2}{47,7}$)	$\frac{467}{47,7}$ ($\frac{47,7}{47,7}$)	$\frac{20,5}{63}$	$\frac{63}{63}$
Ст.3пс	Угловой профиль 200×200×12,5	0,20	$\frac{237}{372}$ ($\frac{24,2}{38,0}$)	$\frac{404}{567}$ ($\frac{41,2}{58,0}$)	$\frac{33,5}{15,5}$	$\frac{57}{56,5}$
			$\frac{372}{567}$ ($\frac{38,0}{58,0}$)	$\frac{567}{58,0}$ ($\frac{58,0}{58,0}$)	$\frac{15,5}{56,5}$	$\frac{56,5}{56,5}$
Ст.3пс	То же	0,16	$\frac{265}{377}$ ($\frac{27}{38,5}$)	$\frac{431}{542}$ ($\frac{44}{60,5}$)	$\frac{29}{18,2}$	$\frac{49,7}{53}$
			$\frac{377}{542}$ ($\frac{38,5}{60,5}$)	$\frac{542}{60,5}$ ($\frac{60,5}{60,5}$)	$\frac{18,2}{53}$	$\frac{53}{53}$
Ст.3сп	Угловой профиль 200×200×22	0,14	$\frac{271}{314}$ ($\frac{27,7}{32}$)	$\frac{437}{505}$ ($\frac{44,7}{51,5}$)	$\frac{29}{21}$	$\frac{66}{70,5}$
			$\frac{314}{505}$ ($\frac{32}{51,5}$)	$\frac{505}{51,5}$ ($\frac{51,5}{51,5}$)	$\frac{21}{70,5}$	$\frac{70,5}{70,5}$
Ст.3пс	То же	0,18	$\frac{225}{289}$ ($\frac{23}{29,5}$)	$\frac{416}{505}$ ($\frac{42,5}{51,5}$)	$\frac{30,5}{19,5}$	$\frac{62,5}{70}$
			$\frac{289}{505}$ ($\frac{29,5}{51,5}$)	$\frac{505}{51,5}$ ($\frac{51,5}{51,5}$)	$\frac{19,5}{70}$	$\frac{70}{70}$

Примечания: 1. Образцы вырезали из полки профиля.
2. В числителе приведены механические свойства стали до термического упрочнения, в знаменателе — после упрочнения.

Несмотря на значительное повышение уровня прочностных свойств при термическом упрочнении (см. табл. 46) чувствительность стали к надрезу (табл. 47) при испытании в интервале температур от -20 до -60°C не увеличивается. У толстостенных упрочненных профилей наблюдается определенное понижение чувствительности стали к воздействию надрезов, особо заметное при температуре испытания $+20 - 0^{\circ}\text{C}$. Таким образом, упрочнение фасонных профилей проката широкого сортамента, несмотря на снижение относительного удлинения, не приводит к повышению чувствительности стали к концентраторам напряжений.

Таблица 47

Чувствительность к надрезу материала фасонных профилей различного сортамента в состоянии поставки и после упрочнения

Сталь	С, %	Полуфабрикат	Чувствительность к надрезу β при разных температурах испытания, $^{\circ}\text{C}$				
			+20	0	-20	-40	-60
Ст.Зсп	0,19	Швеллер №30	0,59	0,49	0,85	0,85	—
			0,72	0,75	0,79	0,85	
Ст.Зсп	0,15	Балка №36	0,5	0,73	0,85	0,87	—
			0,78	0,87	0,84	0,87	
Ст.Зсп	0,20	Угловой профиль $200 \times 200 \times 12,5$	0,22	0,84	0,89	0,78	1,0
			0,57	0,51	0,88	0,84	0,87
Ст.Зпс	0,16	То же	0,75	0,81	0,83	0,2	—
			0,71	0,82	0,89	0,9	
Ст.Зсп	0,14	Угловой профиль $200 \times 200 \times 22$	0,74	0,81	0,79	1,0	—
			0,46	0,6	0,73	0,81	
Ст.Зпс	0,18	То же	0,82	0,86	0,87	0,83	—
			0,24	0,2	0,91	0,94	

Примечание. В числителе приведены значения для исходного состояния, в знаменателе — для упрочненного.

Влияние концентраторов напряжений на хладноломкость арматурной стали. Склонность арматурной стали к хладноломкости в условиях воздействия резких концентраторов напряжений исследовали после упрочнения

ее с отдельного и прокатного нагрева [24, с. 42] по различным режимам прерванного охлаждения с самоотпуском [160]. Применяли нестандартные образцы с острым надрезом [174].

Стали МСт.5, КСт.5 и М35ГС подвергали термическому упрочнению с отдельного нагрева, сталь К35ГС—с прокатного нагрева.

Нагреву электротоком до температуры $950 \pm 10^\circ\text{C}$ подвергали арматурные стержни длиной 7 м, диаметром 14 мм, которые затем пропускали через охлаждающие секции общей длиной 12,5 м—со скоростью от 3 до 12 м/сек; это позволяло проводить термическую обработку с самоотпуском в интервале температур 200—700°C. Упрочнение с прокатного нагрева осуществляли на опытно-промышленной установке в потоке стана 250-I Криво-рожского металлургического завода [24, с. 42].

В горячекатаном состоянии арматурные стали Ст.5 и 35ГС при сравнительно низком уровне прочностных свойств характеризуются высокими значениями критической температуры хрупкости ($T_{кр}$)¹ и быстрым нарастанием количества хрупкой составляющей в изломе ударных образцов с понижением температуры испытания (табл. 48).

Термическое упрочнение арматурных сталей Ст.5 и 35ГС с электронагрева и при условиях охлаждения, обеспечивающих протекание мартенситного превращения с последующим самоотпуском (не выше 200°C), приводит к резкому охрупчиванию стали (рис. 96). Прерванное охлаждение, обеспечивающее распад аустенита при 400—525°C, значительно снижает критическую температуру хрупкости. При таких условиях термической обработки $T_{кр}$ для сталей МСт.5 и КСт.5 снижается по сравнению с горячекатаным состоянием в 10 раз, а для стали 35ГС—в шесть раз. Дальнейшее повышение температуры распада аустенита способствует новому росту критической температуры хрупкости.

По-видимому, снижение хладноломкости арматуры одновременно с достижением высокого уровня прочностных свойств (см. табл. 48) после самоотпуска при 400—500°C связано с возникновением бейнитной структуры.

¹ За критическую температуру хрупкости принимали температуру испытания, при которой в изломе появлялись первые признаки хрупкого разрушения.

Механические свойства арматуры № 14 после различных режимов термического упрочнения

Сталь	Температура отпуска или самоотпуска, °С	σ_T , Мн/мм ² (кг/мм ²)	σ_B , Мн/мм ² (кг/мм ²)	δ_5 , %
<i>Горячая прокатка</i>				
КСт.5	—	395(39,5)	610(61)	24,7
М35ГС	—	460(46)	690(69)	22,5
<i>Упрочнение электронагревом с самоотпуском</i>				
МСт.5	400	1050(105)	1127(112,7)	9,8
КСт.5		1065(106,5)	1157(115,7)	11,3
М35ГС		990(99)	1127(112,7)	13,2
МСт.5	500	793(79,3)	953(95,3)	14,7
КСт.5		730(73)	920(92)	14,7
М35ГС		750(75)	950(95)	16,7
МСт.5	600	550(55)	733(73,3)	19,0
КСт.5		630(63)	790(79)	20,0
М35ГС		567(56,7)	743(74,3)	22,3
МСт.5	680	477(47,7)	670(67)	21,7
КСт.5		448(44,8)	643(64,3)	24
М35ГС		517(51,7)	697(69,7)	27
<i>Упрочнение после прокатного нагрева с самоотпуском</i>				
К35ГС	Без отпуска	1048(104,8)	1296(129,6)	9,6
	400	1020(102)	1179(117,9)	12,1
	450	929(92,9)	1060(106)	14,1
	500	800(80)	950(95)	15,1
	550	701(70,1)	848(84,8)	17,5

Примечание. В горячекатаных сталях КСт.5 и М35ГС определяли вязкую составляющую в изломе. При -40 и -20°C ее содержание для указанных сталей равно 0%; при 0°C — 10 и 0%; при 20°C — 11,5 и 3% соответственно; $T_{кр}$ для этих сталей составляет $+100$ и $+120^\circ\text{C}$ соответственно.

Хладноломкость арматурной стали К35ГС изучали после упрочнения с прокатного нагрева с самоотпуском и после дополнительного печного отпуска при $400-650^\circ\text{C}$ в течение часа.

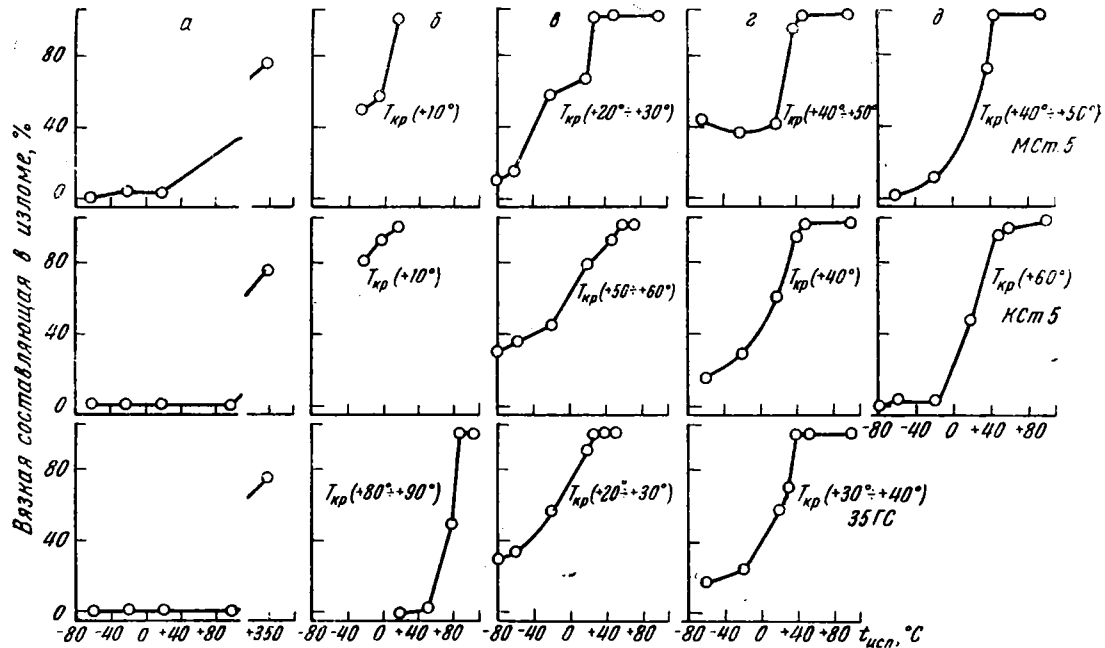


Рис. 96. Влияние температур распада аустенита на хладноломкость арматурных сталей Ст.5 и 35ГЦ, термоупрочненных с электронагрева по различным режимам прерванного охлаждения:
 а - $t_{\text{самоот}} = 200^{\circ}\text{C}$; б - 400; в - 490-525; г - 607; д - 680-707°C

Упрочнение арматуры с прокатного нагрева по методу прерванного охлаждения с самоотпуском обеспечивает высокую прочность стали (см. табл. 48), но не увеличивает ее хладноломкости по сравнению с горячекатаным состоянием (рис. 97).

Хладноломкости термически упрочненной арматуры после отпуска при 450°C почти не наблюдается. Однако

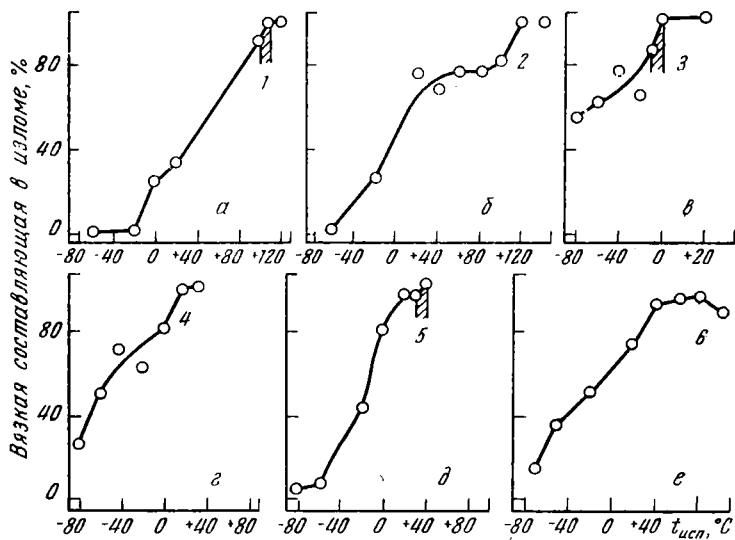


Рис. 97. Изменение склонности к хрупкому разрушению арматуры из стали К3БГС, упрочненной на класс Ат-VI с прокатного нагрева, в результате отпуска ее на более низкие уровни прочности:

Рисунок	Обозначение	$T_{кр}$, °C	$t_{отп}$, °C
a	1	100÷110	Без отпуска
б	2	120	400
в	3	-10÷±0	450
г	4	+20	500
д	5	3÷40	550
е	6	80	650

дальнейшее повышение температуры отпуска приводит к возрастанию критической температуры хрупкости, по-видимому, ввиду развития обратимой отпускной хрупкости.

Таким образом, термическое упрочнение арматурной стали по прерванным режимам охлаждения позволяет значительно повысить ее конструктивную прочность и снизить чувствительность к воздействию концентраторов напряжений.

8. Хладноломкость

Хладноломкость — склонность стали к охрупчиванию при пониженных температурах. Существующие теории хрупкого разрушения основаны на экспериментальном материале, полученном при исследовании свойств низкоуглеродистых сталей в неупрочненном состоянии [230, 231].

Сведения о характере связи между ударной вязкостью или критической температурной хрупкости и механическими характеристиками для упрочненного состояния, полученные при статических методах нагружения, отсутствуют. Установление таких зависимостей позволит судить о механизме упрочнения, основываясь на современных дислокационных представлениях [231]. В данном разделе приведены данные о закономерностях изменения критической температуры хрупкости при упрочнении с прокатного нагрева фасонных профилей проката, изготовленных из стали Ст.3, а также данные по склонности к хрупкому разрушению термически упрочненных низколегированных сталей, предназначенных для изготовления арматуры железобетонных конструкций.

Нами проведено исследование влияния температуры закалки и отпуска на свойства стали Ст.3сп завода «Азовсталь» следующего химического состава, %: 0,16С; 0,35 Мп; 0,12 Si; 0,02 P; 0,028 S; 0,052 As (швеллер № 16) и 0,19 С, 0,57 Мп; 0,16 Si; 0,029 P; 0,033 S; 0,136 As (швеллер № 30).

Заготовки длиной 260 мм подвергали нормализации при 900°C, затем упрочняли в баке с проточной водой. Отпуск проводили в печи.

Свойства при статическом растяжении и ударную вязкость определяли после упрочнения с 600—1000°C (через 50 град) и после отпуска при 150—700°C (через 50 град), влияние отпуска изучали после закалки с температуры 900°C.

Влияние температуры упрочнения на механические характеристики стали Ст.Зсп. Исследование изменения механических свойств стали Ст.Зсп (0,19% С) в зависимости от температуры упрочнения (рис. 98) показывает,

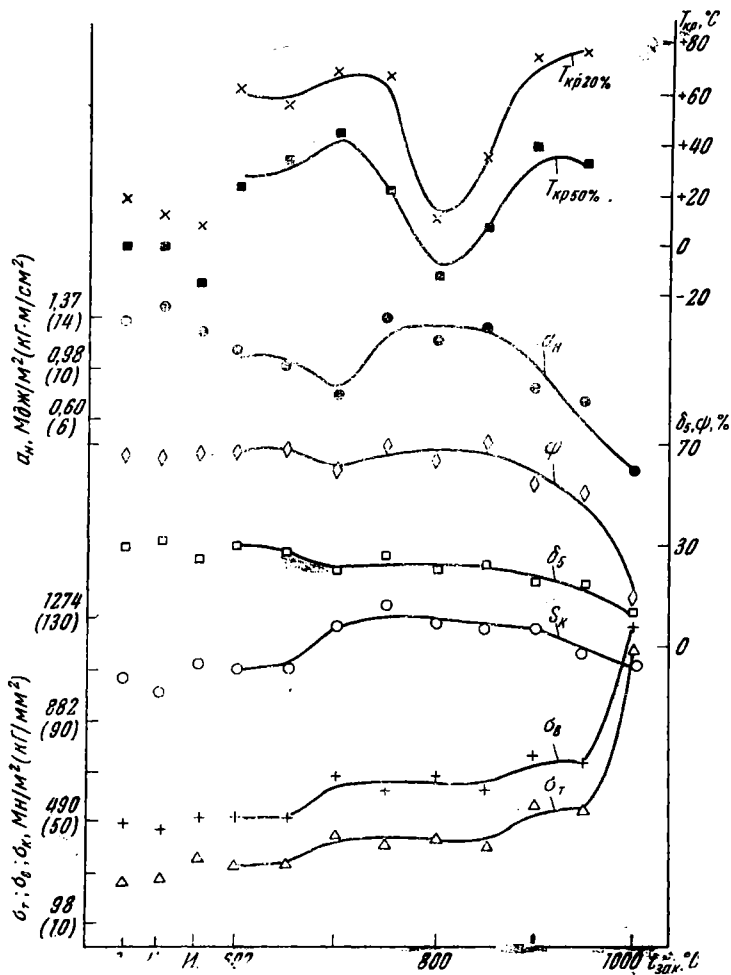


Рис. 98. Зависимость механических свойств стали марки Ст.Зсп от температуры упрочнения:
 О — отжиг, Н — нормализация, И — исходное состояние (после прокатки)

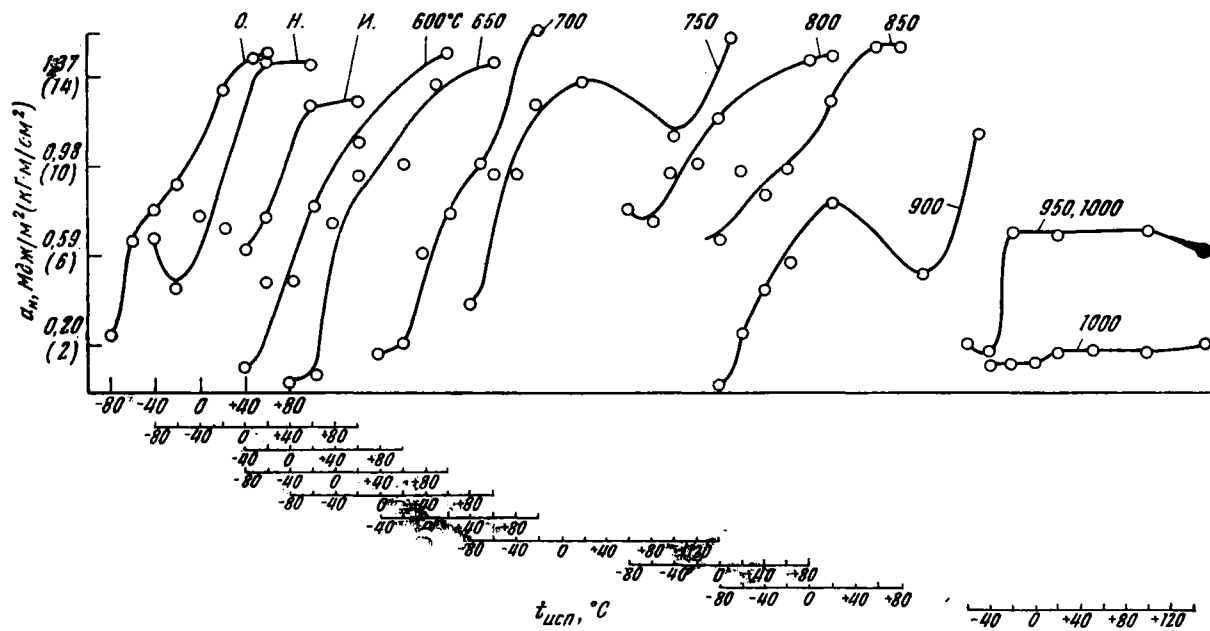


Рис. 99. Вид кривых хладноломкости в зависимости от температуры упрочнения стали Ст.3сп. Обозначения см. на рис. 98

что существуют три температурные области упрочнения, в которых наблюдается различный характер изменения механических свойств.

Упрочнение с 600—650°C не приводит к какому-либо изменению прочностных и пластических свойств. При упрочнении с 700—850°C предел текучести достигает значений 392—411 Мн/м² (40—42 кг/мм²). Дальнейшее

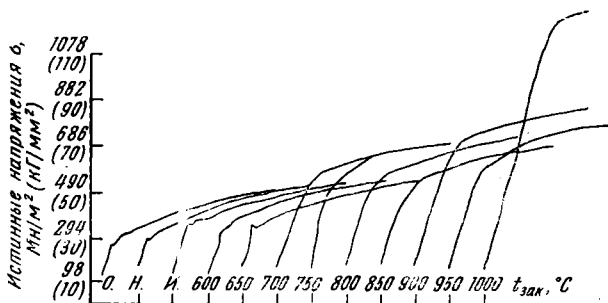


Рис. 100. Вид истинных диаграмм растяжения в зависимости от температуры упрочнения стали марки Ст.3сп. Обозначения см. на рис. 99

повышение температуры упрочнения (выше 900°C) повышает предел текучести до 1175 Мн/м² (120 кг/мм²) при снижении относительного удлинения до 7%.

Ударная вязкость при +20°C, относительное удлинение и сужение при упрочнении с 600—700°C уменьшаются и при 700°C достигают минимума; в этом же интервале температур наблюдается существенное возрастание критической температуры хрупкости¹ (от $T_{кр\ 50\%} = -14^\circ\text{C}$ в исходном состоянии до $T_{кр\ 50\%} = +45^\circ\text{C}$ после упрочнения от 700°C), т. е. наблюдается явная хрупкость перекристаллизации [189]. Упрочнение с 750—850°C увеличивает ударную вязкость и снижает критическую температуру хрупкости до -12°C . Упрочнение от более высоких температур сопровождается резким снижением ударной вязкости и увеличением критической температуры хрупкости.

На рис. 99 приведен вид кривых хладноломкости, а на рис. 100 вид истинных диаграмм растяжения после

¹ За критическую температуру хрупкости принимали температуру испытания, при которой в изломе наблюдается 20% ($T_{кр\ 20\%}$) или 50% ($T_{кр\ 50\%}$) хрупкой составляющей.

упрочнения с различных температур. Сравнивая данные, приведенные на этих рисунках, можно отметить, что состояние материала, характеризующееся наличием площадки текучести, обусловливает, по-видимому, резкую температурную зависимость ударной вязкости [обработка — отжиг (о), нормализация (н), исходное состояние (и), упрочнение от 600 и 650°C]. Упрочнение с 700—850°C изменяет вид диаграмм растяжения: на диаграмме отсутствует площадка текучести и условный предел текучести значительно возрастает. Этому виду диаграмм растяжения соответствуют кривые хладноломкости с пологой температурной характеристикой. И, наконец, диаграммам, которые характеризуются резким увеличением предела текучести (упрочнение с 900—1000°C), соответствуют кривые хладноломкости с понижением ударной вязкости при всех температурах испытания. Таким образом, целесообразно установить количественные связи между ударной вязкостью и критической температурой хрупкости, с одной стороны, и рядом характеристик, определяемых из истинных диаграмм растяжения [232], с другой¹.

На рис. 101 приведены характеристики, являющиеся параметрами дислокационной структуры, которые определяются из анализа истинной диаграммы растяжения в логарифмическом виде,

где n — коэффициент деформационного упрочнения на участке до первой точки перегиба гомогенного отрезка кривой $\lg \sigma - \lg \epsilon$;

n' — коэффициент деформационного упрочнения на участке за первой точкой перегиба гомогенного отрезка кривой $\lg \sigma - \lg \epsilon$;

$\frac{d\sigma}{d\epsilon}$, $\frac{d\sigma'}{d\epsilon}$ — скорость деформационного упрочнения на тех же участках;

σ_t — напряжение трения решетки;

σ_k^c — напряжения начала трещинообразования [233];

K , K' — коэффициенты пластичности соответственно до и после образования субмикротрещин.

¹ Расчет истинных диаграмм по уточненной методике (с учетом перемещения при испытании образцов захватов машины) не меняет существа выводов данного раздела.

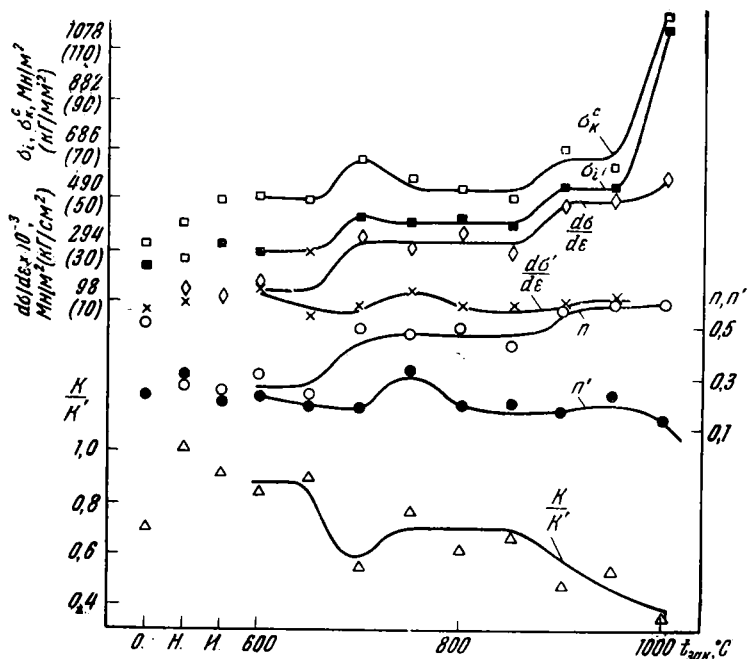


Рис. 101. Зависимость параметров, определяемых из анализа истинных диаграмм растяжения, от температуры упрочнения стали Ст.3сп. Обозначения см. на рис. 99

Из анализа рис. 101 следует, что все исследованные характеристики в зависимости от температуры упрочнения меняются не монотонно; при этом σ_i , $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, n и σ_K^c изменяются по тому же закону, что и предел текучести. Это свидетельствует о том, что на изменение предела текучести при термическом упрочнении низкоуглеродистой стали оказывают воздействие факторы, влияющие на сопротивление движению свободных дислокаций: повышенная плотность дислокаций [234], повышенная концентрация атомов примесей [235].

Увеличение скорости деформационного упрочнения ($\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$) в зоне деформаций до образования субмикротрещин с возрастанием температуры закалки свидетельствует об уменьшении плотности дислокаций, возникающих при деформации [236]. Таким образом, развитие процессов

пластической деформации в структуре с высокой плотностью дислокаций затруднено.

После образования в структуре субмикротрещин [233] скорость деформационного упрочнения $\left(\frac{d\sigma'}{d\varepsilon}\right)$ перестает зависеть от температуры упрочнения, что может быть связано с локализацией процессов пластической деформации в зоне этих трещин. Кроме того, плотность дислокаций, возникающих при деформации, перестает зависеть от структурного состояния стали. Локализацию пластической деформации в зоне субмикротрещины подтверждает тот факт, что коэффициент упрочнения n' практически не изменяется с температурой упрочнения. Для выяснения закономерностей, связывающих величины, определенные при статических испытаниях на растяжение, с ударной вязкостью, следует рассмотреть данные по характеру изменения величины $\frac{K}{K'}$ (рис. 101).

Коэффициент пластичности определяется формулой [237]:

$$K = \alpha \mu \left(\frac{b}{L}\right)^{0,5},$$

и если принять по аналогии

$$K' = \alpha \mu \left(\frac{b}{L'}\right)^{0,5},$$

где

α — постоянная;

μ — модуль сдвига;

b — вектор Бюргерса;

L — длина свободного пробега дислокации до образования субмикротрещин;

L' — длина свободного пробега дислокации после образования субмикротрещин;

то можно показать, что

$$\frac{K}{K'} = \left(\frac{L'}{L}\right)^{0,5},$$

если считать, что вектор Бюргерса и модуль сдвига не изменяются при развитии пластической деформации.

Анализ экспериментальных данных показывает, что основной вклад в изменение отношения $\frac{K}{K'}$ вносит составляющая K' , т. е. изменение с температурой упрочне-

ния отношения $\frac{K}{K'}$ определяется длиной свободного пробега дислокации после образования субмикротрещин L' . Согласно данным, приведенным на рис. 101, характер изменения ударной вязкости и величины $\frac{K}{K'}$ в зависимости от температуры упрочнения однотипен (рис. 101). Это, по нашему мнению, указывает на важность возможности пробега дислокации после образования субмикротрещин для сохранения высокого уровня ударной вязкости, что согласуется с современными теоретическими представлениями о причинах пластической деформации в вершине растущей трещины [238].

Изложенные результаты явились основанием для построения ряда экспериментальных зависимостей между ударной вязкостью и критической температурой хрупкости, с одной стороны, и некоторыми характеристиками, определенными при статических методах испытаний, с другой.

Прежде всего дислокационная теория хрупкого разрушения [230] требует выполнения следующего условия:

$$\frac{dT_{кр}}{d\sigma_i} = \text{const.}$$

Между критической температурой хрупкости и σ_i существует прямая корреляционная связь, описываемая $T_{кр} = 1,647 - 20,66 \sigma_i$ с коэффициентом корреляции $+0,557$. Расчет по данному уравнению показывает, что изменение величины σ_i на $9,8 \text{ Мн/м}^2$ (1 кг/мм^2) смещает критические температуры хрупкости на $1,65^\circ\text{C}$, что соответствует литературным данным [230, 231]. Соответственно между ударной вязкостью материала и величиной σ_i существует обратная корреляционная связь, подчиняющаяся уравнению $a_{n+20^\circ\text{C}} = 18,92 - 0,186 \sigma_i$ с коэффициентом корреляции $-0,567$.

Таким образом, дислокационная теория хрупкого разрушения применима для объяснения механизма разрушения упрочненных с отдельного нагрева низкоуглеродистых сталей, которые используют при изготовлении тонкостенных прокатных профилей.

В этом случае повышение сопротивления движению свободных дислокаций при упрочнении будет сопровождаться увеличением критической температуры хрупкости.

Исследование зависимости критической температуры хрупкости и ударной вязкости от величины $\frac{K}{K'} \sim (L')^{0,5}$ показывает, что эти зависимости подчиняются уравнениям: $T_{кр} = 101,5 - 74,9 \frac{K}{K'}$ при коэффициенте корреляции, равном $-0,52$, и $a_{n+20^\circ C} = 4,7 + 9 \frac{K}{K'}$ при коэффициенте корреляции $+0,56$. При этом увеличение длины свободного пробега дислокаций после образования субмикротрещин приводит к росту ударной вязкости (снижению критической температуры хрупкости). И, наоборот, локализация пластической деформации у вершины трещины (малая длина свободного пробега дислокаций L' после образования микротрещин) приводит к снижению ударной вязкости и увеличению критической температуры хрупкости. Таким образом, подтверждается теоретически предсказанное предположение о важности пробега дислокации в голове растущей трещины для обеспечения высокой пластичности [238].

Зависимость между ударной вязкостью материала и скоростью деформационного упрочнения характеризуется уравнением $a_{n+20^\circ C} = 15,3 - 0,13 \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ с коэффициентом корреляции $-0,56$.

Как известно, скорость деформационного упрочнения обратно пропорциональна плотности дислокаций, возникающих при деформировании [236]. Поэтому полученная зависимость может быть объяснена следующим образом: если структурное состояние материала таково, что генерирование дислокаций затруднено, материал будет обладать пониженной стойкостью при динамических нагрузках.

Таким образом, между характеристиками, определяемыми при ударных и статических методах испытаний упрочненной с отдельного нагрева низкоуглеродистой стали существуют корреляционные связи. Характер этих связей позволяет считать, что определяющим в изменении механических свойств будет являться дислокационная структура стали.

Представляет интерес зависимость между ударной вязкостью и относительным удлинением (рис. 102). Важно то, что термическое упрочнение с прокатного нагрева характеризуется менее резкой зависимостью между

ударной вязкостью и относительным удлинением. Это подтверждается данными о различных степенях корреляционных связей (в случае упрочнения с прокатного нагрева коэффициент корреляции равен 0,358, а при упрочнении с отдельного нагрева он равен 0,718). Указанное обстоятельство позволяет получать материал с резко различным уровнем ударной вязкости при равном

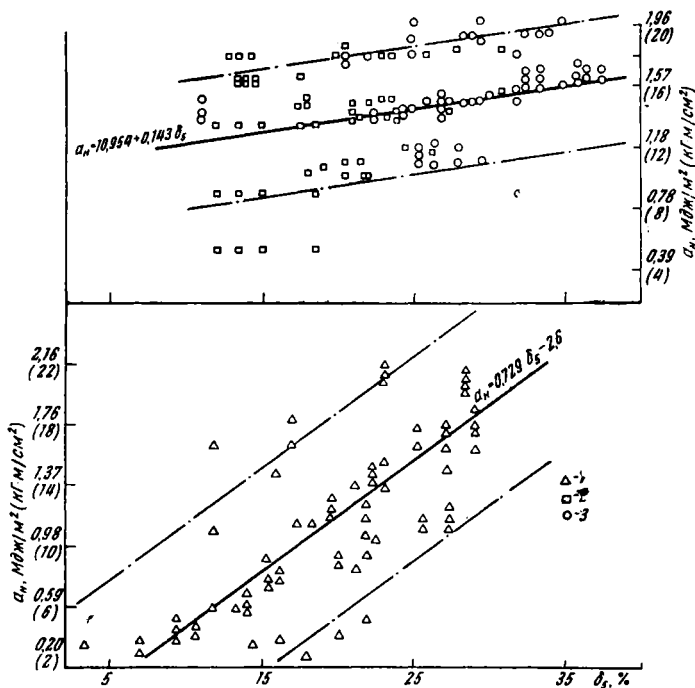


Рис. 102. Связь ударной вязкости с относительным удлинением:
1 — закалка с отдельного нагрева; 2 — термическое упрочнение с прокатного нагрева; 3 — после горячей прокатки

относительном удлинении. Так, при относительном удлинении $\delta_5 = 15\%$ ударная вязкость при упрочнении с прокатного нагрева будет равна $1,27 \text{ МДж/м}^2$ ($13 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$), а при упрочнении с отдельного нагрева — $0,815 \text{ МДж/м}^2$ ($8,3 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$). Необходимо отметить, что достигаемый уровень предела текучести в результате упрочнения с

прокатного нагрева при данном значении относительного удлинения сравним с уровнем предела текучести, достигаемым при упрочнении с отдельного нагрева. Так, при значении относительного удлинения $\delta_s = 20\text{—}22\%$ предел текучести при упрочнении с отдельного нагрева находится на уровне $392\text{—}450 \text{ Мн/м}^2$ ($40\text{—}46 \text{ кг/мм}^2$), а при упрочнении с прокатного нагрева на уровне $382\text{—}470 \text{ Мн/м}^2$ ($39\text{—}48 \text{ кг/мм}^2$). Таким образом, из данных, приведенных на рис. 102, и из анализа механических свойств при статическом растяжении следует, что упрочнение с прокатного нагрева по сравнению с упрочнением с отдельного нагрева при сравнимых уровнях предела текучести и относительного удлинения характеризуется повышенными значениями ударной вязкости. Это различие усиливается при снижении относительного удлинения.

В теоретическом отношении представляет интерес сравнение данных, приведенных на рис. 102, и данных о связи ударной вязкости с отношением $K:K'$. Из сравнения результатов видно, что механизмы, приводящие к состоянию упрочнения с отдельного нагрева, характеризующемуся высокой статической и динамической пластичностью, одинаковы. В любом случае определяющим будет являться создание условий, способствующих беспрепятственному перемещению дислокаций после образования субмикроскопических трещин.

Влияние температуры отпуска на механические характеристики упрочненной с отдельного нагрева стали Ст.3. Исследование характера изменения механических характеристик стали Ст.3 (0,16% С) при отпуске (рис. 103) показывает, что кривые изменения предела текучести и предела прочности при отпуске $200\text{—}250^\circ\text{C}$ (первый аномальный эффект изменения свойств) и 450°C (второй аномальный эффект изменения свойств) имеют отчетливо выраженные максимумы. На кривых изменения относительного удлинения и относительного сужения после отпуска при $200\text{—}250^\circ\text{C}$ отмечаются отчетливые минимумы; в области температур отпуска $400\text{—}500^\circ\text{C}$ наблюдается задержка в изменении этих характеристик.

Ударная вязкость и критическая температура хрупкости с отпуском изменяются также не монотонно. После отпуска при $200, 300$ и $450\text{—}500^\circ\text{C}$ наблюдается сни-

жение ударной вязкости и рост критической температуры хрупкости.

Характерный вид кривых хладноломкости после отпуска стали Ст.3 при различных температурах приведен на рис. 104. Сопоставление этих кривых с истинными диаграммами растяжения (рис. 105) подтверждает сделан-

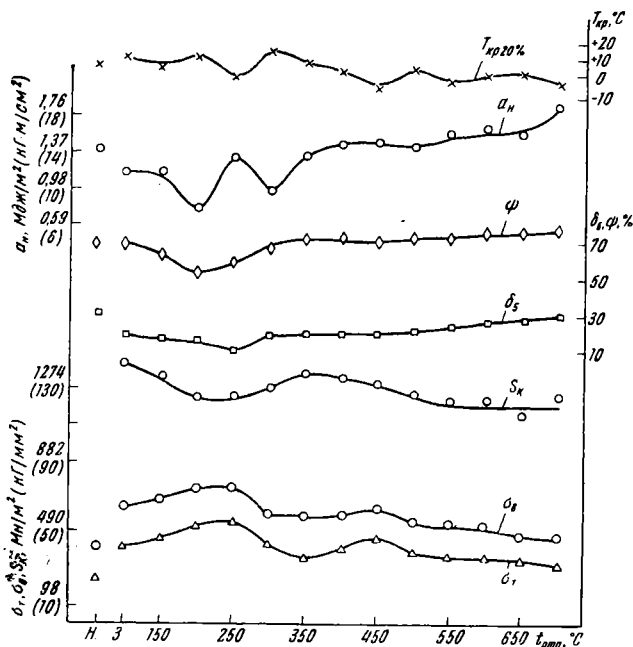


Рис. 103. Влияние температуры отпуска на механические свойства стали Ст.3сп:

H — нормализация; *З* — упрочнение без отпуска

ное ранее наблюдение: состояние стали, при котором наблюдается значительное развитие площадки текучести, характеризуется резкой температурной зависимостью ударной вязкости. Так как согласно современным теоретическим представлениям [230, 234, 239, 240] деформация на площадке текучести затруднена ввиду «лавинообразного» движения дислокаций, то согласно отмеченным наблюдениям можно считать, что уровень ударной

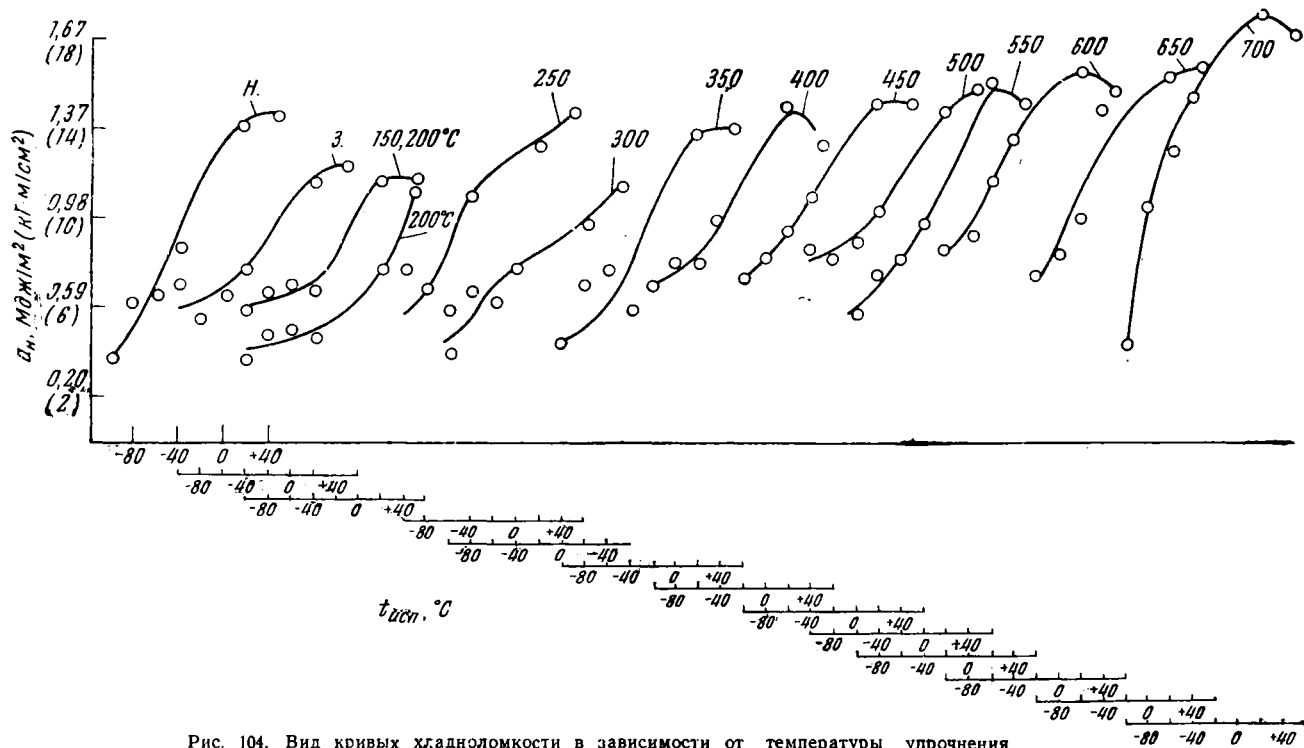


Рис. 104. Вид кривых хладноломкости в зависимости от температуры упрочнения

вязкости и характер ее температурной зависимости будут связаны с плотностью и характером расположения подвижных дислокаций.

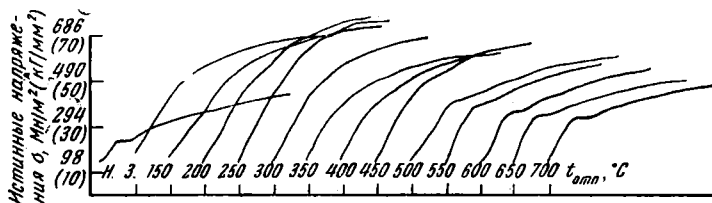


Рис. 105. Вид истинных диаграмм растяжения в зависимости от температуры отпуска. Обозначения см. на рис. 103

Для определения влияния процессов, протекающих при отпуске упрочненных с отдельного нагрева низкоуглеродистых сталей, на дислокационную структуру, нами было исследовано изменение серии параметров, найденных из анализа истинных диаграмм растяжения (рис. 106). Как следует из этих данных, отпуск при 250 и 450°C повышает все исследованные характеристики.

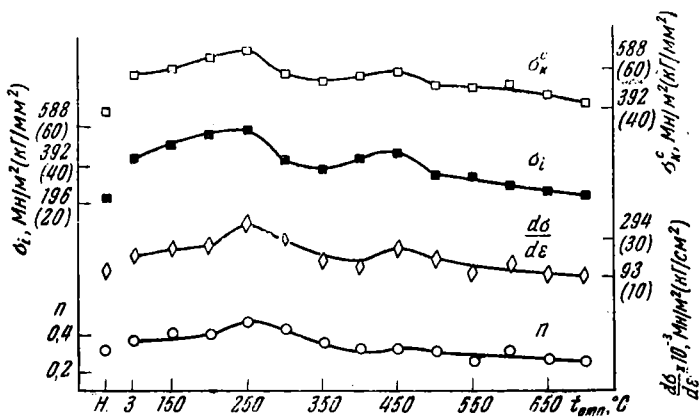


Рис. 106. Зависимость параметров, определяемых из анализа истинных диаграмм растяжения, от температуры отпуска стали Ст3сп. Обозначения см. на рис. 103

Отпуск при 250°C приводит к существенному росту величин σ_i и $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, что является характерным для процессов старения [241, 242]. Поэтому можно считать, что рост прочностных свойств и уменьшение пластичности и ударной вязкости термически упрочненных сталей при отпуске 250—300°C связаны с процессами старения.

После отпуска при 450—500°C происходит изменение дислокационной структуры того же порядка, что и после отпуска при 250°C. Об этом говорит однотипный характер изменения исследованных характеристик. Так как при этих температурах начинается процесс термической активации дислокаций, а также получают развитие процессы полигонизации [243], то можно полагать, что наблюдаемое изменение свойств после отпуска при 450—500°C связано с перераспределением дислокаций и примесей.

Полученные экспериментальные данные по изменению истинных диаграмм растяжения в зависимости от температуры отпуска и их качественная согласованность с характером кривых хладноломкости, явились основанием для построения корреляционных зависимостей. На основе зависимости между критической температурой хрупкости (по критерию — 20% хрупкой составляющей в изломе) и величиной σ_i можно сделать вывод, что и в случае отпущенного состояния выполняется условие, вытекающее из дислокационной теории хрупкого разрушения: $\frac{dT}{d\sigma_i} = \text{const.}$

Между критической температурой хрупкости $T_{кр}$ и сопротивлением движению свободных дислокаций σ_i наблюдается прямая корреляционная связь, удовлетворяющая уравнению $T_{кр} = 7,859 + 0,197 \sigma_i$ (за нуль принята $T_{кр} = 10^\circ\text{C}$) с коэффициентом корреляции +0,53, т. е. со степенью корреляционной связи, близкой к полученной нами для стали, упрочненной с различных температур. В отпущенном состоянии изменение прочности на 9,8 Мн/м^2 (1 кг/мм^2) приводит к смещению критической температуры хрупкости на 0,2°C.

Таким образом, результаты исследования закономерностей изменения свойств стали Ст.3 при статических и динамических воздействиях после закалки с отдельного нагрева и после отпуска свидетельствуют, по-видимому, об определяющей роли дислокационной структуры

материала в формировании этих свойств. Полученные сведения соответствуют дислокационной теории хрупкого разрушения Коттрелла—Петча, поэтому выбираемая степень упрочнения стали Ст.3 должна ограничиваться допускаемым уровнем повышения критической температуры хрупкости.

Влияние термического упрочнения с прокатного нагрева на склонность к хладноломкости фасонных профилей проката из сталей Ст.3сп и Ст.3пс. Как было показано ранее, упрочнение фасонных профилей проката из стали Ст.3 с прокатного нагрева увеличивает предел текучести стали [24, с. 45]. В связи с этим представляет несомненный интерес рассмотрение закономерностей изменения критической температуры хрупкости упрочненной стали.

Сопоставление предела текучести и критической температуры хрупкости двутаровых балок и швеллеров № 16—18 из сталей Ст.3сп и Ст.3пс с содержанием углерода 0,14—0,19% (рис. 107) показывает, что повыше-

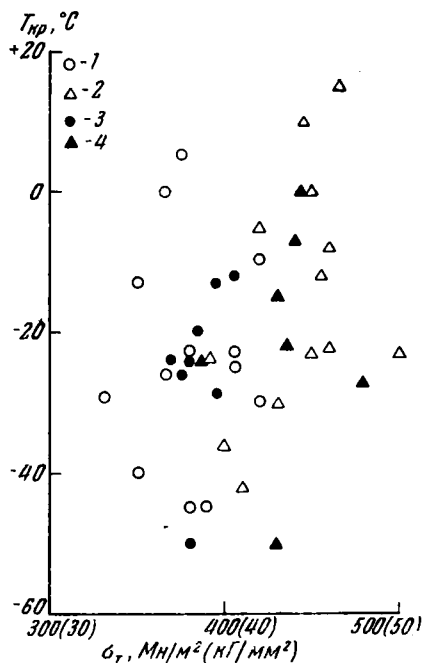


Рис. 107. Связь между критической температурой хрупкости и пределом текучести в горячекатаном и термически упрочненном состояниях двутаровых балок и швеллеров № 16—18: 1—Ст.3сп в горячекатаном состоянии; 2—Ст.3сп в термически упрочненном состоянии; 3(●)—Ст.3пс в горячекатаном состоянии; 4—Ст.3пс в термически упрочненном состоянии

ние предела текучести при упрочнении не сопровождается ростом критической температуры хрупкости, что подтверждают данные корреляционного анализа. Между тем, как было нами установлено, упрочнение стали Ст3 с отдельного нагрева сопровождается ростом критической температуры хрупкости [230].

Отсутствие корреляционных связей между критической температурой хрупкости и пределом текучести указывает, по-видимому, на то, что субмикроскопическое строение ферритных зерен играет важную роль в охрупчивании стали [244].

В связи с этим обращает на себя внимание довольно широкая зона рассеивания отдельных значений по критической температуре хрупкости при практически неизменном упрочнении. В зависимости от плавочной характеристики стали критическая температура меняется в диапазоне $-50 \div +15^\circ\text{C}$ для упрочненного состояния и $-50 \div +5^\circ\text{C}$ для горячекатаного состояния. Причем рассеивание одинаково характерно для спокойных и полуспокойных сталей, что было отмечено в отдельных работах [245].

В соответствии с теорией хрупкого разрушения Коттрелла [230] хрупкость наступает при выполнении условия

$$\sigma_T k_y d^{1/2} = \beta \mu \gamma.$$

В этой формуле σ_T — предел текучести; k_y — постоянная из уравнения Петча; $2d$ — величина зерна; β — постоянная; μ — модуль сдвига и γ — поверхностная энергия образования хрупкой трещины.

Независимость критической температуры хрупкости от уровня упрочнения и широкая полоса рассеивания значений критической температуры хрупкости в упрочненном и в горячекатаном состояниях не могут быть объяснены изменением характеристик, входящих в левую часть приведенного выше уравнения, так как качественный анализ микроструктуры не показывает каких-либо изменений в величине зерен феррита, а количественный анализ не устанавливает корреляционных связей между критической температурой хрупкости и пределом текучести.

Отмеченные закономерности изменения критической температуры хрупкости могут быть связаны лишь с изменением энергии образования хрупкой трещины. Пред-

положение о том, что изменение энергии трещинообразования будет связано со строением тонкой кристаллической структуры ферритных зерен, пока не подтверждено. В работе [244] было отмечено, что формирование плотной субструктуры способствует развитию хрупкости.

При упрочнении толстостенных профилей наблюдаются аналогичные зависимости, причем упрочнение толстостенных профилей не сопровождается увеличением критической температуры хрупкости (табл. 49); последняя в горячекатаном состоянии находится на уровне от +13 до +25°C, а после термического упрочнения — на уровне от +8 до +17°C. Некоторое повышение критической температуры хрупкости по сравнению с тонкостенными профилями можно объяснить большей величиной ферритного зерна ввиду окончания прокатки при более высокой температуре.

Таблица 49

Предел текучести и критическая температура хрупкости угловых профилей после упрочнения с прокатного нагрева

Размер углового профиля, мм	Сталь	σ_T Мн/м ² (кг/мм ²)	$T_{кр}$, °С
160×160×12	Ст.3сп	$\frac{265}{426} \left(\frac{27}{43,5} \right)$	$\frac{15}{8}$
160×160×20	Ст.3пс	$\frac{328}{353} \left(\frac{33,5}{36} \right)$	$\frac{13}{17}$
200×200×25	Ст.3пс	$\frac{245}{421} \left(\frac{25}{43} \right)$	$\frac{25}{8}$
200×200×25	Ст.3сп	$\frac{235}{346} \left(\frac{24}{35,3} \right)$	$\frac{18}{12}$

Примечание. В числителе приведены свойства в горячекатаном состоянии, в знаменателе — после термического упрочнения с прокатного нагрева.

Отпуск термически упрочненного с прокатного нагрева тонкостенного фасонного проката (двутавровые балки и швеллеры № 16—18) в интервале 300—600°C приводит к структурным изменениям, в результате которых появляется корреляционная зависимость между

критической температурой хрупкости и пределом текучести (рис. 108), однако какого-либо улучшающего влияния отпуска на положение критической температуры хрупкости не отмечается. Так, при пределе текучести 392 Мн/м^2 (40 кг/мм^2) можно ожидать, что критическая температура хрупкости при отпуске будет находиться в

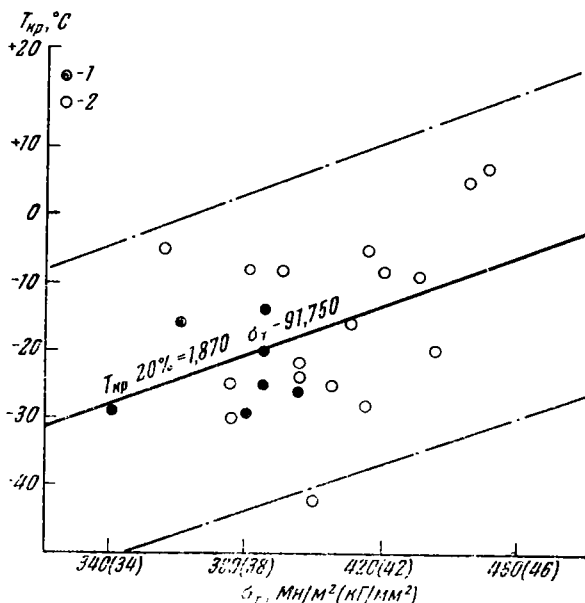


Рис. 108. Связь между критической температурой хрупкости и пределом текучести тонкостенных профилей проката после отпуска в интервале температур 300—600°C:

1 (●) — Ст.Зпс; 2 — Ст.Зсп

интервале от -40 до $+5^\circ\text{C}$, тогда как после закалки при этом уровне предела текучести критическая температура хрупкости изменяется практически в пределах от -42 до -8°C . Таким образом, приведенные экспериментальные результаты показывают, что упрочнение фасонных профилей с прокатного нагрева позволяет повысить прочностные характеристики стали без повышения уровня критической температуры хрупкости.

При термическом упрочнении фасонных мелкопорт-

ных и среднесортных профилей проката с отдельного и особенно с прокатного нагрева с 850—1050°C, при которых сталь находится полностью в аустенитном состоянии, наблюдается значительное повышение ударной вязкости при отрицательных температурах и смещение порога хладноломкости ниже — 60°C (табл. 50). При этом прочностные свойства повышаются в 1,3—1,5 раза, а характеристики пластичности остаются соответствующими стандартам.

Испытания сварных и клепаных моделей подстропильных ферм длиной 3 м и сжатоизогнутых стрел автокранов длиной 4,5 м, изготовленных из мелкого фасонного проката — уголка 32×32×4, термически упрочненного с прокатного нагрева, показали, что такие уголки работают в конструкциях без хрупкого разрушения. Хрупкого разрушения не наблюдалось даже в уголках с пределом текучести 765 Мн/м² (78 кг/мм²) и относительным удлинением 4%. Таким образом, не следует считать, что сравнительно низкая величина относительного удлинения упрочненного проката снижает работоспособность материала. Наоборот, несущая способность подстропильных ферм из термически упрочненных уголков увеличивается в 1,2—2,0 раза в зависимости от степени их упрочнения. Несущая способность сжатоизогнутых решетчатых крановых стрел из термически упрочненных уголков также увеличивается более чем в два раза по сравнению со стрелами, изготовленными из горячекатаного углового металла.

Таким образом, из полученных результатов следует, что термическое упрочнение фасонных профилей проката позволяет не только повысить прочностные свойства и, следовательно, уменьшить массу металлоконструкций, но и существенно повысить конструктивную прочность металла в условиях действия концентраторов напряжений и низких температур.

Влияние термического упрочнения на хладноломкость универсальной полосы из низкоуглеродистой и низколегированной стали. Термическому упрочнению с печного нагрева подвергали карточки 250×300 мм, вырезанные из универсальных полос толщиной 20 мм, которые изготовлены из сталей Ст.3сп, Ст.3кп, 15ХСНД, 14Г2, 10Г2С1. Температура нагрева под закалку составила 900°C, охлаждение проводили в баке с проточной водой.

Результаты определения ударной вязкости строительных профилей проката, термически упрочненных по различным режимам

Профиль, мм	Режим термического упрочнения	α_H МДж/м ² (кг·м/см ²), при температуре, °С				
		+20	0	-20	-40	-60
<i>Сталь Ст.Зкп</i>						
Уголок: 75×75×8	Спрейерная закалка с печного нагрева до полного охлаждения	1,7 (17)	1,5 (15)	1,4 (14)	1,3 (13)	1,1 (11)
63×40×6	То же	1,2 (12)	1,1 (11)	1 (10)	0,8 (8)	—
75×75×6	Закалка в баке с прокатного нагрева, охлаждение 3 сек	1,9 (19)	1,9 (19)	1,85 (18,5)	1,85 (18,5)	—
45×28×4	Спрейерная закалка с прокатного нагрева, охлаждение 1,5 сек	1,6 (16)	1,6 (16)	1,6 (16)	1,5 (15)	1,5 (15)
<i>Сталь Ст.Зсп.</i>						
32×32×4	Спрейерная закалка с печного нагрева до полного охлаждения	1,6 (16)	1,4 (14)	1,45 (14,5)	—	1,1 (11)
90×60×6	Закалка в баке с прокатного нагрева, охлаждение 3 сек	2,05 (20,5)	2,1 (21)	1,8 (18)	1,8 (18)	—
Полка швеллера №8	Спрейерная закалка с печного нагрева, охлаждение 3 сек	2,2 (22)	2,2 (22)	2,2 (22)	2,2 (22)	2,1 (21)
Стенка швеллера №8	Спрейерная закалка с печного нагрева, охлаждение 3 сек	2,2 (22)	2,4 (24)	2,2 (22)	2 (20)	2,1 (21)

Результаты ударных испытаний образцов, вырезанных из горячекатаных и термически упрочненных полос

Толщина полос, мм	Состояние полос	a_H , Мдж/м ² (кг·м/см ²), при температуре, °С			
		+20*	-60*	+20**	-60**
30	Горячекатаное Термически упрочненное до полного охлаждения	1,67 (16,7)	0,17 (1,7)	2,04 (20,4)	0,15 (1,5)
		2,3 (23,0)	1,8 (18,0)	2,8 (28,0)	2,5 (25,0)
40	Горячекатаное Термически упрочненное до полного охлаждения	— —	— —	— —	— —
		2,3 (23,0)	2,0 (20,0)	2,5 (25,0)	1,5 (15,0)
50	Горячекатаное Термически упрочненное до полного охлаждения	1,25 (12,5)	0,09 (0,9)	1,3 (13,0)	0,09 (0,9)
		2,1 (21,0)	1,6 (16,0)	2,5 (25,0)	1,9 (19,0)

* Образцы вырезаны на расстоянии 5 мм от поверхности.

** Образцы вырезаны из центра полос.

Результаты испытаний образцов из универсальных полос на ударный изгиб в интервале температур от +20 до -60°C после закалки в воде показывают, что термическое упрочнение универсальной полосы по оптимальным режимам повышает уровень ударной вязкости при комнатной и при пониженных температурах испытания. Увеличение толщины упрочняемой полосы позволяет получить еще больший эффект.

В табл. 51 приведены результаты испытаний на удар образцов из горячекатаных и термически упрочненных с 900°C полос стали Ст.3сп толщиной 30, 40 и 50 мм. Из этих данных видно, что ударная вязкость толстых полос в результате термического упрочнения увеличивается при температуре испытания -60°C в 17—20 раз по сравнению с горячекатаными полосами. Признаков хрупкого разрушения не обнаружено, т. е. порог хладноломкости смещается ниже -60°C. При этом предел текучести стали увеличивается в 1,3—1,5 раза, предел прочности в 1,2 раза без снижения относительного удлинения; относительное сужение увеличивается в среднем на 20%.

Таким образом, термическое упрочнение универсальной полосы (особенно полос большой толщины) позволяет эффективно повысить ударную вязкость с одновременным увеличением прочностных свойств стали.

Хладноломкость низколегированных арматурных сталей в горячекатаном и термически упрочненном состоянии. При изыскании стали, предназначенной¹ для высокопрочной арматуры, была исследована чувствительность к хрупкому разрушению ряда горячекатаных и термически упрочненных низколегированных арматурных сталей (табл. 52).

Т а б л и ц а 52

Химический состав арматурных сталей, %

Номера плавков	C	Mn	Si	S	P
611 142	0,16	0,49	0,21	0,030	0,014
537 332	0,19	1,2	0,21	0,040	0,016
538 941	0,17	1,97	0,24	0,041	0,015
537 336	0,16	1,14	0,37	0,033	0,014
541 419	0,18	1,40	1,06	0,035	0,011
538 944	0,17	1,90	0,68	0,045	0,018

¹ После термического упрочнения с прокатного нагрева.

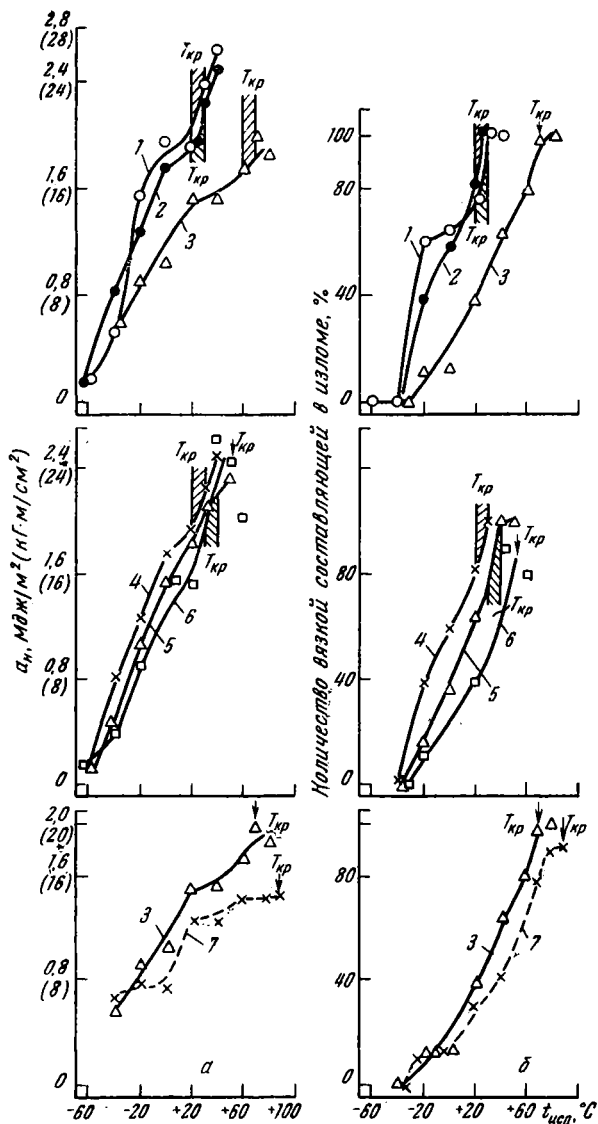
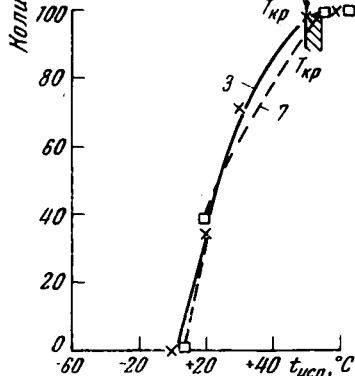
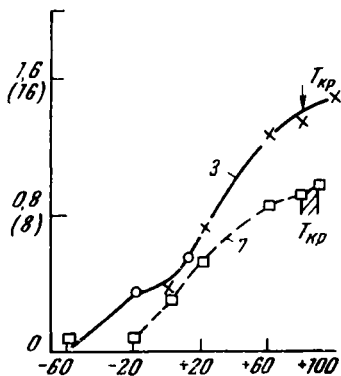
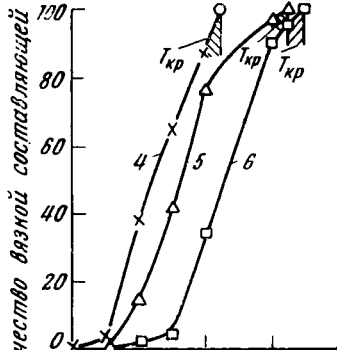
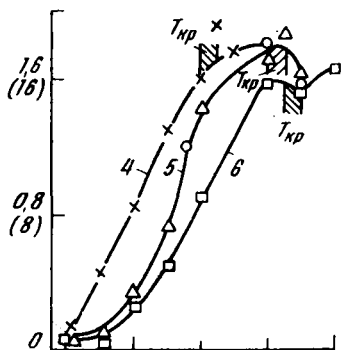
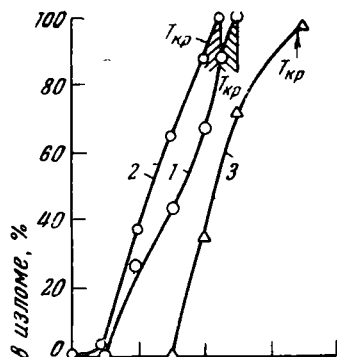
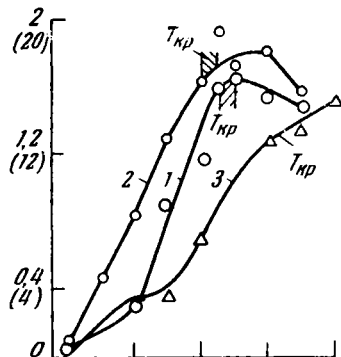


Рис. 109. Влияние марганца 0,49% (1), 1,18 (2), 1,97% (3), кремния 0,21 (4), 0,37 (5), 1,06% (6) и марганца с кремнием 1,90 Мп и 0,68% Si (7) на ударную вязкость горячекатаной арматурной стали (а) и количество вязкой составляющей в изломе (б) при различных температурах испытания

$a_n, \text{МДж/М}^2(\text{КГ} \cdot \text{М/СМ}^2)$



а

б

Рис. 110. Влияние марганца и кремния на ударную вязкость (а) и количество вязкой составляющей в изломе (б) горячекатаной арматурной стали при различных температурах испытания. V-образный надрез с радиусом $r=0,25$ мм. Обозначения см. на рис. 109.

Хладноломкость горячекатаных низкоуглеродистых сталей, легированных марганцем и кремнием в различных композициях, оценивали с помощью ударных испытаний, проведенных на образцах Менаже со стандартным ($r=1$ мм) и V-образным острым ($r=0,25$ мм) надрезами.

Как видно из данных, приведенных на рис. 109, при испытании образцов со стандартным надрезом низкоуглеродистые стали с 0,5 и 1,2% Mn имеют одинаковое сопротивление хрупкому разрушению: кривые ударной вязкости этих сталей переплетаются между собой, а их верхние критические температуры хрупкости ($T_{кр}$) совпадают. При испытании образцов с острым надрезом сталь, легированная 1,2% Mn, обладает лучшей сопротивляемостью хрупкому разрушению, чем обычная сталь Ст.3сп с 0,5% Mn (рис. 110). Дальнейшее увеличение содержания марганца до 2% приводит к снижению ударной вязкости и повышению верхней $T_{кр}$ при испытании образцов со стандартным и острым надрезами (табл. 53).

Таблица 53

Влияние остроты надреза на положение верхних критических температур хрупкости низкоуглеродистых сталей с различным содержанием марганца и кремния

Mn, %	Si, %	Верхняя $T_{кр}$, °С, при радиусе надреза, мм		Нижняя $T_{кр}$, °С при радиусе надреза, мм	
		1	0,25	1	0,25
0,49	0,21	20—30	30—40	—40	—40
1,18	0,21	20—30	20—30	—40	—40
1,97	0,24	60—70	80	—40	—40
1,14	0,37	30—40	60—70	—40	—40
1,40	1,06	50	70—80	—40	—40

Такой характер влияния марганца на ударную вязкость низкоуглеродистой стали отмечался и ранее [246]. В стали типа 17ГС с увеличением содержания марганца свыше 1% также наблюдается тенденция к снижению ударной вязкости при -40°C . [348]. Полученные данные не подтверждают то положение, что марганец в количестве до 2,30% непрерывно улучшает сопротивляемость низкоуглеродистой стали хрупкому разрушению

и понижает нижнюю критическую температуру хрупкости [247]. Как видно из табл. 53, марганец при повышении его содержания до 1,2% не влияет на эту температуру, а в стали с 2% Mn при испытании образцов с острым надрезом она повышается на 40°C.

Введение в низкоуглеродистую сталь, содержащую 1,0—1,4% Mn, кремния снижает ударную вязкость и повышает верхнюю $T_{кр}$. Нижняя $T_{кр}$ не изменяется. Несмотря на это, сталь, легированная примерно 1% Mn и 1% Si, имеет большую сопротивляемость хрупкому разрушению и лучшее соотношение прочностных и пластических свойств, чем сталь, легированная одним марганцем до 2%.

Если в сталь, содержащую 2% Mn, добавить кремний в количестве до 0,7%, то хрупкость ее дополнительно увеличивается. Однако результаты испытаний натуральных образцов диаметром 14 мм показывают [174], что эта сталь по склонности к хрупкости равноценна стали 35ГС. Относительно низкоуглеродистой кремнемарганцевистой стали с 1% Mn и 1% Si следует отметить, что и в этом случае она имеет преимущества по сопротивляемости действию ударных нагрузок и концентраторов напряжений по сравнению со сталью 35ГС и низкоуглеродистой сталью с 2% Mn при близких значениях прочностных свойств.

На рис. 111 приведены данные по влиянию термической обработки на ударную вязкость, а также вид излома низколегированных сталей с различным содержанием марганца и кремния в условиях испытания образцов со стандартным надрезом Менаже при +20°C. Образцы закачивали с температур на 20—30 град выше верхних критических точек и отпускали в интервале температур 200—600°C с выдержкой в течение часа. Охлаждение после отпуска проводили на воздухе.

Видно, что в закаленной низкоуглеродистой арматурной стали с увеличением содержания марганца до 2% наблюдается повышение прочностных свойств до уровня класса Ат-VI по ГОСТ 10884—64 [σ_b не менее 1180 Мн/м² (120 кг/мм²)] с одновременным возрастанием ударной вязкости и количества вязкой составляющей в изломе. Это связано с возрастанием прокаливаемости низкоуглеродистой стали за счет легирования ее марганцем. Однако в интервале температур отпуска 250—400°C, когда прочностные свойства арматуры диаметром 10 мм

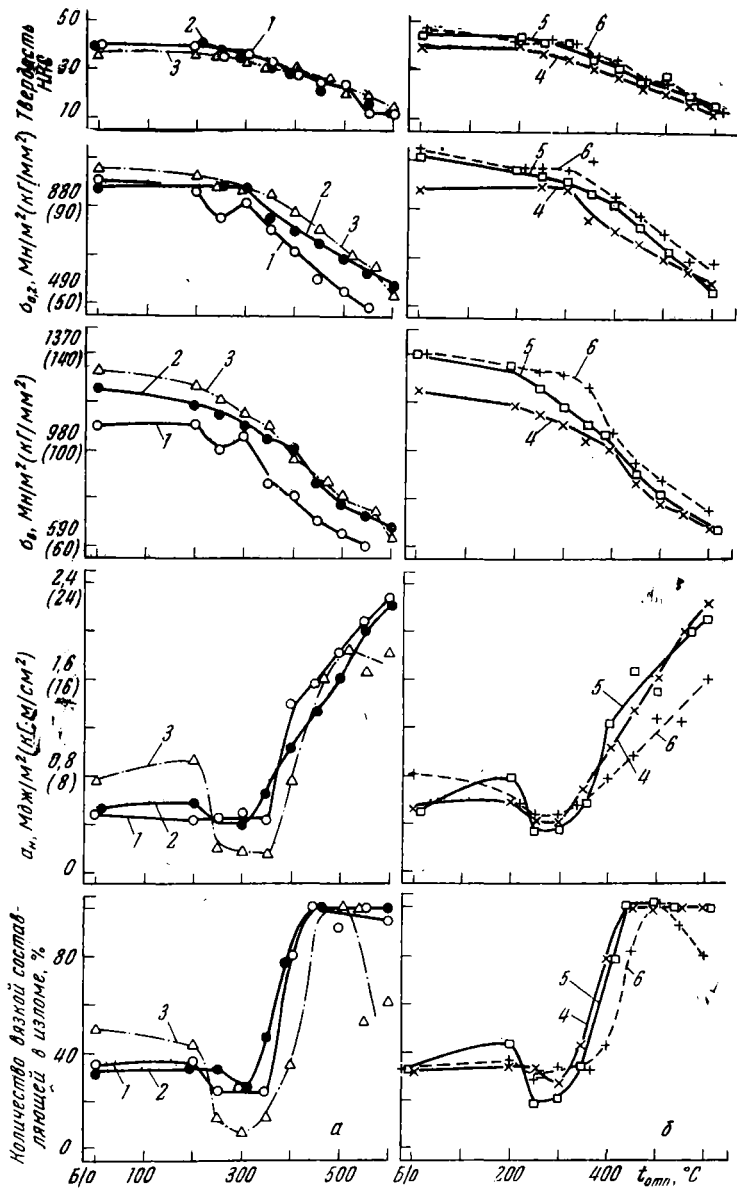


Рис. 111. Влияние термической обработки на прочностные свойства и ударную вязкость низкоуглеродистой арматурной стали с различным содержанием марганца (а) и кремния (б). Обозначения см. на рис. 109

соответствуют требованиям класса Ат-V по ГОСТ 10884—64 [$\sigma_b = 1170—1030 \text{ Мн/м}^2$ (119—105 кг/мм^2)], в стали с 2% Mn наблюдается значительное охрупчивание: ударная вязкость снижается в четыре раза по сравнению с закаленным состоянием.

Второй интервал охрупчивания в такой стали находится при 550—600°C, что соответствует области развития обратимой отпускной хрупкости. Таким образом, легирование низкоуглеродистой стали марганцем в количестве до 2% существенно улучшает комплекс свойств в закаленном состоянии по сравнению с обычной сталью Ст.3 и обеспечивает более плавный характер разупрочнения при отпуске. Это важно для повышения технологичности арматурной стали при ее термическом упрочнении с прокатного нагрева. Однако такое легирование приводит к усилению развития необратимой и обратимой отпускной хрупкости, что может неблагоприятно влиять на работу металла в конструкциях из предварительно напряженного железобетона.

Легирование низкоуглеродистой стали, содержащей около 1% Mn, кремнием в количестве до 1,1% приводит к лучшему соотношению прочности и вязкости в закаленном состоянии, чем легирование низкоуглеродистой стали одним марганцем до 2%. Кремнемарганцовистая сталь, содержащая 1,4% Mn и 1,06% Si, характеризуется значительно меньшей склонностью к необратимой отпускной хрупкости. Такая сталь в интервале температур отпуска 250—400°C, когда при термическом упрочнении арматуры достигаются свойства классов Ат-VI и Ат-V, не обнаруживает заметного снижения количества вязкой составляющей в изломе по сравнению с закаленным состоянием, а величина ударной вязкости (при значительно большей прочности) оказывается не ниже, чем в стали марки Ст.3.

Кроме этого, кремнемарганцовистая арматурная сталь характеризуется плавным разупрочнением при отпуске, что обеспечивает ее технологичность при термическом упрочнении с прокатного нагрева по методу прерванного охлаждения с самоотпуском и возможностью использования при электротермическом способе натяжения.

Таким образом, при выборе низколегированных сталей, предназначенных для изготовления высокопрочной термоупрочненной арматуры следует отдать предпочтение кремнемарганцовистым композициям с содержанием

марганца не выше 1,5%, которые в горячекатаном и термически упрочненном состояниях обеспечивают лучшее соотношение прочности и пластичности и большую сопротивляемость хрупкому разрушению, чем низкоуглеродистые стали, легированные только марганцем.

9. Старение

Существенным недостатком обычной низкоуглеродистой стали, особенно кипящей, является отсутствие достаточной степени стабильности свойств. У этих сталей наблюдается значительная склонность к старению и чувствительность к наклепу.

При заданных условиях эксплуатации или технологического процесса стабильности свойств низкоуглеродистых сталей можно регулировать, изменяя структуру в результате термической или термомеханической обработки. Термическое упрочнение низкоуглеродистой стали приводит к существенному повышению прочностных свойств и одновременно к снижению склонности ее к хрупкому разрушению [62, 79, 248].

Однако термическое упрочнение, осуществляемое ускоренным охлаждением низкоуглеродистой стали из аустенитной области, связано с получением неравновесных структур: от псевдоэвтектоида до бейнита и мартенсита. Следовательно, в термически упрочненной низкоуглеродистой стали могут протекать процессы старения даже и без деформации. Поэтому для окончательной оценки эффективности термического упрочнения необходимо знать степень стабильности свойств термически упрочненной стали.

Из анализа литературных данных о склонности термически упрочненной низкоуглеродистой стали к закалочному старению следует, что естественное старение может в ряде случаев приводить к уменьшению прочностных и увеличению пластических свойств [12, 65]. Однако свойства термически упрочненной стали значительно стабилизируются, если после закалки провести отпуск [65].

Часто естественное старение приводит к повышению прочности, уменьшению пластичности и некоторому повышению температуры хладноломкости [65, 249—258].

Предварительный отпуск уменьшает эффект естественного старения [253].

При искусственном старении—отпуске — такое явление наблюдали авторы работ [62, 65, 79, 259, 260]. Характерно, что при сравнительно непродолжительных выдержках до определенной температуры отпуска, зависящей от химического состава стали и исходной структуры ее после закалки, изменения свойств не происходит. Наряду с этим в определенных интервалах температур отпуска (50—300 и 350—550°C) может наблюдаться эффект упрочнения с одновременным снижением пластичности [21, 79, 250, 253, 258—268].

Наибольшими эффектами упрочнения и охрупчивания при старении обладают стали с повышенным содержанием фосфора, азота и марганца.

По данным большинства рассмотренных работ термическое упрочнение благоприятно влияет на склонность низкоуглеродистой стали к деформационному старению: по мнению одних исследователей, упрочнение снижает эту склонность, другие считают [248], что после закалки из аустенитной области низкоуглеродистая сталь нечувствительна к деформационному старению. Учитывая имеющиеся данные, можно сделать следующие выводы.

В большинстве известных нам работ в качестве критерия склонности к деформационному старению применяли абсолютную величину ударной вязкости, либо изменение этой величины после обработки: деформация 10% с последующим отпуском при 250°C [12, 62, 65, 70, 248, 261, 269—279].

Сравнение повышения температуры хладноломкости после деформационного старения в термически упрочненном и термически неупрочненном состояниях проводили лишь в некоторых работах. Полученные при этом результаты несколько противоречивы. По одним данным повышение температуры хладноломкости спокойной стали в улучшенном и нормализованном состоянии было одного порядка [280], по другим — повышение температуры хладноломкости спокойной стали в улучшенном состоянии было в 2,5 раза больше, чем в горячекатаном; у кипящих же сталей в закаленном состоянии картина была обратной, а после улучшения повышение температуры хладноломкости было в четыре с лишним раза меньше, чем в горячекатаном состоянии [281].

Повышение прочностных свойств при деформационном старении обычно больше в закаленном из аустенитной области состоянии, чем, например, в отожженном [250, 251].

Данные о влиянии отпуска на склонность к деформационному старению противоречивы: в одних случаях лучший результат дает одна закалка [248, 273, 274, 276], в других — закалка с последующим отпуском [251, 261, 277, 281].

Как правило, способ выплавки сохраняет свое влияние на склонность к деформационному старению и при термическом упрочнении низкоуглеродистой стали. Иначе говоря, и в термически упрочненном состоянии томасовские и бессемеровские стали более чувствительны к деформационному старению, чем мартеновские и кислородно-конвертерные. Кипящие более чувствительны, чем спокойные; раскисленные кремнием и марганцем более чувствительны к деформационному старению, чем раскисленные кремнием, марганцем и алюминием.

Таким образом, влияние азота (а по данным работы [251] и кислорода) на деформационное старение сохраняется.

Получаемые при термическом упрочнении структура и свойства стали в зависимости от химического состава и режима охлаждения из аустенитной области могут быть весьма разнообразны.

При рассмотрении влияния термического упрочнения на склонность низкоуглеродистых сталей к старению следует учитывать два основных критерия: содержание в стали углерода и степень упрочнения (отношение предела прочности упрочненной стали к пределу прочности стали в горячекатаном или нормализованном состоянии).

По содержанию углерода все исследованные стали были разделены на две группы:

I группа — стали, содержащие менее 0,05% С;

II группа — стали, содержащие 0,10—0,20% С.

При закалке сталей I группы с 950°C в сечениях от 1,5×35 до 20×60 мм существенных изменений в структуре не происходило; отмечалось лишь сильное измельчение и некоторое искажение формы ферритных зерен. Степень упрочнения при этом колебалась в пределах от 1,8 до 1,65.

При закалке сталей II группы структура значительно изменялась. Ее изменения зависели от степени упрочнения, находящейся в пределах от 4,1 до 1,37. Стали группы II делят на две подгруппы по степени упрочнения (K):

подгруппа А— $K \leq 2$, подгруппа Б— $K \geq 2$.

Условной структурной границей между подгруппами А и Б явилось исчезновение структурно свободного феррита, видимого под световым микроскопом ($K > 2$)

Закалочное старение сталей группы I достаточно подробно описано в работе [258]. Естественное и искусственное старение сопровождаются упрочнением и некоторой потерей пластичности. Например, после естественного старения низкоуглеродистой стали в течение 5 мес. предел прочности увеличился на 94 Мн/м^2 ($9,6 \text{ кг/мм}^2$), а удлинение уменьшилось на 8%. Характерно, что для сталей рассматриваемой группы закалочное старение не сопровождается потерей вязкости при комнатной и отрицательных температурах. Деформационное старение в отожженном состоянии приводит к меньшему приросту предела прочности и большему падению пластичности, чем старение в термически упрочненном состоянии [соответственно на $88,2 \text{ Мн/м}^2$ (9 кг/мм^2) и 14% против 196 Мн/м^2 (20 кг/мм^2) и 8%]. Ударная вязкость термически упрочненной стали ($K = 1,65$) после 10%-ной деформации и естественного деформационного старения в течение трех месяцев уменьшилась с 3 до $2,45 \text{ Мдж/м}^2$ (30 до $24,5 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$), но излом при этом остался вязким. Следовательно, порог хладноломкости при естественном деформационном старении не повышается до комнатной температуры.

Аналогичная обработка горячекатаной стали снизила ударную вязкость с $2,86$ до $1,22 \text{ Мдж/м}^2$ ($28,6$ до $12,2 \text{ кг} \cdot \text{м/см}^2$); при этом появлялись значительные участки хрупкого излома (75%).

Искусственное деформационное старение термически упрочненных сталей группы I не приводит к дальнейшему упрочнению, потере пластичности и охрупчиванию по сравнению с состоянием, достигнутым в результате естественного деформационного старения. Напротив, в этом случае наблюдается процесс разупрочнения и восстановления вязкости (за исключением интервала температур $300\text{—}400^\circ\text{C}$) (рис. 112). Аналогичная обработка

горячекатаных или отожженных сталей приводит к дальнейшему упрочнению и охрупчиванию.

Следовательно, с точки зрения вероятности хрупкого разрушения термически упрочненных сталей рассма-

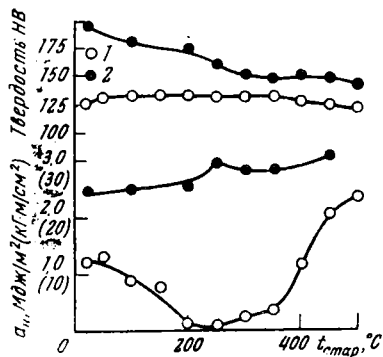


Рис. 112. Изменение твердости и ударной вязкости при искусственном деформационном старении стали 08kp с 0,05% С в горячекатаном (1) и закаленном с 950°С в воду (2) состояниях. Деформация 10%

триваемой группы наиболее опасен процесс естественного доформационного старения, так как при искусственном старении достаточно быстро наступает перестаривание. Это дает возможность значительно стабилизировать свойства термически упрочненных холоднодеформированных сталей группы I путем кратковременного нагрева в интервале температур 200—300°С.

Характер изменения свойств при старении сталей группы II в основном определяется степенью

упрочнения, достигнутой при закалке из аустенитной области.

Для сталей подгруппы А ($K \leq 2$) увеличение степени упрочнения приводит к большему охрупчиванию при искусственном закалочном старении (отпуске) в интервале температур 150—200°С. Уменьшение ударной вязкости, наблюдаемое в этом случае уже при комнатной температуре, связано, очевидно, с более высоким положением температуры хладноломкости закаленных сталей группы II [120].

В сталях подгруппы Б ($K \geq 2$) искусственное закалочное старение вначале приводит к разупрочнению и повышению пластичности, затем отмечается изменение свойств, характерное для старения [268].

Общая схема влияния степени упрочнения на свойства сталей этой группы после искусственного закалочного старения приведена на рис. 113.

Повышение прочностных свойств в результате деформационного старения термически упрочненных сталей группы II выражено более заметно, чем их изменение при деформационном старении в горячекатаном или

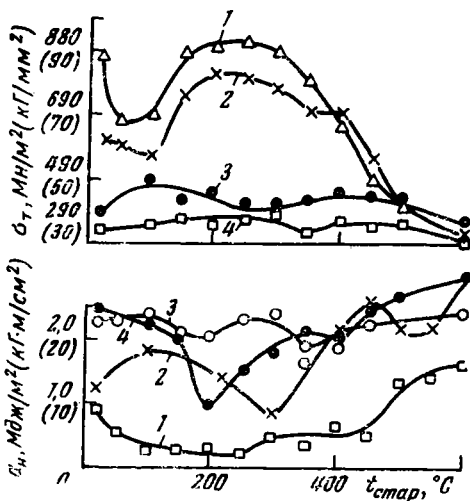


Рис. 113. Изменение свойств при искусственном старении термически упрочненных сталей с различной степенью упрочнения при закалке:

1 — $K=2,50$; 2 — $2,02$; 3 — $1,53$; 4 — $1,37$;

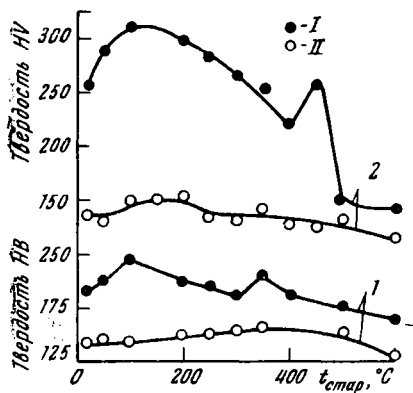


Рис. 114. Изменение твердости при искусственном деформационном старении сталей с различной степенью упрочнения при закалке (I) и в нормализованном состоянии (II):

1 — $K=1,37$; 2 — $2,37$

нормализованном состоянии. Различие возрастает с увеличением степени упрочнения (скорости охлаждения из аустенитной области) (рис. 114) [282].

В отличие от сталей группы I искусственное деформационное старение, следующее за естественным, как правило, не приводит сразу к разупрочнению, а в определенном интервале вызывает повышение прочностных свойств (см. рис. 112 и 114).

Зависимость ударной вязкости после деформационного старения термически упрочненных сталей от степени упрочнения более сложна: с увеличением степени упрочнения примерно до $K=1,5$ ударная вязкость выше, чем после старения в горячекатаном или нормализованном состоянии; затем ее величина снижается до уровня неупрочненной стали, подвергнутой старению; наконец, при более высокой степени упрочнения ($K \geq 2$) ударная вязкость оказывается более низкой (рис. 115) [282]. Если термически упрочненная сталь подвергается только естественному деформационному старению, то оптимальная степень упрочнения с точки зрения сохра-

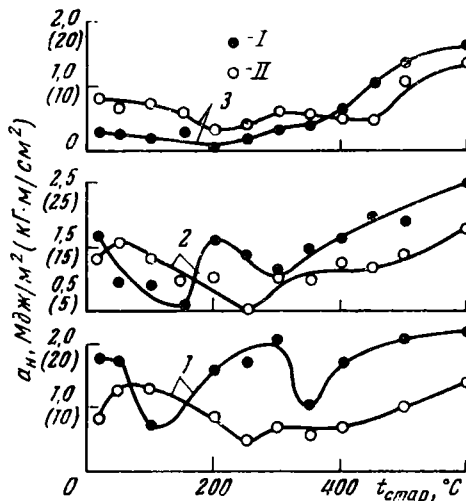


Рис. 115. Изменение вязкости кипящей кислородно - конвертерной стали при искусственном деформационном старении в термически упрочненном (I) и нормализованном (II) состоянии:

1 — $K=1,37$; 2 — $1,65$;
3 — $1,97$

нения максимально высоких значений ударной вязкости после старения может быть большей.

Имеет значение температура аустенитизации и склонность стали к росту аустенитного зерна. Опыты с кипя-

щей кислородной конвертерной сталью, весьма склонной к росту аустенитного зерна, показали, что чем больше величина зерна, получаемая при нагреве под закалку, тем ниже оптимальная степень упрочнения.

Для правильного суждения о влиянии того или иного вида термической обработки на склонность к деформационному старению большое значение имеет методика осуществления процесса старения. В большинстве случаев минимум ударной вязкости при искусственном деформационном старении термически упрочненной стали находится не в области 250°C (рис. 115). Следовательно, стандартную обработку на склонность стали к старению (ГОСТ 7268—67) следует применять с учетом структурного состояния низкоуглеродистой стали.

Таким образом, термическое упрочнение низкоуглеродистой стали, не устраняя процесса старения, при определенных условиях существенно изменяет конечный результат этого процесса. Природа влияния термического упрочнения сложна и определяется изменением микроструктуры и дислокационного строения стали.

Измельчение зерна, увеличение дисперсности карбидов, более равномерное их распределение по объему ферритных зерен, что наблюдается при термическом упрочнении, благоприятно влияют на склонность стали к хрупкому разрушению и на изменение этой склонности под влиянием старения. Ход кривых хладноломкости становится более пологим. Это сохраняет более высокую ударную вязкость после старения даже при одинаковом повышении порога хладноломкости (рис. 116).

При термическом упрочнении возрастает также плотность дислокаций [258]. Если увеличение плотности дислокаций опережает рост пересыщения твердого раствора углеродом, что связано с ускоренным охлаждением стали при термическом упрочнении, то будет наблюдаться уменьшение степени блокировки дислокаций атомами внедрения; это окажет благоприятное влияние на склонность к хрупкому разрушению.

Учитывая, что дислокационная структура, создаваемая фазовым наклепом, более равномерна, чем структура, создаваемая холодной пластической деформацией под внешним воздействием [208], можно говорить о большей стабильности дислокационной структуры термически упрочненной стали по сравнению с горячекатаной или нормализованной. Указанное может обусловить мень-

шую чувствительность термически упрочненной стали к наклепу и деформационному старению.

Однако, как было отмечено ранее, термическое упрочнение вызывает образование неравновесных структур и пересыщение твердого раствора углеродом. Эти факторы должны увеличивать склонность стали к старению.

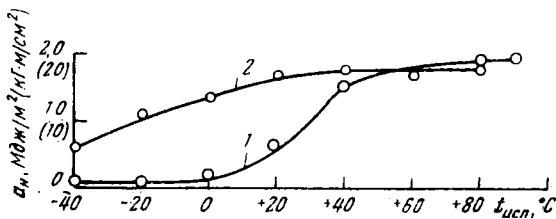


Рис. 116. Кривые хладноломкости стали Ст.Зкп (0,13% С), подвергнутой старению в горячекатаном (1) и термически упрочненном (2) состояниях; $K \approx 1,4$

Для достижения максимальной стабильности свойств следует стремиться не к максимальному, а к оптимальному упрочнению, когда благоприятные факторы оказывают превалирующее влияние.

Можно полагать, что с уменьшением содержания в стали углерода оптимальная степень упрочнения повышается. Термическое упрочнение с прокатного нагрева с использованием эффекта ВТМО также, по-видимому, даст возможность повысить оптимальную степень упрочнения [21, 283].

Проведенный анализ позволяет решить вопрос о необходимости отпуска термически упрочненной стали. Если сталь содержит не более 0,05% С, то до исследованной степени упрочнения ($K=1,8$) необходимости в дополнительном отпуске, очевидно, нет.

Для сталей группы II с содержанием углерода выше 0,10% при степенях упрочнения до примерно 1,5 дополнительный отпуск также не нужен, тем более, что он может увеличить склонность к хрупкому разрушению, особенно при пониженных температурах.

При более высоких степенях упрочнения следует проводить отпуск или обеспечивать возможность самоотпуска термически упрочненной стали. Такой отпуск не должен быть высоким; действительно, при высоком отпуске возможны неблагоприятные изменения дислокационной структуры и нежелательное перераспределение

карбидов. Этот вывод согласуется с экспериментальными данными большинства работ, рекомендующих отпуск при 400—450°C [277, 278, 281] или указывающих на неблагоприятное влияние высокого отпуска [248, 273, 274].

Степень упрочнения, выше которой необходим дополнительный отпуск, указана ориентировочно; она может изменяться в зависимости от условий эксплуатации конкретных изделий из термически упрочненной низкоуглеродистой стали.

10. Свариваемость

При сварке возможно разупрочнение термически упрочненной стали. Степень разупрочнения зависит от способа сварки, конструкции сварного соединения, размеров изделий;

технологии режимов сварки (подогрев перед сваркой, погонная энергия, охлаждение после сварки);

химического состава и структуры стали, а также уровня прочности стали до сварки.

Величина погонной энергии при сварке должна быть оптимальной. При слишком малой энергии возможна местная закалка в околошовной зоне; при слишком большой погонной энергии — возрастает степень разупрочнения стали.

Подогрев перед сваркой способствует разупрочнению, скорость охлаждения после сварки в большой мере зависит от размеров и формы свариваемых изделий. Ускоренное охлаждение уменьшает разупрочнение.

Роль химического состава значительна. Повышение содержания углерода в пределах 0,1—0,3% приводит к уменьшению разупрочнения. Легирующие элементы, повышающие прокаливаемость, снижают разупрочнение.

С увеличением прочности свариваемых материалов при прочих равных условиях прочность сварного изделия возрастает; по достижении известного предела она перестает увеличиваться, оставаясь на постоянном уровне.

Свариваемость арматуры

Класс А-III. В результате упрочнения углеродистой стали Ст.5 (0,28—0,37%С) можно получить термически упрочненную арматуру класса А-III. При сварке такой арматуры протяженными швами разупрочнение, как пра-

вило, отсутствует; в единичных случаях сталь разупрочняется максимум на 4—4,5% [160].

Класс Ат-IV и Ат-V. При сварке протяженными швами арматуры класса Ат-IV (Ст.5) и класса Ат-V (35ГС) разупрочнение в зависимости от технологии сварки колеблется в пределах от 1 до 12%.* Те же результаты получены и в работе [160].

Классы Ат-VI и Ат-VII (сталь 35ГС). При сварке профилей № 14—18 протяженными швами разупрочнение составляет 0—10% [291].

Для сварки арматурной стали способы ванной и контактной стыковой сварки без дополнительных операций не могут быть рекомендованы, так как дают большее разупрочнение, чем сварка протяженными швами.

Свариваемость арматурной стали рассмотрена также в работах [284—296].

Свариваемость толстых листов стали. Листы толщиной 8 мм из стали МСт.3, сваренные в стык, не разупрочнились [275].

Листы толщиной от 12 до 20 мм из стали Ст.3кп показали по пределу текучести отсутствие разупрочнения; разупрочнение по пределу прочности 3—5% [70, 248].

Листы толщиной 40 мм из стали МСт.3кп по пределу текучести не обнаружили разупрочнения; по пределу прочности показали упрочнение 3—5% [70, 248].

В листах толщиной 10—12 мм из низколегированных сталей разупрочнение по пределу текучести было различным:

Сталь	10Г2С	15Г2С	15ХСНД**	15Г2Б	14ГСМФР
Разупрочнение, % . .	6,7	2	4	1	0

В стали 10Г2С разупрочнение по пределу прочности составило 5—8%, в остальных указанных низколегированных сталях разупрочнения по пределу прочности не наблюдалось.

11. Влияние агрессивных сред

Предварительно напряженные железобетонные конструкции в процессе службы на предприятиях химической, нефтеперерабатывающей и некоторых других отраслей промышленности часто подвергаются влиянию агрессивных сред [297, 299]. В настоящее время отсутствует

* По данным ЦНИИЧМ. ** Без меди.

необходимый опыт эксплуатации таких конструкций в условиях различных агрессивных сред, поэтому в нормативные документы по проектированию и строительству внесены определенные ограничения применения высокопрочной проволоки и прядей [300], а также стержневой термически упрочненной арматуры периодического профиля [301] в качестве напрягаемой арматуры для конструкций, работающих в агрессивных средах. Так, например, во избежание коррозионных повреждений термически упрочненную арматуру применяют в предварительно напряженных железобетонных конструкциях категории трещиностойкости I, II и III при соблюдении специальных требований [216].

Ограничение применения конструкций, армированных термически упрочненной арматурой, в условиях агрессивных сред вызваны соображениями обеспечения надежности и безопасности их работы. Необходима разработка мероприятий, которые позволили хотя бы частично снять подобные ограничения.

Коррозию арматуры можно предупредить защитой арматуры различными методами от действия среды и созданием стойкой арматуры при определенных агрессивных воздействиях.

На сопротивление коррозионному растрескиванию и водородному охрупчиванию термически упрочненной стали большое влияние оказывает ее структура и химический состав, способ производства, чистота металла по неметаллическим включениям, технология производства, состав и качество материалов, применяемых при изготовлении напряженного бетона, и др.

Тонкопластинчатая структура сорбита, возникающая при изотермическом распаде аустенита в процессе патентирования, особенно в сочетании с последующей протяжкой, приводящей к текстуре деформации и напряжениям сжатия в поверхностных слоях металла, оказывается более коррозионно устойчивой, чем структуры высокого отпуска мартенсита. Как известно, тонкопластинчатые структуры распада аустенита могут быть получены, например, при термической обработке с прокатного нагрева по методу прерванного охлаждения.

Исследование стойкости закаленной и отпущенной стали против коррозии обычно приводило к заключению, что на кривой растворимости закаленной и отпущенной стали имеется один максимум при 400°C [303—305]. Ис-

следование [306, 292] показало наличие на этой кривой двух максимумов (при 275 и 400°C) и минимума при 375°C. Если этот результат подтвердится и для низкоуг-

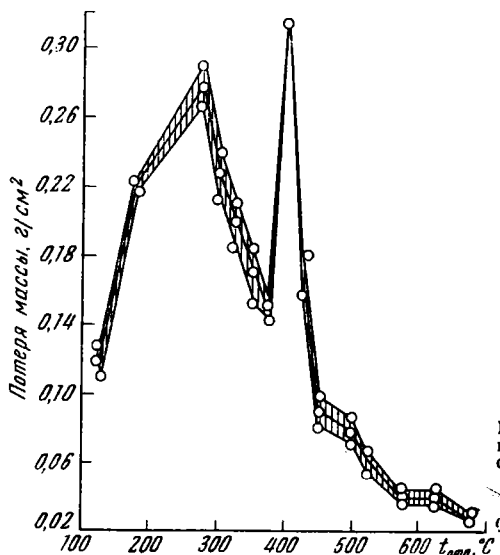


Рис. 117. Растворимость закаленной стали в зависимости от температуры отпуска

леродистой стали, то станет возможно значительно повысить коррозионную стойкость арматуры с помощью отпуска ее при температуре, соответствующей минимуму на кривой растворимости (рис. 117).

Большую роль играет качество поверхности. Термически упрочненная арматура не должна иметь поверхностных дефектов: вмятин, риска, грубых царапин, волосных трещин, плен. Наличие этих дефектов способствует развитию коррозионных процессов.

Во избежание развития поверхностной коррозии, которая при соответствующих условиях эксплуатации железобетонных конструкций может способствовать коррозионному растрескиванию, арматура до использования в напряженном бетоне должна предохраняться от влаги.

Важным фактором предотвращения развития коррозии напрягаемых сталей является покрытие их плотным бетоном и сохранение бетоном достаточно высокой величины рН (не менее 9) [307].

При использовании арматуры без коррозионных повреждений, когда не применяют добавки хлористых солей в бетон и не допускают раскрытия трещин, коррозия развиваться не будет [308].

Для борьбы с водородной коррозией под напряжением целесообразно фосфатирование и использование коррозионно-защитных лаков.

Известны [309] положительные результаты применения покрытия термически упрочненной стали обожженным лаком, в который в качестве вулканизирующих средств добавляют полиамид, серу, вофацит, а в качестве пигмента — окись железа; в состав лака входят также тонкие фракции бензина и бензола. Благодаря обжиганию, лаковый слой прочно удерживается на поверхности металла и не растрескивается при натяжении арматуры. Улучшенная сталь марки 140/160, покрытая таким лаком, при напряжении $0,75 \sigma_b$ в 1-н. растворах H_2SO_4 и HCl выдерживает без разрушения свыше 500 ч.

Особо важным мероприятием в борьбе с коррозионным растрескиванием высокопрочной термически упрочненной арматуры является разработка сталей, не чувствительных к этой коррозии.

12. Низколегированная сталь и термическое упрочнение проката

В настоящее время широкое применение получили низколегированные стали. В СССР их производство в 1965 г. составляло 7,6% от общего производства готового проката, предполагается, что к 1970 г. оно возрастет до 10%.

Низколегированной конструкционной сталью называют сталь повышенной прочности, суммарное содержание легирующих элементов в которой не превышает 4—4,5%. По сравнению со сталью Ст.3 низколегированная сталь имеет более высокие значения предела прочности, условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) при удовлетворительной пластичности, меньшую склонность к старению и меньшую хладноломкость. Многие из них обладают повышенной стойкостью против атмосферной коррозии.

Низколегированная сталь содержит в качестве легирующих элементов преимущественно марганец, кремний, хром, ванадий, реже никель, медь, молибден, титан, ни-

обий, бор, цирконий, азот. Эти легирующие добавки повышают устойчивость аустенита и, следовательно, увеличивают прокаливаемость, тем самым повышают механические свойства по сечению массивных изделий. При легировании повышаются главным образом условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), относительное сужение, ударная вязкость.

Строительные конструкции в последнее время изготавливают, как правило, сварными. Поэтому содержание углерода в строительных сталях не должно превышать 0,22—0,25%. Стали с таким содержанием углерода имеют предел текучести, равный (или несколько выше) 240 Mn/m^2 (24 $KГ/мм^2$). При легировании кремнием и марганцем он повышается до 400—450 Mn/m^2 (40—45 $KГ/мм^2$).

Расход металла при применении низколегированных сталей взамен углеродистых снижается в среднем на 15—20%. Применение стали 09Г2 вместо стали Ст.3 в конструкциях вагонов позволяет сэкономить 30 руб. на каждой тонне металла [320].

Стоимость низколегированных сталей выше стоимости углеродистых термически упрочненных сталей (приплата за термическое упрочнение составляет 5 руб/т). Более полно вопросы экономики термического упрочнения изучены применительно к стали предварительно напряженных железобетонных конструкций. Например, горячекатаная арматура из низколегированной стали (А-IV, 10 мм) стоит 124 руб/т (25ХГ2С) — 138 руб/т (20ХГ2Ф или 20ХГ2Ц), тогда как термически упрочненная (Ат-IV, 10 мм) стоит 118 руб/т [310].

Производство низколегированных сталей требует больших капиталовложений в горнорудную и ферросплавную промышленность и значительного увеличения выработки электроэнергии. Например, удельные капиталовложения в металлургию на 1 т проката стали Ст.3 равны 210 руб., а стали 15ХСНД — 258 руб. [36].

В то же время в ряде случаев представляется возможным повысить механические свойства углеродистой стали (например, Ст.5) термическим упрочнением (арматура класса Ат-IV, ГОСТ 10884—64) до уровня свойств некоторых низколегированных сталей (30ХГ2С, 20ХГ2Ц, 65ГС, 80С, Б45Г2С) [168], [24, с. 42].

За счет термического упрочнения можно получить необходимые механические свойства при более низком со-

держании легирующих элементов. Так, в арматуре из стали 35ГС могут быть получены высокие механические свойства, удовлетворяющие требованиям к арматурной стали классов Ат-IV — Ат-VII (ГОСТ 10884—64).

Применение в течение ряда лет низколегированной стали в металлических конструкциях показало, однако, что общее повышение прочности низколегированной горячекатаной стали по сравнению с низкоуглеродистой нелегированной сталью явно недостаточно, что снижает ее экономическую эффективность. В то же время термической обработкой низколегированной стали можно значительно повысить ее прочность и сохранить при этом достаточную пластичность и свариваемость. Одновременно с повышением прочности у термически обработанной низколегированной стали значительно снижается склонность к хладноломкости и чувствительность к старению. Таким образом, применение термической обработки позволяет более целесообразно использовать химические элементы, присутствующие в низколегированной стали [80].

В настоящее время является общепризнанным, что с помощью упрочняющей термической обработки представляется возможным резко повысить конструктивную прочность низколегированной стали. Как было отмечено, легирующие элементы увеличивают прокаливаемость стали и тем самым позволяют осуществить сквозную закалку изделий большой толщины. При небольшой толщине изделий, когда увеличение прокаливаемости роли не играет, некоторые легирующие элементы (Si, V, Mo) влияют на свойства стали, повышая устойчивость мартенсита при отпуске, что позволяет отпускать сталь при более высокой температуре и повышать ее пластичность и вязкость, не снижая прочности. Такие элементы, как Ti, Al, Zr, V, Mo затрудняют рост зерен аустенита и позволяют после закалки получить более мелкозернистую и, следовательно, более вязкую сталь.

Термическое улучшение эффективно снижает порог хладноломкости и тем самым позволяет получать хладнотоккую сталь без введения в нее никеля. Так, например, в стали Ст.3сп порог хладноломкости, определяемый по хрупкому излому образца, у горячекатаной стали наблюдается при -20°C , у нормализованной — при -60°C , у термически улучшенной — при -100°C . По

положению порога хладноломкости низколегированные стали, термически неупрочненные, близки к Ст.Зсп. Термическое упрочнение низколегированных сталей снижает их порог хладноломкости примерно так же, как в стали Ст.3 [313].

Известно, что в низкоуглеродистой стали после закалки получают достаточно пластичный мартенсит. После закалки и отпуска при 200°C в низколегированной стали можно получить предел прочности до 1500 Mn/m^2 (150 $кГ/мм^2$) при высоком относительном сужении и ударной вязкости [313]. Высокую прочность при высокой пластичности можно получить при высокотемпературной термомеханической обработке [24, с. 42]. Такие стали по своим свойствам близки к высокопрочным.

В настоящее время в металлоемких сварных конструкциях широко используют стали повышенной и высокой прочности с пределом текучести не менее 400—600 Mn/m^2 (40—60 $кГ/мм^2$) (табл. 54).

Классу прочности С-40 удовлетворяют низколегированные стали марок 09Г2, 14Г2, 16ГС, 10Г2С1; классу С-50 — стали 14ХГС, 15ХСНД, 15Г2СФ, 15Г2Б, 16Г2Т; классу С-60—стали 14ГСМФР, 15ХГ2СМФР, 12Г2СМФ, 14ХГСНМФР, 14Х2ГМР, 14ХМНДФР. Указанные механические свойства могут быть получены только после термического улучшения [311].

За рубежом подвергают термическому улучшению около 100 марок высокопрочных низколегированных сталей для сварных конструкций. Предел прочности стали большинства этих марок после термоупрочнения составляет 800—1000 Mn/m^2 (80—100 $кГ/мм^2$) [130].

Иногда вместо закалки и отпуска для низкоуглеродистых низколегированных сталей рекомендуют нормализацию. Себестоимость нормализации не отличается от

Таблица 54

Механические свойства сталей разных классов прочности

Класс прочности	$\sigma_{0,2}$, Mn/m^2 ($кГ/мм^2$)	σ_B , Mn/m^2 ($кГ/мм^2$)	δ_5 , %	α_n , $кдж/м^2$ ($кГ \cdot м/см^2$) при температурах, °С	
				—40°С	—60°С
С-40	400 (40)	500 (50)	18	450 (4,5)	300 (3,0)
С-50	500 (50)	600 (60)	16	400 (4,0)	300 (3,0)
С-60	600 (60)	700 (70)	12	300 (3,0)	— —

себестоимости нагрева под закалку. В то же время, как показали наши опыты со сталью 17ГС, нормализация по сравнению с закалкой, очень мало повышает прочность и в особенности хладостойкость стали (B — количество волокнистой составляющей в изломе).

$t_{\text{нпн}}^{\circ\text{C}}$	+20	—40	—60	—80	—100
$a_{\text{H}}^{\text{кдж/м}^2}$					
$\sigma_{\text{H}}^{\text{(кг·м/см}^2\text{)}}$	920(9,2)	650(6,5)	500(5,0)	280(2,8)	20(0,2)
$a_{\text{H}}^{\text{кдж/м}^2}$					
$\sigma_{\text{H}}^{\text{(кг·м/см}^2\text{)}}$	800(8,0)	750(7,5)	700(7,0)	550(5,0)	400(4,0)
$B_{\text{H}}^{\text{, \%}}$	100	20	5	0	0
$B_{\text{з}}^{\text{, \%}}$	100	100	95	70	5

В течение многих лет применение низколегированных сталей было вызвано необходимостью повысить механические свойства конструкционных сталей и облегчить массу металлических конструкций, не прибегая к термическому упрочнению проката, так как технология и устройства для упрочнения изделий большой длины в потоке прокатки до последнего времени не были известны.

В настоящее время разработаны конструкции устройств, охлаждающих прокатные изделия любой длины и любой формы. Такие устройства позволяют упрочнять прокатные изделия из углеродистой стали без легирования; упрочнять изделия из стали с небольшим количеством легирующих элементов; наиболее полно использовать присутствие в стали легирующих элементов (резко повышать прочность низколегированных сталей).

Вместе с тем в технике необходимы высокопрочные и особовысокопрочные стали, которые могут быть получены только в результате термического упрочнения (термического улучшения). Устройства для термического упрочнения позволяют решать проблему получения высокопрочных и особовысокопрочных сталей с использованием эффекта высокотемпературной и низкотемпературной термомеханической обработки.

Термическое упрочнение проката из низколегированной стали позволяет получать изделия с весьма ценным комплексом механических и технологических свойств и обеспечить производство высокопрочной, в том числе термомеханически упрочненной, стали.

* После нормализации.

** После закалки и отпуска.

ЛИТЕРАТУРА

1. Стародубов К. Ф. Информация института «Черметинформация», 1965, серия 11, № 15.
2. Грум-Гржимайло В. Е. Уголь и железо, 1926, № 6, с. 56—63.
3. Виноградов А. П. Проблема качества рельсов. Объединение научно-технических издательств Украины, Харьков, 1933.
4. Стародубов К. Ф. Оборудование термических цехов металлургических и машиностроительных заводов. Металлургиздат, 1947.
5. Беседин П. Т. и др. Сталь, 1960, № 10, с. 946—953.
6. Губерт С. В., Рабинович Д. М. Сталь, 1960, № 5, с. 434—439.
7. Макаев С. В. и др. Сталь, 1967, № 5, с. 426—430.
8. Прохоров Ю. В. и др. Производство железнодорожных бандажей. Металлургиздат, 1933.
9. Белов Б. Г. и др. Теория и практика металлургии, 1936, № 10, с. 62—70, № 12, с. 63—72.
10. Стародубов К. Ф. Сб. докладов II Всесоюзной конференции термистов. Изд. НИТОМ, 1941, с. 1—8.
11. Bollenrath F., Kiessler H. Stahl und Eisen, H. 9, 1949, S. 287—301.
12. Kösters F. Stahl und Eisen, H. 21, 1953, S. 1342—49.
13. Curzytek J. Wiadomosci Huthicze, 1965, N. 1, S. 4—10.
14. Neuhaus W. u. a. Neue Hütte, 1965, N 1, S. 22—29.
15. Neuhaus W., u. a. Stahl und Eisen, 1965, N 3, S. 127—136.
16. Kobrin C. L. Iron Age, 1966, v. 198, N 10, p. 64—67.
17. Iron and Steel Engineer, 1966, v. 43, N 2, p. 128—131.
18. Автоматическая сварка, 1967, № 8, № 9.
19. Каминский Э. З., Курдюмов Г. В. Журнал прикладной физики, 1929, т. 6, вып. 2, с. 47.
20. Стародубов К. Ф., Борковский Ю. З. Научные труды Института черной металлургии АН УССР. Изд. АН УССР, 1957, с. 48—55.
21. Стародубов К. Ф. и др. Изв. вузов. Черная металлургия, 1961, № 2, с. 109—113.
22. Стародубов К. Ф. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1963, № 4, с. 48—50.

23. Худик В. Т. и др. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 1968, № 4, с. 35—36.
24. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 1966, № 4.
25. Попов А. А., Попова Л. Е. Изотермические и термодинамические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Изд-во «Металлургия», 1965.
26. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 1967, № 3.
27. Борковский Ю. З., Парусов В. В. *Металлургическая горнорудная промышленность*, 1967, № 6, с. 42—43.
28. Стародубов К. Ф. и др. ДАН УССР, 1966, № 6, с. 774—777; № 7, с. 891—894; № 8, с. 1027—1029.
29. Борковский Ю. З., Парусов В. В. *Заводская лаборатория*, 1965, № 8, с. 749—750.
30. Стародубов К. Ф. и др. *Информация № 8 института «Черметинформация»*, 1966, серия № 12.
31. Гриднев В. Н. Сб. *Вопросы физики металлов и металловедения*, № 9, 1959, с. 54—67. Изд-во Академии наук Украинской ССР, Киев.
32. Ruhfus H. *Wärmebehandlung der Eisenwerkstoffe*. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1958.
33. Swain J., *Iron and Steel*, 1961, v. 34, p. 410.
34. Curzytek M., *Wiadomosci Hutnicze*, 1965, N 2, S. 48—54.
35. Aborn R. H., *Trans. Amer. Soc. Metals*, 1956, v. 48, p. 51—85.
36. Лемпицкий В. В. и др. *Прогрессивные способы повышения качества стали*. Изд-во «Металлургия», 1968.
37. Nowe H. and Sauveur A. *Journ. Iron and Steel Inst.*, 1896, v. 1, p. 171.
38. Burns J. L. a. o. *Trans. ASM*, 1928, v. 26, p. 1.
39. Esser, a. o., *Arch. f. d. Eisenhüttenwesen*, 1932/33, v. 6, H. 9, S. 389—393.
40. Wever F., Engel N. *Mitteilungen K.—W. Institut für Eisenforschung*, 1930, Bd. 12, S. 93.
41. Стародубов К. Ф., Борковский Ю. З. *Научные труды Института черной металлургии АН УССР*. Изд. АН УССР, Киев, 1960, т. XIII, с. 228—241.
42. Гуляев А. П., Чаадаева М. С. *ЖТФ*, 1953, т. 3, вып. 2, с. 94.
43. Лысак Л. И. В сб. «Вопросы физики металлов и металловедения». Изд. АН УССР, 1952, № 3, с. 46—53.
44. Ивенсен Н. А., Курдюмов Г. В. *Журнал физической химии*. 1930, т. 1, № 1, с. 41.
45. Лысак Л. И. В сб. «Вопросы физики металлов и металловедения». Изд. АН УССР, 1956, № 7, с. 20.
46. Стародубов К. Ф. *Процессы, происходящие при отпуске стали*, Профиздат, 1960.
47. Каминский Э. З., Перкас М. Д. В сб. «Проблемы металловедения и физики металлов». *Металлургиздат*, 1949, с. 211.
48. Курдюмов Г. В. и др. *Сталь*, 1935, № 4, с. 84.
49. Курдюмов Г. В. и др. ДАН СССР, 1953, т. 92, с. 955.
50. Курдюмов Г. В., Перкас М. Д. ДАН СССР, 1956, т. III, с. 818.
51. Курдюмов Г. В. В справочнике «Металловедение и терми-

- ческая обработка металлов». Металлургиздат, 1961, т. 1, с. 670—691.
52. Лопатин А. В., Прохоров А. В. Сталь, 1941, № 11—12, с. 48—49.
 53. Wever F. u. a., Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Verl. «Stahleisen», m. b. H., Düsseldorf, 1954—1956.
 54. Сб. «Упрочняющая термическая обработка проката». Изд-во «Металлургия», 1966, вып. 24.
 55. Савилов Е. С. и др. Металловедение и термическая обработка металлов. 1968, № 1, с. 32—41.
 56. Смирнов Л. В. и др. ДАН СССР, 1965, т. 103, № 4, с. 609—610.
 57. Романів О. М. Черепанова Г. І. Термічне зміцнення сталі. Вид. АН УРСР, 1966.
 58. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Изд-во «Металлургия», 1968, т. I, II.
 59. Гриднев В. Н., Петров Ю. Н. Изв. АН СССР, Металлы, 1966, № 2, с. 85.
 60. Шепеляковский К. З. Самоотпуск стали при высокочастотной закалке. Машгиз, 1955.
 61. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Труды Института черной металлургии, 1962, т. 18.
 62. Красильщикова З. Н. и др. Термическое упрочнение закаливающейся углеродистой стали. Судпромгиз, 1960.
 63. Стародубов К. Ф. и др. В сб. «Технический прогресс в черной металлургии». Изд. Института информации УССР, Киев, 1966, с. 45—60.
 64. Петраш Л. В. Закалочные среды. Машгиз, 1959.
 65. Dick W. Stahl und Eisen, 1953, H. 15, S. 945.
 66. Adrian H., Brühl F., Stahl und Eisen, 1966, N°11, S. 645—663.
 67. Металловедение и термическая обработка металлов, 1962, № 1.
 68. Kula Eric B., Dhosi Joseph M., Trans. Amer. Soc. Testing Materials, 1960, v. 52.
 69. Ермаков В. Н. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1963, № 4, с. 25—29.
 70. Приданцев М. В. и др. Сталь, 1958, № 5, с. 449—456.
 71. Шевандин Е. М., ЖТФ, 1946, т. XI, с. 12—25.
 72. Потап Я. М. и Сачков В. В. ЖТФ, 1949, т. XIX, с. 399.
 73. Будрин Д. В., Кондратьев В. М. Изв. вузов. Черная металлургия № 11, с. 1964, с. 186—173.
 74. Филонов И. Г. и др. Металлургическая и горнорудная промышленность, 1967, № 1, с. 46—47.
 75. Рафалович Ц. Н. Теория и практика металлургии, № 6, 1936, с. 57—67.
 76. Спенглер И. Е., Флоров И. К. Металлургическая и горнорудная промышленность, 1968, № 5, с. 42—44.
 77. Смирнов Ю. В. В сб. Высокoэкономичные гнутые профили проката. Изд-во «Металлургия», 1965, с. 76—91.
 78. Стародубов К. Ф. Изв. АН СССР, Металлы, 1965, № 5, с. 60—68.
 79. Стародубов К. Ф., Борковский Ю. З. В сб. «Современные проблемы металлургии». Изд. АН СССР, 1958, с. 592—597.

80. Соколовский П. И. Малоуглеродистые и низколегированные стали. Изд-во «Металлургия», 1966.
81. Балдин В. А. и др. Промышленное строительство, № 1, 1964, с. 17.
82. Чугуны, ферросплавы и прокат черных металлов. Изд-во «Металлургия», 1968.
83. Tichy J. *Hutnicke Listy*, 1966, N 10, S. 720—725.
84. Конвисаров Д. В. Трение и износ металлов. Машгиз, 1947.
85. Пузанов М. А. В сб. «Повышение износостойкости и срока службы машин Машгиз, 1953, с. 211.
86. Стародубов К. Ф. и др. Термическая обработка железнодорожных цельнокатаных колес. Изд. АН УССР, 1956.
87. Конторович И. Е. и Лившиц Л. С. Остаточные напряжения в стали. Оборонгиз, 1943.
88. Прокошкин Д. А. и др. В сб. «Металловедение и термическая обработка». Труды МИС, Оборонгиз, 1939, т. XIII, с. 271—286.
89. Металловедение и термическая обработка. Справочник. Металлургиздат, т. I—1961, т. II—1962 г.
90. Приходько Э. В. Заводская лаборатория, 1962, № 12.
91. Ромас Ф. Д. и Монахова Л. В. Рабочий металлург, 1940, № 9, с. 13—16.
92. В сб. «Термическая обработка рельсов». Изд. АН СССР, 1950.
93. Вологдин В. П. Сталь, 1938, № 8—9, с. 47—57.
94. Маханек А. С. Сталь, 1938, № 11, с. 46—54.
95. Сидельковский М. П. и др. Сталь, 1954, № 9, с. 834.
96. Лемпицкий В. В. и др. Сталь, 1967, № 11, с. 1015—1019.
97. Чекмарев А. П. Рельсы, их служба, качество и производство, Государственное научно-техническое издательство Украины, 1934.
98. В сб. «Вопросы производства и исследования железнодорожных рельсов». Изд. АН СССР, 1960.
99. Полухин П. И. и др. Прокатка и термическая обработка рельсов. Металлургиздат, 1963.
100. Производство рельсов на Кузнецком металлургическом комбинате. Изд-во «Металлургия», 1964.
101. Производство, качество и стойкость железнодорожных рельсов. Изд-во «Металлургия», 1966.
102. Макаев С. В. и др. Сталь, 1961, № 2, с. 156—160.
103. Конторщиков П. В. Сталь, 1962, № 6, с. 551—553.
104. Заннес А. Н. и др. Сталь, 1964, № 8, с. 731—734.
105. Заннес А. Н. и др. Металлургическая и горнорудная промышленность, 1965, № 2, с. 40—41.
106. Гордюк Ю. В. РЖ. Машиностроение, 1960, № 2.
107. "High frequency" hardening of "rails. "Jawata" Iron and Steel Co., 1958, Tokyo.
108. Стародубов К. Ф. и др. ДАН УССР, 1966, № 7, с. 891—894.
109. Стародубов К. Ф. и др. ДАН УССР, 1966, № 8, с. 1027—1029.
110. *Mining Journal*, 1963, v. 261, N 6691, p. 471.
111. Виткина Э. И. Бюл. ЦНИИ «Черметинформация», 1964, № 5, с. 58—59.
112. Сагарадзе Б. С. Термическая обработка стальных вагонных деталей. Машгиз, 1958.

113. Школьник Л. М. Повышение прочности осей железнодорожного подвижного состава. Изд-во «Транспорт», 1964.
114. Веллер В. А. В сб. «Испытание деталей машин на прочность». Машгиз, 1960, с. 55.
115. Веллер В. А. В сб. «Упрочнение деталей машин механическим наклепыванием». Изд-во «Наука», 1965, с. 157—163.
116. Виноградов Г. П. и др. Труды ЦНИИ МПС, вып. 132. Трансжелдориздат, 1957, с. 1—76.
117. Зобнин Н. П. Обработка и запрессовка колесных пар. Трансжелдориздат, 1944.
118. Иванов В. В. Вестник ЦНИИ МПС, 1961, № 1, с. 28—31.
119. Иньшаков Н. Н. Вестник металлопромышленности, 1940, № 11—12, с. 31.
120. Кудрявцев И. В. и Саввина Н. М. В сб. «Вопросы конструкционной прочности стали». Труды ЦНИИТМАШ, Машгиз, 1957, кн. 85.
121. Скаков А. И., Калашникова Э. В. В сб. «Прочность при неустановившихся режимах переменных напряжений». Изд-во АН СССР, 1954.
122. Ройтман Л. X. и др. Транспортное машиностроение, 1964, № 1, с. 26.
123. Грдина Ю. В., Тараско Д. И. Изв. вузов, Черная металлургия, 1963, № 12, с. 169—170.
124. Грдина Ю. В. Свойства и термическая обработка транспортного металла. Металлургиздат, 1955.
125. Шубин В. П. В сб. трудов Томского электромеханического института инженеров железнодорожного транспорта. Изд. Томского университета, т. 28, 1959.
126. Horger O. C. Metal Progres, 1945, N 3, p. 51.
127. Linhart, Kretschmer. Einfluss der Schaffgrundvorbereitung für das Metallspritzen auf die Dauerfestigkeit von Maschinenteilen («Schweiss-technik», N. 3, 1959).
128. Панасенко Ф. Л. Прокатка и термическая обработка толстых листов. Металлургиздат, 1959.
129. J. of Metals, 1966, v. 18, N. 9, p. 1016—1017.
130. Брик С. Д. Бюллетень института «Черметинформация», 1968, № 2, с. 1—16.
131. Колесник Б. П. Металловедение и термическая обработка металлов, 1963, № 3, с. 36—39.
132. Кауфман М. М. и др. Сталь, 1959, № 8, с. 726—727.
133. Тайц Н. Ю. и др. Сталь, 1962, № 1, с. 57—60.
134. Кадинова А. С., Хейфец Г. Н. Сталь, 1963, № 7, с. 656—658.
135. Хейфец Г. Н. и др. Сталь, 1966, № 5, с. 446—451.
136. Стародубов К. Ф. и др. Изв. вузов. Черная металлургия, 1962, № 1, с. 169—170.
137. Стародубов К. Ф., Сиухин А. Ф. В сб. Промышленное применение токов высокой частоты. Изд-во «Машиностроение», 1964, с. 113—115.
138. Сиухин А. Ф. Информация института «Черметинформация», 1965, серия 11, № 8, с. 3—9.
139. Курганов М. А. и др. Сталь, 1962, № 4, с. 325—326.
140. Lewis D. Wire and Wire Products, 1957, v. 32, N. 10, p. 1179.

141. Draht, 1966, N 8, s. 617, (Бюллетень ЦНИИ «Черметинформация», 1966, № 23, с. 58).
142. Funke P. u. a., Stahl und Eisen, 1967, N 6, S. 293—317.
143. Hussy B., Petersen J. Stahl und Eisen, 1967, N 2, S. 89—94.
144. Geitz W. Stahl und Eisen, 1968, N 1, S. 14.
145. Галлай Я. С. Сталь, 1942, № 7—8, с. 38—41.
146. Юхвец И. А. и др. Сталь, 1964, № 4, с. 364.
147. Iron and Steel Engr., 1968, v. 45, N 3, p. 139—140.
148. Хорин Я. Д. Горный журнал. 1965, № 5, с. 44—45.
149. Хорин Я. Д. Сталь, 1965, № 5, с. 455—457.
150. Чацкий В. П. и др. Бюллетень изобретений и товарных знаков, 1964, № 10.
151. Воронова Н. А. и др. Горный журнал, 1961, № 11, с. 52.
152. Егерман У. Ф. Шаровое хозяйство для углеразомольных машин. Изд. Бюро технической информации, 1963.
153. Андреева В. В. и др. Сталь, 1967, № 3, с. 256—258.
154. Кальнер В. Д. и др. Сталь, 1964, № 3, с. 269—270.
155. The Welding Journal; 1947, N 1, p. 86.
156. Лейкин И. М., Чернашкин В. Г. Низколегированные строительные стали. Металлургиздат, 1952.
157. Стрелецкий Н. С. Курс металлических конструкций. Стройиздат, 1940, ч. I.
158. Меськин В. С. Основы легирования стали. Изд-во «Металлургия», 1964.
159. Канфор С. С. Корпусная сталь. Судпромгиз, 1960.
160. Стародубов К. Ф., Борковский Ю. З. Металловедение и термическая обработка металлов, 1961, № 5, с. 15—18.
161. Стародубов К. Ф., Калмыков В. В. Труды ИЧМ АН УССР. Изд-во АН УССР, 1960, т. 13, с. 189.
162. Металлургическая и горнорудная промышленность, 1966, № 5.
163. Владимирский Т. А. Хрупкость сталей. Машгиз, 1959.
164. Владимирский Т. А. Труды НИИЖТ. Трансжелдориздат, вып. 79, 1939, с. 30.
165. Желдак М. П. Заводская лаборатория, 1952, № 4, с. 467.
166. Шевандин Е. М. Заводская лаборатория, 1951, № 7, с. 848.
167. Шевандин Е. М. Заводская лаборатория, 1948, № 4, с. 446.
168. Гуляев А. П. и др. Высокопрочные арматурные стали. Изд-во «Металлургия», 1966.
169. Бетон и железобетон, 1967, № 2.
170. Стародубов К. Ф. и др. Металлургическая и горнорудная промышленность, 1968, № 5, с. 42—44.
171. W. Lehnert Bergakademie, 1962, N 3, S. 162.
172. Schmidt H. Baustoffindustrie, 1965, N 65, S. 161.
173. Справочник марок сталей. Metallurgizdat, 1963.
174. Соколовский П. И. Арматурные стали. Изд-во «Металлургия», 1964.
175. Lee D. H. Review, 1951, p. I, v. 46, N 543.
176. Ros. A. Die materialtechnischen Grundlagen und Problemen Eisenbetons in Hinblick auf die Lukunfuge Gestaltung der Stahlbeton—Bauweise, N 162, 1950.
177. Cranholm H., Aciers creneles snedois Kam 40, Kam 60 et Kam. 90. Bulletin du centre d'etudes de recherches et d'essais scientifiques des constructions du genie civil, Liege, 1958.

178. Нусреска Л., и др. *Hutnické listy*, 1968, N 4, S. 261—265.
179. Петров С., Волков П. РЖ Мет, 1966, № 9 (реф. 9И394).
180. Гладштейн Л. И. и др. *Сталь*, 1966, № 12, с. 1126.
181. Irvine K. G., а. о. *J. of the Iron and Steel Inst.*, 1957, v. 186, N 1, p. 54.
182. Брик С. Д. Высокопрочные свариваемые стали с бейнитной структурой. Бюллетень ЦНИИ «Черметинформация», 1958, № 15, с. 31.
183. Сахин С. И. и др. *Сталь*, 1945, № 9, с. 323.
184. Сахин С. И. и др. *Сталь*, 1946, № 4—5, с. 286—294.
185. Брик С. Д. Упрочнение стали термической обработкой за рубежом. Бюллетень ЦНИИ «Черметинформация», 1965, № 14, с. 13.
186. Гудремон Э. Специальные стали. Изд-во «Металлургия», 1966, т. I.
187. Легейда Н. Ф. и др. В сб. «Технология производства и свойства черных металлов». Изд-во «Металлургия», 1964, вып. IX, с. 42.
188. Соколовский П. И. и др. Стандартизация, 1961, № 5, с. 36—38.
189. Погоян-Алексеев Г. И. Динамическая прочность и хрупкость металлов. Изд-во «Машиностроение», 1966.
190. Schmidt G., *Archiv f. d. Eisenhüttenwesen*, 1934, Bd. 11, S. 723.
191. Гуляев А. П. Термическая обработка стали. Машгиз, 1960.
192. Чернов Д. К. ЖРМО, 1915, № 1, ч. 1. См. также Д. К. Чернов и наука о металах. *Металлургиздат*, 1950.
193. Великанова А. В., Раузин Я. Р. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1965, № 8, с. 25—27.
194. Великанов А. В. и др. В сб. «Металловедение и термическая обработка». В. IV. 1964.
195. Научные труды Института черной металлургии АН СССР, изд-во АН УССР, Киев, 1961, т. XIV, с. 74.
196. Гуляев А. П., Неверова-Скобелева Н. П. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1957, № 4, с. 17—21.
197. Мак Лин Д. *Механические свойства металлов*. Изд-во «Металлургия», 1965.
198. Стародубов К. Ф., Тылкин М. А. Повышение прочности, пластичности и вязкости стали путем ее термической обработки. Изд-во НТО ЧМ, Днепропетровск, 1957.
199. Irvine K. J. *Metallurgia*, 1958, v. 58, N 345, p. 13—23.
200. Stadler F. *Neue Hütte*, 1966, N 10, S. 600—604.
201. Журавлев В. Н., Николаева О. И. *Машиностроительные стали*. Машгиз, 1962.
202. Тайц Н. Ю. *Технология нагрева стали*. *Металлургиздат*, 1962.
203. Романов В. В., Радченко Р. П. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении. Атлас термокинетических диаграмм. Изд. АН СССР, Сибирское отделение, 1960.
204. Wever F., Rose A. *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Verlag «Stahleisen», Düsseldorf, 1954—1956.
205. Некрасова С. З., Борковский Ю. З. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1966, № 10, с. 71—73.

206. В сб. «Термическая обработка прокатной продукции», Изд. Ин-та техн. инф. (УССР), Киев, 1966.
207. Миркин Л. И., Уманский Я. С. ФММ, 1960, № 6, т. 9, с. 55.
208. Мороз Л. С. Тонкая структура и прочность стали. Металлургиздат, 1957.
209. Стародубов К. Ф., Бабич В. К. В сб. «Металлургия и коксохимия», Изд-во «Техника», Київ, 1966, вып. VI, с. 208—212.
210. Геллер Ю. А. Изв. АН СССР, ОТН, 1954, № 5.
211. Бокштейн С. З. Структура и механические свойства легированной стали. Metallurgizdat, 1954.
212. Пашков П. О. Пластичность и разрушение металлов. Судпромгиз, 1950.
213. Блантер М. Е. и др. Заводская лаборатория, 1961, № 8, с. 978—980.
214. Гладштейн Л. И. Заводская лаборатория, 1961, № 8.
215. Качанов Н. Н. Прокаливаемость стали. Metallurgizdat, 1964.
216. Бюллетень строительной техники, 1967, № 12.
217. Мадатян С. А. Бетон и железобетон, 1962, № 2, с. 56.
218. Мадатян С. А. Бетон и железобетон, 1960, № 10, с. 454.
219. Соколовский П. И. и др. ФММ, 1963, т. 15, № 3, с. 467.
220. Ужик Г. В. Прочность и пластичность металлов при низких температурах, Изд. АН СССР, 1957.
221. Лившиц Л. С., Рахманов А. С. Заводская лаборатория, 1965, № 11, с. 1368—1371.
222. Драчинский А. С. и др. ФММ, 1965, т. 19, № 4, с. 602—611.
223. Сидоров Б. А. В сб. «Физическая природа хрупкого разрушения металлов», Киев, Изд-во «Наукова думка», 1965, с. 71—87.
224. Маневич Ш. С. Заводская лаборатория, 1947, № 4, с. 479—481.
225. Щербак Г. К. Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, № 11, с. 27—28.
226. Заводская лаборатория, 1953, № 6.
227. Сб. «Вопросы производства и качества цельнокатаных железнодорожных колес». Днепропетровск, Книжное изд-во, 1960.
228. Пашков П. О. Заводская лаборатория, 1946, № 2, с. 217.
229. Браун М. П. Изв. АН СССР. ОТН. Металлургия и топливо, 1961, № 4, с. 135.
230. Coffrell A. H. Trans. AIME, 1958, v. 212, p. 192.
231. Dahl W. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1962, H. 11, S. 771.
232. Поляков С. Н. и др. Заводская лаборатория, 1966, № 6, с. 741—744.
233. Одинг И. А., Либеров Ю. П. Изв. АН СССР. Металлургия и горное дело, 1964, № 2, с. 85.
234. Conrad H. Acta metallurgica, 1963, v. 11, N 1, p. 75.
235. Holzmann M. Man J., J. of Iron and Steel Institute, v. 204, 1967, N 3, p. 230.
236. Keh A. S., Weissman S. Conference on the Impact of Transmission Electron Microscopy, Berkeley, California, 1961.
237. Taylor G. J. Proc. Royal Soc., 1934, v. 145, p. 388.

238. Тетелмен А. Разрушение твердых тел. Изд-во «Металлургия», 1967, с. 261.
239. Hahn G. J. *Acta metallurgica*, 1962, v. 10, p. 727.
240. Wasilewski R. J. *Trans.*, A. S. M., 1963, p. 231.
241. Келли А., Никлсон Р. Дисперсионное твердение. Успехи физики металлов, 1966, т. 10, с. 200.
242. Wilson D. V., Russel B. *Acta metallurgica*, 1960, v. 8, N 1.
243. Иванова В. С. и др. Роль дислокаций в упрочнении и разрушении металлов. Изд-во «Наука», 1965.
244. Dahl W. a. o., *Stahl und Eisen*, 1967, N 17, S. 1037—1046.
245. Навроцкий И. В. и др. Применение статистических методов при исследовании хладноломкости стали и ее механических свойств, 1968. Изд-во «Наука», Сибирское отделение, 1968.
246. Гольштейн Я. Е. Низколегированные стали в машиностроении, Машгиз, 1963.
247. Носырева Е. С., Попов К. В. Изв. вузов. Черная металлургия, 1965, № 2, с. 131—133.
248. Приданцев М. В., Левинзон Х. Ш. *Сталь*, 1956, № 11, с. 1006—1015.
249. Фраткин Б. Л., Яловой П. С. *Металлург*, 1930, № 2, с. 170.
250. Самохоцкий А. И. Старение черных и цветных металлов. Оборонгиз, 1939.
251. Wilder A. B. *Metals and Alloys*, 1938, v. 193, N 5, p. 119.
252. Andrew J., Trent E. J. *Iron and Steel Inst.*, 1938, p. 1.
253. Лашко Н. Ф., Слободянюк Г. Я. *Сталь*, 1941, № 5, с. 63.
254. Погодина-Алексеева К. М. Термическое и деформационное старение углеродистых сталей. Профиздат, 1960.
255. Gorrissen J., *Iron a. Steel Inst.*, 1949, v. 162, pt I, p. 16.
256. Allen N. P. a. o. *J. Iron and Steel Inst.*, 1953, v. 174, part 2, p. 108.
257. Grimm R., Kruger A. *Stahl und Eisen*, 1954, Bd. 74, N 6, S. 331.
258. Гуль Ю. П., Пасальский В. М. Изв. вузов. Черная металлургия, 1965, № 2, с. 107—114.
259. Петров О. Л. *Сталь*, 1959, № 1, с. 81.
260. Modin S., *Metal Treatment and Drop Forging*, 1960, v. 27, N 175. p. 133.
261. Филиппов С. И. и др. Конверторная плавка стали. Металлургиздат, 1959.
262. Payson P., *J. of Metals*, 1954, v. 6, N 11, p. 1242.
263. Muir H. a. o. *Trans ASM*, 1955, v. 47, p. 380.
264. Горынин И. В. В сб. «Металловедение», вып. 2. Судпромгиз, 1958, с. 230.
265. Irvine K. I. a. o. *J. of Iron und Steel Inst.*, 1960, v. 196, p. 66.
266. Drevermann A., *Stahl und Eisen*, 1960, Bd. 80, N 12, p. 801.
267. Стародубов К. Ф., Гуль Ю. П. Изв. вузов. Черная металлургия, 1962, № 6, с. 103—112.
268. Гуль Ю. П. и др. Изв. вузов. Черная металлургия, 1964, № 8, с. 142—148.

269. Leslie W. C., Rickett R. L. Trans. AIME, 1953, v. 197, p. 1021.
270. Гутерман С. Г., Баранова Н. А. В сб. Исследования по металлосведению и термической обработке стали. Труды Уральского политехнического института им. С. М. Кирова. Металлургиздат, 1941, вып. 3, с. 62.
271. Губенко Н. В. Труды Донецкого индустриального института (серия металлургическая), вып. 7, 1958, т. 32, вып. 7, с. 157.
272. Панасенко Ф. Л. Прокатка и термическая обработка толстых листов. Металлургиздат, 1959.
273. Mauger E. Sonderdruck aus Abhandlungen der Deutsche Akademie der Wissenschaften zu Berlin, Klasse für Mathematik, Physik und Technik, 1955, N 1, S. 15.
274. Hautmann H., Die Eigenschaften der im basischen Konverter durch Aufblasen von reinem Sauerstoff gefrischten Stähle, Linz—Donau, 1951.
275. Шмидт Н. Ф. и др. Сталь, 1957, № 9, с. 833—837.
276. Астафьев А. С. Сталь, 1958, № 2, с. 158.
277. Брайнин И. Е., Губенко Н. В. Сталь (приложение), 1961, с. 395—411.
278. Левинзон Е. С., Вышванюк И. М. В сб. «Специальные стали и сплавы». Труды Института качественных сталей ЦНИИЧМ. Металлургиздат, 1962, с. 179.
279. Лейда Н. Ф. Сталь, 1963, № 10, с. 933—935.
280. Cross J. H. a. o. J. the Welding, 1958, v. 37, N 4, p. 160.
281. Krüger A. Archiv f. d. Eisenhüttenwesen, 1930, N 11, S. 721.
282. В сб. «Вопросы производства железнодорожных цельнокатаных колес». Изд. АН СССР, 1959.
283. Бернштейн М. Л. и др. Металловедение и термическая обработка металлов, 1967, № 5, с. 16.
284. Бродский А. Я., Фридман А. М. Исследования сварки арматуры железобетонных конструкций, Стройиздат, 1963.
285. Аваков А. И. Холодносплюснутая арматура периодического профиля для железобетона. Госстройиздат, 1954.
286. Аваков А. И. Бетон и железобетон, 1956, № 6. с. 220—222.
287. Бродский А. Я., Фридман А. М. Бетон и железобетон, 1963, № 5, с. 210—215, 1964, № 10, с. 450—454.
288. Бродский А. Я., Фридман А. М. Бетон и железобетон, 1964, № 10, с. 450—454.
289. Сварочное производство, 1965, № 3.
290. Астафьев А. С., Мацнев Э. П. Сварочное производство, 1966, № 4, с. 5—8.
291. Ерманюк Е. З. В сб. «Стыкование высокопрочных и термически упроченных сталей классов Ат-IV и Ат-VII с применением сварки». Вторая конференция по сварке в строительстве, Стройиздат, 1966, с. 47.
292. Стародубов К. Ф., Чернявская С. Г. ДАН УССР, 1956, № 2, с. 140—143.
293. Технологические рекомендации по сварке арматуры железобетонных конструкций. Стройиздат, 1966.
294. Бродский А. Я. Сварка арматуры железобетонных конструкций. Госстройиздат, 1961.

295. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. Машгиз, 1951.
296. Рыкалин Н. Н. Тепловые основы сварки. Изд. АН СССР, 1947.
297. Алексеев С. Н. Коррозия и защита арматуры в бетоне. Стройиздат, 1968.
298. Алексеев С. Н., Гуревич Э. А. Защита строительных конструкций от коррозии. Стройиздат, 1966 (с. 238).
299. Дерешкевич Н. П. и др. Антикоррозионная защита аппаратов и строительных конструкций. Изд-во «Лесная промышленность», 1967.
300. Указания по проектированию антикоррозионной защиты строительных конструкций промышленных зданий в производствах с агрессивными средами, СН 262—63. Стройиздат, 1964.
301. Указания по применению в железобетонных конструкциях стержневой термически упрочненной арматуры. СН 250—65. Стройиздат, 1966.
302. Ковтун И. П. и Рябцева Ю. В. Коррозия арматуры в активизированном бетоне. Издательство литературы по строительству и арматуре УССР, Киев, 1961.
303. Нейн Е., и. а. Stahl und Eisen, v. 26, 1906, S. 778.
304. Matsuchita T. and Nagasawa K. Sc. Rep. Tohoku Imp. Univ., v. 116, 1927, p. 901.
305. Endo H., Sc. Rep. Tohoku Impreg. Univ., 1927, v. 17, N 17.
306. Стародубов К. Ф., Чернявская С. Г. ДАН УРСР, 1956, № 2, с. 140—143, № 3, с. 259—261.
307. Rehm G. Betonsteinzeitung, 1963, N 12.
308. Алексеев С. Н. Бетон и железобетон, 1967, № 3, с. 17.
309. Lehnert W. Neue Hütte, 1965, N. 3, S. 166.
310. Волобуев В. И. и др. Горячекатаные сортовые и фасонные профили проката. Изд-во «Металлургия», 1969.
311. Соколовский П. И., Одесский П. Д. Металлургическая и горнорудная промышленность, 1969, № 2, с. 42—46.
312. Болховитинов М. Ф. Металловедение и термическая обработка, Машгиз, 1961.
313. Гуляев А. П. Металловедение. Изд-во «Металлургия», 1964.
314. Котляр Е. Ф. Промышленное строительство, 1965, № 2, с. 45—48.
315. Брик С. Д. Бюллетень Института «Черметинформация», 1968, № 1, с. 1—16.
316. Сахин С. И. и др. Сталь, 1945, № 9, с. 315—323, 1946, № 4—5, с. 286—294, 1946; № 11—12, с. 666—672.
317. Сахин С. И. В сб. «Металловедение», Судпромгиз, 1958, № 2, с. 103—122.
318. Богомолов Л. П. и др. Вестник машиностроения, 1951, № 9, с. 55—57.
319. Жуковский Б. Д. и др. Сталь, 1969, № 6, с. 546—548.
320. Склокин Н. Ф., Бродов А. А. Сталь, 1968, № 7, с. 577—581.

