

МИНИСТЕРСТВО ТРАНСПОРТА И СВЯЗИ УКРАИНЫ
Днепропетровский национальный университет
железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна

И. А. Вакуленко, В. И. Большаков

МОРФОЛОГИЯ СТРУКТУРЫ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ

Монография

Издательство Днепропетровского национального университета
железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна

2007

УДК 669.017:669.15
B14

Рецензенты:

Вакуленко И. А., Большаков В. И.

B14 Морфология структуры и деформационное упрочнение стали: Монография. – Д.: Изд-во Днепропетр. нац. ун-та ж.-д. трансп. им. акад. В. Лазаряна, 2007. – 191 с.
ISBN

В монографии изложены результаты теоретических и экспериментальных исследований процессов структурообразования при пластическом деформировании, которые использованы для понимания механизма деформационного упрочнения сталей, находящихся в различном структурном состоянии. Анализ зависимости параметров деформационного упрочнения объясняет природу различного поведения металла при нагружении.

Для научных сотрудников, инженеров, аспирантов и студентов высших технических учебных заведений, специальностей: материаловедение, металловедение и термическая обработка, металлофизика.

Ил. 115. Табл. 11. Библиогр.: 227 назв.

ISBN

© Вакуленко И. А., Большаков В. И., 2007

© Изд-во Днепропетр. нац. ун-та ж.-д.
трансп. им. акад. В. Лазаряна, 2007

СОДЕРЖАНИЕ

ПРЕДИСЛОВИЕ.....	
ВВЕДЕНИЕ.....	
ПРИНЯТЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ.....	
Глава 1	
СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ УПРОЧНЕНИИ	
МЕТАЛЛОВ	
1.1. Дислокационная теория структурных изменений при пластическом деформировании металлов.....	
1.2. Деформационное упрочнение металлов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой.....	
1.3. Деформационное упрочнение металлов и объемноцентрированной кубической кристаллической решеткой	
1.4. Влияние структурных параметров на деформационное упрочнение сталей	
1.4.1. Механизм формирования субструктуры при пластической деформации железа.....	
1.4.2. Зависимость деформационного упрочнения от субструктуры деформированного железа	
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	
Глава 2	
ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ	
НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	
2.1. Влияние размера зерна феррита на свойства и деформационное упрочнение низкоуглеродистой стали	
2.2. Деформационное упрочнение тонколистового низкоуглеродистого проката.....	
2.2.1. Структурообразование в горяче- и холоднокатаных отожженных листовых низкоуглеродистых сталях	
2.2.2. Зависимость свойств от структурных параметров горяче- и холоднокатаных отожженных листовых низкоуглеродистых сталей	
2.2.3. Влияние температуры нагрева на структуру и свойства горячекатаной низкоуглеродистой стали.....	
2.2.4. Причины структурной неоднородности и методы ее устранения	
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	

Глава 3

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ

УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ФЕРРИТО-ЦЕМЕНТИТНЫМИ

СТРУКТУРАМИ

3.1. Деформационное упрочнение стали с пластинчатым цементитом

3.2. Деформационное упрочнение стали с глобулярным цементитом

3.2.1. Механизм взаимного влияния коалесценции цементита
и собирательной рекристаллизации феррита

3.2.2. Деформационное упрочнение углеродистой стали
со сверхмелким зерном феррита

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Глава 4

СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ

УПРОЧНЕНИЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

СО СТРУКТУРАМИ ФЕРРИТ, МАРТЕНСИТ, ЦЕМЕНТИТ

4.1. Пластическое течение стали
с феррито-мартенситными структурами

4.2. Свойства и деформационное упрочнение углеродистой стали
с феррито-мартенситными структурами

4.3. Свойства и деформационное упрочнение углеродистой стали
с феррито-цементито-мартенситными структурами

4.3.1. Особенности формирования
феррито-цементито-мартенситных структур

4.3.2. Влияние структурных параметров
на свойства и деформационное упрочнение стали
с феррито-цементито-мартенситными структурами

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

Глава 5

ТЕОРИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ

В РАЗРАБОТКЕ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОКАТА

С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ

5.1. Влияние доли термически упрочненного слоя
на прочностные свойства низкоуглеродистого проката

5.2. Технология производства арматурной проволоки повышенной
прочности для армирования железобетонных конструкций

5.3. Технология производства арматуры с прочностными свойствами
до 1800...1900 Н/мм²

5.4. Влияние дисперсности структурных составляющих
на усталостную прочность углеродистой стали

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

ПРЕДИСЛОВИЕ

Современное развитие техники невозможно представить без прогрессирующего роста требований к металлам и сплавам особенно к тем, которые используются для изготовления конструкций, работающих при сложных температурно-силовых воздействиях. Значительное количество изделий используемых в машиностроении получают пластическим деформированием, являющимся одной из формообразующих операций. Вместе с этим, при различных сочетаниях температуры нагрева, степени и схемы деформирования развиваемые процессы структурных изменений в металле обуславливают разнообразие его поведения не только в процессе изготовления изделия но и при эксплуатации. Изучение механизма суб- и микроструктурных изменений в металлах от момента зарождения пластической деформации, через этапы эволюционных процессов внутреннего строения позволит объяснить деформационную упрочняемость сталей обладающих различным структурным состоянием.

Получение новых закономерностей, объясняющих характер деформационного упрочнения металла от структурных изменений в процессе деформирования может быть использовано при разработке и усовершенствовании имеющихся технологий обработки проката с целью достижения повышенного комплекса свойств.

В данной книге процессы деформационного упрочнения рассмотрены как зависимые от условий зарождения пластической деформации, которые в свою очередь определяются структурным состоянием внутреннего строения металла и параметрами нагружения.

Приведенные материалы максимально приближены к прикладным и теоретическим задачам деформационного упрочнения, используемого как инструмент для понимания причинно-следственных связей при достижении требуемых свойств металла.

В настоящее время развитие указанного направления в теории деформационного упрочнения настоятельно необходимо на ряду с накоплением знаний и совершенствованием теоретических основ пластического деформирования.

Авторы признательны Л. А. Михайлец за возможность воспользоваться частью представленного в книге иллюстративного материала, Т. А. Гавриленко за помощь в подготовке рукописи к печати.

Приносим благодарность О. А. Чайковскому, О. Н. Перкову за высказанные замечания при изложении ряда экспериментальных результатов, а также В. В. Парусову и Л. Н. Дейнеко за обстоятельные рецензии и ценные советы при обсуждении отдельных глав книги.

ВВЕДЕНИЕ

Способность металлических материалов к пластическому формоизменению является одним из наиболее ценных качеств, которое на протяжении длительного периода промышленного развития определяет широкое использование их в различных отраслях хозяйственной деятельности. Другая особенность металлов – рост сопротивляемости в процессе деформирования. Указанное явление называют деформационным упрочнением. В результате такого упрочнения изменяются многие свойства металлов и сплавов. На основании этого пластическая деформация довольно часто используется не только как формообразующая операция, но и как способ достижения определенного комплекса свойств металла.

При определенных условиях пластического деформирования, одновременно с процессами упрочнения могут развиваться процессы, приводящие к снижению сопротивления деформации, называемые разупрочнением. Развитие указанных процессов тем значительней, чем выше температура деформирования. При достаточно высоких температурах, когда скорость развиваемых процессов разупрочнения может достигать темпа прироста упрочняемости металла при деформации, наблюдается практически полное динамическое разупрочнение. Комплекс свойств металла после такой деформации мало отличается от недеформированного состояния. В то же время при относительно невысоких температурах деформирования, пониженная скорость разупрочнения позволяет достигать довольно значительных уровней развития процессов деформационного упрочнения, что является одним из направлений получения высокопрочного металла.

Сложный вид зависимости прилагаемого напряжения от величины деформации обусловлен качественными различиями процессов структурных изменений, происходящих в металле в процессе его пластического течения.

Рассматривая влияние структурных составляющих на характеристики деформационного упрочнения, для многих сталей обнаруживается либо доминирующее влияние отдельной фазы, ее морфологии, либо суммарный результат для многофазной системы, с учетом объемных долей фаз.

Для однофазных металлов и низкоуглеродистых сталей эффективным препятствием распространению течения является граница зерна. В этом случае прирост деформирующего напряжения связан с легкостью преодоления скольжением межзеренной границы. Величина прироста напряжения определяется как различиями кристаллографических ориентировок между активными системами скольжения соседних зерен, объединенных общей границей, так и частотой встречаемых границ зерен на пути распространяющегося течения. На определенном этапе пластической деформации относительно равномерное распределение дислокаций начинает распадаться на объемы со сложными конфигурациями скоплений дислокаций, в виде неправильной формы сеток, сплетений, ячеек.

В этом случае введенная плотность дефектов кристаллического строения, в результате предшествующих этапов пластического течения, значительно затрудняет перемещение дислокаций при последующем деформировании, что в свою очередь определяет уровень прироста деформирующего напряжения.

По сравнению с однофазными металлами, появление дисперсных частиц второй фазы оказывает дополнительное влияние на движущиеся дислокации. При неизменной объемной доле карбидной фазы в стали, уменьшение расстояния между частицами сопровождается ростом эффективности сопротивления деформированию.

Учитывая, что степень отклонения холоднодеформированного металла от состояния равновесия пропорциональна величине предшествующей пластической деформации, неизбежное стремление к снижению запасенной энергии может рассматриваться как движущая сила развития релаксационных процессов. С повышением температуры нагрева холоднодеформированного металла, либо температуры деформирования ускорение диффузионных процессов массопереноса будет способствовать снижению уровня остаточных напряжений и, как следствие этого, наблюдается изменение комплекса свойств. Вместе с этим, при различных схемах и температурно-скоростных параметрах деформирования, развиваемые процессы структурных изменений в металле, обуславливают разнообразие его поведения при пластической деформации и связанный с ним комплекс свойств. Несмотря на то, что механизмы упрочнения стали при больших степенях деформации достаточно известны, деформационное упрочнение на стадии зарождения и распространения деформации и его влияние на процессы формирования дислокационной ячеистой структуры изучены в малой степени. Отсутствие таких данных не давало возможности, объяснить каким образом происходят структурные изменения в углеродистых сталях с различным структурным состоянием при высоких величинах деформации и за счет чего достигается комплекс свойств. Это в определенной мере сдерживало развитие теории и технологии получения проката с определенным уровнем свойств, например высокопрочных, какие необходимы для многих отраслей промышленности. Таким образом, развитие теории структурообразования в процессе деформирования на основании объяснения механизма деформационного упрочнения, формирования и видоизменения дислокационных ячеистых структур углеродистых сталей с различным структурным состоянием можно рассматривать как фрагмент сложной картины структурных превращений при различных температурно-силовых воздействиях.

ПРИНЯТЫЕ ОБОЗНАЧЕНИЯ:

σ	– истинное напряжение;
ε	– истинная деформация;
θ	– коэффициент упрочнения;
w	– энергия взаимодействия дислокаций;
R	– размер изолированной зоны кристалла;
r	– расстояние;
G	– модуль сдвига;
b	– вектор Бюргерса;
f_i	– функция распределения дислокаций;
ρ	– плотность дислокаций;
r_c	– критическое значение для r ;
ρ_0	– критическое значение для ρ ;
K_c	– постоянная;
$\Delta\rho(x, y)$	– флуктуации плотности дислокаций;
d	– размер структурного элемента (суб- или зерна);
α	– постоянная;
χ_i	– разориентация между ячейками;
$\overline{d}$	– усредненные значения d ;
$\overline{\chi_i}$	– усредненные значения χ_i ;
α_1	– коэффициент учитывающий геометрические параметры движущейся дислокации;
α_3	– постоянная;
n	– показатель степени;
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, \sigma_4$	– истинные напряжения;
ρ_m	– плотность подвижных дислокаций;
$\sigma_{0,2}$	– условный предел текучести;
$\frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon}, d\sigma/d\varepsilon$	– скорость деформационного упрочнения;
σ_i	– напряжение трения кристаллической решетки;
K_y	– угловой коэффициент уравнения Холла-Петча;
ε_L	– деформация Людерса;
σ_0	– напряжение необратимого движения дислокаций;
K	– постоянная;
m	– показатель степени;
σ_m	– физический предел текучести;
$d_{\text{я}}$	– размер ячейки;
γ	– эффективная поверхностная энергия;

β	— постоянная;
ℓ	— длина;
σ_B	— временное сопротивление разрыву;
δ_k	— величина критического раскрытия трещины;
ΔH	— энергия активации пластической деформации;
R	— универсальная газовая постоянная;
T	— температура, °K;
$\dot{\varepsilon}$	— скорость деформации;
A	— постоянная;
D	— диаметр глобулей цементита;
f	— объемная доля второй фазы;
$\sigma_{\text{пц}}$	— предел пропорциональности;
σ_i''	— истинное напряжение трения кристаллической решетки;
σ_Δ	— твердорастворная составляющая σ_i ;
σ_n	— напряжение возбуждения скольжения в соседних зернах;
$\sigma_n^\Gamma, \sigma_n^X - \sigma_n$	— для горяче- и холоднокатаного отожженного металла;
σ_m	— составляющая напряжения течения от зарождения полосы Чернова-Людерса;
δ_4	— относительное удлинение на базе четырех ширин плоского образца;
ε_n	— деформация начала формирования ячеистой структуры

Глава I

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛОВ

До настоящего времени накоплен большой экспериментальный материал, подтверждающий наиболее известные теоретические положения относительно структурных изменений, которые в металлических материалах, обусловлены упрочнением. Рассматривая указанное явление как общее и присущее практически всем материалам, обладающим кристаллическим строением, для изучения структурных изменений и их влияния на упрочняемость, необходимо раздельно рассмотреть факторы, приводящие к повышению сопротивления металла при внешних воздействиях.

Современные достижения в области создания моделей деформационного упрочнения, описывающих структурные изменения в металлах основаны на дислокационном механизме пластической деформации. Работы Р. Людвига, Дж. Холломона, М. Гензамера по феноменологическому описанию хода кривой деформации в зависимости от условий нагружения металла нашли последующее развитие при изучении влияния структурных характеристик на свойства металлов. Наиболее известными из них являются исследования по влиянию размера зерна (Н. Дж. Петч, А. Х. Коттрелл, Б. М. Ровинский, М. Е. Блантер и др.) или субзерна (Дж. Эмбари, А. С. Кэ, Л. Г. Орлов и др.).

Оценка влияния дисперсности и морфологии частиц второй фазы на комплекс свойств сталей и сплавов приводится в работах В. И. Трефилова, К. Д. Потемкина, Ю. В. Мильмана, С. А. Фирстова, В. Ф. Моисеева и др. Учитывая, что эффективным способом упрочнения является холодная пластическая деформация, в работах В. Н. Гриднева, Ю. Я. Мешкова, М. Л. Бернштейна, А. А. Баранова и др. дается анализ структурных изменений металла от условий деформирования.

В работах К. Ф. Стародубова, В. К. Бабича, И. Е. Долженкова, Ю. П. Гуля осуществлен анализ развития процессов деформационного старения и той роли, которую они играют в формировании свойств углеродистой стали.

В работах В. Я. Савенкова, В. В. Парусова, В. А. Пирогова проанализирована связь уровня упрочнения с характеристиками хрупкого разрушения, а в работах В. И. Большакова, Л. Н. Дейнеко и др. приводится зависимость и дается объяснение достигаемого уровня упрочнения от параметров тонкокристаллического строения термоупрочненного проката. Все указанные работы объединяет стремление объяснить влияние эволюционных процессов внутреннего строения металла, при различных температурных и деформационных воздействиях, на получаемый комплекс свойств.

1.1. Дислокационная теория структурных изменений при пластическом деформировании металлов

Специально не уделяя излишнего внимания основным положениям определяющей роли дислокаций в развитии процессов пластического течения,

упрочнения и разрушения, которые достаточно подробно изложены в литературе [1–8], остановимся лишь на отдельных фрагментах теории дислокаций, достаточных для объяснения структурных изменений.

Прежде всего необходимо отметить два способа движения дислокаций. Первый способ – это способность перемещаться за счет скольжения в определенных кристаллографических плоскостях. Указанное явление представляет собой механический процесс, который осуществляется без диффузии атомов. Второй способ движения – это переход краевой дислокации из одной плоскости скольжения в другую, в литературе носит название переползания дислокаций. В отличие от скольжения, переползание происходит под прямым углом к направлению скольжения и в значительной мере связано с диффузионными процессами [9; 10]. Понятие переползания дислокаций имеет довольно важное значение для объяснения причин приводящих к появлению или исчезновению вакансий по Френкелю [11], когда образуется вакансия, а дислокационный атом остается внутри кристаллической решетки.

С ростом степени пластической деформации повышается уровень результирующего напряжения. Анализ графического изображения кривой деформации указывает на существование отдельных участков, которым присуще различное соотношение между напряжением (σ) и деформацией (ε).

1.2. Деформационное упрочнение металлов с гранецентрированной кубической кристаллической решеткой

Так, для гранецентрированных кубических монокристаллов (г.ц.к.) кривая деформации может быть разделена на три части (рис. 1.1). Первой стадии кривой деформации соответствует процесс легкого скольжения, развитие которого определяется ориентацией кристалла относительно внешнего приложенного напряжения. Указанной области соответствует линейная зависимость между деформирующими напряжениями и степенью деформации с низким уровнем значений коэффициента упрочнения (θ_T)¹. На этой стадии деформации упрочнение обусловлено приростом плотности дислокаций практически равномерно распределенных в тонких линиях скольжения. Коэффициент упрочнения зависит от длины свободного пробега дислокаций, которая в свою очередь определяется плотностью препятствий созданных в исходном, недеформированном состоянии.

Таким образом, на стадии I процесс деформационного упрочнения определяется накоплением дефектов кристаллического строения, в первую очередь дислокаций, равномерно распределенных в металле.

После достижения определенного уровня деформирующего напряжения, когда в первичных системах скольжения накопленная плотность дислокаций

¹ Коэффициент упрочнения оценивают по значению тангенса угла наклона касательной, построенной для данной точки кривой.

не позволяет продолжению процесса деформирования², становится возможным развитие скольжения по, так называемым, вторичным системам, которые отличаются от первичных. В литературе такое скольжение называют множественным или турбулентным. В этом случае, по сравнению с областью I, формируется дополнительное количество дислокаций, которые перемещаясь по не параллельным плоскостям скольжения могут блокировать друг друга. Считается, что указанные изменения внутри кристаллического строения металла являются началом стадии II. Указанная стадия является наиболее протяженной, судя по кривой деформации, а коэффициент деформационного упрочнения в значительной степени превосходит аналогичную характеристику стадии I ($\theta_{II} > \theta_I$). Экспериментально обнаруженное формирование немонотонностей в ранее, относительно равномерном распределении дислокаций, называют начальной стадией возникновения дислокационной ячеистой структуры.

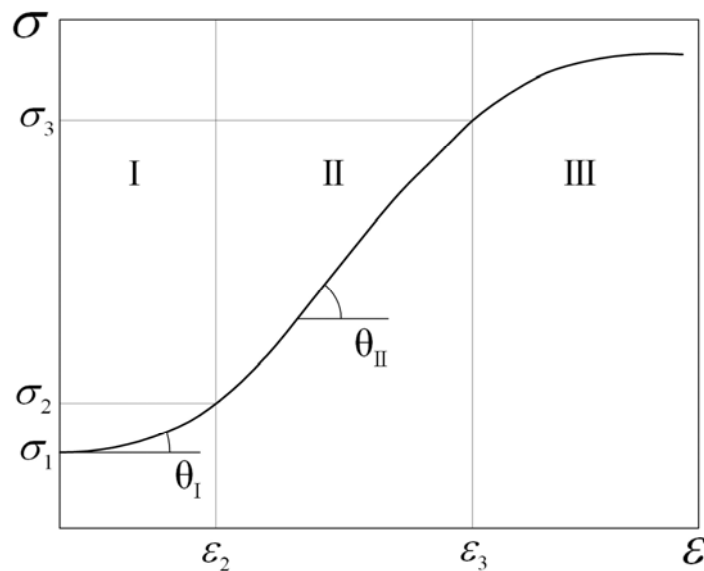


Рис. 1.1. Схематическое изображение кривой $\sigma - \varepsilon$ монокристалла с гранецентрированной кубической решеткой (I – область легкого скольжения; II – область линейного деформационного упрочнения; III – параболического упрочнения).

Существует несколько моделей описывающих движущие силы и механизм формирования дислокационных ячеек, которые присущи многим металлам независимо от типа кристаллической решетки. Протяженность области II обусловлена способностью дислокационной ячеистой структуры претерпевать изменения в процессе пластического деформирования. В случае повышенной способности ячеек к изменениям: изменение формы, размеров тела ячеек, ширины субграниц и т. д., наблюдается увеличение протяженности указанной зоны (II) и, как следствие этого, снижение коэффициента де-

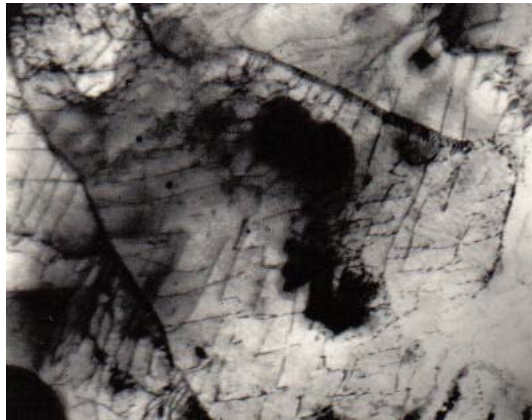
² Повышение напряжения можно рассматривать как своего рода изменение ориентации кристалла относительно первоначального направления σ .

формационного упрочнения. Как следует из анализа кривой деформации, после достижения деформирующим напряжением некоторого значения, например σ_3 , наблюдается отклонение от прямолинейного участка II, что связывают с началом области III. Электронно-микроскопические исследования показали [6; 9], что на начальных этапах стадии III возникают линии скольжения, длина которых по мере роста ε , уменьшается. Кроме этого, наблюдаемые параллельные линии скольжения начинают соединяться между собой другими линиями, расположенными во вторичных системах скольжения. Количество указанных соединений непрерывно растет с увеличением степени пластической деформации, что в конечном итоге приводит к качественным изменениям дислокационной структуры – развитию фрагментации. Следовательно, характерной особенностью деформирования на указанной стадии являются процессы, развитие которых позволяет преодолевать препятствия распространению скольжения, возникшие на участке II.

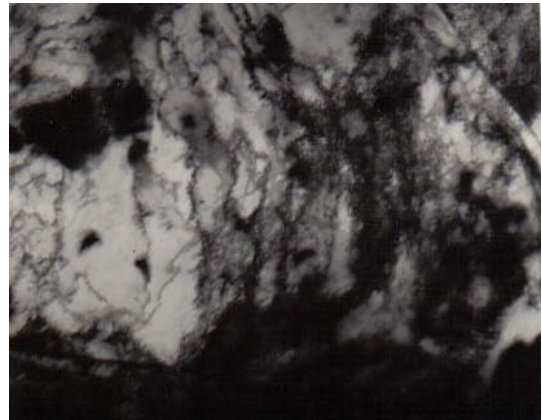
1.3. Деформационное упрочнение металлов с объемноцентрированной кубической кристаллической решеткой

По сравнению с г. ц. к. металлами, в металлах, обладающих объемноцентрированной кристаллической решеткой уже на начальных этапах пластического деформирования начинают формироваться пороги на дислокациях [1; 2], развиваться процессы образования сплетения дислокаций. Необходимо отметить, что появление сложных дислокационных образований обусловлено несколькими причинами. Во-первых, это различные источники дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения. Движущиеся дислокации сосредотачиваются в отдельных узлах, тем самым формируя сетки дислокаций (рис. 1.2, а). С ростом степени пластической деформации дислокационные сетки должны претерпевать изменения из-за роста общей плотности дислокаций. В этом случае видоизменения сеток дислокаций в конечном итоге должны привести к возникновению субграниц, разъединяющих объемы с повышенной плотностью от объемов с относительно низкой плотностью дислокаций (ρ) (рис. 1.2, б). Приведенная схема может рассматриваться как свидетельство одного из механизмов, объясняющих процесс формирования дислокационной ячеистой структуры. Проведенная проверка правильности развития указанного процесса, заключающаяся в отжиге железа, когда дислокации практически полностью удаляли из внутренних объемов фрагментов, а затем деформировали металл на различные степени, вплоть до $\varepsilon = 30\%$ (при комнатной температуре) образования плоских скоплений дислокаций обнаружено не было [12]. Кроме этого, как показали исследования внутреннего строения низкоуглеродистой стали после деформации и отжига, закалки и отпуска при различных температурах (рис. 1.3), последовательно развиваемые этапы перераспределения дислокаций по внешним признакам подобные процессам формирования дислокационных ячеек, все же имеют различия от субструктурных образований деформационного происхождения. Прежде всего обращают внимание различия в

форме субструктурных объемов, обладающих неоднородным распределением дислокаций. Если ячейкам, образованным в результате холодной пластической деформации, особенно на ранних стадиях формирования, присуща значительная неоднородность не только по размерам, но и по форме: рядом с ячейками относительно крупных размеров соседствуют мелкие и менее вытянутые (см. рис. 1.2, б), то полученные в результате деформации и отжига или закалки и отпуска заметно отличаются (рис. 1.3). Действительно, как следует из сравнительного анализа, ячейки сформированные после различных степеней пластической деформации обладают разной степенью совершенства. Менее совершенные дислокационные ячейки представляют собой субструктурные образования с довольно широкими границам, в которых плотность дислокаций не на много превышает плотность несвязанных, относительно равномерно распределенных дислокаций внутри ячейки [1; 6]. Ячейки же, образованные в результате нагрева имеют довольно узкие границы раздела, но самое главное внутренние объемы ячеек практически полностью свободны от несвязанных дислокаций (рис. 1.3).



a



б

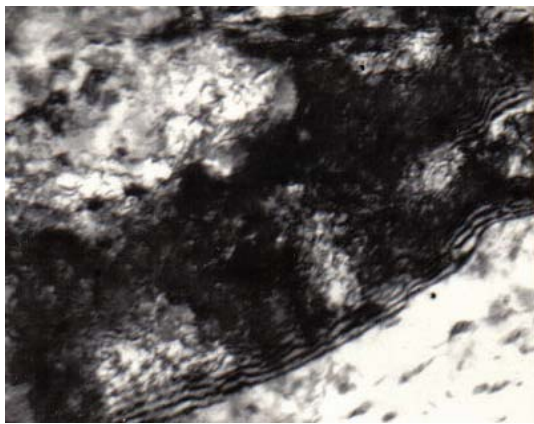
Рис. 1.2. Дислокационная структура армко железа после деформации:
a – 1 %; *б* – 25 %. Увеличение 19 000×1,5

На основании приведенного несоответствия, а также попыток количественной оценки влияния процесса формирования ячеистой структуры на комплекс свойств холоднодеформированного металла, был предложен иной механизм образования ячеек [13]. В основу этого механизма положено представление о возникновении немонотонности в равномерном распределении дислокаций (в [13] указанную немонотонность называют кластером). Из анализа зависимости энергии взаимодействия дислокаций разного знака (w)

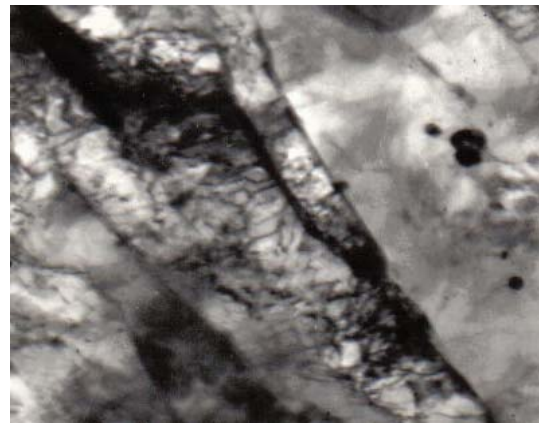
$$w = - \left[\frac{Gb^2}{2\pi} \right] \ln \left(\frac{R}{r} \right), \quad (1.1)$$

где R – размер изолированной зоны кристалла; r – расстояние между дислокациями; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса, следует, что снижение за-

пасенной энергии будет иметь место в случае уменьшения расстояния между дислокациями.



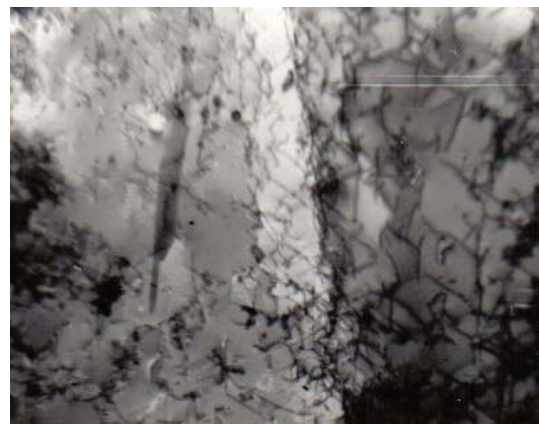
a



б



в



г

Рис. 1.3. Структура армко железа после деформации 25 % и отжига 400 °С (*a*), 450 °С (*б*); после закалки и отпуска 500 °С (*в*), 600 °С (*г*) Увеличение 20 500

Подтверждается приведенное положение анализом зависимости функции распределения дислокаций (f_n) от расстояния между ними (r) (рис. 1.4).

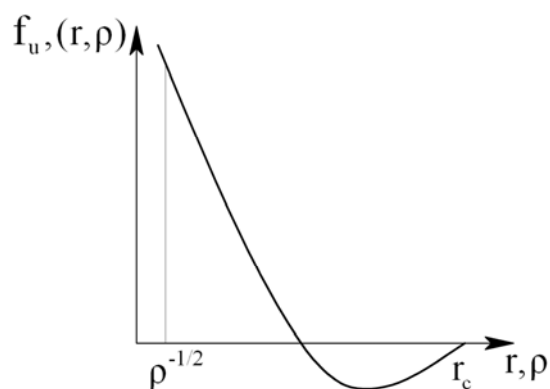


Рис. 1.4. Зависимость $f_u(r, \rho)$ от r и ρ

С уменьшением r функция f_n возрастает, что может рассматриваться как свидетельство направленности процессов в сторону образования немонотонности в дислокационном равномерном распределении. Учитывая волновой характер процесса формирования немонотонности – кластера, можно записать определение: флуктуация плотности дислокаций, обладающая определенной протяженностью (длиной волны) растет быстрее чем остальные и пропорциональна некоторому значению плотности дислокаций (ρ_0). Как следует из рис. 1.5 критическое значение r_c связано с ρ_0 соотношением:

$$K_c \cdot \rho_0^2 = r_c, \quad (1.2)$$

где ρ_0 – плотность дислокаций при однородном распределении; K_c – постоянная, характеризующая кристаллографические параметры перемещающейся дислокации.

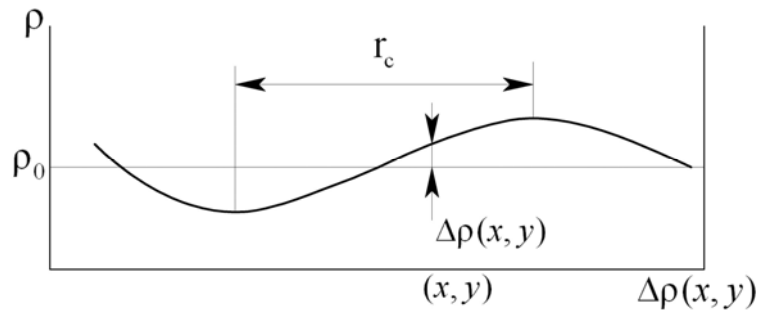


Рис. 1.5. Схематическое изображение флуктуации плотности дислокаций

С другой стороны, с ростом общей плотности дислокаций, оцениваемой по соотношению

$$\rho = \rho_0 + \Delta\rho(x, y),$$

где $\Delta\rho(x, y)$ – флуктуации плотности дислокаций, на величину r_c оказывает не только ρ_0 , но и $\Delta\rho$. На основании приведенных положений можно считать, что образование кластеров имеет место и при достаточно малых общих плотностях дислокаций, когда их распределение равномерно и относительно далеко от момента появления заметных немонотонностей в дислокационном распределении. Следовательно, процесс формирования кластеров, которые в дальнейшем превращаются в дислокационную ячеистую структуру, можно рассматривать как эволюционный, без качественных изменений. Более того, благоразумным является предложение, что на всем протяжении процесса от момента формирования доминирующей длины волны (r_c) на ранних стадиях возникновения кластера, до образования ячейки, система встречает сопротивление. В первом приближении можно полагать, что размер формируемой ячейки (d) должен быть связан с величиной r_c . Тогда, при $d \approx r_c$, получаем

соотношение позволяющее оценить размер возникающей ячеистой структуры от критической плотности дислокаций. На основании таких предположений и оценки уровня энергии от взаимодействия дислокаций, стенки ячейки должны находиться на таком расстоянии, когда уровень напряжения вблизи дислокации, располагаемой в стенке, от дислокации находящейся в другой стенке должен быть меньше, чем напряжение между ближайшими соседними, несвязанными дислокациями.

Анализ известных экспериментальных данных по замеру среднего размера дислокационной ячейки, формируемой в чистом железе с различной плотностью дислокаций [13; 14] показал существование обратнопропорциональ-

ной зависимости между d и $\rho^{\frac{1}{2}}$ (рис. 1.6).

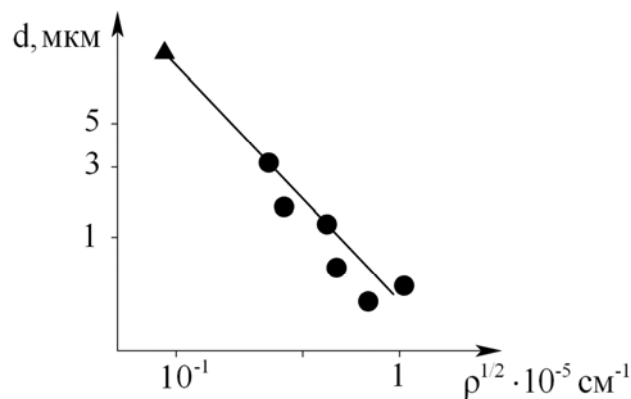


Рис. 1.6. Соотношение между d и ρ для чистого железа:

● – [13]; ▲ – [14]

Однако, указанное соотношение имеет определенный интервал применимости, который обусловлен условиями деформирования. Как следует из [13], невыполнение соотношения (1.2) возможно в двух случаях. Во-первых, когда подвижность дислокаций столь мала, что образование конфигурации дислокаций с низкой энергией невозможно. Во-вторых, ограничение применимости указанной зависимости – когда подвижность дислокаций достигает такого уровня, что происходящая аннигиляция не позволяет в полной мере развиваться процессам перераспределения дислокаций при формировании ячейки. Подтверждаются приведенные положения данными по d и ρ , при парном нанесении указанных характеристик друг против друга получаем точки, которые не ложатся на прямолинейную зависимость (см. рис. 1.6). Отклонение от прямолинейности свидетельствует о необходимости учета дополнительных факторов, влияющих на соотношение $d \sim \rho^{\frac{1}{2}}$.

Примером введения поправок в указанное соотношение могут служить данные для чистых металлов, когда одновременно изменяются d и ρ [15; 16]. В этом случае представляется целесообразным рассматривать соотно-

шение d от напряжения (σ), которое в свою очередь связано с плотностью дислокаций ρ [1]:

$$\sigma = \alpha G b \rho^{\frac{1}{2}}, \quad (1.3)$$

где α – постоянная.

С учетом (1.3) зависимость (1.2) принимает вид

$$d \approx \alpha K_c \left(\frac{Gb}{\sigma} \right) \quad (1.4)$$

Универсальность приведенного построения подтверждается многочисленными экспериментальными данными и, на первый взгляд, вроде бы не зависит от типа кристаллической решетки (рис. 1.7). Однако, более детальный анализ соотношения (1.4) указывает на не совсем верное представление об отсутствии влияния кристаллического строения металла. В действительности, тип кристаллической решетки и параметры атомарного строения металла учитываются через модуль сдвига и вектор Бюргерса. Более того, как для случая построения $d - p$ [2; 3] на зависимости $d - \left(\frac{Gb}{\sigma} \right)$, начиная от размеров ячейки 10 мкм, отмечается начало отклонения данных от прямолинейной зависимости. На основании этого можно с уверенностью говорить о выполнении соотношения (1.4) и возможности его использования для оценки размера дислокационной ячеистой структуры для интервала изменений d примерно на два порядка значений.

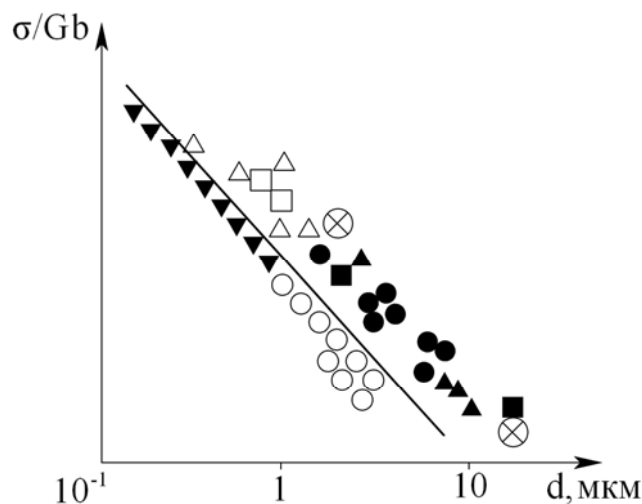


Рис. 1.7. Изменение среднего размера ячейки от нормализованного напряжения

$\left(\frac{\sigma}{Gb} \right)$ для различных металлов:

○, △ – Cu [15; 16]; ▼, ■, ● – Fe [17; 28]; ⊗, □, ▲ – Mo [18; 20]

1.4. Влияние структурных параметров на деформационное упрочнение сталей

1.4.1. Механизм формирования субструктуры при пластической деформации железа. Деформационное упрочнение углеродистых сталей, объединяющих гамму сплавов, начиная от высокочистого железа с о.ц.к. решеткой и заканчивая сталью эвтектоидного состава, линейно возрастает с величиной истинной деформации [4; 12; 21]³. Анализ огромного экспериментального материала [3–10] свидетельствует о влиянии многочисленных субструктурных образований, возникающих на различных этапах пластического течения, на характер развития деформационного упрочнения. Так, например формирование текстуры $\langle 110 \rangle$ в процессе деформации свидетельствует о возникновении извилистых лентообразных субзерен [21], которые оказывают влияние на уровень деформационного упрочнения металла, хотя и не столь значительное по сравнению с дислокационными ячейками.

С другой стороны, эффект упрочнения от ячеистой субструктуры не всегда однозначен. Так, после определенной степени пластической деформации, когда обнаруживается начало очистки тела ячейки от несвязанных дислокаций, рост деформации может происходить при практически полном отсутствии деформационной упрочняемости [21]. Кроме этого, имеются данные, по которым характер деформационного упрочнения не зависит от природы возникающих ячеек: деформационное происхождение или в результате нагрева холоднодеформированного металла [22]. Однако, в указанной работе отсутствуют убедительные доказательства учета таких факторов как проницаемость сформированных субграниц для дислокаций при распространении деформации. Анализ зависимости напряжения течения металла с ростом степени пластической деформации в одних случаях подчиняется соотношению от размера ячеек [12], в других пропорционален обратной величине размера зерна [13; 22].

Если рассматривать различные этапы формирования дислокационных субструктурных образований, то можно обнаружить возможность одновременного описания σ от d^{-1} и $d^{-1/2}$. Учитывая, что на ранних этапах пластического течения, когда начинает формироваться дислокационная ячейка, плотности дислокаций в границе и в объемах, которые в дальнейшем превратятся в тело ячейки, разнятся незначительно (рис 1.8), в этом случае подавляющее большинство границ ячеек представляют собой выстроившиеся дислокации «леса» [20], что вместе с экспериментально обнаруженной способностью таких субграниц видоизменяться в процессе деформирования [27], можно рассматривать как пример свидетельствующий о преодолении их движущимися дислокациями. В противоположность этому, при высоких степенях деформации, когда резко возрастает плотность дислокации в стенках ячеек, при одновременном их утонении, значительная часть границ

³ Истинная деформация определяется как $\ln(D_0/D)^2$, где D_0 и D соответственно начальный и конечный диаметр проволочного образца.

стенок ячеек становится непроницаемой. Тогда напряжение течения от размера субструктурного элемента начинает подчиняться зависимости типа Холла-Петча, подобно наблюдаемой от присутствия в структуре металла большеугловых границ [13–26].

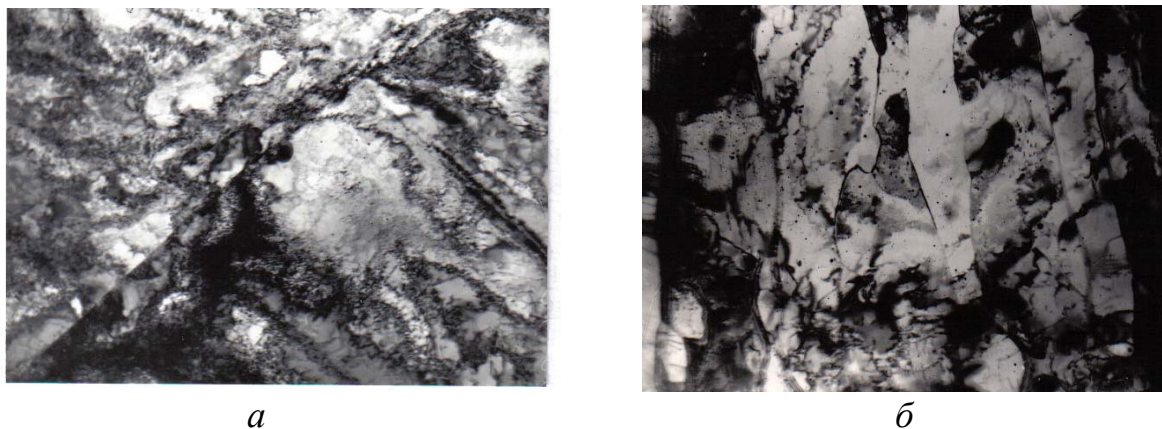


Рис. 1.8. Дислокационная структура стали с 0,02 % С после пластической деформации 25 % (а) и после 25 % и отжига 550° С (б). Увеличение 13 000×1,3 (а), 16 500×1,5 (б)

На основании полученных результатов можно полагать, что кроме только размерного фактора, как для оценки влияния размера зерна феррита на напряжение течения, для объяснения влияния субструктуры необходимо учитывать ячеистую разориентацию. Действительно, как следует из [22] обратная величина из размера ячейки и средняя ячеистая разориентация возрастают со степенью пластической деформации. Более того, разориентация, обусловленная субграницей, может играть определенную роль при оценке уровня деформационного упрочнения. На основании этого, представляет определенный интерес оценка совместного влияния размера ячейки и средней угловой разориентации в ее стенках от величины деформации на уровень напряжения течения.

Анализ серии электронно-микроскопических исследований, проведенных на холоднодеформированных низкоуглеродистых сталях [12; 20; 22] свидетельствует о существовании определенных распределений в ячеистых разориентациях (между соседними ячейками) в зависимости от величины деформации. На основании исследования функции распределения ячеистых разориентаций (χ_i) от степени деформации (рис. 1.9) обнаружено, что прирост ϵ сопровождается расширением функции, что может быть связано с одновременным измельчением ячеек и приростом их разориентации. Более того, экспериментально наблюдаемое, на первый взгляд, парадоксальное явление – уменьшение количества ячеек с ростом ϵ [21], в действительности в большей мере связано с перераспределением доли влияния больших и меньших значений χ_i на среднее значение χ . Так, для распределений $\chi_i = f(\epsilon)$, повышенный прирост случайно больших χ_i за счет развития процессов формирования полигональных ячеек, сопровождается снижением малых значений χ_i .

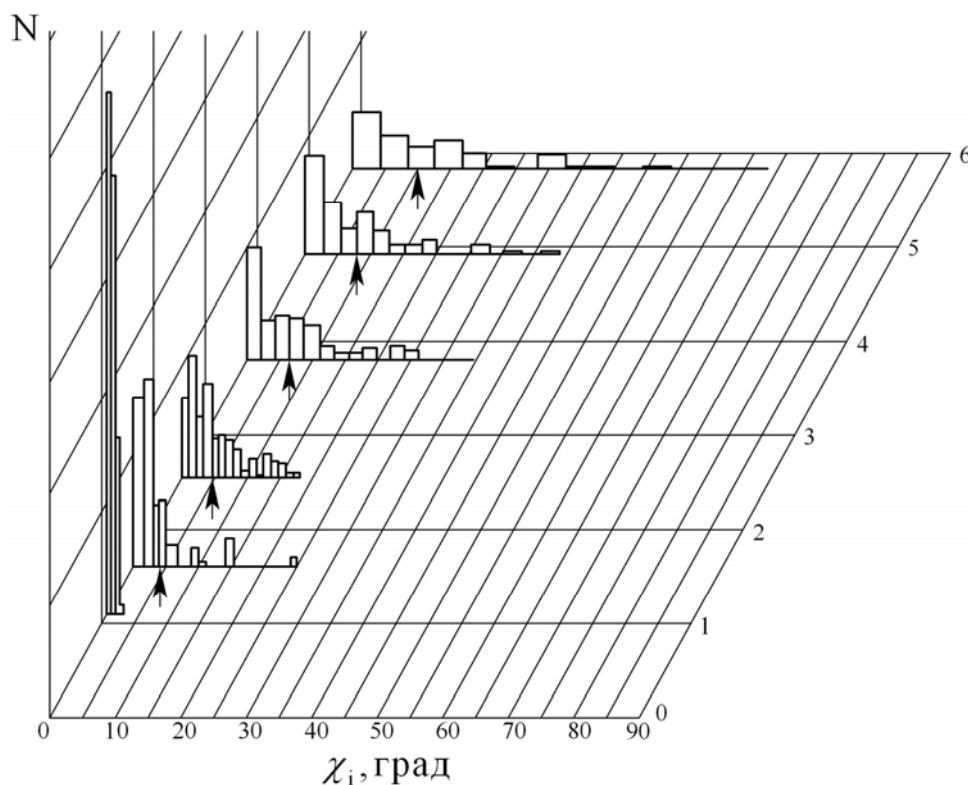


Рис. 1.9. Распределение разориентаций ячеек в зависимости от степени истинной деформации ε . Стрелкой обозначена средняя ячеистая разориентация для определенной ε

Схематически указанное перераспределение между граничными значениями интервала изменения χ_i можно представить как более существенные видоизменения в слабо разориентированных ячейках при превращении их в сильно разориентированные. Эволюционные процессы внутренней перестройки ячеек с ростом степени деформации приводят к тому, что первоначальная зеренная структура претерпевает определенные изменения и, после некоторого значения ε , становится практически неразличимой на фоне ячеек. Нечто подобное иллюстрирует рис. 1.10. Обусловлено приведенное положение различной скоростью изменения структурных и субструктурных составляющих внутреннего строения металла, в процессе пластического течения. Так, экспериментально обнаружено, что при единичном изменении ε размер зерна феррита уменьшается в большей степени, чем длина поперечной диагонали ячейки, что связано с исчезновением части ячеек в процессе полигонального формирования ячеек [27; 28]. Учитывая, что для каждого значения деформации существует определенное соотношение между средним размером ячейки ($\bar{d}$) и усредненной разориентацией между ячейками ($\bar{\chi}$) (рис. 1.11), остановимся на более подробном объяснении механизма взаимного влияния суб- и микроструктурных изменений в металле. Если рассматривать процесс изменения формы случайно ориентированных зерен при деформации, как зависимой от взаимного пересечения субструктурных обра-

зований, прирост избыточной плотности дислокаций должен стимулировать развитие полигонизации. Однако в этом случае, как показали исследования [29–31], за счет все той же полигонизации отмечается исчезновение части вновь сформированных дислокационных ячеек, что в свою очередь, способствует приросту разориентации. Далее цикл повторяется несколько раз. На основании приведенных результатов представляется целесообразным ввести характеристику, которая одновременно учитывала бы влияние $\bar{d}$ и $\bar{\chi}$. Совместный анализ зависимостей $\bar{d}$ и $\bar{\chi}$ от ε (рис. 1.12) показал различное влияние ε на указанные характеристики.

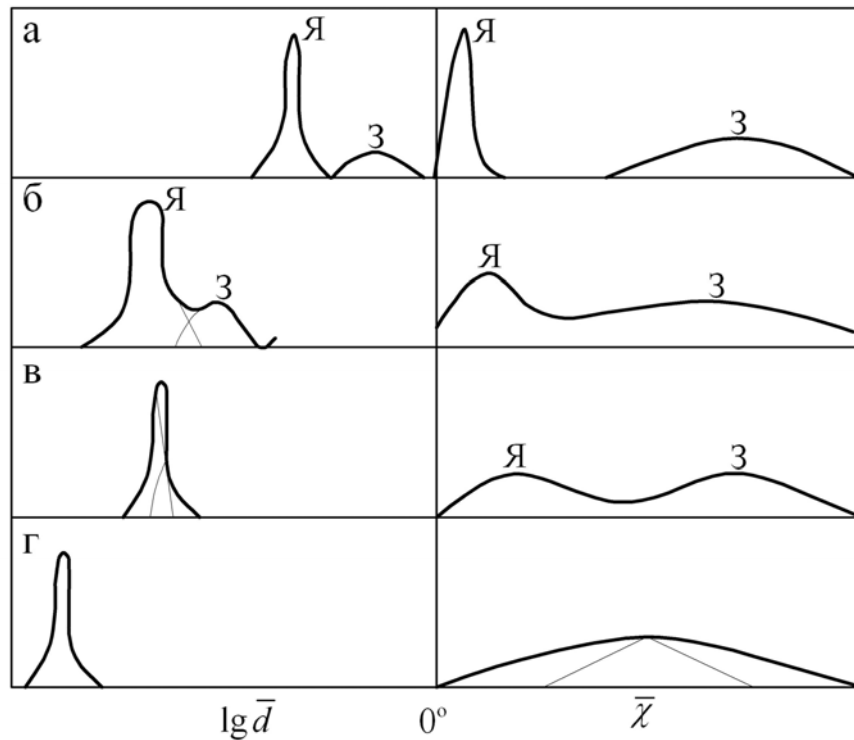


Рис. 1.10. Схема эволюции ячеистой структуры с ростом степени деформации:

$a - \varepsilon_1$; $б - \varepsilon_2$; $в - \varepsilon_3$; $г - \varepsilon_4$; $\varepsilon_4 > \varepsilon_3 > \varepsilon_2 > \varepsilon_1$

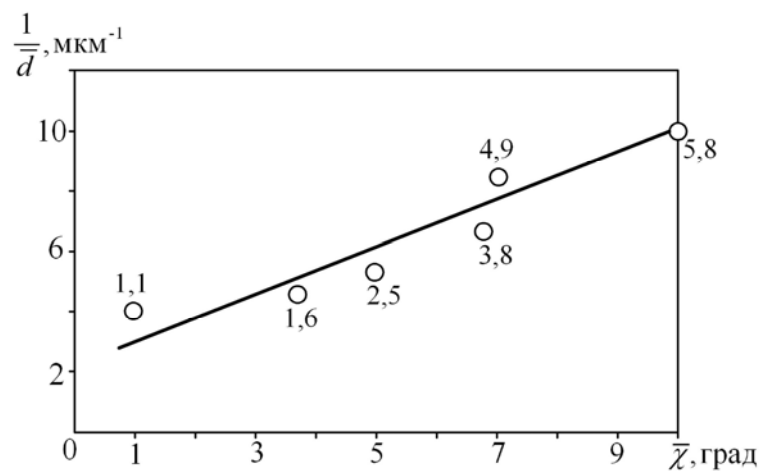


Рис. 1.11. Взаимное изменение среднего размера ячейки ($\bar{d}$) и разориентации между ячейками (χ). Значения деформаций приведены у точек

Так, увеличение ε сопровождается уменьшением $\bar{d}$ при одновременном возрастании χ . Из многочисленных комбинаций между $\bar{d}$ и χ примем отношение $\bar{\chi}/\bar{d}$ как величину, которая позволяет оценить степень локальной кривизны границы ячейки. Зависимость $\bar{\chi}/\bar{d}$ от величины пластической деформации приведена на рис. 1.12.

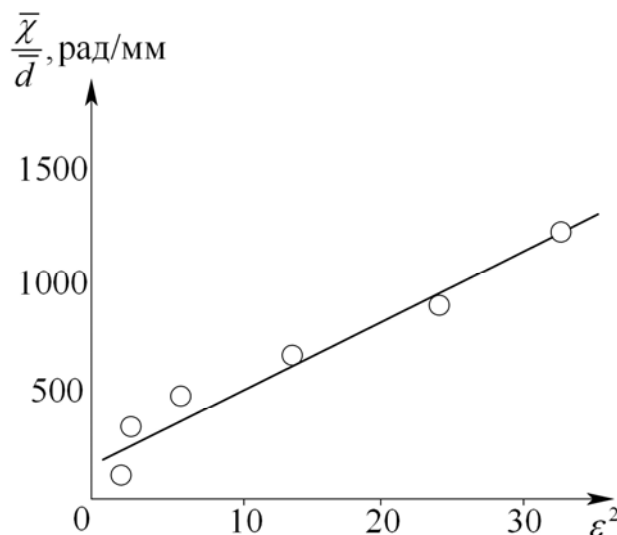


Рис. 1.12. Изменение локальной кривизны субграницы $\bar{\chi}/\bar{d}$ в зависимости от ε^2

1.4.2. Зависимость деформационного упрочнения от субструктуры деформированного железа. Как показано выше, для чистого железа и низкоуглеродистых сталей, когда вклад в напряжение течения от перлитной составляющей незначителен, при низких уровнях деформации средняя ячеистая разориентация позволяет скользящим дислокациям преодолевать большинство стенок ячеек. Субграницы в этом случае можно представить в виде ряда выстроившихся дислокаций «леса». При высоких деформациях наблюдается качественно иное влияние границ ячеек на движущиеся дислокации. Во-первых, большинство субграниц становятся уже непроницаемыми для скользящих дислокаций, а влияние субграниц на напряжение течения в значительной степени начинает походить на влияние от большеугловых границ зерен. Учитывая постепенный характер прироста доли непроницаемых субграниц со степенью деформации, представляется целесообразным оценить, так называемую критическую деформацию, которая может рассматриваться как своеобразная граница по разориентациям, разделяющая по шкале деформаций области, которым присуще различное деформационное упрочнение металла. Одним из условий, необходимых для определения указанной границы, можно принять минимальное значение суммарного вклада в напряжение те-

чения от развития деформационного упрочнения при прохождении дислокациями субграниц ($\chi_3 < \chi^*$). Другая составляющая суммы – это влияние на деформационную упрочняемость подобно наблюдаемой от границ зерен, когда они являются не только стоками дислокаций, но и местами зарождения [4; 5]. На основании приведенных положений напряжение течения можно записать в виде [21]

$$\sigma = \sigma_i + \alpha_1 \sigma b \sqrt{\rho} + \alpha_3 \sigma b \cdot \left(\frac{1}{d_1} \right), \quad (1.5)$$

где σ_i – напряжение трения кристаллической решетки; α_1 – коэффициент, учитывающий геометрию прохождения дислокационной стенки, состоящей из дислокаций «леса»; b – вектор Бюргерса скользящей дислокации ($\frac{a}{2}[11\bar{1}]$ или $\frac{a}{2}[111]$ в железе); ρ – плотность дислокаций, обусловленная преодолением проницаемых сегментов стенок ячеек; α_3 – постоянная; α_1 – среднее расстояние между непроницаемыми сегментами стенки.

Подстановка экспериментальных данных по субструктурным параметрам для железа [21; 22] в уравнение (1.5) позволила рассчитать зависимость напряжения течения от величины пластической деформации и сравнить с реально наблюдаемыми значениями. Результаты расчета приведены на рис. 1.13.

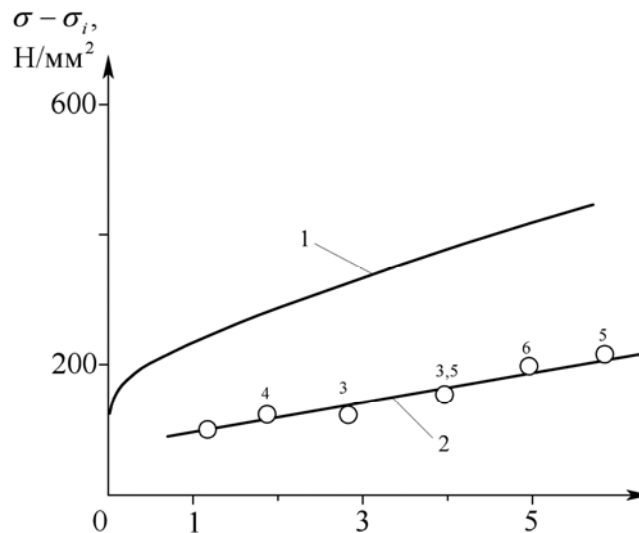


Рис. 1.13. Зависимость σ от ε :
1 – экспериментальные значения; 2 – расчет по (1.5). Числа на кривой 2 обозначают критические значения χ для определенных ε

Сравнительный анализ указывает на значительное несоответствие в абсолютных значениях σ полученных из эксперимента и в результате расчета. В [21] наблюдаемое различие связывают со значениями α_1 и α_3 . Если же в не-

сколько раз увеличить значения α_1 и α_3 для достижения совпадения абсолютных (экспериментальных и расчетных) величин σ , будут получены неправдоподобные параметры субструктурного строения металла. Кроме этого, как следует из анализа слагаемых уравнения (1.5) практически полностью отсутствует учет влияния на уровень деформационного упрочнения реакций взаимодействия движущихся дислокаций между собой, что вместе с линейным законом упрочнения¹⁾ дают основание для более детального анализа причин, приведших к получению столь значительной ошибки.

1.4.3. Влияние субструктурных параметров на свойства и деформационное упрочнение термоупрочненной низкоуглеродистой стали. Разнообразие структурных состояний, реализуемых в сталях при многочисленных термических и термомеханических обработках, в определенной мере зависит от градиента температур по сечению изделия. Неизбежность формирования структурной неоднородности дает возможность, комбинируя соотношения между структурными составляющими, достигать требуемого комплекса свойств, а знания закономерностей структурообразования при этом позволяют оптимизировать технологию термического упрочнения.

В настоящее время закономерности изменения физико-механических свойств закаленных сталей при отпуске объяснены достаточно полно. Проанализированы механизмы, кинетика и движущие силы развиваемых процессов структурных изменений. Так, в работах [32; 33] приведены подробные изменения при отпуске тонкокристаллического строения мартенсита, процессов выделения карбидной фазы, ее кристаллографической связи с матрицей. Отметим, что значительная часть приведенных данных относится к средне-, высокоуглеродистым и легированным сталям. Значительно меньше литературных данных о влиянии отпуска на свойства нелегированных низкоуглеродистых сталей с бейнитными и феррито-перлитными структурами.

Процессы отпуска и самоотпуска играют важную роль в формировании структуры и свойств стали при термическом и термомеханическом упрочнении с использованием тепла прокатного нагрева [33]. Особое значение они приобретают при использовании для упрочнения метода прерванной закалки [32]. В этом случае аустенит во внешних слоях превращается при более низких температурах, чем во внутренних. Затем, при прекращении интенсивного охлаждения происходит быстрый отогрев за счет тепла внутренних объемов металла. Развиваемые процессы отпуска изменяют первоначальную структуру, сформированную в результате охлаждения, и, как следствие, изменяется комплекс свойств стали.

Для оценки роли отпуска и самоотпуска в получении конечной структуры и комплекса свойств проката, улучшения технологии его производства необходимо знание закономерностей процессов структурообразования в сталях с разной исходной структурой при последующем нагреве.

После ускоренного охлаждения проката структура по сечению изменяется от мартенситной с разной степенью отпуска на поверхности, до феррито-

перлитной разной дисперсности в осевых объемах металла [34]. Подвергая отпуску изотермически обработанную (1) и закаленную стали (2), можно в определенной мере добиться подобия в развитии процессов структурообразования при самоотпуске ускоренно охлажденного металла.

На рис. 1.14. приведено изменение прочностных и пластических свойств в зависимости от температуры отпуска низколегированной стали с разными структурными состояниями (1, 2). Из анализа зависимостей следует, что по сравнению с одинаковыми уровнями временного сопротивления разрыву (σ_b) и значениями относительного удлинения (δ_5) предел текучести (σ_m), структурные параметры и плотность дислокаций в металле значительно разнятся. На основании этого можно полагать, что различия в исходном структурном состоянии вместе с процессами структурообразования при отпуске приводят к формированию таких структур, развитие процессов деформационного упрочнения при растяжении в которых позволяет достичь равнопрочного состояния.

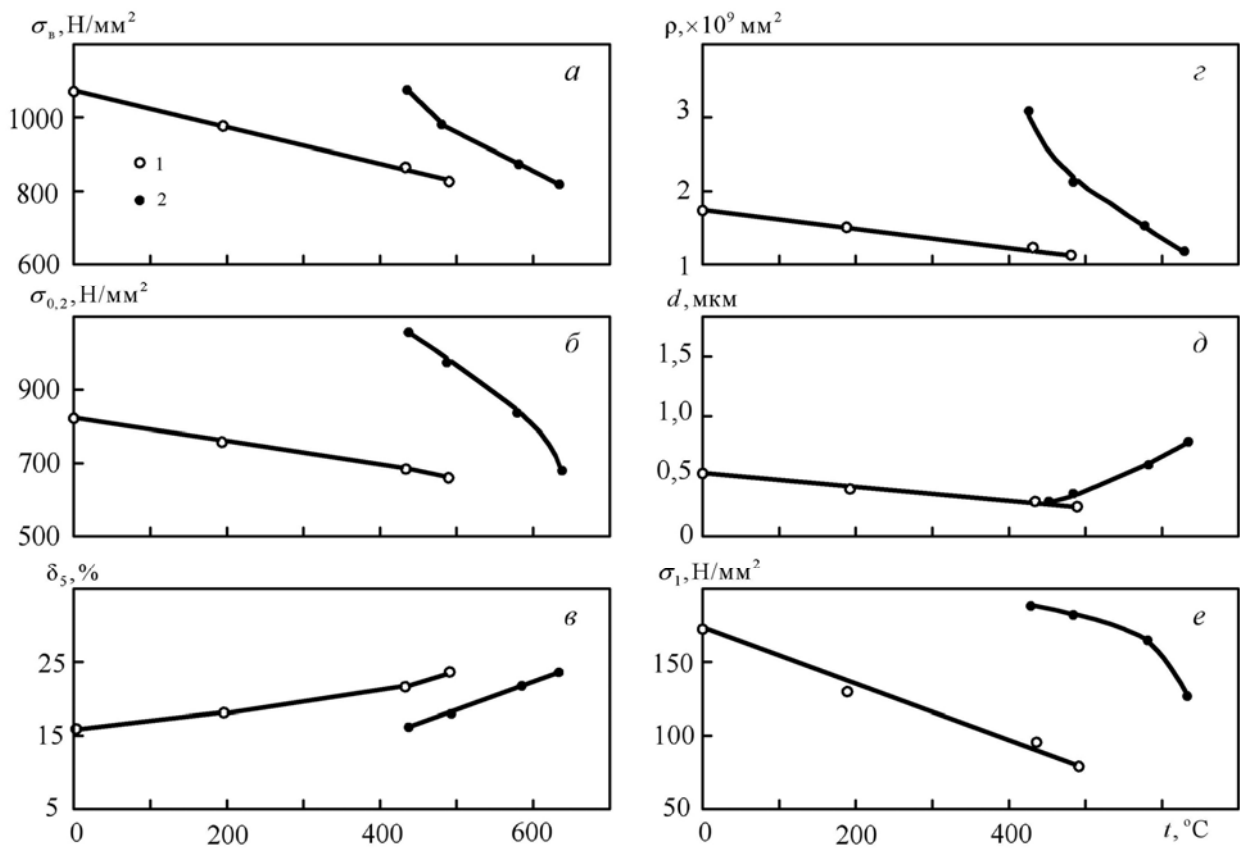


Рис. 1.14. Влияние температуры отпуска образцов серий (1) и (2) на временное сопротивление разрыву (а), условный предел текучести (б), относительное удлинение (в), плотность дислокаций (г), размер субзерна (д), и σ_1 (е).

Как следует из электронно-микроскопических исследований закаленной стали, начиная от температур отпуска 400...450 $^\circ\text{C}$, на дислокациях внутри мартенситных кристаллов и на границах появляются мелкие выделения цемента. Одновременно с этим, происходящее перераспределение дислокаций сопровождается формированием дислокационной субструктуры, хотя и доста-

точно несовершенной (рис. 1.15), и снижением плотности дислокаций, введенных в металл при закалке (рис. 1.14, *з*). Повышение температуры отпуска до 500 °С сопровождается монотонным снижением плотности дислокаций (рис. 1.14, *з*) на фоне развития процессов совершенствования ячеистой структуры, увеличение числа и размеров цементитных частиц внутри бывших мартенситных кристаллов (рис. 1.15, *б*). Указанные процессы приводят к приросту характеристик деформационного упрочнения (рис. 1.16).

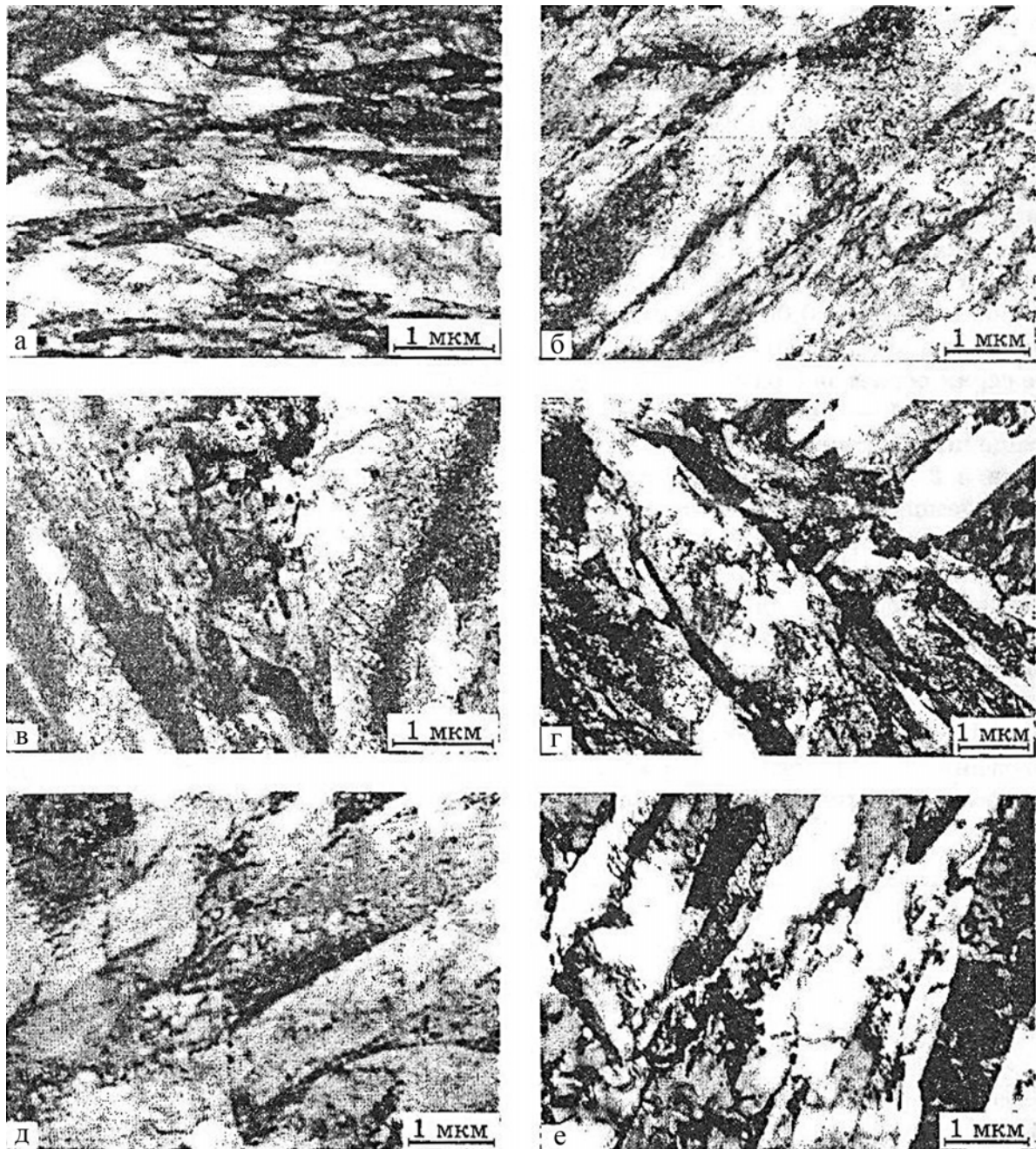


Рис. 1.15. Структура стали после закалки и отпуска при 450 (*а*), 500 (*б*), 600 °С (*в*), а также после изотермического превращения аустенита при 450 °С (*г*) и отпуска при 450 (*д*), 500 °С (*е*).

В отдельных объемах металла наблюдаемое исчезновение субграниц должно приводить к увеличению среднего размера субзерна и, как следствие этого, приросту коэффициента деформационного упрочнения (n). Однако, как следует из анализа кривой растяжения, с повышением температуры отпуска n уменьшается от 0,47 до 0,19 после 500 °С. Столь неожиданный характер изменения коэффициента деформационного упрочнения подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями. Наблюдаемое в отдельных объемах металла исчезновение субграниц должно приводить к увеличению среднего размера субзерна. Однако экспериментально получаем либо практически неизменное значение d , либо имеющее тенденцию к снижению (рис. 1.15, ∂ , e). Одно из объяснений приведенного положения – вероятное участие освободившихся дислокаций при исчезновении отдельных участков субграниц в развивающихся полигонизационных процессах.

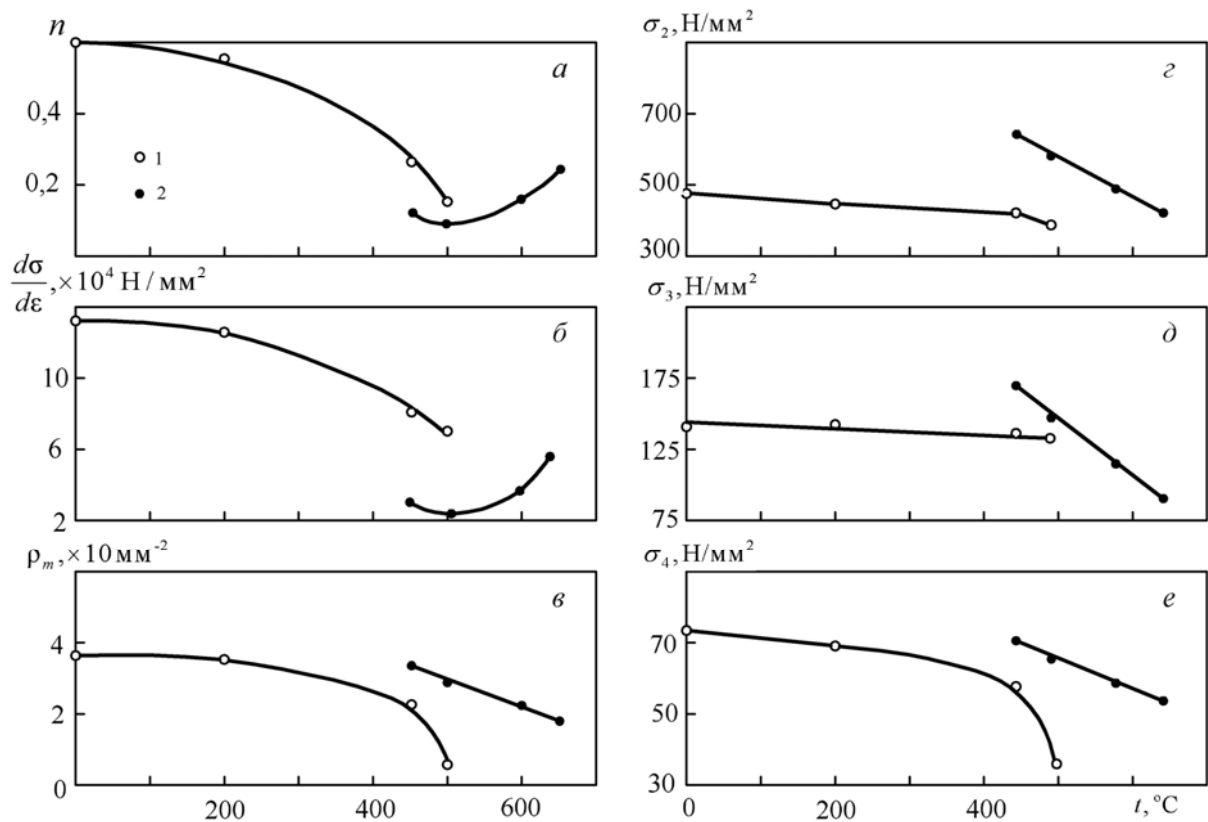


Рис. 1.16. Влияние температуры отпуска образцов серий (1) и (2) на коэффициент n (а), скорость деформационного упрочнения (б), плотность подвижных дислокаций при зарождении пластической деформации (в) и вкладов в прочность

$$\sigma_2 = \alpha_1 G b \rho^{1/2} (г), \quad \sigma_3 = \alpha_2 G b d^{-1} (д) \quad \text{и} \quad \sigma_4 = \alpha G b \rho_m^{1/2} (е)$$

Наряду с формированием крупных субзерен появление зародышей рекристаллизации в целом приводит, скорее, к диспергированию феррита. При практически неизменной объемной доле карбидной фазы (по сравнению с непрерывно растущей объемной долей цемента, выделяющегося при от-

пуске закаленной стали) это приводит к вполне закономерному снижению коэффициента деформационного упрочнения (рис. 1.16, а).

Для объяснения структурных изменений при отпуске в стали с разными структурными состояниями воспользуемся соотношением, основанным на оценочном вкладе в предел текучести влияния от субструктурных составляющих [21]. Для случая, когда металл обладает несовершенной дислокационной ячеистой структурой, а дислокации способны преодолевать большинство стенок ячеек, напряжение течения согласно [21] равно:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_1 + \alpha_1 G b \rho^{1/2} + \alpha_2 G b / d, \quad (1.6)$$

где σ_1 – напряжение, близкое к напряжению трения кристаллической решетки [28]; α_1, α_2 – геометрические коэффициенты, соответственно равные 0,64 [31] и 3,6 [21]; G – модуль сдвига; b – вектор Бюргерса; ρ – плотность дислокаций; d – размер субзерна. После подстановки в (1.6) экспериментальных значений характеристик стали были определены величины σ_2 и σ_3 (рис. 1.16). сравнительный анализ абсолютных значений σ_1 с известными для напряжения трения (σ_i) показал, что σ_1 заметно превышает σ_i [34]. На основании этого можно полагать, что кроме напряжения трения необходимо учитывать вклад в σ_1 от процессов, подобных формированию фронта полосы деформации. С учетом прироста напряжения при формировании определенной плотности подвижных дислокаций [35] величину σ_1 можно представить как:

$$\sigma_1^* = \sigma_i + \alpha_1 G b \rho_m^{1/2}, \quad (1.7)$$

где ρ_m – плотность подвижных дислокаций, определяемая для области зарождения пластической деформации зависимостью [36]:

$$\rho_m = n k_y / \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} b d_1^{3/2} \right), \quad (1.8)$$

здесь $\partial \sigma / \partial \varepsilon$ – скорость деформационного упрочнения; d_1 – размер основного структурного элемента; k_y – угловой коэффициент уравнения Холла-Петча:

$$\sigma = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2}. \quad (1.9)$$

При $d_1 \approx d$ после подстановки экспериментальных значений в уравнение (1.8) были вычислены величины σ_4 (рис. 1.16, е). Полагая $\sigma_i = 70$ Н/мм² [34; 35] по соотношению (1.7) оценили значения величины σ_1^* . Соотношение между абсолютными значениями $\sigma_1 = \sigma_{0,2} - \sigma_2 - \sigma_3$ и σ_1^* по уравнению (1.7) приведено на рис. 1.17.

Если для стали после изотермического превращения при 450°C и отпуска, закалки и отпуска при 650 °C наблюдается довольно хорошее совпадение, то

после изотермического распада без отпуска и закалки с отпуском (исключая 650 °С) σ_1^* меньше σ_1 на постоянную величину, примерно равную 45 Н/мм². В первом приближении можно полагать, что несовпадение σ_1^* с σ_1 обусловлено разными состояниями твердого раствора. В этом случае для повышения точности описания величины условного предела текучести необходимо учитывать упрочнение от повышенной концентрации атомов углерода в твердом растворе. Подтверждают приведенное положение данные по изменению искажений второго рода. Как следует из анализа абсолютных значений, величины $\Delta a/a$ для стали после изотермического превращения и отпуска, закалки и отпуска при 650 °С находятся в интервале $(0,82 \dots 1,16) \cdot 10^{-3}$, тогда как для состояния после закалки и отпуска при 450...600 °С, изотермического превращения без отпуска указанная характеристика изменяется в пределах $(1,4 \dots 1,22) \cdot 10^{-3}$.

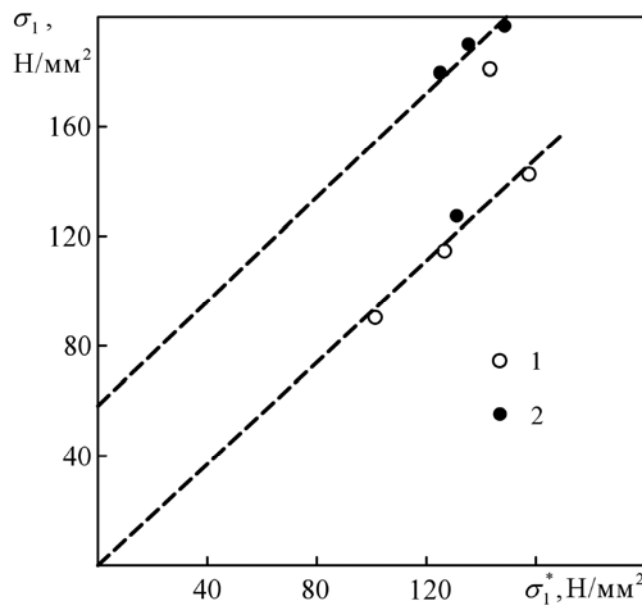


Рис. 1.17. Соотношение между σ_1 и σ_1^* для образцов серий (1) и (2)

На основании полученных результатов можно полагать, что наблюдаемые структурные изменения при отпуске в значительной мере определяются механизмом превращения аустенита при термическом упрочнении. Темпы разупрочнения низкоуглеродистой стали при отпуске в зависимости от характера превращения аустенита пропорциональны пересыщению твердого раствора атомами углерода и плотности дефектов кристаллического строения, образовавшихся при термическом упрочнении. При одинаковом уровне упрочнения более резкое снижение предела текучести наблюдается в стали с мартенситной структурой.

На основании проведенных исследований можно полагать, что уровень временного сопротивления разрыву в упрочненной низкоуглеродистой стали с феррито-перлитными структурами обеспечивается в основном деформационной упрочняемостью, а для отпущенного мартенсита — степенью фазового на-

клепа и пересыщением α -твердого раствора атомами углерода. Более того, предел текучести при отпуске низкоуглеродистой стали с мартенситной и феррито-перлитной структурами описывается соотношением, основанном на аддитивном вкладе от пересыщения атомами углерода α -твердого раствора, плотности подвижных дислокаций, необходимой для начала пластического течения, плотности дислокаций от фазового наклепа и размера субзерна феррита.

Скорость разупрочнения стали при отпуске после превращения аустенита по разным механизмам пропорциональна степени фазового наклепа и пересыщения α -твердого раствора атомами углерода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ван Бюрен. Дефекты в кристаллах. – М.: Иностранная литература, 1962. – 584 с.
2. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 644 с.
3. Глейтер Г. Большеугловые границы зерен / Г. Глейтер, Б. Чалмерс. – М.: Мир, 1975. – 376 с.
4. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 408 с.
5. Большаков В. И. Прочность и пластичность металлов / В. И. Большаков, Н. Э. Погребная. – Д., 1986. – 160 с.
6. Большаков В. И. Термомеханическая обработка строительных сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов. – Д., 1990. – 223 с.
7. Хирш П. Распределение дислокаций и механизмы упрочнения в металлах // Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1967. – С. 42–74.
8. Чалмерс Б. Физическое металловедение. – М.: Металлургия, 1963, – 455 с.
9. Дзугутов М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1977. – 480 с.
10. Бернштейн М. Л. Структура и механические свойства / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский. – М.: Металлургия, 1970, – 472 с.
11. Юм-Розери В. Введение в физическое металловедение. – М.: Металлургия, 1965, – 203 с.
12. Большаков В. И. Термическое упрочнение и контролируемая прокатка строительных сталей. – К.: УМК ВО, 1991. – 435 с.
13. Holt D.L. Dislocation cell formation in metals // J. Appl. Phys. – 1970. – V. 41. – № 8. – P. 3197–5202.
14. Embury J. D., Fisher R. M. The structure and properties of drawn pearlite // Acta Met. – 1966. – V. 14. – № 2. – P. 147–159.
15. Кульман-Вильсдорф Д. Дислокации // Физическое металловедение. – Вып. 3. – М.: Мир, 1968. – С. 9–86.
16. Kuhlmann-Wilsdorf D. A. Critical test on theories of work-hardening for the case of drawn iron wire // Met. Trans. – 1970. – V.1. – P. 3173–3179.
17. Трефилов В. И. Изменение ячеистой дислокационной структуры и упрочнение при пластической деформации ОЦК металлов / В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский // Доклады АН УССР, сер. А. – 1985. – № 11. – С. 81–84.
18. Mc. Queen H. I. The production and utility of recovered dislocation structure. Met. Trans, 1977, – v. 8A, № 6, – P. 807–824.

19. Смирнов Б. И. Дислокационная структура упрочнение кристаллов. – Л.: Наука, 1981, – 236 с.
20. Дислокационная структура и механические свойства молибденового сплава МЧВП после горячего гидропрессования / П. Д. орная, В. В. Иващенко, И. В. Коренин и др. – Укр. физ. журнал, 1983, – т. 28, № 1, – С. 97–101.
21. Lengford G., Cohen M. Strain hardening of iron by several plastic deformation // Trans. Quart., 1969. – V. 62. – № 3. – P. 623–638.
22. Большаков В. И. Термическая и термомеханическая обработка сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов, В. К. Флоров. – Д.: Січ, 1994. – 232 с.
23. Thompson A. W., Baskes M. I. The influence of grain size on the work hardening of face-centered cubic polycrystals. Phil. Mag. 1973, – v. 28, № 2, – P. 301–308.
24. Вакуленко И. А. Структурные изменения при изгибно-растяжном деформировании холоднокатаной низкоуглеродистой стали. / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобреев. – Металлы, 2004, – № 3, – С. 86–90.
25. Вакуленко И. А. Влияние размера зерна феррита малоуглеродистой стали на процессы формирования полосы Чернова-Людерса / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобрев. Влияние – Доповіді НАН України, 2003, – № 1, – С. 72–76.
26. Большаков В. И. Переориентированные структуры в углеродистых сталях / В. И. Большаков, И. А. Вакуленко. – Д., 2005, – 100 с.
27. Вакуленко И. А. О параметрах пластического течения реверсивно деформируемой при повышенной температуре углеродистой стали / И. А. Вакуленко, В. П. Колпак, С. Ю. Таран-Жовнир // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1992. – № 4. – С. 39–41.
28. Пирогов В. А. Влияние содержания углерода и температуры деформирования на свойства стали при реверсивном нагружении / В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко, В. К. Бабич // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1987. – № 7. – С. 17–19.
29. Stewart M. J. Superplasticity in low-alloy steels. // Met. Trans. – 1976. – v.7A. – P. 399–406.
30. Ghosh A. K., Ray R. Grain size distribution effects in superplasticity // Acta met. – 1981. – v. 29. – P. 607–616.
31. Мовчан Б. А. Структурные условия максимальной пластичности двухфазных металлических материалов // ДАН СССР. – 1975. – т. 223. – № 2. – С. 332–335.
32. Большаков В. И. Повышение качества строительных сталей методами субструктурного упрочнения // Металл и технический прогресс. – М.: Металлургия, 1987. – С. 167–168.
33. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука. – 1977. – 236 с.
34. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
35. Вакуленко И. А. О связи величины σ_0 кривой деформации с параметрами уравнения Холла-Петча / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич // Металлофизика, 1986. – т.8. – № 6.–С. 61–64.
36. Вакуленко И. А. О деформационном упрочнении малоуглеродистой стали в области микротекучести / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобреев // Металлы. – 2002. – № 2. – С. 100–102.

Глава 2

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

2.1. Влияние размера зерна феррита на свойства и деформационное упрочнение низкоуглеродистой стали

Характер влияния ферритной структуры на прочностные свойства низкоуглеродистых сталей указывает, что достигаемый уровень свойств связан с изменениями внутреннего строения металла [1–3]. Причем, уже в области появления первых актов пластической деформации, наблюдаемые изменения дислокационной структуры могут рассматриваться как свидетельства развития процессов деформационного упрочнения.

Учитывая выполнение соотношения (1.9) для однофазных металлов и низкоуглеродистых сталей [4–5], когда основным структурным параметром является размер зерна, оценим прирост деформирующего напряжения, необходимый для формирования зародыша полосы Чернова–Людерса. Для этого воспользуемся соотношением (1.7). После подстановки в (1.7) измеренных значений деформации Людерса (ε_L), соответствующих определенным диаметрам зерен феррита низкоуглеродистой стали с 0,06% С и, с учетом $\mu = 82260 \text{ Н/мм}^2$ [6], $\nu = 2,48 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$ [7], $n = 2$ и $\alpha_1 = 0,3$ [8], были рассчитаны величины прироста деформирующего напряжения от распространения полосы деформации (σ_i^μ). Сравнительный анализ σ_i^μ и значения прироста напряжения на площадке текучести [9–11] (полученного из анализа кривой растяжения) показал довольно хорошее совпадение (рис. 2.1). Максимальное отклонение между указанными характеристиками не превысило 15 %.

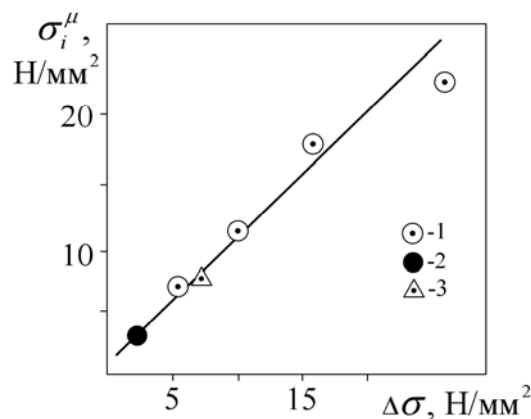


Рис. 2.1. Взаимное изменение $\Delta\sigma = \sigma_K - \sigma_T^H$ и σ_i^μ

(напряжение в конце площадки текучести — σ_K , σ_T^H — в начале)

низкоуглеродистой стали после обработок:

1 — патентование, деформация 25...90 %, отжиг 680 °С, 1 ч;

2 — закалка, отпуск 680 °С, 1 ч.; 3 — нормализация

С другой стороны, сам процесс формирования зародыша полосы деформации из-за прироста плотности дислокаций [12], который влечет за собой увеличение напряжения, неизбежно обладает признаками деформационного упрочнения, хотя и в ограниченном объеме. Схематически такой процесс приведен на рис. 2.2. Здесь увеличение деформирующего напряжения представлено от величины σ_0 (необратимого движения дислокаций) [4; 14] до напряжения распространения полосы Чернова-Людерса [15]. При чем, как и область однородного деформационного упрочнения, экстраполированный участок описывается параболической зависимостью $\sigma - \varepsilon$ [17; 18].

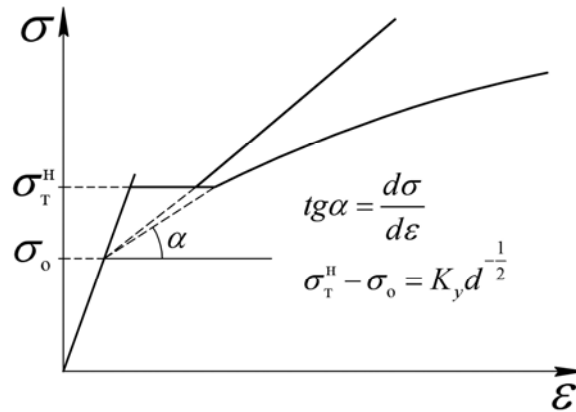


Рис. 2.2. Истинная кривая деформации

В общем виде параболическая зависимость $\sigma - \varepsilon$ (участок III) кривой растяжения (рис. 2.2) описывается соотношением [19]:

$$\sigma = \sigma_0 + K \cdot \varepsilon^m, \quad (2.1)$$

где K – постоянная; m – показатель степени.

Первая производная σ по $\varepsilon \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)$ является скоростью деформационного упрочнения [15], уменьшается непрерывно с ростом степени пластической деформации. Из (2.1) $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ может быть записана как:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{m(\sigma - \sigma_0)}{\varepsilon}, \quad (2.2)$$

При том, что ε не может для области площадки текучести, превысить значения деформации Людерса, т. е. ε_L , соотношение (2.2) после подстановки вместо $\sigma - \sigma_0 = K_y d^{-1/2}$ (альтернативная методика определения параметров Холла-Петча из анализа кривой деформации [20; 21]) примет вид:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{m \cdot K_y \cdot d^{-1/2}}{\varepsilon_L}, \quad (2.3)$$

а с учетом (2.3)

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{m \cdot K_y}{n \cdot \nu \cdot \rho_m \cdot d^3}. \quad (2.4)$$

Анализируя приведенное соотношение можно видеть, что на момент образования зародыша полосы деформации величина $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ пропорциональна m и K_y , обратно пропорциональна ρ_m и d [22; 23]. Выполнение указанной зависимости для низкоуглеродистой стали можно проверить осуществив сравнение экспериментально обнаруженных значений ρ_m и полученных расчетным путем по соотношению (2.4). Из анализа истинной кривой растяжения низкоуглеродистой стали с 0,06 % C, $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ определяем как тангенс угла наклона касательной в точках формирования полос деформации (рис. 2.2). Зависимость указанной характеристики от размера зерна феррита приведена на рис. 2.3, а. После подстановки численных значений m , K_y^4 , $n \cong 2$, ν и d получили, что измельчение ферритной структуры 115...10 мкм сопровождается приростом ρ_m от $1,5 \cdot 10^5$ до $7 \cdot 10^6$ мм⁻² (рис. 2.3, б).

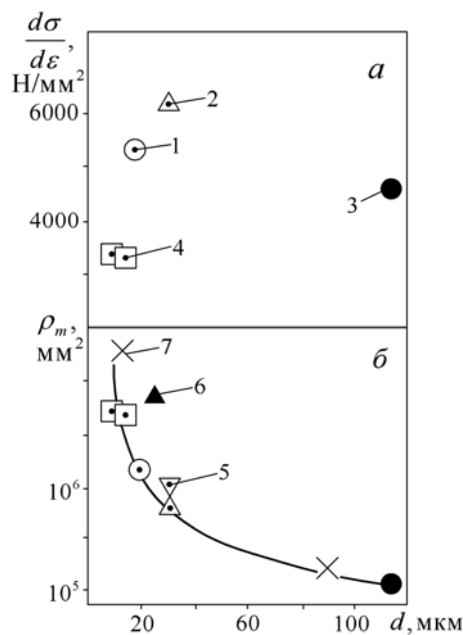


Рис. 2.3. Влияние размера зерна феррита на $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (а) и ρ_m (б)

низкоуглеродистой стали после патентирования (1), нормализации (2), заковки и отпуска 680 °С (3), патентирования деформации 75...90 %, отжига 680 °С (4), [27] – (5), [26] – (6), [29] – (7)

⁴ K_y по многочисленным оценкам составляет значения от 18,6 до 22 н/мм^{3/2}, для упрощения вычислений примем среднее значение равным 20 н/мм^{3/2}.

Сравнительный анализ с известными литературными данными [24; 25] для аналогичных структурных состояний низкоуглеродистых нелегированных сталей показал довольно хорошее совпадение. Например, в стали с 0,007 % С и размером зерна феррита 27 мкм, $\rho_m = 10^7 \text{ мм}^{-2}$ [26], в стали с 0,04 % С при $d = 30 \text{ мкм}$, плотность дислокаций составила значения порядка 10^6 мм^{-2} [27]. Таким образом, можно полагать, что использование соотношения (2.4) позволяет, по крайней мере качественно судить о способности металла к деформационному упрочнению и, как следствие этого, к накоплению дефектов кристаллического строения на этапах пластического течения [28].

С увеличением размера зерна феррита требуемая плотность подвижных дислокаций для поддержания пластического течения на площадке текучести снижается, следовательно уменьшается и накопленная плотность дислокаций металлом на момент начала области однородного деформационного упрочнения. В противоположность этому, измельчение ферритной структуры сопровождается приростом общей ρ в начале ОДУ, а с учетом существования предельного значения плотности дислокаций, после которой наступает разрушение [30; 31], меньшим ресурсом пластичности до формирования первых микротрещин.

Параболическая часть кривой деформации (область однородного деформационного упрочнения), описываемая уравнением типа (2.1)⁵ характеризуется параметрами, входящими в соотношение и производными величинами, получаемыми от их преобразования. Определение скорости и коэффициента деформационного упрочнения (m), постоянной K , осуществляют путем аналитического расчета, [8; 30; 31], но чаще геометрического метода решения указанного уравнения [4; 14; 20; 21].

Оценка влияния величины пластической деформации (при относительно низких гомологических температурах [7; 30] и неизменных температурно-скоростных параметрах нагружения) на прирост напряжения течения в области ОДУ, обнаруживает монотонное его снижение. Как следует из анализа, многочисленных исследований [4; 27; 29; 32] нет единого мнения по поводу характера влияния степени пластической деформации на коэффициент деформационного упрочнения. По данным одних коэффициент K , и экспонента m непрерывно изменяются в зависимости от ε , по мнению других – параболический участок за счет логарифмирования [5] может быть разделен на отрезки, практически не отличающиеся от прямой линии. В целом, можно говорить о монотонности характера деформационного упрочнения в пределах

⁵ При затруднении определения σ_0 и неоднозначности его трактовки предложено уравнение $\sigma = K \cdot \varepsilon^n$ (в литературе называемое уравнением Холломона [32]). Указанное соотношение в основном используют для описания поведения металла в области предела прочности.

одного участка, которому соответствуют определенные процессы эволюции дислокационной структуры. Переход пластического течения в область с качественно иным характером деформационного упрочнения сопровождается изменением абсолютных значений m и K , скачкообразным изменением соотношения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} - \varepsilon$. Определение положения границы между указанными участками (по шкале деформаций) [23; 33], оценка характера зависимости параметров деформационного упрочнения (рис. 2.4) в процессе деформирования вместе с учетом структурного состояния металла [34; 35], являются основой изучения эволюционных процессов структурообразования при холодной пластической деформации [35].

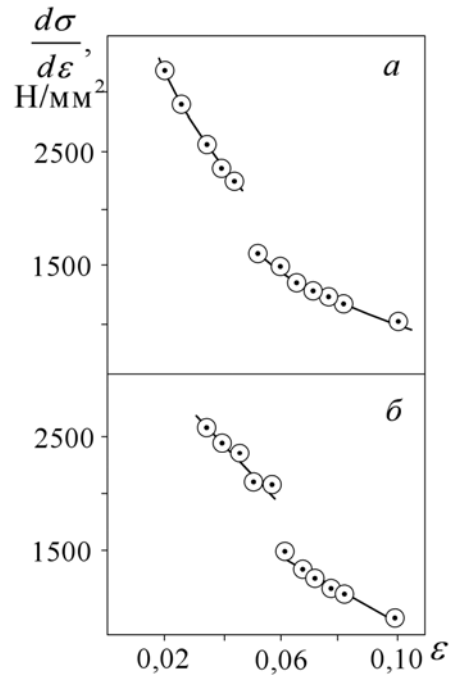


Рис. 2.4. Влияние размера зерна феррита ($a - 115$ мкм, $b - 29$ мкм) и степени пластической деформации на $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ низкоуглеродистой стали [39]

Для низкоуглеродистой стали, независимо от величины ε , уменьшение d сопровождается снижением абсолютных значений $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (рис. 2.5). Аналогичным образом изменяются экспоненты m и n (рис. 2.6), а характер их зависимости от d описывается соотношениями [8; 36; 37]:

$$n = \frac{5}{10 + d^{-\frac{1}{2}}} \quad (2.5.)$$

$$m = \frac{15}{20 + d^{-\frac{1}{2}}}. \quad (2.6.)$$

Приведенные зависимости характеристик деформационного упрочнения от d вполне оправданы. Так, на момент начала пластического течения $\rho \sim \frac{1}{d}$ [26; 31], а для области прерывистого течения плотность подвижных дислокаций тем выше, чем меньше d (рис. 2.3, б). В этом случае при развитии пластического течения в области ОДУ в мелкозернистом металле общая накопленная плотность дислокаций будет выше, чем в стали с крупным зерном. Приведенная зависимость подтверждается соотношением $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} - \varepsilon_L$ (рис. 2.7). Однако, после достижения определенного значения ε , нарушение монотонного характера $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ указывает на качественные структурные изменения внутреннего строения холоднодеформированного металла. Равномерное распределение дислокаций превращается в структуру с определенной периодичностью – ячеистую дислокационную структуру, которая в процессе дальнейшего деформирования проходит стадии совершенствования [5], измельчения [25; 26], формирования субмикротрещин [40; 41]. На основании многочисленных исследований [41; 42], наблюдаемая зависимость комплекса свойств металла от процессов формирования и видоизменения дислокационной ячеистой структуры обусловлена, в первую очередь, поведением в области зарождения и распространения пластического течения. В качестве примера рассмотрим влияние условий формирования полосы Чернова-Людерса на процесс распада относительно равномерного распределения дислокаций на структуру с определенной периодичностью.

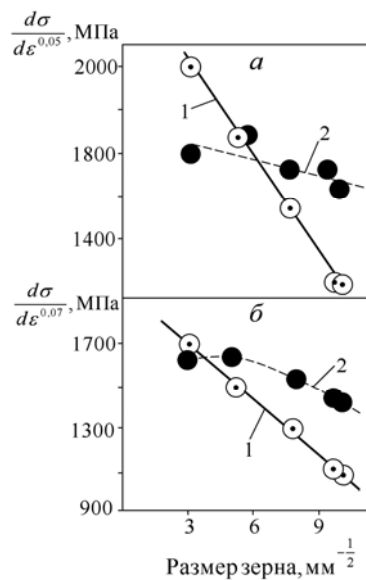


Рис. 2.5. Влияние размера зерна феррита и степени пластической деформации

($a - 0,05$; $b - 0,07$) на $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, определяемой из соотношений (2.1) – 1
и $(\sigma = K\varepsilon^n) - 2$ [39]

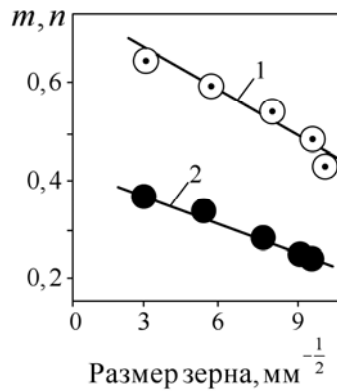


Рис. 2.6. Влияние размера зерна феррита на m (1) и n (2) низкоуглеродистой стали [39]

Предел текучести и σ_0 низкоуглеродистой стали, независимо от структурного состояния, описываются зависимостью от размера зерна феррита (рис. 2.8). Приведенное изменение указанных характеристик вполне закономерно. Анализ истинной кривой растяжения (рис. 2.9) иллюстрирует, что прирост плотности дислокаций по мере течения металла, вызывая рост сопротивления источникам дислокаций, требует повышения результирующего напряжения. K_y так же растет, что связано с повышением блокирующей способности границ из-за скопления дислокаций вблизи них [4].

При огрублении ферритной структуры начальным этапам пластического течения соответствуют пониженные значения σ_0 и деформирование осуществляется при низкой плотности подвижных дислокаций [4; 14]. Сравнительный анализ показывает, что при единичном увеличении d скорость снижения $\sigma_T \left(\frac{\partial \sigma_T}{\partial d} \right)$ превышает аналогичную характеристику для $\sigma_0 \left(\frac{\partial \sigma_0}{\partial d} \right)$, т. е. можно записать⁶:

$$\left| \frac{\partial \sigma_T}{\partial d} \right| > \left| \frac{\partial \sigma_0}{\partial d} \right|. \quad (2.7)$$

Как следует из рис. 2.9, чем больше размер зерна феррита, тем меньше ε_L и тем при более низкой плотности накопленных дислокаций и высоких значениях показателя m начинается область однородного деформационного упрочнения. При неизменном σ (т. А, рис. 2.9) в момент перехода от деформации Людерса к ОДУ, рост m определяет высокую скорость деформационного упрочнения, а с учетом $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \sim \Delta\rho$ [4], получаем и соответствующий прирост ρ .

Однако, высоким скоростям увеличения дислокационной плотности присуща и повышенная неоднородность их распределения. Как следует из [43; 44] при определенной плотности дислокаций и критической флуктуации ρ , происхо-

⁶ $\frac{\partial \sigma_T}{\partial d}$ – величина аналогичная K_y .

дит распад равномерного распределения дислокаций на периодическую структуру. В связи с этим, в крупнозернистой стали появление дислокационной ячеистой структуры должно происходить при более низких деформациях, чем в мелкозернистом металле. Действительно, как следует из рис. 2.10, увеличение размера зерна феррита сопровождается прогрессирующим снижением как деформации Людерса, так и деформации появления дислокационной ячеистой структуры (ε_n). В результате экстраполирования зависимостей $\varepsilon_L \sim f(d^{-1/2})$ и $\varepsilon_n \sim f(d^{-1/2})$ до пересечения с осью абсцисс получаем условие равенства $\varepsilon_L = \varepsilon_n = 0$ при $d \cong 500 \dots 700$ мкм. Из этого следует, что при размерах зерна феррита низкоуглеродистой стали более 500-700 мкм, сформировать полосу деформации способную расти, как это наблюдают для мелкозернистых структур ($d \ll 500 \dots 700$ мкм), довольно трудно. Одной из причин может быть устойчивость равномерного распределения дислокаций против распада ее на периодическое строение.

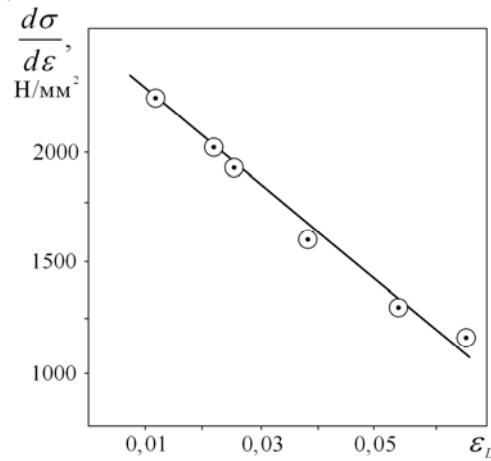


Рис. 2.7. Взаимное изменение $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$

при $\varepsilon = 0,05$ и ε_L низкоуглеродистой стали

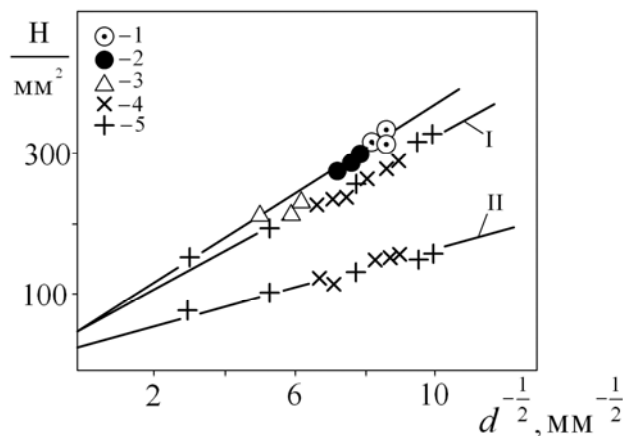


Рис. 2.8. Зависимость σ_T (I) и σ_0 (II)

от размера зерна феррита стали с 0,06 % С после горячей прокатки (1, 2); холодной прокатки 60...80 % и отжига 680 °С, 10 ч (3, 4); закалки и отпуска 680 °С, 1 ч (5); патентирования, холодного волочения на 25...90 %, отжига 680 °С, 1 ч. (5)

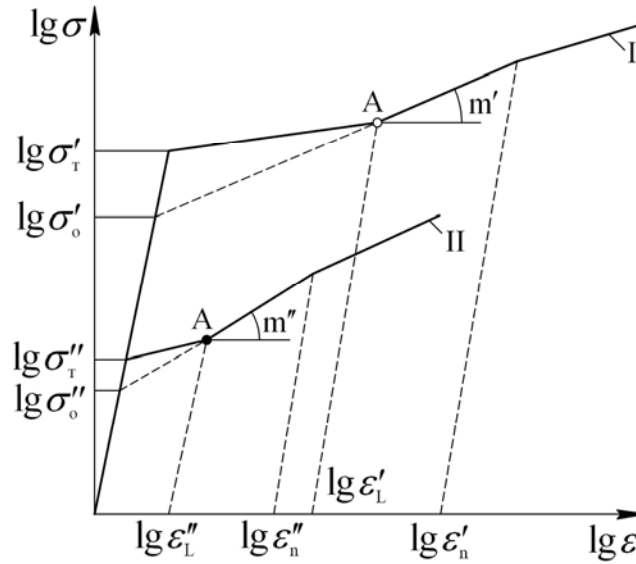


Рис. 2.9. Схематическое изображение истинных кривых растяжения в логарифмических координатах. Кривая I соответствует металлу с d^{I1} , II – d^{II} , при условии $d^{II} > d^I$

Из рассмотрения условий формирования дислокационной ячеистой структуры в области ОДУ, размер ячеек ($d_{я}$) с плотностью дислокаций связан соотношением [44]

$$d_{я} \sim \frac{1}{\sqrt{\rho}}. \quad (2.8)$$

Учитывая, что процесс формирования ячеистой структуры происходит не внезапно, а лишь после определенных преобразований [4], можно полагать, что появление ячеек связано в равной степени, как при возникновении полосы деформации, так и от прироста ρ в ОДУ. На основании этого для граничной т. А (рис. 2.9) кривой деформации, подставляя зависимость

$$\rho_m = \varepsilon_L \cdot (n \cdot \varepsilon \cdot d)^{-1} \quad (2.8 a)$$

в (2.8) получим

$$d_{я}^2 = \frac{n \cdot \varepsilon \cdot d}{\varepsilon_L}. \quad (2.9)$$

Для случая исчезновения площадки текучести, когда $\varepsilon_L = 0$, а $d \rightarrow \infty$, либо к огромному конечному значению (P) из соотношения (2.9) $d_{я}$ определяется

$$d_{я}^2 = \lim_{\substack{\varepsilon_L \rightarrow 0 \\ d \rightarrow \rho(\infty)}} \frac{n \cdot P(\infty) \cdot \varepsilon}{0} \quad (2.9 a)$$

Для определения предельного значения $d_{\text{я}}$, можно воспользоваться правилом Лопиталя [9], тогда получим

$$d_{\text{я}}^2 = \lim_{\substack{\varepsilon_L \rightarrow 0 \\ d \rightarrow \rho(\infty)}} \frac{(n \cdot P(\infty) \cdot \varepsilon)' }{(\varepsilon_L)'} = \frac{1 \cdot n \cdot \varepsilon}{1}, \quad (2.9 \text{ б})$$

$$d_{\text{я}} = \sqrt{1 \cdot n \cdot \varepsilon} \sim 1 \text{ мкм.} \quad (2.9 \text{ в})$$

Из приведенной оценки следует, что на начальных этапах пластического течения, при размерах зерна феррита 500...700 мкм, не исключен распад равномерного распределения дислокаций на периодическую структуру с размером ячеек около 1 мкм. Формирование в высокочистом железе ячеистой структуры с размерами 1...2 мкм [44] убедительное подтверждение этого предположения. Таким образом, одной из причин исчезновения площадки текучести может быть развитие процесса формирования периодической дислокационной структуры, на подобие ячеистой, во фронте зародыша полосы деформации. Видимо, при увеличении размера зерна феррита и уменьшения ρ (соотношение (2.8 а)) на пространстве $2...4d$ не возможно, при столь низкой плотности дислокаций, поддерживать неизменными условия равномерного распределения вновь образующихся дислокаций. Скорей всего даже незначительные флуктуации в приросте ρ [43] приведут к распаду равномерного дислокационного распределения. Нечто подобное наблюдали при деформации образцов из железа с размерами зерна 40...1 000 мкм (рис. 2.11). Если для размеров зерен 40...250 мкм наблюдается обычная картина формирования полос Чернова-Людерса, то при $d > 250$ мкм процесс имеет несколько иной характер. Как следует из анализа микроструктуры, в отдельных зернах с $d > 300$ мкм уже можно наблюдать признаки неравномерного распределения деформации, хотя в соседних более мелких зернах распределение следов деформации достаточно однородное [45].

В образцах с $d \sim 1000$ мкм выявить полосы деформации не представилось возможным. Деформация как бы одновременно возникает во всем объеме металла. Следовательно, в низкоуглеродистых сталях с увеличением размера зерна наблюдаемое снижение требуемой плотности подвижных дислокаций для формирования фронта полосы деформации, приводит к уменьшению протяженности площадки текучести (деформации Людерса). Одновременно происходит уменьшение деформации появления дислокационной ячеистой структуры. После достижения размеров зерна феррита порядка нескольких сотен мкм, создаются условия формирования во фронте полосы деформации дислокационной периодической структуры, в результате происходит исчезновение участка прерывистой текучести на кривой деформации.

Наряду с развитием процессов деформационного упрочнения в области малых пластических деформаций, влияние указанных процессов обнаруживается при формировании и росте трещины.

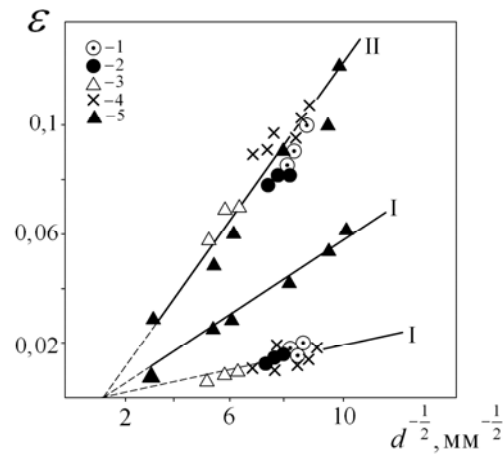


Рис. 2.10. Влияние размера зерна феррита на ε_L (I) и ε_n (II). Обозначения те же, что на рис. 2.8

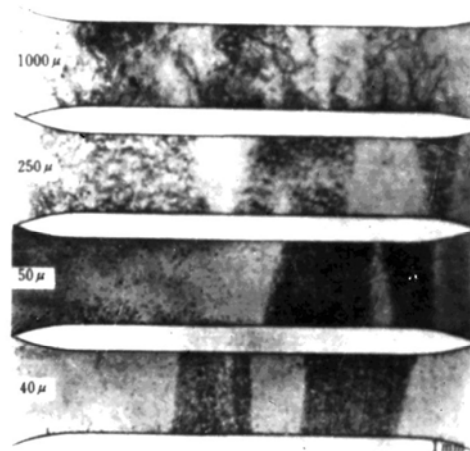


Рис. 2.11. Структура полос Чернова–Людерса в высокочистом железе в зависимости от d [45]

В первом приближении, рост трещины внутри зерна феррита должен протекать легче, чем преодоление межзеренной границы, если роль разориентации между преимущественными системами распространения трещины является определяющей. В общем виде условие преодоления трещиной межзеренной границы может быть записано [21]

$$\sigma_T K_y d^{1/2} \geq 2\mu\beta\gamma, \quad (2.10)$$

где μ – модуль сдвига; β – коэффициент (для стали равен $1/3$ [21]); γ – эффективная поверхностная энергия. Разрушение металла наступит в момент выполнения равенства поверхностной энергии работе смещения N – дислокаций [33], а с учетом соотношения (2.10), получим

$$\frac{\delta_K}{\ell} \sim \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_B} \right) \cdot \frac{K_y d^{-1/2}}{\mu}, \quad (2.11)$$

где ℓ — длина трещины⁷; σ_B — напряжение разрушения; δ_K — величина критического раскрытия трещины. Учитывая, что для однофазных металлов и низкоуглеродистых сталей $\alpha \cong 1$ [34], а процесс ускоряющегося роста трещины наблюдают при условии приближения значений предела текучести к σ_B , соотношение (2.11) принимает вид

$$\frac{\delta_K}{d} \sim \frac{K_y d^{-\frac{1}{2}}}{\mu}. \quad (2.12)$$

Из (2.12) следует, что δ_K определяется не только структурными характеристиками, но и условиями зарождения и распространения пластической деформации. Подставляя в (2.12) вместо $K_y d^{-\frac{1}{2}} = \sigma - \sigma_0$, а с учетом (2.2) получаем:

$$\frac{\delta_K}{d} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\varepsilon}{m} \cdot \frac{1}{\mu}. \quad (2.13)$$

Известно, что процессы зарождения и роста трещины связаны с энергией активации пластического течения [30] и характеристиками деформационного упрочнения [34]. Энергия активации пластической деформации (ΔH) может быть оценена по соотношению, полученному в результате частного решения уравнения Гиббса [46]:

$$\Delta H = -R \cdot \frac{\Delta \ln \dot{\varepsilon}}{\Delta \left(\frac{1}{T} \right)} \bigg|_{\sigma}, \quad (2.14)$$

где R — универсальная газовая постоянная; T — температура; K , $\dot{\varepsilon}$ — скорость деформации. С уменьшением размера зерна феррита величина ΔH снижается (рис. 2.12), уменьшаются и характеристики деформационного упрочнения (рис. 2.11, 2.12) [5]. Учитывая взаимосвязь m и ΔH (рис. 2.13), соотношение (2.13) принимает вид

$$\frac{\delta_K}{d} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\varepsilon}{\Delta H} \cdot \frac{A}{\mu}, \quad (2.15)$$

где A — постоянная.

Из зависимости (2.15) следует, что процесс раскрытия трещины должен состоять по крайней мере из двух составляющих, которым присущи признаки пластической неустойчивости [16; 36], (когда появившаяся первая полоса

⁷ Длина трещины может быть представлена кратной диаметру зерна феррита: $\ell = a \cdot d$, где a — число зерен, укладываемых на длине ℓ .

Чернова-Людерса приводит к формированию субмикротрещины), и деформационно упрочняющегося материала. Так, в процессе деформирования, после достижения условий (2.10), начнется рост трещины, при чем этому явлению должны соответствовать вполне определенные значения ΔH и $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$. Ука-

занный процесс будет продолжаться до тех пор, пока процессы деформационного упрочнения не приведут к повышению результирующего напряжения в устье трещины и ее рост не прекратится. В случае низких значений ΔH и, как следствие этого, высоких степеней локализации пластического течения (уменьшение d ведет к росту ρ_m), когда необходимый прирост напряжения в устье трещины не обеспечивается значениями характеристик деформационного упрочнения, наблюдается ускоряющийся процесс раскрытия трещины. Металл в этом случае разрушается после исчерпания резервов деформационного упрочнения. В дополнение к этому следует отметить, что соотношение (2.13) используется для определенного интервала деформаций, когда $m = \text{const}$. После достижения значений деформации, при которых происходят качественные изменения дислокационной структуры, например формирование ячеек (второй участок ОДУ), снижение m приводит к скачкообразному понижению $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (рис. 2.4). В этом случае вместо d необходимо подставить

характеристику, учитывающую роль дислокационной ячеистой структуры в процессах зарождения и роста трещины.

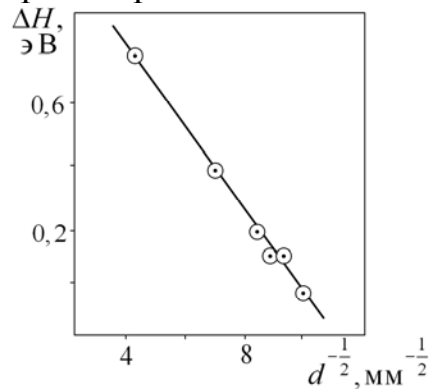


Рис. 2.12. Влияние размера зерна феррита на энергию активации пластической деформации

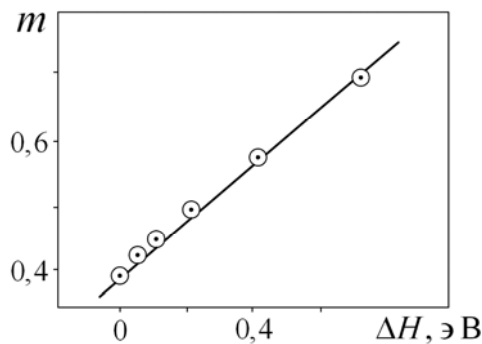


Рис. 2.13. Взаимное изменение m и ΔH

Таким образом, для низкоуглеродистых сталей увеличение размера зерна феррита сопровождается снижением требуемой плотности подвижных дислокаций для распространения пластического течения в области микротекучести. При этом, низким уровням напряжения течения (σ_0) соответствует повышенный прирост плотности дефектов кристаллического строения, контролируемый характеристиками деформационного упрочнения.

2.2. Деформационное упрочнение тонколистового низкоуглеродистого проката

В настоящее время достижения в области технологии горячей прокатки позволяют получать листовой низкоуглеродистый горячекатаный прокат толщинами до 1,5 мм. Уменьшение толщины листового проката сопровождается изменениями температурно-деформационных режимов процесса прокатки. Особенно важное значение указанные изменения приобретают при последних обжатиях чистовой группы клеток [53]. Сравнительный анализ получаемого комплекса свойств низкоуглеродистых листовых сталей указывает на существование заметных различий, обусловленных особенностями технологии производства: горячая прокатка или холодная прокатка и последующий рекристаллизационный отжиг. При неизменном химическом составе, в большинстве случаев горячекатаный тонколистовой прокат обладает повышенными прочностными свойствами и более низкой пластичностью [48].

На основании этого представляет несомненный интерес, изучая зависимость свойств и параметров деформационного упрочнения от структурных характеристик металла, объяснить причины, приводящие к указанным различиям в комплексе свойств листового проката, полученного в результате горячей прокатки и холодной деформации с последующим отжигом и разработать рекомендации, направленные на улучшение качественных показателей горячекатаного металла.

2.2.1. Структурообразование в горяче- и холоднокатаных отожженных листовых низкоуглеродистых сталях. Учитывая высокую температуру и значительные обжатия при горячей прокатке, развитие динамической (в процессе обжатия металла в клетки) и статической (в течение движения его в межклетьевом пространстве) рекристаллизации должны приводить к формированию равноосной структуры феррита [49]. Действительно, как следует из анализа микроструктуры, исследуемая сталь после горячей прокатки обладает равномерным, полиэдрическим зерном феррита, независимо от ориентации сечения металла относительно направления прокатки (рис. 2.14). Аналогичное строение ферритной матрицы имеет и холоднокатаный прокат после отжига (рис. 2.15).

Вместе с этим, при практически одинаковых значениях размера зерна феррита в стали после горячей прокатки и холодной деформации с отжигом, вторая фаза обладает существенными различиями. Так, если в отожженном холоднодеформированном металле частицы второй фазы – это глобулы це-

ментита (рис. 2.15.), равномерно распределенные в ферритной матрице (преимущественно по границам зерен), то в горячекатаном – объемы металла с повышенной травимостью. Детальное исследование внутреннего строения указанных участков (рис. 2.16) вместе с экспериментальными данными показали, что указанные структурные образования представляют собой области феррита с повышенной концентрацией в них частиц цементита, с различной дисперсностью и морфологией от глобуля до пластины. На основании этого представляется необходимым проанализировать причины, приводящие к получению одинакового размера зерна феррита при столь различающихся размерах и объемных долях второй фазы (рис. 2.17).

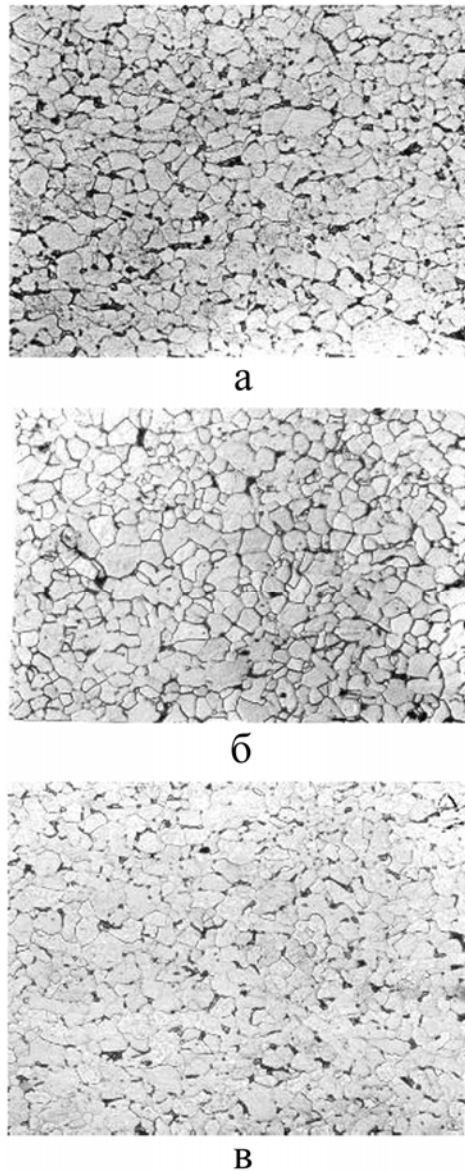
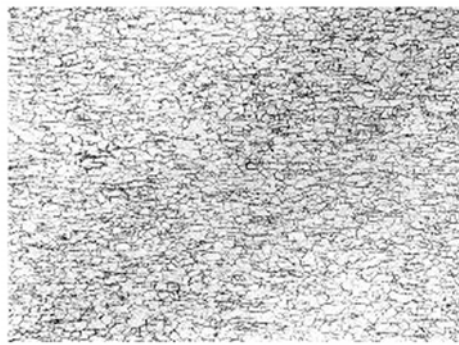


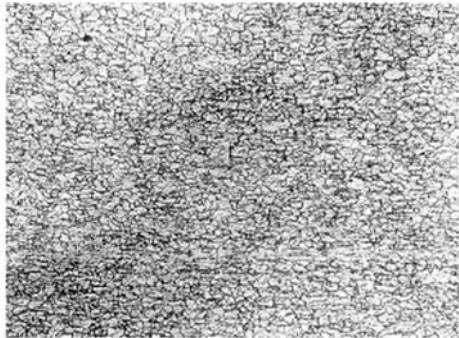
Рис. 2.14. Микроструктура
горячекатаной стали (пл. № 221030) в зависимости
от направления сечения металла по толщине проката $\times 400$:
а – вдоль прокатки (ВП); *б* – поперек прокатки (ПП);
в – под углом 45° . Толщина металла 2,2 мм



а



б



в

Рис. 2.15. Микроструктура холоднокатаной и отожженной стали ($a = 0,6$ мм) в зависимости от направления сечения металла $\times 200$:
а – ВП; б – ПП, в $\angle 45^\circ$

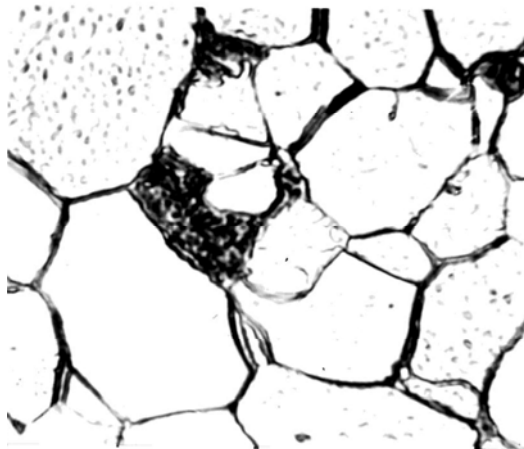


Рис. 2.16. Структура горячекатаной стали ($a = 2,2$ мм) пл. № 4000999. $\times 2000$

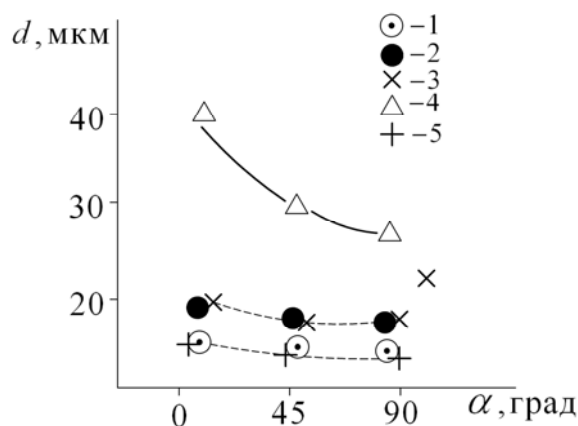


Рис. 2.17. Изменение размера зерна феррита горячекатаной (1, 2) и отожженной холоднокатаной (3, 4, 5) стали (1, 5 – пл. № 4000999; 2, 3 – пл. 221030; 4 – пл. № 820753) в зависимости от угла ориентации сечения металла относительно направления прокатки (α)

Известно, что протекание рекристаллизации в гетерофазных системах в значительной степени зависит от присутствия частиц второй фазы, которые являясь препятствиями перемещению границ зерен матрицы влияют на величину рекристаллизованного зерна [50].

Для оценки получаемого размера зерна феррита, воспользуемся соотношением Зинера–Смита: $\left(d = \frac{2}{3} \cdot \frac{D}{f} \right)$. После подстановки в указанную зависи-

мость экспериментальных значений структурных составляющих холоднокатаной, отожженной стали: $f = 1\%$ и $D = 0,25 \dots 0,3$ мкм, вычисленный размер зерна феррита составил интервал значений $15 \dots 20$ мкм. Аналогичный расчет для горячекатаной стали ($f \cong 10\%$ – объемная доля участков повышенной травимости и $D = 2 \dots 2,5$ мкм – их средний диаметр) показал значения d равные $15 \dots 18$ мкм. Сравнительный анализ рассчитанных размеров зерен феррита с экспериментально наблюдаемыми значениями показал довольно хорошее совпадение. Различия не превысили 10% . На основании полученных результатов, можно считать, что как при горячей прокатке, так и при отжиге холоднокатаной стали ферритная структура формируется в результате протекания процессов собирательной рекристаллизации. В случае невыполнения указанного соотношения, либо развития рекристаллизационных процессов по иному механизму, можно наблюдать объемы металла с внутризеренным расположением частиц. Обусловлено формирование указанных участков ферритной структуры неравномерностью распределения частиц цементита, что в свою очередь может быть связано с различиями в скоростях коалесценции в разных объемах. Наиболее характерный пример отрыва границ от точек закрепления – это появление зерен феррита с размерами во много раз превышающими соседей, хотя средний размер глобуля цементита и расстояние между ними остаются неизменными [18]. Аналогичные картины структурных изменений наблюдаются и в горячекатаном низкоуглеродистом прокате.

Как показали микроструктурные исследования, горячекатаный листовой прокат толщиной 2,2 мм обладает приповерхностным слоем крупных зерен феррита, средний размер которых в несколько раз превышает размер зерна внутренних объемов (рис. 2.18). На основе анализа известных экспериментальных данных можно выделить отдельные факторы, вызывающие формирование такой структурной неоднородности [52]. К указанным факторам относятся параметры процесса горячего деформирования [47] и условия смотки металла в рулон [48]. Если же судить о причинах, вызывающих формирование слоев крупных зерен, обращают на себя внимание многочисленные и часто противоречивые объяснения: от развития локальных ликвационных явлений [54], неоднородности распределения деформации по толщине металла [48], до возникновения в определенных объемах металла условий формирования специфических текстурных соотношений [55].

Если принять, что формирование в поверхностном слое крупнозернистой структуры феррита связано с развитием процессов обезуглероживания при горячей прокатке (от 0,06 % С в середине, до 0,05 % С на поверхности горячекатаного листа толщиной 1,5 мм), а механизмом, контролирующим размер зерна феррита, является собирательная рекристаллизация, то рост d вполне оправдан.

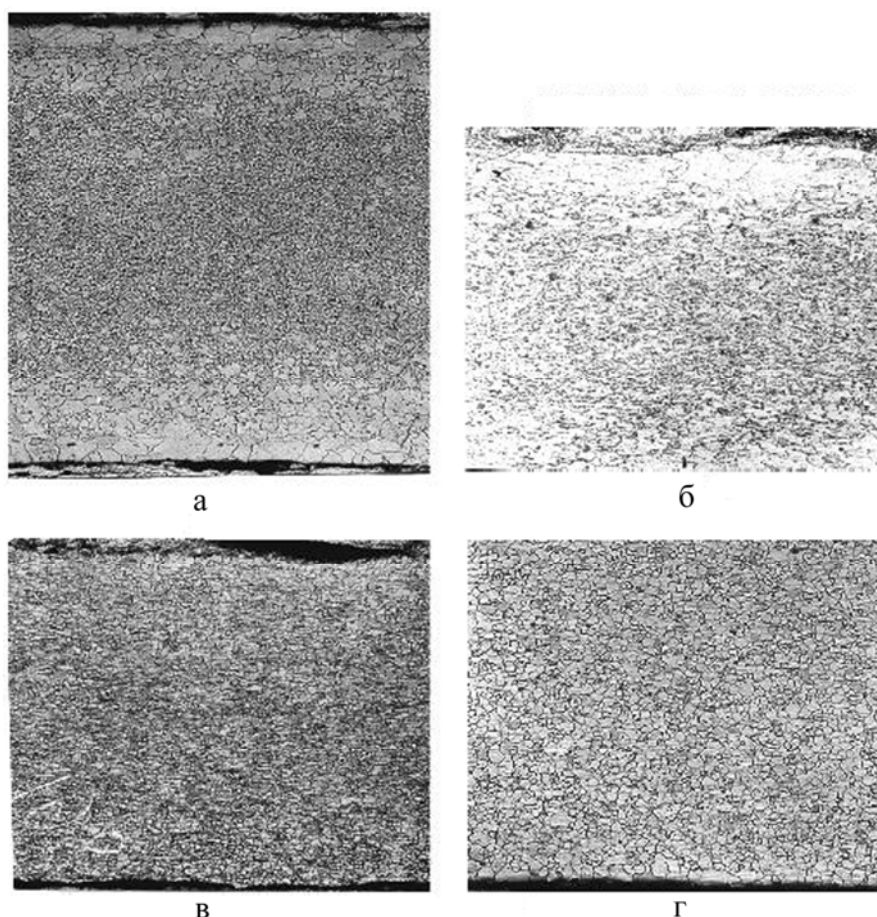


Рис. 2.18. Микроструктура горячекатаной стали толщиной 2,2 мм – (а); после холодной прокатки ($a = 0,6$ мм) – (б); холодной прокатки и отжига ($a = 0,6$ мм) – (в); холодной прокатки и отжига ($a = 1,86$ мм) – (г) $\times 50$ (а, в); $\times 80$ (б, г)

Так, воспользовавшись соотношением Зинера–Смита, после подстановки объемной доли участков, подобных перлитным, для поверхностных и внутренних объемов металла получили, что изменение d должно ограничиваться интервалом 10...15 %. Экспериментально же наблюдается более существенное различие – в несколько раз. Кроме этого, чем выше температура конца прокатки листового металла, тем в большей степени должно происходить обезуглероживание и, как следствие этого, более протяженный по толщине проката должен быть слой грубой ферритной структуры. Однако, на самом деле картина совершенно иная. Горячекатаный металл толщиной 2,2 мм обладает протяженностью поверхностного слоя крупных зерен 80...100 мкм, в то же время как для листа толщиной 1,5 мм указанный параметр составил значения 200...400 мкм.

На основании полученных результатов можно полагать, что степень обезуглероживания поверхностных объемов не может быть основной причиной, приводящей к столь существенному укрупнению структуры горячекатаного металла.

Учитывая, что структура горячекатаной низкоуглеродистой стали в основном формируется в результате протекания процессов собирательной рекристаллизации, структурные изменения в поверхностных объемах металла могут быть связаны с иными движущими силами. Действительно, рассматривая форму зерен феррита, обращает на себя внимание конфигурация фронта рекристаллизации, при огибании как частиц второй фазы, так и отдельных зерен феррита. Обладая в целом формой, близкой к прямоугольной или фигурам «верного» типа [56], вместе с существенными различиями в вытравливании границ (отдельные оборванные границы), такая структура является сформированной при развитии процессов вторичной рекристаллизации. Рассматривая причины, вызывающие столь значительные изменения в рекристаллизационных процессах можно полагать, что огромное значение должно иметь взаимодействие между валком прокатного стана и деформируемым металлом.

Если принять, что в процессе горячей прокатки возникновение напряжений трения в очаге деформации приводит к формированию в поверхностных объемах металла определенных полос сдвига, обладающих иными, чем внутренние слои, кристаллографическими параметрами [57], видимо и рекристаллизационные процессы будут развиваться по другому. Развитие рекристаллизации в указанных объемах с, так называемой, текстурой Госса [57] – (110) [001], характеризуется во первых более быстрым формированием зародыша рекристаллизации [55], чем в объемах с иными текстурными параметрами и быстрым его ростом. Высокая скорость укрупнения ферритных зерен в этом случае обусловлена механизмом рекристаллизации, основанном на коалесценции зерен [57]. Существование рядом друг с другом зерен с указанными текстурными параметрами и низкой взаимной разориентацией приводит к исчезновению границ раздела. Большеугловые границы зерен феррита, в этом случае, как бы растворяются и огрубление структуры происходит с

большой скоростью. Снижение температуры прокатки, например при прокатке листа толщиной 1,5 мм (по сравнению с 2,2 мм), сопровождается ростом объема металла, обладающего текстурой с компонентами, приводящими к возникновению крупных зерен феррита. Кроме этого, необходимо отметить достаточно высокую устойчивость указанной сформированной структуры при последующем нагреве. Ее влияние отмечается даже после предварительной холодной пластической деформации и последующего отжига (см. рис. 2.18, б, в). Снижение величины обжата при холодной прокатке сопровождается увеличением слоя крупных зерен при последующем отжиге. При анализе комплекса свойств, их зависимости от структурных параметров металла с такой разнородностью, необходимо учитывать доленое влияние зоны крупных зерен.

2.2.2. Зависимость свойств от структурных параметров горяче- и холоднокатаных отожженных низкоуглеродистых сталей. С уменьшением размера зерна феррита независимо от ориентации образцов относительно направления прокатки, наблюдается увеличение пределов пропорциональности ($\sigma_{\text{пц}}$), текучести (σ_T), прочности (σ_B), величины σ_0 (рис. 2.19). Для исследуемого диапазона размеров зерна феррита, при неизменности химического состава стали, прочностные характеристики горячекатаного металла выше аналогичных холоднокатаной отожженной стали. Исключение составили данные по холоднокатаной отожженной стали, толщиной 1,86 мм (пл. 820753 с повышенным содержанием Mn). В этом случае, как предел текучести, так и величина σ_0 расположились на зависимости соответствующей горячекатаному металлу. Для анализа причин, приводящих к росту прочностных характеристик, при одинаковом составе и практически равных размерах зерна феррита, воспользуемся построением Холла–Петча (1.9) для σ_T и σ_0 :

$$\sigma_0 = \sigma_i'' + \sigma_{\Delta} + \frac{K_y}{\sqrt{2d}} + \alpha \cdot \mu \sqrt{\frac{\varepsilon_L \cdot B}{d}} \quad (2.16)$$

(рис. 2.19). Анализ абсолютных значений σ_i показал не только равенство для двух структурных состояний (горячекатаное и холоднокатаное, отожженное), но и совпадение с данными по высокочистому железу и отожженной низко-

углеродистой стали [4; 14] для построения $\sigma_T = f\left(d^{-\frac{1}{2}}\right)$, $\sigma_i = 30 \text{ Н/мм}^2$ и

$\sigma_0 = f\left(d^{-\frac{1}{2}}\right)$, $\sigma_i = 10 \text{ Н/мм}^2$. Учитывая, что величина σ_i , по определению,

характеризует сопротивление металла при распространении течения внутри зерна, в первом приближении, можно говорить об одинаковом состоянии твердого раствора стали после горячей прокатки и после отжига, предварительно холоднокатаного металла. Другая характеристика уравнения Холла–

Петча, величина K_y , согласно А. Х. Коттреллу характеризует меру «трудности» возбуждения скольжения в соседнем недеформированном зерне. Для горячекатаного состояния указанная величина составила значение $35 \text{ Н/мм}^{3/2}$, против $27 \text{ Н/мм}^{3/2}$ для отожженного холоднокатаного металла. Учитывая, что σ_0 является составляющей σ_T и характеризует процессы течения металла в области микротекучести, отдельный анализ составляющих σ_0 позволит объяснить причины повышенного уровня прочностных свойств горячекатаного металла. Первая характеристика соотношения (2.16) для горячекатаного и холоднодеформированного отожженного металла одинакова. Второе слагаемое представляет собой оценку меры «трудности» возбуждения скольжения в соседнем зерне – обозначим $\sigma_n = \frac{K_y}{\sqrt{2d}}$. Для горячекатаного металла $K_y = 35 \text{ Н/мм}^{3/2}$, а после отжига холоднодеформированной стали – $27 \text{ Н/мм}^{3/2}$. Для случая одинаковых значений размера зерна феррита вычисленные величины σ_n^r (горячекатаное состояние) выше аналогичной характеристики холоднокатаной, отожженной стали (σ_n^x).

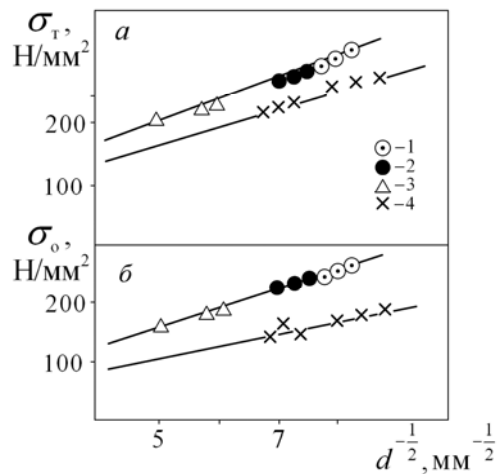


Рис. 2.19. Зависимость предела текучести (а) и σ_0 (б) от размера зерна феррита (горячекатаный прокат (1) – пл. 4000999; (2) – пл. 221030 (толщина 2,2 мм); холоднокатаный отожженный (3) – пл. 820753 (толщина 1,86 мм); (4) – пл. 4000999 и 221030 (толщина 0,6 мм))

Третье слагаемое соотношения (2.16)

$$\sigma_m = \alpha \mu \sqrt{\frac{\varepsilon_L \cdot \sigma}{d}}.$$

Как следует из анализа кривых растяжения, при одинаковых размерах зерна феррита, величины деформации Людерса (ε_L) горячекатаной стали (ε_L^r) превышают аналогичную характеристику отожженного холоднокатаного метал-

ла (ε_L^x). Например, при $d = 15$ мкм $\varepsilon_L^x = 0,013$ и $\varepsilon_L^\Gamma = 0,024$. После подстановки характеристик в σ_m , получили $\sigma_m^\Gamma > \sigma_m^x$. На основании полученных данных, для интервала деформаций области микротекучности, повышенные значения σ_0 горячекатаного металла обусловлены, прежде всего, пониженной проницаемостью ферритных зерен при распространении скольжения и одновременном приросте напряжения, необходимого для формирования фронта полосы деформации. Кроме этого, объемная доля второй фазы в горячекатаном металле, составляя 10 % против 1 % холоднокатаной отожженной стали, приводя к приросту характеристик деформационного упрочнения, особенно в области однородного деформационного упрочнения, дополнительно способствует повышению прочностных свойств. По мере измельчения ферритной зеренной структуры, разница в абсолютных значениях величины σ_0 двух структурных состояний растет (см. рис. 2.19), что лишний раз указывает на роль процессов, подобных деформационному упрочнению, на начальных этапах пластического течения.

После достижения деформирующим напряжением значений, близких пределу текучести, в объеме металла уже имеются почти полностью сформированные один или несколько зародышей полосы деформации критического размера. До тех пор, пока не начнется распространение течения посредством перемещения фронта полосы деформации, напряжение течения описывается зависимостью учитывающей, в основном, общую плотность дислокаций, накопленную системой в процессе нагружения [14].

Когда результирующее напряжение достигнет значения достаточного для перемещения фронта полосы деформации, этапам распространения пластического течения соответствуют вполне закономерные изменения плотности подвижных дислокаций (ρ_m) [58]. Воспользовавшись соотношением (2.4) оценим ρ_m на момент начала макротечения металла. После подстановки экспериментальных значений ε_L и d исследуемых сталей с различным структурным состоянием получили, что чем больше размер зерна феррита, тем меньшее количество подвижных дислокаций требуется для поддержания локальной скорости деформации (рис. 2.20, а). С другой стороны, при одинаковом размере зерна феррита, для стали в горячекатаном состоянии для начала пластического течения требуется повышенная плотность подвижных дислокаций, чем та, которая необходима для холоднокатаной отожженной стали. В этом случае избыточная плотность дислокаций может быть обеспечена только за счет повышения уровня результирующих напряжений.

В процессе деформирования прирост плотности дислокаций пропорционален скорости деформационного упрочнения, т. е. можно записать $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \sim \Delta\rho$. По мере повышения степени пластической деформации скорость деформационного упрочнения монотонно снижается, при чем величина снижения ука-

занной характеристики во многом определяется эволюционными процессами внутреннего строения металла при деформации. Примерами могут служить зависимости $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ от начальных условий течения (область микротекучности) до процессов формирования дислокационной ячеистой структуры. На основании этого можно полагать, что при практически одинаковой начальной плотности дислокаций (до нагружения) требуемая плотность подвижных дислокаций для развития пластического течения в металле будет тем выше, чем мельче зерно феррита (рис. 2.20, *а*). В первом приближении, исключая процессы формирования дислокационной ячеистой структуры, можно полагать, что после начала макротечения металла, деформация до разрушения будет тем выше, чем на более протяженный участок, по шкале деформаций, распределится прирост общей плотности дислокаций, до своего максимально допустимого значения. Подтверждают приведенное положение данные рис. 2.20, *б*. Так, в горячекатаном металле, после достижения деформацией 5 % (вблизи значения ε_n , соответствующего началу формирования дислокационной ячеистой структуры), скорость деформационного упрочнения выше, чем в стали после холодной деформации и отжига. На основании этого можно полагать, что на всем интервале деформаций от момента зарождения пластического течения и до 5 %, прирост плотности дислокаций в горячекатаном металле выше. Следовательно, выше и общая, накопленная в результате деформации, плотность дислокаций. Повышенной накопленной плотности дислокаций должны соответствовать более высокие уровни напряжения течения. Подтверждает это анализ диаграмм растяжения. При одинаковом размере зерна феррита (~15 мкм) после деформации 5 %, напряжение течения в горячекатаном металле составило значения 340 Н/мм², против 290 Н/мм² в холоднокатаном, отожженном (пл. 4000999). При более высоких степенях пластической деформации, когда металл обладает довольно совершенной дислокационной ячеистой структурой, например, после растяжения на 14 % (рис. 2.20, *б*, кривые 3, 4), разница в $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ для двух структурных состояний значительно меньше.

Таким образом, наблюдаемые различия в структуре металла, обусловленные способом его получения (горячая прокатка или холодная деформация и последующий рекристаллизационный отжиг), приводя к изменениям в условиях зарождения и распространения пластического течения, находят свое отражение на всех этапах деформирования, вплоть до разрушения стали.

По мере повышения степени холодной пластической деформации, наблюдаемые структурные изменения внутреннего строения металла приводят к искажению зависимости комплекса свойств от первоначальных (до деформации) структурных параметров. Необходимость прогнозирования поведения металла в области предельно-допустимых пластических деформаций, равномерности ее распределения, особенно для листового проката, предназначенного для глубокой вытяжки, привели к разработке многочисленных критери-

ев и различных показателей [32; 60]. Однако, наиболее часто используемые и дающие удовлетворительные, корреляционные связи со структурными параметрами являются коэффициент деформационного упрочнения (n), соотношение (2.5) и коэффициент пластической анизотропии (r_m)⁸. Рассматривая характер изменения величины r_m , относительно степени холодной пластической деформации при испытаниях на растяжение, для исследуемых сталей после горячей прокатки и отжига холоднокатаного металла, обнаруживается значительное подобие до деформаций ε_n (рис. 2.21).

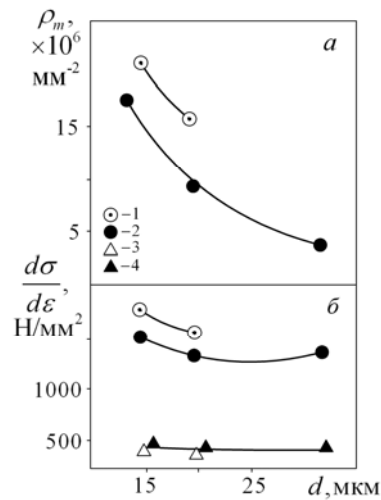


Рис. 2.20. Влияние размера зерна феррита на ρ_m (а) и $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (б),
(1, 3 – горячекатаное состояние; 2, 4 – холодная прокатка, отжиг).
Для $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (1, 2 – деформация 5 %; 3, 4 – деформация 14 %)

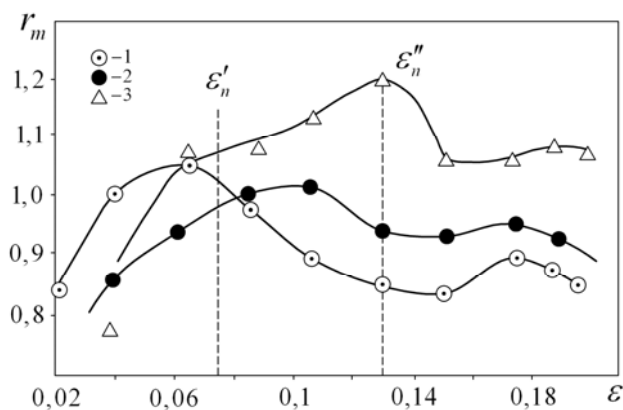


Рис. 2.21. Влияние степени деформации при растяжении на r_m :
1, 2 – горячекатаное состояние; 3 – холоднокатаная отожженная сталь

⁸ Коэффициент пластической анизотропии находят для определенной пластической деформации по соотношению: $r_m = \frac{1}{4}(r_0 + 2 \cdot r_{45} + r_{90})$, где r_0 , r_{45} и r_{90} – соответственно значения коэффициента, определяемые под углом 0° , 45° и 90° относительно направления прокатки [60].

На основании полученных результатов можно говорить, что указанная характеристика мало чувствительна к структурным изменениям в металле, обладающем несовершенной дислокационной ячеистой структурой. Аналогичным образом ведет себя и показатель деформационного упрочнения [32]. При увеличении степени деформации, после момента формирования дислокационной ячеистой структуры, исходные различия в структурном состоянии исследуемых сталей находят все большее отражение на характере развития процессов совершенствования сформированной дислокационной ячеистой структуры. По сравнению с горячекатаным металлом, прогрессирующий рост коэффициента пластической анизотропии, начиная от деформаций ε_n , указывает на высокую способность металла выдерживать большие пластические деформации при двухосном напряженном состоянии [60]. Действительно, как следует из экспериментальных данных [53], пластические характеристики металла, подвергаемого большим деформациям, в огромной степени определяются размером, формой ячеек [60], изменение которых оказывает влияние на уровень значений n и r_m . Рассматривая зависимость коэффициента деформационного упрочнения и r_m от размера зерна феррита, можно говорить о качественном подобии (рис. 2.22).

С ростом размера зерна как n , так и коэффициент пластической анизотропии, не зависимо от структурного состояния металла, повышаются. На основании этого можно говорить о существовании прямо пропорциональной зависимости между ними. Совместный анализ огромного экспериментального материала [48], свидетельствующего о том, что независимо от ориентации образцов относительно направления прокатки, с ростом r_m наблюдается достижение повышенных значений относительного удлинения, что подтверждается прямопропорциональной зависимостью между δ_4 и n (рис. 2.23). На основании этого получаем, что рост пластических характеристик металла обеспечивается высокими значениями параметров деформационного упрочнения. С другой стороны, на начальных этапах пластического течения, пониженные значения плотности подвижных дислокаций являются причиной малого прироста дислокаций при деформировании, что дополнительно способствует повышению пластичности. Для обеспечения одновременного выполнения столь разных условий рассмотрим характеристики, описывающие процессы зарождения и распространения пластического течения. Сравнительный анализ изменения величины K_y , определяемой из анализа кривой растяжения и σ_0 от структурных параметров горячекатаного и холоднодеформированного отожженного металла, предполагает существование взаимосвязи между ними (рис. 2.24). Из приведенного соотношения следует, что для повышения относительного удлинения, независимо от структурного состояния стали, необходимо одновременно понизить уровень значений K_y и σ_0 . С другой стороны, для достижения пластических свойств холоднокатаной отожженной стали, да-

же при неизменном значении K_y , необходимо снизить σ_0 горячекатаного металла на 30...35 %. Такое снижение указанных характеристик, как следует из литературных данных [4; 5], можно достигнуть за счет структурных изменений, подобных наблюдаемым, при отжиге холоднодеформированного металла. Применительно к горячекатаному металлу, если исключить операцию холодной прокатки, можно надеяться, что возобновление процессов структурообразования при нагреве до температур A_{c1} , позволит приблизить структуру металла к состоянию после холодной прокатки и отжига. Учитывая, что при производстве горячекатаного листа степень пластической деформации в последней клетке чистовой группы составляет значение порядка 20 %, а температура обжата, по мере уменьшения конечной толщины листа, снижается, относительно высокая скорость охлаждения тонколистового металла (например 1,5 мм) позволяет сохранить часть плотности дефектов кристаллического строения, введенных в металл при горячей прокатке. С другой стороны, при прокатке тонколистовой стали, когда температура последнего обжата может достигать значения вблизи A_{c1} , в этом случае растет вероятность начала распада деформированных участков аустенита по абнормальному механизму [52]⁹. По-видимому, нечто подобное наблюдается при горячей прокатке низкоуглеродистого листа толщиной 1,5 мм. Как следует из микроструктурных исследований (см. рис. 2.16) в участках, представляющих бывшие зерна аустенита практически полностью отсутствуют объемы, представляющие перлит с регулярным пластинчатым строением. Следовательно, частичное сохранение дефектов кристаллического строения, введенных горячей пластической деформацией, обогащая приграничные области ферритных зерен [4], совместно с аустенитными зернами, претерпевшими распад по абнормальному механизму, все это указывает на существование движущих сил, необходимых для начала структурных изменений при нагреве горячекатаного металла.

В процессе выдержки металла, при температурах нагрева до A_{c1} , области ферритных зерен с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения будут способствовать ускорению диффузионных процессов массопереноса и, как следствие этого, повышению скорости коалесценции и перераспределения частиц цементита из участков бывших аустенитных зерен на ферритные границы. В результате этого можно получать структуру металла с различной степенью приближения к структуре холоднокатаной отожженной стали.

Вместе с этим, при относительно длительных выдержках при температурах вблизи A_{c1} , из-за малых объемных долей цементита, развитие коалесценции может привести не только к огрублению структуры феррита, но и к возникновению разнотерности [47; 48].

⁹ Развитие абнормального превращения аустенита обусловлено возникновением термических напряжений.

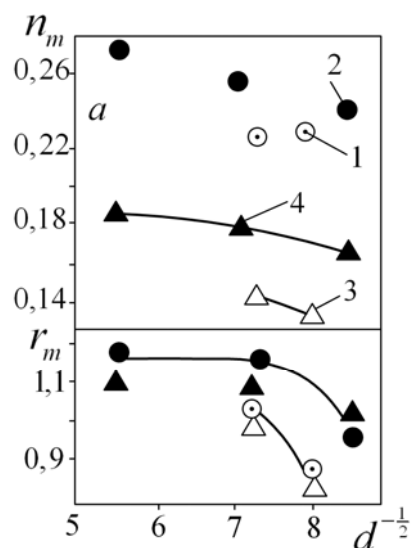


Рис. 2.22. Влияние размера зерна феррита на $n_m = 1/4(n_0 + 2n_{45} + n_{90})$ (а) и r_m (б) (1, 3 – горячекатаное состояние; 2, 4 – холоднодеформированное отожженное (1, 2) – $\varepsilon < \varepsilon_n$; (3, 4) – $\varepsilon < \varepsilon_n$)

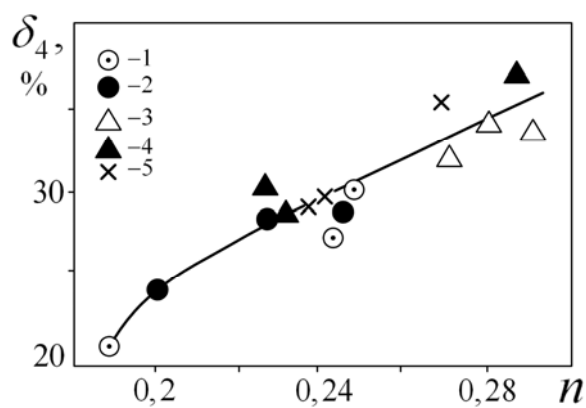


Рис. 2.23. Взаимное изменение n и δ_4 .

Три значения одинакового обозначения соответствуют трем ориентациям образца: 0° , 45° и 90° относительно НП: 1, 2 – горячекатаное, две плавки; 3, 4, 5 – три плавки холоднокатаное, отожженное состояние

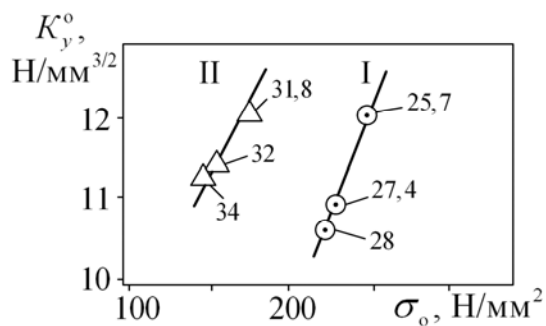


Рис. 2.24. Взаимное изменение σ_0 и K_y горячекатаной (I) и холоднокатаной отожженной стали 08кп (II). Цифры у точек соотношений обозначают значения удлинения (δ)

2.2.3. Влияние температуры нагрева на структуру и свойства горячекатаной низкоуглеродистой стали. С увеличением температуры и длительности отжига горячекатаной стали темп снижения пределов текучести и прочности, прироста относительного удлинения в целом повышается (рис. 2.25). Однако, как следует из анализа характера изменения указанных величин, при довольно значительном подобии, наблюдаемые различия могут быть связаны с различной чувствительностью свойств металла к структурным изменениям при отжиге. Так, если для прочностных характеристик стали отмечается монотонный характер изменения, то для относительного удлинения, не зависимо от температуры нагрева, сначала наблюдается снижение указанной характеристики, от примерно 29 % для горячекатаного состояния, до 25 % после длительности выдержки 0,5 ч. Далее следует неизменность абсолютных значений и только после длительности 1 ч наблюдается прирост δ_4 , величина которого пропорциональна температуре отжига. При температурах отжига 680 °С и длительности около 5 час как по прочностным, так и по пластическим свойствам низкоуглеродистая горячекатаная сталь достигает уровня холоднодеформированного отожженного металла (рис. 2.25).

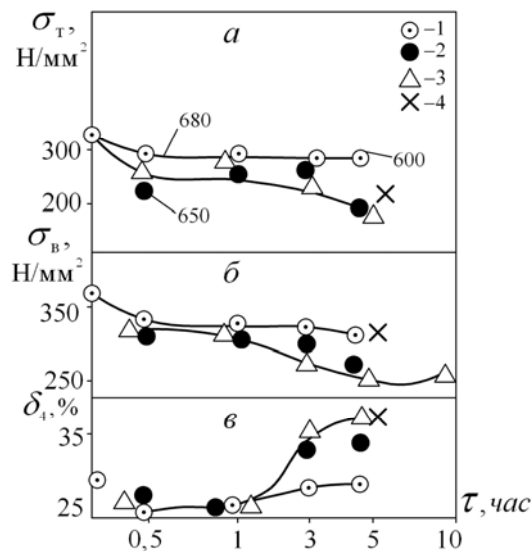


Рис. 2.25. Влияние температуры:

1 – 600; 2 – 650; 3 – 680 °С и длительности отжига на пределы текучести – (а); прочности (б); относительное удлинение (в) низкоуглеродистой горячекатаной стали 08кп (толщина 1,5 мм); 4 – холоднокатаное, отожженное состояние

Для объяснения характера приведенных зависимостей свойств при отжиге горячекатаного металла воспользуемся анализом эволюционных процессов внутреннего строения, которые определяются температурой и длительностью выдержки. Учитывая, что горячекатаный металл обладает определенной избыточной плотностью дефектов кристаллического строения, обусловленной температурно-деформационными параметрами прокатки, при нагреве будут развиваться процессы, направленные на достижение более равновесного состояния. В этом случае должно происходить перераспределение частиц

цементита в сторону более равномерного их расположения в ферритной матрице. Повышение температуры нагрева, ускоряя процессы диффузионного массопереноса, обуславливают эффективность структурных изменений, в то время как длительность определяет степень их завершения.

Как следует из микроструктурных исследований, уже в течение 1...3 ч при температуре отжига 600 °С количество участков подобных перлитным значительно сокращается независимо от мест их расположения (внутренние или приповерхностные объемы металла) (рис. 2.26). Однако, существование направленного диффузионного потока атомов углерода от участков подобных перлитным к местам выделения частиц цементита, неизбежно повышает локальную концентрацию атомов углерода в феррите.

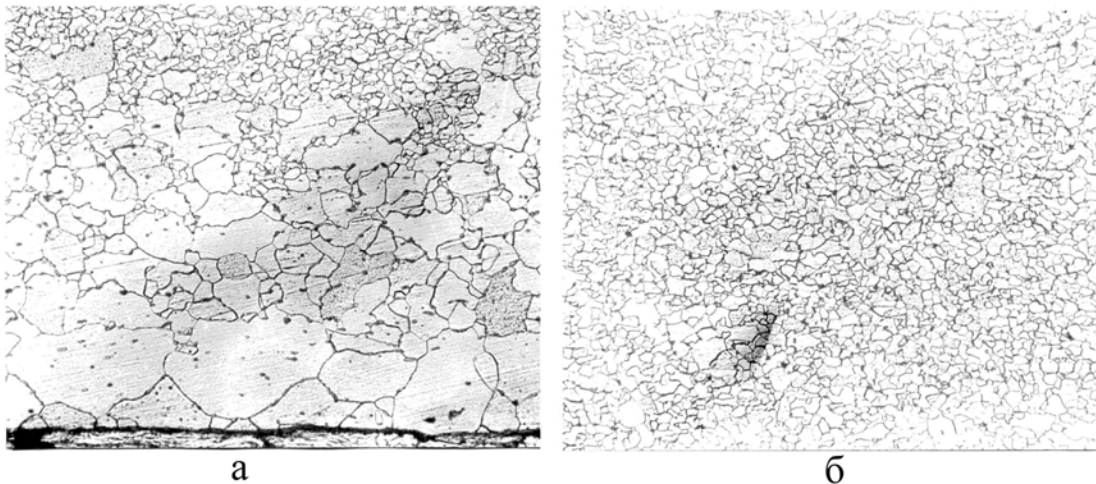


Рис. 2.26. Структура горячекатаной стали 08кп (толщиной 1,5 мм) после отжига 600 °С длительностью 1 час x200:
а – поверхностные объемы металла; *б* – середина листа

В случае незавершенности процесса переноса атомов углерода, неравномерность его распределения в феррите неизбежно окажет отрицательное влияние на процессы зарождения и распространения пластического течения и, как следствие этого, ухудшит комплекс свойств металла. Подтверждают приведенное положение данные по анализу зависимости свойств стали от размера зерна феррита, сформированного в результате рекристаллизационных процессов при отжиге горячекатаной стали. Так, в целом при практически одинаковых размерах зерен феррита при температуре отжига 680 °С (рис. 2.27), значения микротвердости заметно изменяются не только между поверхностными и внутренними объемами металла, но так же и при сравнении между соседними зернами (рис. 2.28). Более того, даже внутри отдельных зерен феррита существует разница в значениях микротвердости, между внутренними мягкими и более твердыми приграничными зонами. На основании этого можно ожидать, что если осуществить построение прочностных свойств от размера зерна феррита, на подобие зависимости Холла–Петча, она будет значительно искажена. Действительно, как следует из рис. 2.29 построение пределов текучести и прочности горячекатаной, отожженной при

температурах 600...680 °С, от измеренного зерна феррита, значительно отличается от аналогичного построения, выполненного для стали в более равновесном состоянии (рис. 2.19).

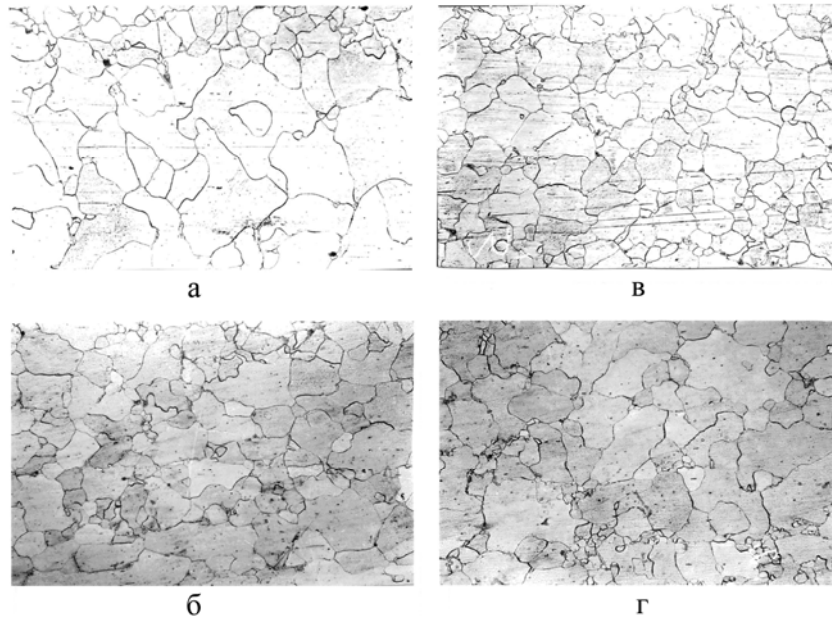


Рис. 2.27. Структура горячекатаной стали 08пс (толщина 1,5 мм) после отжига 680 °С длительностью 1 час (а, б); 3 час (в, г) поверхностных (а, в) и внутренних (б, г) объемов металла $\times 200$

Так, при увеличении размера зерна феррита, примерно в два раза (от 20 до 40 мкм), можно наблюдать практически неизменные прочностные характеристики металла. В этом случае ожидаемое разупрочнение стали с огрублением ферритной структуры, по-видимому, компенсируется приростом микротвердости от повышенной концентрации атомов углерода в твердом растворе при незавершенных процессах массопереноса. Дополнительным свидетельством приведенных положений являются случаи, когда одновременно с огрублением ферритной структуры наблюдается прирост микротвердости феррита. С другой стороны, при повышенных температурах нагрева и длительных выдержках, ускорение диффузионных процессов массопереноса при незначительных изменениях размера зерна феррита, приводит к резкому снижению пределов текучести и прочности (рис. 2.29).

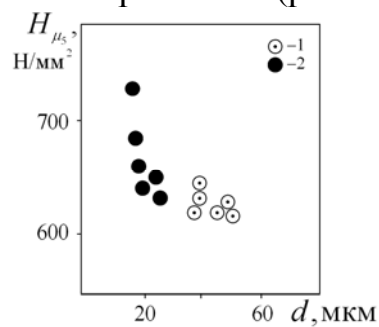


Рис. 2.28. Зависимость микротвердости феррита от размера зерна и зоны исследования:
1 – поверхность; 2 – внутренние объемы листа

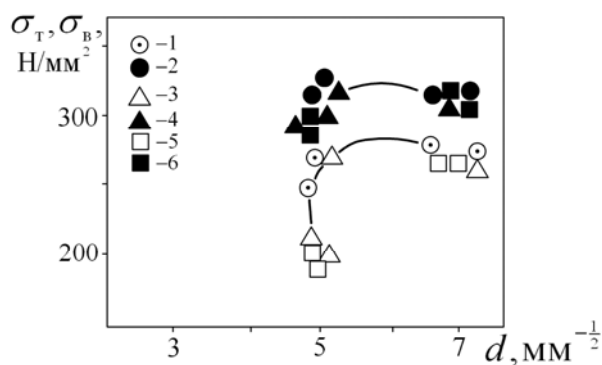


Рис. 2.29. Изменение предела текучести (1–3) и предела прочности (4–6) горячекатаной стали после отжига (1, 4 – 600; 2, 5 – 650 и 3, 6 – 680 °С, длительностью 0,5...5 ч)

Таким образом, можно полагать, что когда произойдет в полном объеме горячекатаного металла перераспределение частиц карбидной фазы, с одновременным понижением концентрации атомов углерода в твердом растворе до равновесного значения, комплекс свойств отожженной горячекатаной стали достигнет уровня, получаемого в результате холодной прокатки и рекристаллизационного отжига. Для определения рационального режима отжига рассмотрим характер зависимости параметров, описывающих зарождение и распространение пластического течения. Для снижения влияния размера зерна феррита на процессы зарождения пластического течения, был выбран диапазон размеров зерен, во-первых, когда наблюдали существенные изменения σ_0 и K_y при практически постоянном значении d и во-вторых, указанный диапазон должен соответствовать оптимальному уровню свойств (20...30 мкм) [47; 57]. При неизменном структурном состоянии, величина напряжения течения в области микротекучности и состояние межзеренных границ связаны определенным соотношением. В случае изменения структурного состояния металла, либо соотношения между процессами структурообразования, неизбежно произойдет качественное изменение взаимосвязи $\sigma_0 - K_y$.

С увеличением длительности выдержки при температуре отжига 600 °С, наблюдаемый прирост микротвердости феррита от развиваемых процессов массопереноса, сопровождается прогрессирующим ростом σ_0 и снижением K_y (рис. 2.30). Увеличение выдержки до 3 ч при температуре отжига 650 °С, не привело к качественным изменениям указанного соотношения. Исключение составили значения σ_0 и K_y для выдержки 5 ч. В этом случае начинается одновременное снижение напряжения течения области микротекучности и величины K_y . Оценка вкладов от составляющих в зависимость σ_0 (соотношение 2.16) показала, что основное изменение обусловлено, как и ожидалось, состоянием твердого раствора. В этом случае получаем, что повышенная концентрация атомов углерода в феррите наблюдается для внутренних объемов зерен, в то время как проницаемость границ зерен для рас-

пространения течения растет (снижение K_y). Построение взаимного изменения указанных характеристик позволит в деталях проанализировать процессы структурных изменений при отжиге горячекатаного металла.

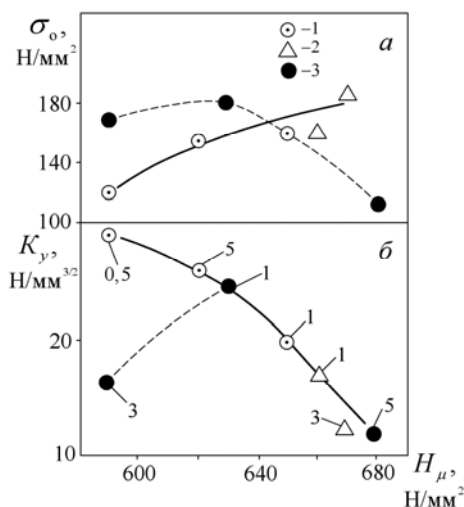


Рис. 2.30. Изменение σ_0 (а) и K_y (б)

от микротвердости феррита горячекатаной отожженной стали (1 – 600 °C; 2 – 650 °C; 3 – 680 °C), цифры у точек обозначают длительность выдержки

Как следует из анализа соотношения σ_0 – K_y (рис. 2.31) для температур 600, 650 °C (длительностью 0,5...3 ч) основной перенос атомов углерода происходит по зерну феррита, что неизбежно повышает σ_0 , а K_y либо меняется слабо (600 °C, $\tau = 1...5$ ч), либо понижается (650 °C, $\tau = 0,5...3$ ч). При температуре 650 °C и выдержке 5 ч, резкое, примерно на 30 %, относительно выдержки 3 ч, снижение σ_0 указывает на завершение в основном объеме металла, процесса переноса атомов углерода в приграничные области феррита и выделения глобул цементита на границах. Однако, незначительный прирост при этом K_y (сравни значения при отжиге 650 °C длительностью выдержки 3 и 5 ч) показывает, что пограничный перенос атомов углерода еще достаточно значителен.

На основании этого можно ожидать, что изменение выдержки или повышение температуры отжига позволят продолжить снижение указанных характеристик. При более высокой температуре отжига – 680 °C, картина несколько иная. Увеличение длительности выдержки 0,51 ч сопровождается резким приростом K_y (15...25 $\text{H/mm}^{3/2}$) при практически неизменном значении σ_0 . Наблюдаемый прирост величины K_y обусловлен ростом роли пограничной диффузии атомов углерода по сравнению с диффузионным потоком по объему зерна феррита. По мере удлинения длительности выдержки (начиная от $\tau = 1$ ч), при температуре отжига 680 °C происходит одновременное снижение напряжения течения и величины, характеризующей состояние межзеренных границ. После выдержки 5 ч при температуре отжига 680 °C

достигаются значения $\sigma_0 = 120 \text{ Н/мм}^2$ и $K_y = 12 \text{ Н/мм}^{3/2}$, которые соответствуют уровню аналогичных характеристик холоднокатаного отожженного металла. Приведенный характер изменения свидетельствует об одновременном изменении концентрации атомов углерода как во внутризеренных объемах, так и в приграничных областях зерен, по мере снижения скорости коалесценции глобулей цементита¹⁰. Аналогичный характер взаимного изменения наблюдается при отжиге холоднокатаной стали (рис. 2.24).

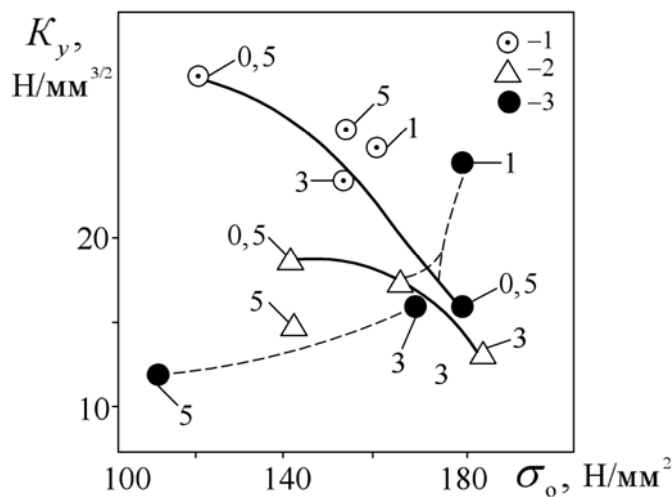


Рис. 2.31. Взаимное изменение σ_0 и K_y в зависимости от температуры отжига (1 – 600 °C; 2 – 650 °C; 3 – 680 °C) и длительности выдержки (цифры у точек, час)

Таким образом, из анализа микроструктурных исследований и зависимости характеристик, описывающих процессы зарождения и распространения пластического течения следует, что подвергая отжигу при температуре 680 °C, длительностью до 5 ч, в горячекатаном металле достигаются условия, подобные наблюдаемым при отжиге холоднокатаной стали. Однако, подобие начальных этапов пластического течения может в значительной степени искажаться за счет развития процессов деформационного упрочнения при более значительных величинах пластической деформации. Вследствие этого комплекс свойств горячекатаной стали будет ниже холоднокатаной отожженной. Дополнительное подтверждение приведенных положений следует из анализа тонкокристаллического строения. Учитывая, что для поддержания требуемой локальной скорости деформации необходима определенная плотность подвижных дислокаций, подстановка экспериментальных значений характеристик отожженного горячекатаного металла в соотношение (2.8 а) показала, что для практически неизменного размера зерна феррита (около 30

¹⁰ Рост глобулей цементита на границах зерен феррита резко снижается при завершении растворения неблагоприятно расположенных карбидных частиц – например внутри зерна феррита. Практически одинаковый диаметр глобулей и отсутствие изменения размера зерна феррита существенно снижают термодинамический стимул роста. В этом случае диффузионные потоки атомов углерода сводятся до необходимых минимальных значений.

мкм) ρ_m понизилась и стала в несколько раз меньше соответствующей горячекатаному состоянию (рис. 2.20, а). Аналогично указанной характеристике снизилось и напряжение течения, требуемое для поддержания пластической деформации. Как в случае сопротивления малым пластическим деформациям, наблюдаемые структурные изменения при отжиге горячекатаного металла неизбежно окажут влияние на поведение металла при повышенных пластических деформациях: на этапах формирования, совершенствования дислокационной ячеистой структуры. Действительно, как следует из экспериментальных значений параметров деформационного упрочнения, увеличение длительности и температуры отжига оказывают довольно сложное влияние на характер изменения указанных величин (рис. 2.32). Увеличение длительности выдержки при неизменной температуре отжига сопровождается экстремальной зависимостью изменения коэффициента и скорости деформационного упрочнения. По мере повышения температуры отжига, экстремальная зависимость становится более выраженной, а величина минимального значения характеристики смещается в сторону низких значений выдержки. Наблюдаемое снижение характеристик деформационного упрочнения обусловлено процессами перераспределения частиц цементита, из участков подобных перлитным горячекатаного состояния, на границы зерен феррита, как в структуре холоднокатаной стали после рекристаллизационного отжига. Действительно, детальное исследование структурных изменений показало, что выделение карбидных частиц по границам зерен феррита может быть причиной уменьшения n и $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$. В этом случае

первоначальное большое количество выделившихся мелких частиц цементита, в том числе и внутри зерна феррита [5], не только эффективно блокируют перемещение ферритных границ при отжиге металла [57], но и по своему характеру влияния подобно измельчению ферритной зеренной структуры, что приводит к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения (рис. 2.32). По мере увеличения времени отжига, развитие процессов коалесценции и уменьшение количества частиц с внутризеренным расположением, сопровождается приростом абсолютных значений параметров деформационного упрочнения. На основании этого можно полагать, что момент начала роста указанных характеристик свидетельствует о качественных структурных изменениях, происходящих при отжиге горячекатаного металла.

Учитывая, что наблюдаемый прирост пластических характеристик низкоуглеродистой стали с ростом размера зерна феррита [36] обусловлен темпом накопления дефектов кристаллического строения в процессе пластического деформирования [38], корреляция между δ_4 и n в зависимости от параметров отжига горячекатаной стали вполне оправдана. По мере повышения температуры отжига пропорционально повышается темп прироста коэффициента деформационного упрочнения, в то же время как другая характеристика – скорость деформационного упрочнения монотонно снижается либо остается неизменной величиной (рис. 2.32).

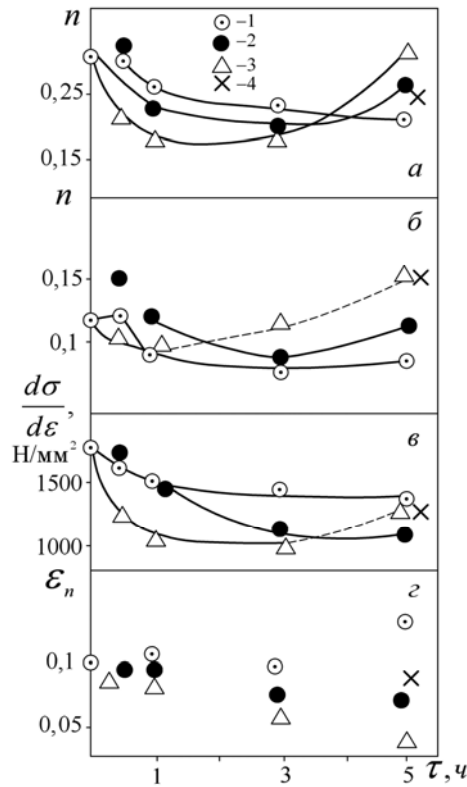


Рис. 2.32. Влияние температуры (1 – 600; 2 – 650; 3 – 680 °С) и длительности (τ) отжига горячекатаной стали на коэффициенты деформационного упрочнения первого (а) и второго участков (б) ОДУ; скорость деформационного упрочнения при 5 % (в) и деформацию перегиба ОДУ между двумя участками (ε_n) (г); (4) – холоднокатаное, отожженное состояние

Наблюдаемое, на первый взгляд, несоответствие в характере изменения n и $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, особенно при длительных выдержках, вполне объяснимо. Так, по оп-

ределению $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\sigma \cdot n}{\varepsilon}$, где σ – напряжение течения при деформации ε и можно ожидать, что увеличение коэффициента деформационного упрочнения должно сопровождаться повышением значений $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$. Однако, наблюдаемый

прирост n при отжиге полностью компенсируется опережающим снижением напряжения течения при фиксированной степени пластической деформации ε . В результате получаем либо неизменность скорости деформационного упрочнения, либо незначительное снижение, как на рис. 2.32, в. На основании приведенных зависимостей можно объяснить изменение характера процессов деформационного упрочнения, обусловленного структурными изменениями при отжиге горячекатаного металла. В случае, когда начальным этапам пластического течения соответствуют пониженные значения σ_0 и K_y , деформирование осуществляется при относительно низких уровнях плотности под-

вижных дислокаций. С другой стороны, с ростом размера зерна феррита получаем, что чем меньше величина деформации Людерса, тем при более низком уровне накопленных дислокаций и высоких значениях показателя деформационного упрочнения начинается область однородного деформационного упрочнения. Однако, при практически неизменном значении напряжения в области конца площадки текучести, в момент перехода процесса течения в фазу деформационного упрочнения, рост коэффициента деформационного упрочнения определяет уровень значений $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$. А с учетом соотно-

шения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \sim \Delta\rho$, получаем высокий прирост плотности дислокаций в металле.

Вместе с этим, в крупнозернистом металле при повышенных скоростях прироста плотности дислокаций пропорционально растет трудоемкость поддержания однородного их распределения внутри зерна. При накоплении определенного количества дислокаций, возникновение флуктуации в приросте дислокаций приводит к распаду однородного распределения на дислокационную структуру с определенной периодичностью [43]. На основании экспериментальных данных получили, что в крупнозернистом металле при неизменном уровне твердорастворного упрочнения, формирование дислокационной ячеистой структуры произойдет при более низких величинах пластической деформации, чем в относительно мелкозернистой стали. На диаграммах растяжения обнаруживается уменьшение деформации ε_n , соответствующей перелому, разграничивающему участки области однородного деформационного упрочнения. На основании соотношения, связывающего накопленную плотность дислокаций от степени пластической деформации и обратнопропорциональной зависимости размера формирующейся ячейки от ε [60], получаем, что чем ниже ε_n , тем должны быть крупнее ячейки. Однако, моменту формирования указанных крупных ячеек соответствуют пониженные значения накопленной общей плотности дислокаций, как в стенках, так и внутри самих ячеек. На основании этого, предполагая, что подвижность дислокаций в указанных структурах обратнопропорциональна плотности дислокаций, в процессе пластического течения такая структура в большей мере способна к видоизменениям. В этом случае этапы совершенствования и измельчения дислокационной ячеистой структуры будут развиваться при пониженных результирующих напряжениях и более протяженных, по шкале деформаций, интервалах. В результате этого металл должен обладать повышенной способностью выдерживать пластическое деформирование до начала процесса разрушения. Действительно, как следует из результатов, приведенных на рис. 2.32, ε , увеличение длительности отжига при различных температурах по разному оказывает влияние на изменение ε_n . При температуре 600 °С, увеличение τ сопровождается смещением момента формирования дислокационной ячеистой структуры в сторону больших деформаций. Обусловлено это

началом развития процессов массопереноса и, как следствие этого, изменением твердорастворного упрочнения. Одновременно с ростом ε_n наблюдается снижение значений коэффициента деформационного упрочнения. При более высоких температурах отжига (650, 680 °С) характер зависимости деформации ε_n от длительности выдержки изменяется. Так, если при 650 °С только появляются признаки начала снижения ε_n , то при 680 °С можно с уверенностью отметить довольно значительное уменьшение указанной характеристики. Сравнительный анализ абсолютных значений ε_n показывает, что в результате отжига при температуре 680 °С горячекатаной стали достигаются более низкие значения деформации формирования ячеистой структуры, чем даже в холоднокатаном отожженном металле. Совместный анализ характера изменения ε_n и n от температуры и длительности отжига горячекатаной стали указывает на возможность существования взаимосвязи между ними. Действительно, нанесение парных значений указанных величин друг против друга, с учетом существования прямопропорциональной зависимости между коэффициентом деформационного упрочнения и относительным удлинением, наблюдаемая обратнопропорциональная связь $\delta_4 - \varepsilon_n$ (рис. 2.33) позволяет надеяться на достижение уровня пластичности холоднокатаного отожженного металла.

Несмотря на прогрессирующий рост относительного удлинения при отжиге, остающаяся доля крупнозернистой, на поверхности листа, ферритной структуры в определенной мере не позволяет достигнуть повышенных значений пластичности, особенно показателей, характеризующих способность металла к глубокой вытяжке. В целом, в результате отжига горячекатаного металла достигается комплекс свойств холоднокатаной отожженной стали, однако уменьшение толщины слоя крупных зерен на поверхности может рассматриваться как дополнительный фактор повышения пластичности металла.

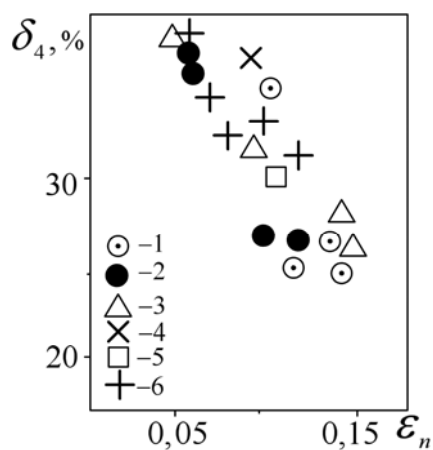


Рис. 2.33. Взаимное изменение δ_4 и ε_n от температуры:

- 1 – 600; 2 – 650; 3 – 680 °С и длительности отжига горячекатаной стали;
 4 – холоднокатаное отожженное состояние металла; 5 – горячекатаное;
 6 – патентирование, деформация 25...90 %, отжиг 680 °С, 1 ч

2.2.4. Причины структурной неоднородности и методы ее устранения.

На основании исследований установлено, что в процессе прокатки низкоуглеродистых сталей до толщин 2 мм формируется, преимущественно в поверхностных слоях листового проката, текстура с параметрами (110) [001]. Когда требуется сохранить или даже увеличить объемную долю металла с указанной текстурой, создают условия для развития рекристаллизационных процессов, в результате получают преимущества в росте зародыши с текстурными характеристиками (110) [001]. Механизмом зарождения новых зерен является укрупнение субзеренных зародышей путем избирательной полигонизации. Указанные зародыши обладая выгодными кристалло-геометрическими параметрами начинают расти раньше и быстрее других [57] и достигают больших размеров за счет коалесценции, так как их взаимная разориентация очень мала [49]. С другой стороны, если изменить механизм и движущие силы рекристаллизации можно оказать влияние на развитие рекристаллизационных процессов и, как следствие этого, получить другое распределение зерен по размерам. На основании этого можно полагать, что если ввести определенное количество дефектов кристаллического строения, за счет холодной пластической деформации, развитие рекристаллизационных процессов при отжиге будет иным, чем при нагреве горячекатаной стали. В этом случае формирование центров рекристаллизации будет происходить в тех объемах, в которых деформация развивается по более активным системам скольжения, а механизмом развития рекристаллизации будут перемещения большеугловых границ зерен под действием упругих напряжений. Одним из основных и необходимых условий для начала развития указанных процессов является наличие определенной разориентации между растущим и поглощаемым зернами феррита, обусловленные повышенной плотностью дефектов кристаллического строения в исчезающем зерне. По сравнению с рекристаллизацией, когда движущей силой процесса является выигрыш поверхностной энергии (механизм роста зерен на основе коалесценции) в холоднодеформированном металле движущая сила – это разность плотности дислокаций. На основании этого можно полагать, что подвергая холодной пластической деформации объемы горячекатаного металла с текстурными характеристиками (110) [001], можно понизить их влияние на развитие рекристаллизационных процессов. Примером такого влияния может служить структура холоднодеформированного отожженного металла, толщина слоя с несколько укрупненной ферритной структурой, в относительных долях, примерно на порядок значений меньше, чем в горячекатаной стали.

Следовательно, для выравнивания структуры по сечению, когда имеется определенный градиент размеров зерна феррита по толщине проката, необходимо пропорционально d подвергнуть отдельные объемы металла разным величинам деформации. При чем, более крупнозернистые области необходимо подвергнуть большим величинам деформации. Тогда за счет развития

процессов деформационного упрочнения произойдет изменение текстурных параметров, а развитие рекристаллизационных процессов при отжиге приведет к формированию более равномерной ферритной структуры.

В качестве объекта для изучения возможности снижения разнотекстурности был выбран горячекатаный листовой прокат толщиной 1,5 мм из стали 08 пс, обладающий протяженностью крупных зерен от поверхности порядка 30 % общей толщины. Учитывая, что указанный горячекатаный прокат, обладая градиентом d по толщине листа, необходимо было подвергнуть такой пластической деформации, чтобы максимальные значения соответствовали поверхностным областям, но не более 5 % деформации, чтобы не попасть в критическую область значений, а практически нулевые – на границе исчезновения зоны разнотекстурности. Из многочисленных схем введения дефектов кристаллического строения был выбран знакопеременный изгиб, как позволяющий без значительного изменения формы изделия в широком диапазоне изменять плотность вводимых дефектов.

Осуществляли изгибное деформирование на лабораторной установке [58]. Степень деформации оценивали по углу охвата металла деформирующим роликом за один проход изгибающей клетки.

На рис. 2.34 приведена микроструктура горячекатаной низкоуглеродистой стали 08пс, толщиной 1,5 мм. Независимо от ориентации исследуемого сечения, относительно направления прокатки, металл обладает довольно протяженным слоем крупных зерен. По мере продвижения от поверхностных слоев в глубь листа размер зерна феррита от 150...180 мкм постепенно уменьшается и на расстоянии от поверхности 0,3...0,5 мм достигает значений 25...30 мкм. Учитывая существование различной толщины (с разных поверхностей металла) зоны крупных зерен, оценку структуры как исходный, так и после изгибно-растяжного нагружения осуществляли для двух поверхностных слоев. Замеры микротвердости показали, во-первых нормальное распределение значений как в поверхностных слоях, так и во внутренних (вблизи середины листа) объемах металла (рис. 2.35, *а*). При чем, обращает внимание отсутствие однозначной связи между значениями микротвердости и размером зерна феррита. Однако, анализ значительного экспериментального материала показал, что в результате одного прохода деформирующей клетки, (угол охвата 8°) было достигнуто выравнивание микротвердости (H_{μ}) по сечению металла (рис. 2.35, *б*).

Для более детального анализа влияния изгибно-растяжного нагружения на развитие процессов рекристаллизации при последующем отжиге, исследования проводились на одинаковом металле, т. е. изгибно-растяжному деформированию и отжигу подвергали один и тот же объем металла с одинаковой исходной структурой.

Независимо от ориентации исследуемого сечения относительно направления прокатки, горячекатаная сталь обладает довольно значительной раз-

зернистостью (табл. 2.1). Пропорционально размеру зерна меряется микротвердость. Подвергая металл отжигу при температуре 680 °С от 1 до 3 ч, размер зерна феррита в поверхностном слое горячекатаного металла незначительно, от 150 до 130 мкм, уменьшается (табл. 2.1). В тоже время как во внутренней, изначально мелкозернистой зоне с размером зерна порядка 25 мкм, отмечается существенное огрубление структуры. После 3 ч выдержки, d в указанном объеме металла достигает значений около 110 мкм.

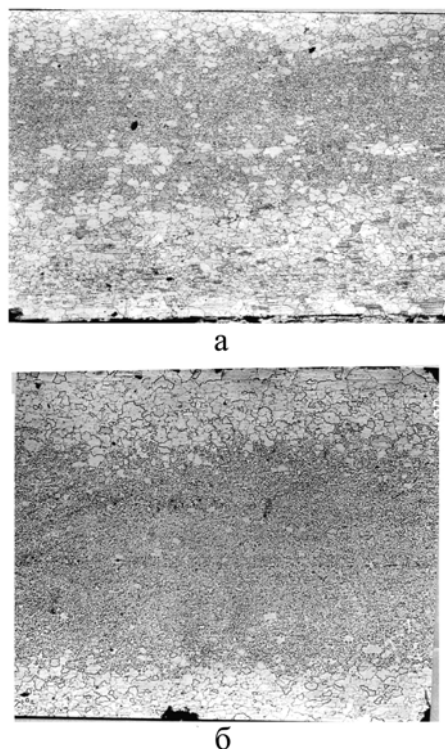


Рис. 2.34. Микроструктура горячекатаной листовой стали 08пс, толщиной 1,5 мм, вдоль (а) и поперек (б) направления прокатки х50

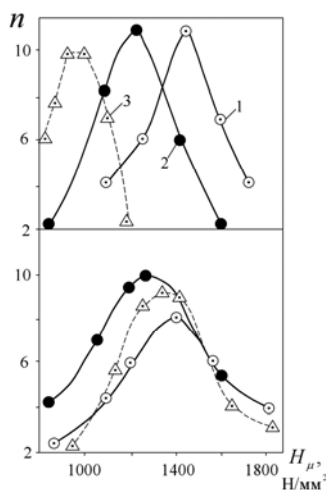


Рис. 2.35. Частотные кривые изменения микротвердости феррита (при нагрузке 10 г):
а – по сечению горячекатаного листа; б – после изгибно–растяжного нагружения
Поверхность I – 1, поверхность II – 2, середина листа – 3

Таблица 2.1

Изменение размера зерна феррита, микротвердости и толщины слоя крупных зерен на поверхности после отжига горячекатаной стали. Нагрузка 10 г

Ориентация	Обработка	Характеристика	Поверхность I	Середина листа	Поверхность II	Толщина слоя крупных зерен	Среднее значение
Вдоль прокатки	Без отжига	d , мкм	150	24	130...160	500+300	116
		H_{μ} , Н/мм ²	1460	1460	970		1 300
	680 °С, 1 ч	d , мкм	90...120	80	115...200	500+400	121
		H_{μ} , Н/мм ²	1050	1150	1100		1 100
	680 °С, 3 ч	d , мкм	130	109	100...109	100~130	112
		H_{μ} , Н/мм ²	1150	1110	1190		1 150
Поперек прокатки	Без отжига	d , мкм	156	22	150	400...300	109
		H_{μ} , Н/мм ²	1040	1030	1180		1 080
	680 °С, 1 ч	d , мкм	70	28	68	250	55
		H_{μ} , Н/мм ²	1110	1180	1280		1 190
	680 °С, 3 ч	d , мкм	75	42	87	200	68
		H_{μ} , Н/мм ²	1100	1250	1150		1167

В отличие от изменения размера зерна феррита при отжиге горячекатаного металла сталь, подвергнутая знакопеременному нагружению, имеет несколько иной характер изменения d при отжиге (табл. 2.2). С ростом длительности отжига в поверхностных объемах металла уже после одного часа выдержки наблюдается существенное измельчение зерна феррита. Кроме этого, размер зерна внутренних объемов металла заметно меньше, чем аналогичная характеристика горячекатаного отожженного проката (табл. 2.1). В первом приближении, как следует из совместного анализа экспериментальных данных (табл. 2.1 и 2.2) можно говорить о качественно различном характере измельчения d на поверхности и в середине листа, в зависимости от предварительной обработки. При отжиге горячекатаного проката быстрый рост зерна феррита внутренних объемов (примерно в 4 раза) является основной причиной выравнивания структуры по сечению металла. В металле же, предварительно подвергнутом изгибной деформации, быстрое измельчение ферритной структуры поверхностных объемов при отжиге, со 150 до 50...55 мкм (в три раза) и одновременный рост примерно в 2 раза во внутренней зоне металла, позволяет уже после 1 ч при 680 °С практически достигнуть выравнивания структуры по сечению листа. В этом случае наблюдаемое качественно различное развитие рекристаллизационных процессов, даже в случае подобию структур: средний размер зерна феррита, распределение зерен по размерам, их форма и т. д., может привести к различному уровню свойств металла. Действительно, как показали замеры микротвердости ферритной структуры, характер связи размер зерна – мик-

ротвердость существенно различна для отожженного горячекатаного металла и подвергнутого изгибной деформации (рис. 2.36). Если в первом случае H_{μ} и d связаны обратнопропорциональной зависимостью, то после знакопеременного изгиба и последующего отжига соотношение меняет знак на противоположный.

Таблица 2.2

Изменение размера зерна феррита, микротвердости и толщины слоя крупных зерен на поверхности горячекатаного проката, подвергнутого знакопеременной деформации изгибом и последующему отжигу

Ориентация	Обработка	Характеристика	Поверхность I	Середина листа	Поверхность II	Толщина слоя крупных зерен	Среднее значение
Вдоль прокатки	Горячая прокатка + ИРД	d , мкм	90...160	25...30	120...140	500+400	94
		H_{μ} , Н/мм ²	1450	1100	1340		1300
	Отжиг 680 °С, 1 ч	d , мкм	52	50...60	52	100+90	54
		H_{μ} , Н/мм ²	1240	1100	1250		1180
	Отжиг 680 °С, 3 ч	d , мкм	56	60	59	0	58
		H_{μ} , Н/мм ²	1200	1250	1150		1200
Поперек прокатки	Горячая прокатка + ИРД	d , мкм	156	22	150	400...300	109
		H_{μ} , Н/мм ²	1150	1070	1040		1050
	Отжиг 680 °С, 1 ч	d , мкм	51	25	48	170+30	41
		H_{μ} , Н/мм ²	1250	1180	1250		1230
	Отжиг 680 °С, 3 ч	d , мкм	58	35	52	0	48
		H_{μ} , Н/мм ²	1010	1030	1070		1037

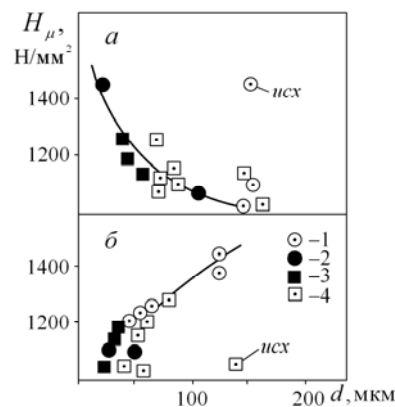


Рис. 2.36. Взаимное изменение микротвердости и размера зерна феррита горячекатаной отожженной (а) и горячекатаной, подвергнутой знакопеременному изгибу и отжигу (б). Ориентация: вдоль прокатки (1, 2), поперек прокатки (3, 4). Поверхность листа (1, 4), середина (2, 3)

При отжиге горячекатаного металла параллельно с укрупнением зерен феррита протекают процессы перераспределения и коалесценции карбидных частиц. Обогащение примесными атомами приграничных областей ферритных зерен приводит к тому, что в подавляющем большинстве случаев крупные зерна обладают пониженной твердостью. В стали же подвергнутой знакопеременному изгибу введение дефектов кристаллического строения изменяет характер зависимости $H\mu - d$ при отжиге. В этом случае пластическое деформирование повышает количество мест выделения цементитных частиц, в том числе и внутризеренных. Выделенные, на первых этапах отжига частицы цементита с внутризеренным расположением, на последующих этапах начинают растворяться, а диффузионный поток атомов углерода, направленный на границу зерна, неизбежно повышает концентрацию углерода в феррите. Более крупные зерна феррита, до окончания процессов перераспределения частиц цементита от участков, подобных перлитным, к глобулям, расположенным на границах зерен, будут обладать повышенными значениями микротвердости. По мере развития рекристаллизационных процессов и измельчения ферритной структуры, количество частиц цементита с внутризеренным расположением будет уменьшаться, понизится и уровень значений $H\mu$.

Таким образом, как в горячекатаном, так и подвергнутом знакопеременному изгибу металле, развитие рекристаллизационных процессов при отжиге направлено на выравнивание структуры по сечению проката, хотя введение операции знакопеременного деформирования оказывает более существенное влияние (рис. 2.37). Сравнительный анализ зависимости толщины слоя крупных зерен от величины разнотерности ($\Delta d = d^{\Pi} - d^C$, где d^{Π} – средний размер зерна в поверхностном слое; d^C – средний размер в середине листа) показывает, что по мере снижения разнотерности, толщина слоя крупных зерен также уменьшается.

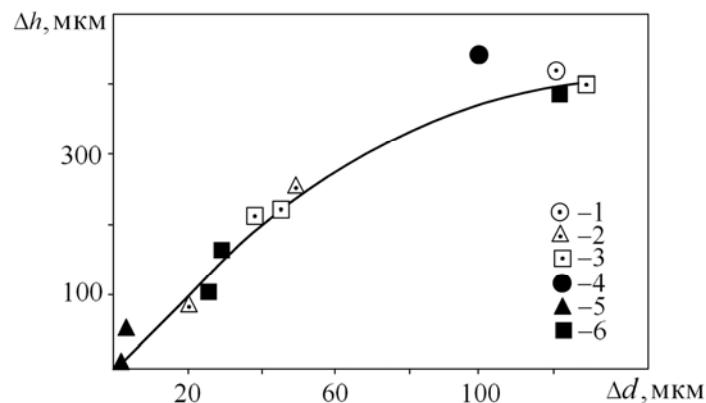


Рис. 2.37. Взаимное изменение Δd и протяженности слоя крупных зерен (Δh):

- 1 – горячекатаное состояние; 2, 3 – горячая прокатка, отжиг 680 °С;
 4 – горячая прокатка, знакопеременный изгиб; 5, 6 – горячая прокатка, знакопеременный изгиб, отжиг 680 °С. Ориентация сечения: вдоль прокатки (1, 2, 4, 5), поперек прокатки (3, 6)

Учитывая, что способность металла к глубокой вытяжке в огромной степени связана с равномерностью структуры по сечению, представляло определенный интерес проанализировать зависимость показателя при испытании по методу Эрексона от способа обработки горячекатаного проката. Испытания металла, обладающего структурой, приведенной на рис. 2.38, показали возрастание глубины лунки по Эрексену от 11,4 мм (горячая прокатка, отжиг 680 °С, 3 ч) до 12,1...12,2 мм после горячей прокатки, знакопеременного изгиба (угол охвата 15°), отжига 680 °С, 3 ч.

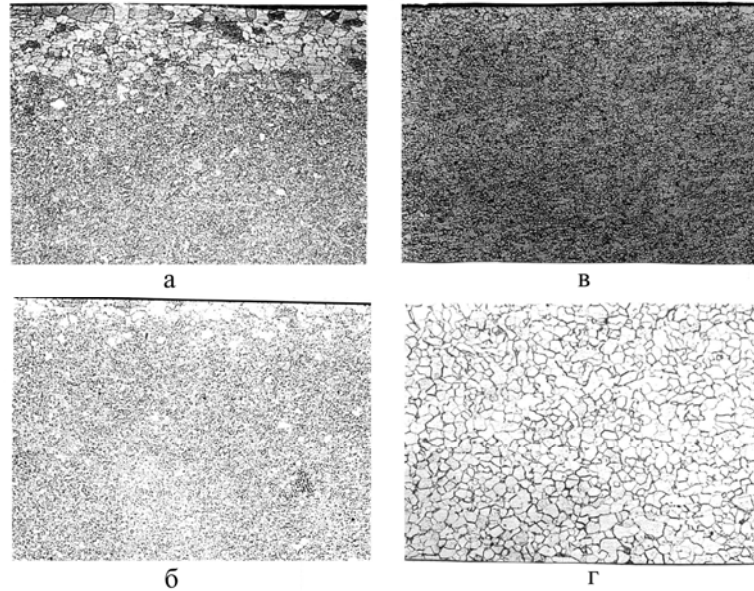


Рис. 2.38. Микроструктура горячекатаной стали 08пс после отжига 680 °С, длительностью 1 ч (а, в), 3 ч (б, г). Горячая прокатка и отжиг (а); горячая прокатка, знакопеременный изгиб (угол охвата 10° (в), 15° (б, г), отжиг (б–г). х50 (а, б, в); х200 (г)

Аналогичное влияние знакопеременного изгиба наблюдается и на комплексе свойств при растяжении. При скорости деформирования 10^{-3} с^{-1} горячекатаная сталь после отжига 650...680 °С, при длительности выдержки 3...5 час обладала пределом текучести 200...260 Н/мм², временным сопротивлением разрыву 290...320 Н/мм² и относительным удлинением (δ_4) 30...37 %. Подвергая металл перед отжигом знакопеременному изгибу, комплекс свойств соответственно составил значения: $\sigma_T = 220 \text{ Н/мм}^2$; $\sigma_B = 310...315 \text{ Н/мм}^2$; $\delta_{10} = 37...38 \%$ и $\delta_4 = 40...42 \%$.

Таким образом, подвергая горячекатаную тонколистовую низкоуглеродистую сталь с имеющейся разнотекстурностью ферритной структуры по толщине знакопеременному изгибу, при последующем рекристаллизационном отжиге, при температурах до A_{c1} , получаем выравнивание структур. При этом комплекс свойств металла достигает уровня холоднокатаной отожженной стали.

На основании анализа структурных превращений, обусловленных особенностями технологического процесса производства тонколистового горячекатаного проката, зависимости деформационной упрочняемости низкоуглеродистых сталей от морфологии и дисперсности феррита установлено:

- причина снижения деформации Людерса с ростом размера зерна феррита низкоуглеродистой стали обусловлена распадом равномерного распределения дислокаций во фронте полосы деформации на субструктуру с определенной периодичностью;
- при огрублении зерна феррита стали наблюдается увеличение размера формирующейся дислокационной ячеистой структуры, что связано с облегчением протекания аннигиляционных процессов дислокаций при деформировании. На основании этого коэффициент деформационного упрочнения и максимально возможная вытяжка при волочении связаны прямопропорциональной зависимостью;
- повышенные значения прочностных характеристик горячекатаной стали по сравнению с холоднокатаной отожженной, обусловлены пониженной проницаемостью ферритных границ распространяющемуся течению;
- уровень пластических свойств листовой стали, независимо от ее структурного состояния, связан с темпом прироста плотности дислокаций на начальных этапах пластического течения;
- значения относительного удлинения обратнопропорциональны деформации, соответствующей моменту формирования дислокационной ячеистой структуры;
- одновременное развитие процессов диффузионного массопереноса атомов углерода из участков подобных перлитным на границы зерен феррита, выделения глобулей цементита на них и протекание рекристаллизации феррита приводят к уменьшению требуемой плотности подвижных дислокаций и росту проницаемости ферритных границ распространяющемуся течению в горячекатаной стали;
- влияние неравномерно введенных дефектов кристаллического строения при знакопеременном изгибе на развитие рекристаллизационных процессов при отжиге, позволяет в значительной степени понизить структурную неоднородность горячекатаной тонколистовой стали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вакуленко І. О. Про зв'язок опору мікротекучості та деформаційного зміцнення вуглецевої сталі / І. О. Вакуленко, Г. В. Левченко, А. Ю. Борисенко // *Металознавство та обробка металів*. – 2001. – № 3. – С. 19–22.
2. Большаков В. И. Прочность и пластичность металлов / В. И. Большаков, Н. Э. Погребная. – Д., 1986. – 160 с.
3. Поляков С. Н. Методика построения и анализа истинных диаграмм растяжения / С. Н. Поляков, А. С. Кудлай, Л. М. Наугольникова и др. // *Заводская лаборатория*. – 1966. – № 6. – С. 741–744.
4. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков // М.: *Металлургия*, 1972. – 320 с.
5. Бабич В. К. Об определении параметров упрочнения стали / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко // *Заводская лаборатория*. – 1976. – № 10. – С. 1246–1248.
6. Большаков В. И. Упрочнение строительных сталей. – Д.: Січ, 1993. – 333 с.

7. Большаков В. И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. Издание 2-е, дополненное и переработанное. – Канада, Торонто: Базилиан Пресс, 1998. – 312 с.
8. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1972. – 184 с.
9. Conrad H., Wiedersich H. Activation energy for deformation of metals at flow temperatures // *Acta Met.* – 1960. – V. 8 – № 2. – P. 128–130.
10. Hayes R. W., Hayes W. C. On the mechanism of delayed discontinuous plastic flow in an age - hardened nickel alloy// *Acta Met.* – 1982. – V. 30 – № 7.– P. 1295–1301.
11. Hahn G. T. A model for yielding with special reference to the yield - point phenomena of iron and related b.c.c. metals // *Acta met.*– 1962.– Vol. 10 – № 8. – P. 727–738.
12. Юдин А. А. Акустическая эмиссия при пластической деформации металлов. Сообщение 1 / А. А. Юдин, В. И. Иванов // *Проблемы прочности.* – 1985. – № 6. – С. 92–99.
13. Стрижало В. А. Исследование характера сигналов акустической эмиссии на чистых поликристаллических металлах при статическом растяжении / В. А. Стрижало, М. В. Калинин, С. И. Лихацкий // *Проблемы прочности.* – 1983. – № 11. – С. 17–21.
14. Вакуленко И. А. О связи величины σ_0 кривой деформации с параметрами уравнения Холла–Петча / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич // *Металлофизика.* – 1986. – т.8. – № 6. – С. 61–64.
15. Вакуленко И. А. Изменение акустической эмиссии в процессе деформирования углеродистой стали / И. А. Вакуленко, А. Г. Лисняк // *Изв. АН России. Металлы.* – 1993. – № 4. – С. 97–101.
16. Вакуленко И. А. Влияние скорости деформации на взаимосвязь параметров деформационного упрочнения и акустической эмиссии углеродистой стали / И. А. Вакуленко, Ю. Л. Надеждин // *Физика и химия обработки материалов.* – 1994. – № 1. – С. 124–128.
17. Криштал М. М. К анализу кривых растяжения с прерывистой текучестью // *Заводская лаборатория.* – 2002. – № 10. – С. 27–33.
18. Красовский А. Я. Корреляция между акустической эмиссией, пластическим течением и разрушением железа при статическом нагружении в широком интервале температур и скоростей деформирования. Сообщение 1. / А. Я. Красовский, Н. В. Новиков, Г. Н. Надеждин и др. // *Проблемы прочности.* – 1976. – № 10. – С. 3–7.
19. Ludwik P. *Elemente der technologischen mechanik.* – Berlin.: Verlag von Julius Springer, 1909, – 57 s.
20. Поляков С. Н. Связь обратимой отпускной хрупкости с изменением свойств стали 30ХГСА при статическом растяжении / С. Н. Поляков, А. С. Кудлай // *Изв. АН СССР. Металлургия и горное дело.* – 1964. – № 6. – С. 117–124.
21. Cottrell A. H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals // *Trans. met. Soc. AIME.* – 1958. – vol.212. – P. 192–209.
22. Большаков В. И. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности / В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с. с ил.
23. Вакуленко И. А. Акустико-эмиссионные исследования процесса течения углеродистой стали / И. А. Вакуленко, А. Г. Лисняк, Т. Е. Суровцева // *Фундамен-*

- тальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. трудов. – К.: Наукова думка. – 1995. – С. 239–242.
24. Sedgwick R. T. Acoustic emission from single crystals of LIF and KCL // *Journal of Applied Physics*. – 1968 – vol. 39. – № 3. – P. 1728–1740.
 25. Кривуша Л. С, Большаков В. И. Кристаллография, кристалло-химия и минералогия. Учебное пособие. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 231 с.
 26. Igata N., Seto S. Direct observation of hardening processes of polycrystalline iron // *Proc. Int. Conf. Sci and Technol. iron and steel*. Tokyo. – 1970. – part. 2. – p. 1293–1297. – Discuss. – 1297 p.
 27. Bergstrom J., Aronsson B. The application of a dislocation model to the strain and temperature of the strain hardening exponent // *Inst. Metallforsk [Rapps]*, 1971. – vol. 753. – P. 27 – 39.
 28. Гарофало Ф. Влияние размера зерна и скорости перемещения захватов на нижний предел текучести в процессе неоднородного дискретного течения в железе и стали // *Met. Trans.*–1973. – Vol. 4.– № 6. – P. 1557–1561. ЭИ. 1973, вып. 40.
 29. Криштал М. М. Скоростная чувствительность сопротивления деформированию при прерывистой текучести // *ФММ*. – 1995. – т. 80. – С. 163–167.
 30. Большаков В. И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции / В. И. Большаков, И. Е. Долженков, В. И. Долженков: Учебник. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 385 с.
 31. Большаков В. И. Термическая и термомеханическая обработка сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов, В. К. Флоров. – Д.: Січ, 1994. – 232 с.
 32. Hollomon J. H. Tensile deformation // *J. Member AIME*. – 1945. – vol. 162. – P. 268–290.
 33. Нотт Дж. Основы механики разрушения // М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
 34. Вакуленко И. А. О влиянии процесса правки термоупрочненного проката на энергию зарождения и роста трещины / И. А. Вакуленко, Ю. Л. Надеждин // *Металлы*. – 1994. – № 6. – С. 131–135.
 35. The tensile properties of perlite, bainite and spheroidite / M.Gensamer, E.B.Pearsall, W.S.Pellini, a.o. // *Trans.Amer. Soc. Met.* –1942. – V.30. – P. 983–1020.
 36. Моррисон В. Б. Пластичность сплавов со сверхмелким зерном / В. Б. Моррисон, Р. Л. Миллер // *Сверхмелкое зерно в металлах*. – М.: Металлургия, 1973. – С. 181–205.
 37. Morrison W. B. The effect of grain size on the stress–strain relationship in low-carbon steel // *Trans. Am. Soc. Metals*. – 1966. – vol. 59. – P. 824–846.
 38. Пирогов В. А. Влияние структурных параметров на деформируемость углеродистых сталей / В. А. Пирогов, В. П. Фетисов, И. А. Вакуленко // *Сталь*. – 1986. – № 10. – С. 73–76.
 39. Вакуленко И. А. Исследование влияния структурного состояния на характеристики деформационного упрочнения углеродистых сталей с целью разработки технологических параметров производства термически упрочненного проката: Дисс...канд.техн.наук: 05.16.01. – Д., 1983. – 187 с.
 40. Мартин Дж. Х. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 165 с.
 41. Бабич В. К. Применение поляризованного света для микроструктурных исследований деформации пластинчатого перлита / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, Л. А. Михайлец // *Заводская лаборатория*. – 1970. – № 6. – С. 710–711.
 42. Kuhlmann-Wilsdorf D. A. Critical test on theories of work-hardening for the case of drawn iron wire // *Met. Trans*. – 1970. – V.1. – P. 3173–3179.

43. Holt D. L. Dislocation cell formation in metals // J. Appl. Phys. – 1970. – V. 41. – № 8. – P. 3197–5202.
44. Трефилов В. И., Моисеев В. Ф., Печковский Э. П. Изменение ячеистой дислокационной структуры и упрочнение при пластической деформации ОЦК металлов // Доклады АН УССР, сер. А. – 1985. – № 11. – С. 81–84.
45. Imamura J. Contribution of local strain rate at Lüders band front to grain size dependence of lower yield stress in iron / J. Imamura, H. Hayakawa, T. Taoka // Trans. Iron. Steel. Inst. of Japan. – 1971. – vol. 11. – № 3. – P. 191–200.
46. Вакуленко И. А. О срывах напряжения в области площадки текучести при растяжении углеродистой стали / И. А. Вакуленко, А. Г. Лисняк, В. А. Пирогов // Проблемы прочности. – 1992. – № 1. – С. 10–13.
47. Гусева С. С. Непрерывная термическая обработка автолистовой стали / С. С. Гусева, В. Д. Гуренко, Ю. Д. Зварковский. – М.: Металлургия. – 1979. – 224 с.
48. Дедек Вл. Полосовая сталь для глубокой вытяжки. – М.: Металлургия, 1970. – 208 с.
49. Мекинг Х. Возврат и рекристаллизация в процессе деформации. // Рекристаллизация металлических материалов / Х. Мекинг, Г. Готштейн. – М.: Металлургия, 1982. – С. 202–230.
50. Kwon O., De Ardo A. J. Interactions between recrystallization and precipitation in hot-deformed microalloyed steels // Acta met. – 1991. – v. 39. – № 4. – P. 529–538.
51. Вакуленко И. А. Влияние частиц цементита на собирательную рекристаллизацию феррита низкоуглеродистой стали / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, Г. В. Галенко // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1990. – № 11. – С. 66–67.
52. Парусов В. В. Коррозионная стойкость под напряжением термически обработанной арматурной стали в зависимости от её структурного и напряженного состояния / В. В. Парусов, Ю. И. Пилипченко, В. К. Бабич, И. А. Вакуленко // Защита металлических и железобетонных строительных конструкций от коррозии: Тезисы докладов конференции. – М.: 1978., часть III. – С. 7–8.
53. Большаков В. И. Атлас структур металлов и сплавов. Учебное пособие / В. И. Большаков, Т. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная. – Д.: Gaudeamus, 2001, – 113 с.
54. Тылкин М. А. Структура и свойства строительной стали / М. А. Тылкин, В. И. Большаков, П. Д. Одесский. – М.: Металлургия, 1983. – 287 с.
55. Dillamore I. L., Hatchinson W. B. Proc. International Conf., on the technology of Iron and Steel. Suppl // Trans. Iron and Steel Inst., Japan, 11, 1971.
56. Талов Н. П. Влияние структурных особенностей на пластичность ферритной стали // Сталь. – 1977. – № 1. – С. 79–81.
57. Дилламор И. Л. Регулирование процессов рекристаллизации / Рекристаллизация металлических материалов. – М.: Металлургия, 1982. – С. 230–252.
58. Способ обработки полосы: А.с. 1421780 СССР, МКИ С21Д7/02 / Ю. А. Богачев, И. А. Вакуленко, А. П. Качайлов, О. Н. Кукушкин, Ю. Г. Куцов, В. А. Пирогов, В. А. Чигиринский (СССР). – №4219754/23–02: Заявлено 27.03.87; Опубл. 07.09.88. Бюл. № 33. – 3 с.
59. Гриднев В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наук. думка, 1974. – 232 с.
60. Lengford G., Cohen M. Strain hardening of iron by several plastic deformation // Trans. Quart., 1969. – V. 62. – № 3. – P. 623–638.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ФЕРРИТО-ЦЕМЕНТИТНЫМИ СТРУКТУРАМИ

По сравнению с низкоуглеродистой сталью, когда роль основного структурного элемента отводится ферриту, прирост объемной доли карбидной фазы оказывает существенное влияние как на комплекс свойств, так и на характеристики деформационного упрочнения [1–3].

При одинаковом размере зерна феррита увеличение объемной доли цементита, независимо от его формы, сопровождается приростом параметров деформационного упрочнения.

Пластинчатый цементит в процессе течения способен не только хрупко разрушаться, но и деформироваться пластически [4]. При этом отмечаются существенные изменения в структуре стали: прирост плотности дислокаций в ферритной матрице, фрагментация цементита [1], частичный распад карбидной фазы, что сопровождается переходом атомов углерода в феррит с образованием атмосфер на дислокациях [5; 6].

Накопление дефектов кристаллического строения в процессе деформации карбидной фазы может приводить к изменению ее формы, размера [7], ориентации пластин относительно направления результирующего напряжения при больших обжатиях [7; 8].

Рассматривая в качестве структурного элемента стали с перлитной структурой не величину зерна, а межпластинчатое расстояние перлитной колонии, прирост прочностных характеристик в процессе пластического течения может быть описан зависимостью подобной уравнению Холла-Петча [1; 7].

Сравнительный анализ абсолютных значений K_y соотношение (1.9) для средне- и высокоуглеродистых сталей с перлитными структурами показывает значительное превышение по сравнению с аналогичной характеристикой низкоуглеродистой стали [1; 2; 7].

Обусловлено достижение повышенных значений K_y формированием субструктуры в процессе деформирования [9] и, как следствие этого, изменением эффективной длины свободного скольжения в феррите. Помимо этого, немаловажная роль отводится состоянию поверхности раздела между ферритом и цементитом [4; 10]. Межфазная поверхность, являясь местом зарождения и стока дислокаций, при определенных сочетаниях химического состава и дисперсности перлитной колонии, может оказывать значительное влияние на формирование комплекса свойств холоднодеформированной стали.

Способность стали к холодному формоизменению довольно часто оценивают по характеристикам деформационного упрочнения, определяемым при испытаниях на растяжение [11; 12]. Холодной пластической деформации подвергают углеродистые стали, структура которых меняется от ферритной до полностью перлитной [11–13]. Сравнительный анализ влияния межпла-

стиночного расстояния перлитной колонии высокоуглеродистой стали на показатель деформационного упрочнения указывает на качественное совпадение с влиянием размера зерна низкоуглеродистой стали [15]. Однако, характер влияния процессов деформационного упрочнения на свойства стали может быть различен [20]. В этом случае сразу возникает несоответствие: низкоуглеродистые стали с ростом размера зерна феррита, а средне- и высокоуглеродистые с уменьшением межпластинчатого расстояния деформируются лучше, хотя коэффициенты деформационного упрочнения меняются противоположным образом. Из экспериментальных данных [7] следует, что характер деформационного упрочнения стали в зависимости от дисперсности перлита был одинаков, хотя способ изменения межпластинчатого расстояния различен: холодное деформирование и термическая обработка. Учитывая, что тоннокристаллическое строение металла различно, не ясно на основании чего наблюдали подобие деформационной упрочняемости металла. Полученные данные указывают на необходимость уточнения характера деформационного упрочнения от структурных составляющих стали. Кроме этого, изучение взаимосвязи процессов формирования дислокационной ячеистой структуры и изменения параметров деформационного упрочнения позволят объяснить взаимосвязь комплекса свойств от деформационной упрочняемости металла.

3.1. Деформационное упрочнение стали с пластинчатым цементитом

Влияние межпластиночного расстояния перлита (λ) на показатель деформационного упрочнения, аналогично влиянию размера зерна феррита в низкоуглеродистых сталях (рис. 3.1): с уменьшением λ , n_p^1 снижается (рис. 3.2). Характер изменения n_p определяется в основном структурными параметрами: размером зерна феррита или межпластиночным расстоянием перлитной колонии [16–19] и связан с d (для чистого железа и низкоуглеродистых сталей) эмпирическим соотношением (2.5) [14]. С учетом описания прочностных характеристик от d и λ однотипным уравнением, можно предположить, что соотношение (2.5) столь же универсально и расчет зависимости n_p от λ для полностью перлитных структур, будет успешно осуществлен. Сравнительный анализ значений n_p показал, что если для низкоуглеродистой стали (рис. 3.1) максимальное отклонение экспериментальных значений от расчетных составляет порядка 8 %, то повышение объемной доли цементита приводит к искажению указанного соотношения и, как следствие этого, повышению различия между экспериментом и расчетом. Так, для сталей 15 и 35 несоответствие составило значения 18 и 47 %, соответственно. Таким образом, в сталях с непрерывной ферритной матрицей общий характер зависимости показателя деформационного упрочнения от размера зерна феррита для глобулярных и пластинчатых структур карбидной составляющей, практически подобен. В то же время, наблюдаемое отклонение экспериментальных значений от рассчитанных по соотношению (2.5), вызвано упрочняю-

щим влиянием цементита [18; 19], роль которого возрастает с увеличением его объемной доли [20].

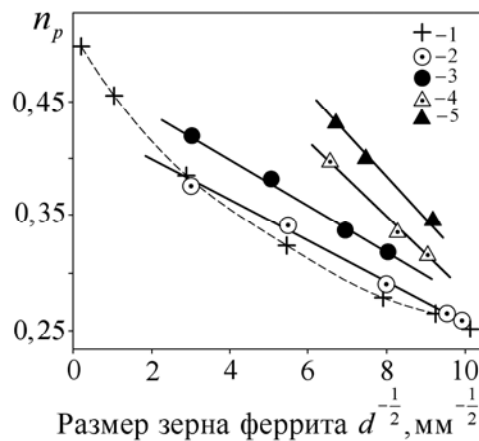


Рис. 3.1. Влияние размера зерна феррита и содержания углерода в стали (2 – 0,06; 3 – 0,15; 4 – 0,23; 5 – 0,35 % С) после нормализации на показатель деформационного упрочнения при растяжении (n_p) и определенный по соотношению (2.5) – 1

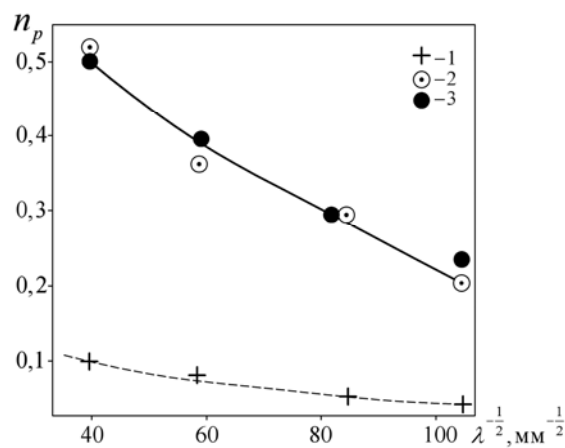


Рис. 3.2. Влияние межпластиночного расстояния в перлите, стали эвтектоидного состава, на n_p при растяжении (3) и рассчитанного по соотношением (3.1) – 2; (2.5) – 1

Дальнейшее повышение количества карбидной составляющей в структуре стали сопровождается ростом различия между экспериментальными и расчетными значениями n_p . При нарушении непрерывности структурно свободного феррита, наблюдается практически максимальная степень несоответствия, а дальнейший прирост доли перлита в структуре стали уже мало влияет.

Например, для стали эвтектоидного состава различие между экспериментальными и расчетными значениями n_p достигает нескольких раз (рис. 3.2). Графическое решение зависимости, приведенной на рис. 3.3 показало, что для сталей с полностью перлитной структурой n_p от λ может быть оценено соотношением [20]:

$$n_p = \frac{25}{10 + \lambda \frac{1}{2}}. \quad (3.1)$$

В этом случае, максимальное отклонение расчетных значений коэффициента деформационного упрочнения по соотношению (3.1) от экспериментальных – не превышает 12 %.

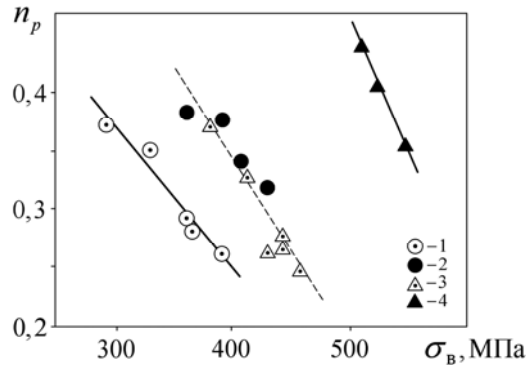


Рис. 3.3. Влияние содержания углерода (1 – 0,06; 2 – 0,15; 3 – 0,23; 4 – 0,35 %С) на взаимное изменение n_p и временного сопротивления разрыву стали

Сравнительный анализ соотношений (2.5) и (3.1) показывает единственное различие между ними – абсолютное значение числителя, что может быть связано со значениями длины распространения скольжения в феррите перлитной колонии и зерне низкоуглеродистой стали. По данным [7], указанная характеристика для перлита составляет 4,75 λ . Полученный результат подтверждает вывод, что показатель деформационного упрочнения определяется размером структурного элемента – величиной зерна феррита низкоуглеродистой стали или межпластиночного расстояния в перлите. Последнее позволяет предположить, что в противоположность данным [21], тип границ раздела не является основным фактором изменения показателя n_p .

После рассмотрения связи n_p со структурными параметрами, представляет практический интерес проанализировать характер зависимости между показателем деформационного упрочнения и деформируемостью сталей, например, при волочении.

Известно, что максимально возможная вытяжка при волочении низкоуглеродистой стали может быть оценена по показателю деформационного упрочнения [17]:

$$\sigma_B = \sigma_B^* (\ln \cdot \mu)^{n_p}, \quad (3.2)$$

где σ_B – временное сопротивление разрыву; σ_B^* – коэффициент прочности, $\mu = (D_0/D_K)$ – максимально возможная вытяжка при волочении (D_0 , D_K , –

начальный и конечный диаметры металла, соответственно); n_B – показатель деформационного упрочнения при волочении. Взаимное нанесение σ_B против n_P показала существование обратно пропорциональной зависимости между ними независимо от морфологии карбидной фазы (рис. 3.3). На основании этого, целесообразно проследить изменение показателей деформационного упрочнения n_P и n_B в зависимости от структурного состояния низкоуглеродистой стали. В результате ускоренного охлаждения от температуры прокатного нагрева, структура стали изменяется от феррито-перлитной с различным размером зерна феррита и примерно постоянной объемной долей перлита до мартенсито-бейнитной (рис. 3.4, 3.5). При любом типе структуры ферритная матрица в стали с содержанием углерода не более 0,2 % остается непрерывной. Сравнительный анализ показателей деформационного упрочнения n_P и n_B показал их снижение с понижением температуры ускоренного охлаждения (рис. 3.6). Кроме этого, подобие характера изменения указанных параметров от максимально возможной вытяжки, позволяет рассматривать n_P как характеристику оценки деформируемости металла при волочении.

Снижение показателей деформационного упрочнения, для феррито-перлитной структуры, вызвано изменением величины зерна феррита при сохранении практически неизменной объемной доли перлита (температура конца ускоренного охлаждения 720 °С, см. рис. 3.4). Охлаждение до 600...550 °С приводит к изменению морфологии цементита, который в виде дисперсных частиц с разным отношением длины к диаметру практически равномерно распределяется в матрице (рис. 3.7).

Если, после закалки на мартенсит, дислокации в низкоуглеродистых сталях распределены равномерно, то в результате ускоренного охлаждения можно наблюдать образование дислокациями сеток и субграниц [22; 23], группирование их (дислокаций) в приграничных областях ферритных зерен (рис. 3.7, б). Приведенный характер распределения дислокаций и пониженная их плотность, по сравнению с закаленным состоянием, свидетельствует во-первых о том, что причиной возникновения дислокаций является фазовой наклеп [1], а низкая плотность обусловлена частичной аннигиляцией при их рекомбинации. Диспергирование частиц цементита, при их неизменной объемной доле (увеличение отношения объемной доли к радиусу частиц), должно приводить к возрастанию упрочнения [24; 25]. Однако, измельчение зерна феррита и изменение его формы влияют противоположенным образом [2] и перекрывают вклад от диспергирования карбидной фазы.

Оценка деформируемости сталей со структурой пластинчатого цементита по показателю деформационного упрочнения, определенного при испытаниях на растяжение, вступает в противоречие с хорошо известным экспериментальным фактом: патентированные стали деформируются волочением гораздо лучше, чем отожженные, хотя показатель n_P в отожженном состоянии

выше (см. рис. 3.2). Подтверждают приведенное положение и данные по оценке деформируемости стали с полностью перлитной структурой. Так, максимально возможная вытяжка при волочении стали с 0,7% С после патентирования составила 2,3, а в отожженном состоянии 2,02. При этом величина межпластиночного расстояния составила 0,152 и 0,3 мкм, соответственно. Временное сопротивление разрыву металла менялось от 1230 до 850 Н/мм², при относительном сужении 22 и 46 %, соответственно. Показатель деформационного упрочнения n_B при уменьшении межпластиночного расстояния снизился от 0,175 до 0,096. Величина n_p , рассчитанная по соотношению (3.1), изменяется аналогично n_B и составила значения 0,41 и 0,263. Таким образом, для сталей с перлитной структурой деформируемость при волочении также может оцениваться показателем деформационного упрочнения, однако в этом случае деформируемость обратно пропорциональна n_p и n_B .

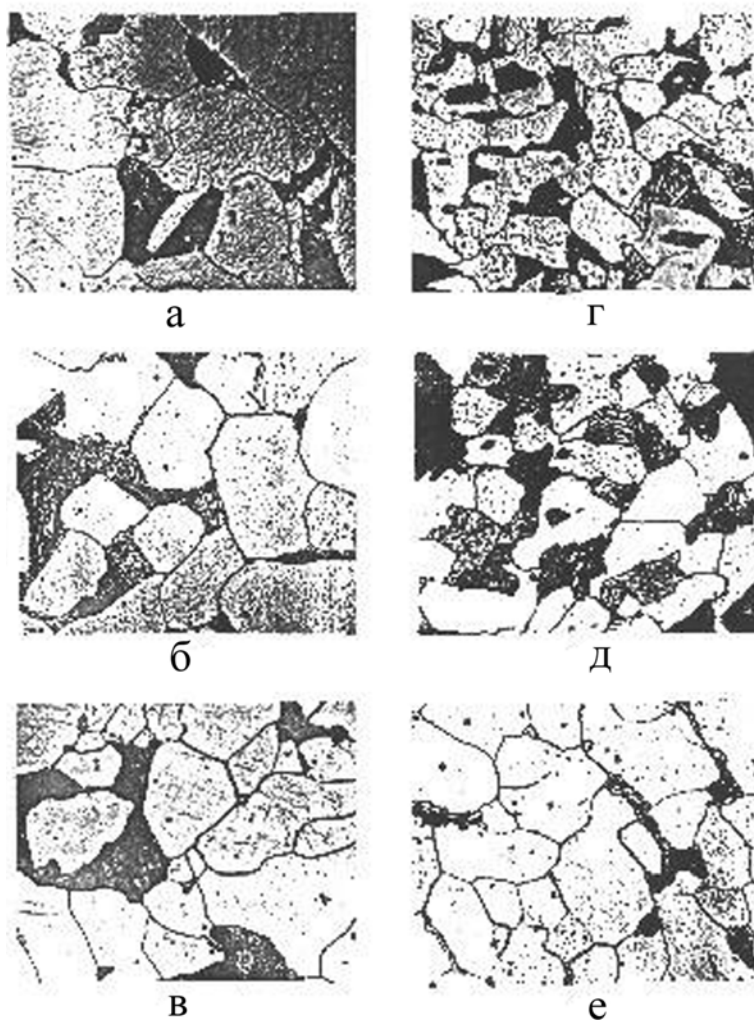


Рис. 3.4. Микроструктура катанки из стали Ст.3кп ($a - 0,14$; $b - 0,22$ % С) и стали Ст.5пс ($в - 0,28$; $г - 0,34$; $д - 0,39$ % С) в горячекатаном состоянии ($a-d$) и после ускоренного охлаждения с прокатного нагрева до 720 °С (e). $\times 800$

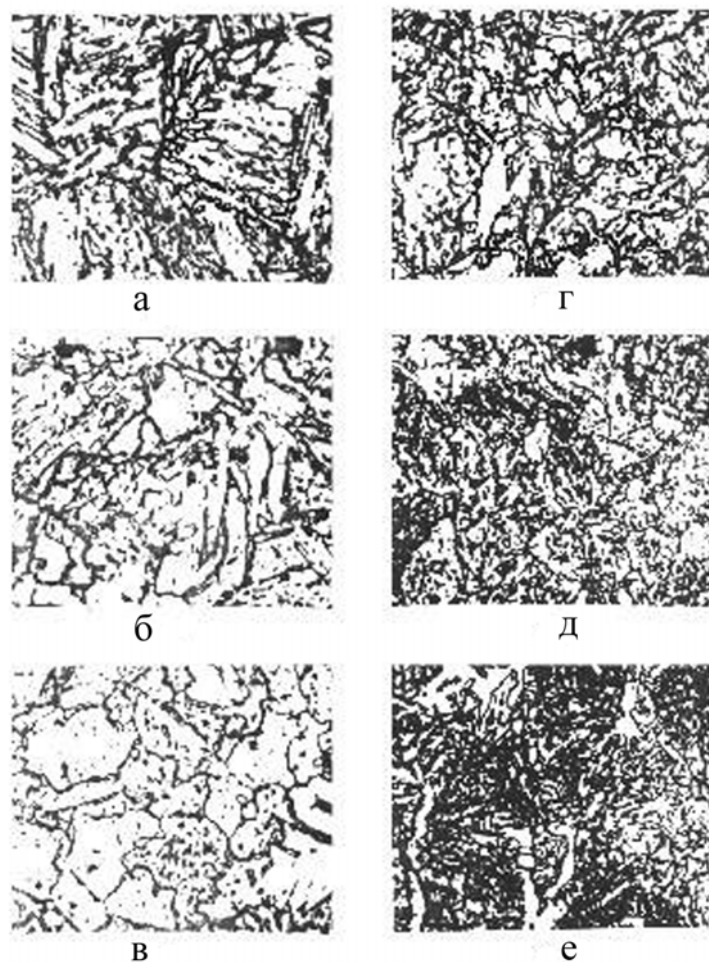


Рис. 3.5. Микроструктура охлажденной до 550 °С катанки из стали Ст.3кп (0,22 % С) (а–в) и стали Ст.5пс (0,33 % С) (г–е) после ускоренного охлаждения до 600 °С в поверхностных (а, г), переходных (б, д) и центральных слоях (в, е). х800

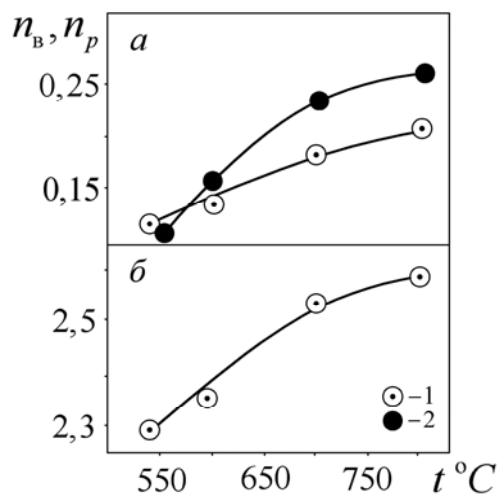


Рис. 3.6. Влияние температуры конца ускоренного охлаждения проката на изменение показателей деформационного упрочнения (а), и на максимально возможную вытяжку (б) при растяжении (2) и волочении (1)

Уменьшение максимально возможной вытяжки за переход для стали с перлитной структурой, по сравнению с низкоуглеродистой сталью, несмотря на более высокий уровень n_p и n_b , обусловлено преобладающим влиянием повышения напряжения волочения на снижение коэффициента запаса прочности [26]. С другой стороны, учитывая что упрочнение перлита в процессе пластического течения прямо пропорционально связано с уменьшением размера дислокационной ячеистой структуры, видимо, одним из факторов, способствующих достижению высоких значений пластичности является гомогенность распределения деформации в перлитной колонии как едином целом [27].

Микроструктурные исследования являются ярким подтверждением вышеизложенного. Экспериментально показано, что коллективное формоизменение перлита в процессе пластического течения обусловлено, в основном, за счет специфического распределения напряжений в деформируемом металле. Как следует из [27], формирование системы напряжений, при которой первоначально ориентированные пластины цементита испытывают сжимающие напряжения в направлении, параллельном своей плоскости, при волочении частично компенсируют возникающие напряжения, не приводя к разрушению карбидной фазы.

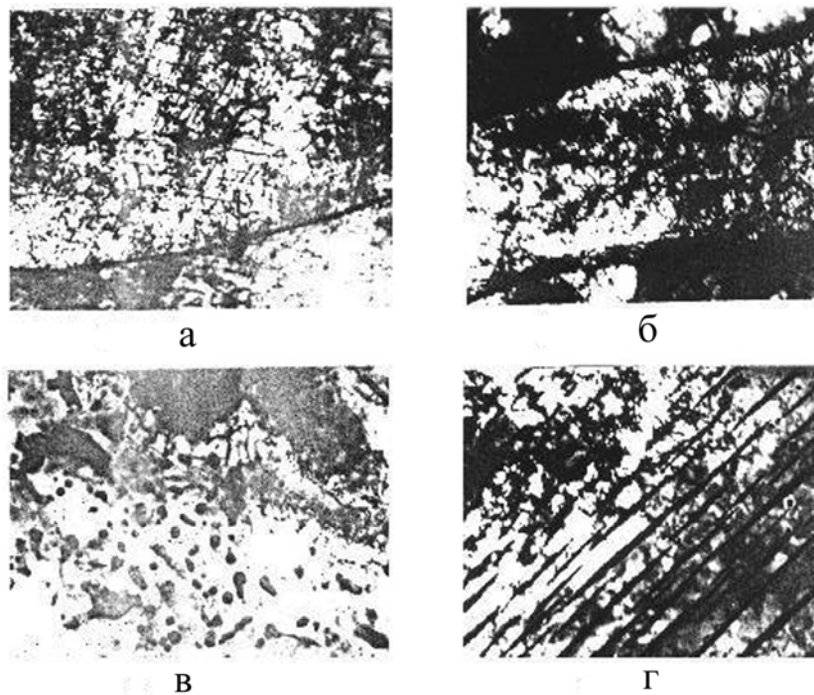


Рис. 3.7. Микроструктура катанки стали Ст.3кп после ускоренного охлаждения до 550...570 °С (а – поверхность; б, в – переходная; г – осевая зона металла). x24000

Кроме этого, развитая межфазная поверхность в перлитной колонии совместно с наведенной системой напряжений способствуют развитию процессов аннигиляции дислокаций при холодном деформировании. Как показывают электронно-микроскопические исследования, даже после существенных

обжатию при волочении, в высокоуглеродистой стали после патентирования существуют значительные объемы, в которых межпластиночные ферритные области перлитной колонии остаются практически свободными от дислокаций (рис. 3.8).

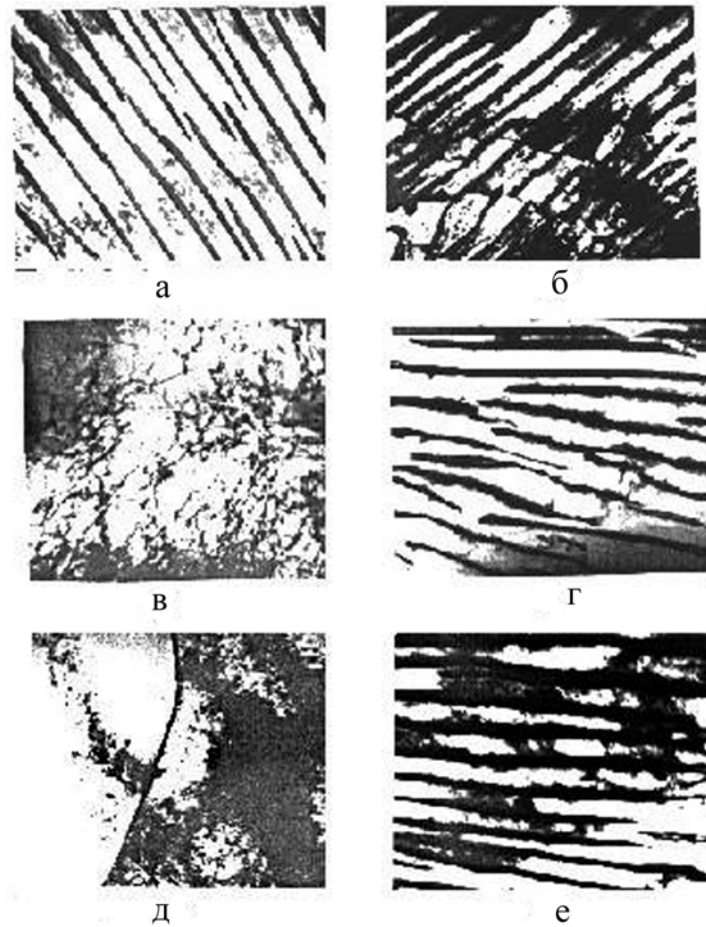


Рис. 3.8. Структура стали с 0,3 % после нормализации (а, б), деформации 10 (в, г) и 20 % (д, е). $\times 13000 \times 2$

Дополнительным свидетельством приведенных положений могут служить данные по влиянию межпластиночного расстояния перлита на пластические характеристики. Так, в стали 80, возрастание межпластиночного расстояния от $8,8 \cdot 10^{-5}$ до $54 \cdot 10^{-5}$ мм сопровождается уменьшением удлинения при растяжении от 0,086 до 0,063 (в истинных деформациях), что свидетельствует о слабой связи λ и δ . В этом случае, скорее всего, наблюдаемая величина удлинения обеспечивается в основном деформацией ферритных промежутков перлитной колонии, а цементитные пластины в ней практически не участвуют. Следует иметь в виду, что показатель деформационного упрочнения при растяжении определяется в области однородного деформационного упрочнения, протяженность которой всегда меньше, чем общее удлинение.

Истинные деформации, достигаемые при растяжении сталей со структурой пластинчатого перлита на порядок меньше, чем при волочении. Столь

значительная деформация в условиях сложнапряженного состояния невозможна без участия второй фазы – цементита, объемная доля которого в таких сталях может достигать 12 %. Действительно, при значительных деформациях волочением, совместное протекание процессов скольжения в карбидной фазе [1; 4; 7], ориентации большинства пластин цементита вдоль направления волочения обеспечивают пластическую деформацию перлитной колонии, как единого целого [28]. Развитие перечисленных явлений, по мере огрубления перлитной колонии, становится более затруднительным. В грубопластинчатом перлите, цементитные пластины имеют значительную толщину и при накоплении пластической деформации могут разрушаться срезом. Приведенное положение является одной из причин нарушения корреляции между деформируемостью при волочении перлитных сталей с изменением показателя деформационного упрочнения. На основании рассмотрения зависимости деформируемости от объемной доли, дисперсности перлитной составляющей можно полагать, что толщина цементитных пластин играет определяющую роль в пластичности перлитных сталей, которая при волочении обратно пропорциональна показателям деформационного упрочнения (n_p и n_ϵ). Подтверждение указанного положения можно обнаружить при исследовании эволюции структурных изменений и влияния, которое она оказывает на деформационное упрочнение холоднодеформированного металла. Так, при пластическом течении в области однородного деформационного упрочнения, взаимодействие дислокаций с препятствиями сопровождается формированием нестабильных дислокационных образований [4], которые в целом не нарушают относительно равномерное распределение дислокаций. По мере увеличения степени пластической деформации, стабильность равномерного распределения дислокаций снижается и после достижения некоторого значения деформации происходит распад на структуру, обладающую определенной периодичностью [29; 30]. Оценку влияния пластического течения на деформационное упрочнение углеродистой стали рассмотрим на основе анализа связи со структурными изменениями, имеющими место в процессе деформации.

Для интервала деформаций, соответствующих формированию и совершенствованию дислокационной ячеистой структуры, зависимость напряжения от величины деформации описывается соотношением (2.1).

На основании многочисленных исследований [7; 14; 30], как и для низкоуглеродистых сталей, появление на логарифмической кривой растяжения в области однородного деформационного упрочнения первого перегиба связано с началом формирования дислокационной ячеистой структуры, а сама деформация составляет значения около 5 % [7; 61]. Учитывая, что процессы зарождения и распространения пластического течения уже в области микротекучести связаны с параметрами деформационного упрочнения [31], можно полагать, что формирование дислокационной ячеистой структуры будет определять упрочняемость металла.

Для интервала деформаций от области микротекучности до значения ε_n , скорость деформационного упрочнения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (из соотношения (2.1)) представляется выражением (2.2).

С учетом методики определения параметров уравнения Холла–Петча из анализа кривой растяжения и замены ε на ε_n , зависимость для $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ принимает вид

$$\frac{\frac{d\sigma}{d\varepsilon}}{\varepsilon_n} = mKy d^{-\frac{1}{2}}, \quad (3.3)$$

где d – размер структурного элемента металла. С учетом ориентационных параметров распространения пластического течения в ферритных промежутках перлитной колонии $d \cong \lambda \cdot C$, где C – геометрический фактор, учитывающий соотношение между величиной ферритного промежутка и фактической дистанцией скольжения в нем [4; 7; 29; 30]. Для перлитной колонии довольно часто принимают C примерно равным 2 [18], хотя имеются и другие данные [7]. Из анализа кривой растяжения углеродистой стали с перлитными структурами определим $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ при деформации первого перегиба в ОДУ, а коэффициент деформационного упрочнения – тангенс угла наклона первого участка области однородного деформационного упрочнения логарифмической кривой растяжения ($\lg\sigma - \lg\varepsilon$). На рис. 3.9 представлена зависимость параметров деформационного упрочнения и ε_n от межпластиночного расстояния перлитной колонии¹¹. С увеличением λ , $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ и m монотонно растут, ε_n – снижается. Приведенный характер изменения указанных величин не является необычным и ранее наблюдался в работах [2; 7].

Для определения величины K_y (входящей в соотношение (1.9)) воспользуемся построением напряжения течения (σ_1), соответствующего деформации первого перегиба, в зависимости от $\lambda^{-\frac{1}{2}}$, которое довольно хорошо описывается соотношением, подобным уравнению Холла–Петча для предела текучести (рис. 3.10). Анализ приведенных экспериментальных данных свидетельствует, что если для соотношения $\sigma_T - \lambda^{-\frac{1}{2}}$ величина K_y составила

11 Различную дисперсность перлита стали с 0,76 % С получали после нагрева до температуры несколько выше A_{C3} , выдержки для выравнивания химического состава стали и изотермического распада при температурах 450...630 °С.

значения порядка $8,5 \text{ Н/мм}^{3/2}$, то увеличение пластической деформации растяжением до ε_n приводит к росту K_y до $10 \text{ Н/мм}^{3/2}$. Как абсолютные значения K_y , так и характер их зависимости от величины пластической деформации согласуются с известными литературными данными [7; 21].

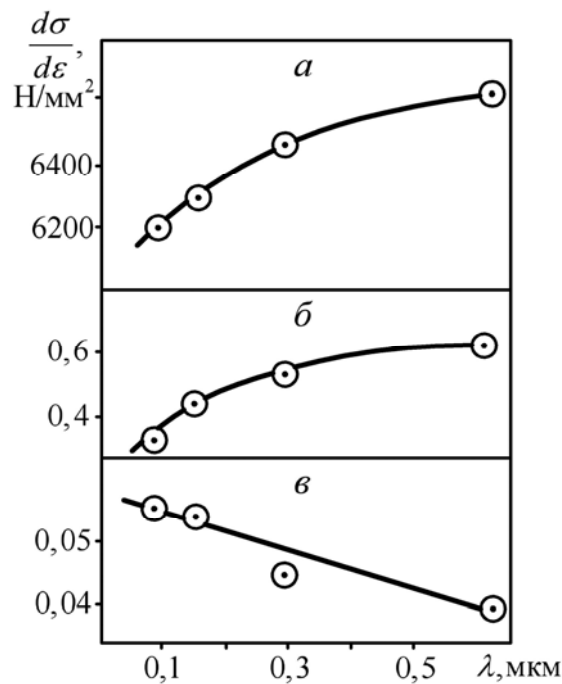


Рис. 3.9. Зависимость $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (а), m (б) и ε_n (в)

от межпластиночного расстояния в перлите стали эвтектоидного состава

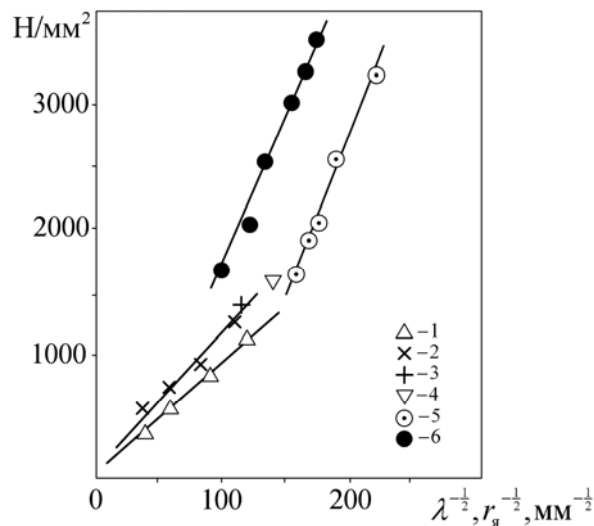


Рис. 3.10. Влияние межпластиночного расстояния в перлите на предел текучести (σ_1) и σ_1 – напряжение, соответствующее деформации ε_n (2) стали эвтектоидного состава, предел текучести стали с 0,93 % С – (3); после волочения на деформацию ε_n – (4), $\varepsilon > \varepsilon_n$ (при $C_1 = 1$) – (5) и ($C_1 = 2$) – (6)

После подстановки численных значений характеристик, входящих в зависимость () были рассчитаны величины d . Взаимное построение d и межпластиночных расстояний перлитных колоний (полученных из эксперимента) показывает довольно хорошее совпадение между ними (рис. 3.11). При этом, если исходить из соотношения $d \cong \lambda \cdot C_1$, получаем, что $C_1 \cong 1$. Наблюдаемое, на первый взгляд, противоречие между λ и длиной свободного пробега дислокаций в ферритном промежутке перлитной колонии ($\lambda \cdot C_1$) в действительности не существует. Обусловлено это тем, что значение $C_1 \cong 2$ соответствует уровню напряжений течения в области малых пластических деформаций, например, при σ_0 уравнение (2.1), либо вблизи предела текучести [19]. Если же анализировать поведение металла при более высоких пластических деформациях, то уже в начале формирования дислокационной ячеистой структуры величина C_1 начинает уменьшаться и при дальнейшем росте обжатия (при волочении) достигает значений около $\sqrt{2}$ [18]. Как следует из результатов [7; 30] диаметр ячеек практически совпадает с межпластиночным расстоянием перлитной колонии после деформаций, превышающих ε_n , что может быть расценено как выполнение условия $C_1 \cong 1$. Дополнительное подтверждение следует из анализа данных работы [18]. Для этого воспользуемся зависимостью

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y (C_1 \cdot r_{\text{я}})^{-\frac{1}{2}}, \quad (3.4)$$

где $r_{\text{я}}$ – размер ячеек. Осуществив построение – $\sigma_T - (C_1 \cdot r_{\text{я}})^{-\frac{1}{2}}$ (рис. 3.10) для значений $C_1 = 2$ и $C_1 = 1$ (кривые 6 и 5, соответственно) становится очевидным, что для получения положительных величин σ_0 (в [18] $\sigma_0 \cong 70$ Н/мм²) параметр C_1 должен быть переменной характеристикой со значениями, заключенными в интервале 1...2.

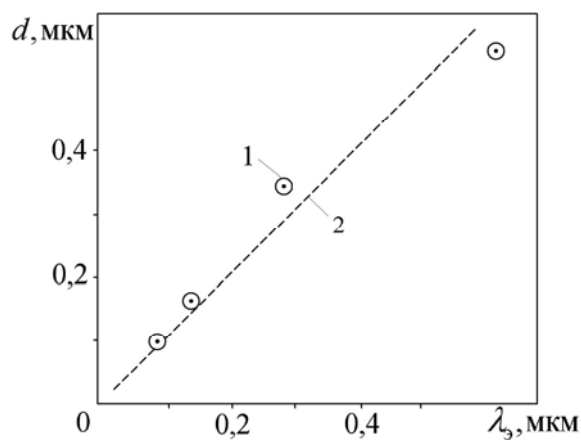


Рис. 3.11. Соотношение между d зависимость (3.4) и межпластиночным расстоянием в перлите эвтектоидной стали (1), расчет (2)

Учитывая, что повышение степени обжатия при волочении сопровождается ростом угла разориентации между соседними ячейками (θ) [19], влияние указанного параметра должно как-то учитываться уравнением (3.4). Действительно, как следует из [32], угловой коэффициент соотношения (1.9) холодноотянутого металла связан с величиной θ зависимостью: $K'_y = A\sqrt{\theta}$, где $A = K_y$ – часть углового коэффициента, независимого от степени деформации. Совместный анализ уравнения (3.4) и K'_y указывает на существование связи $C_1 = \frac{1}{\theta}$. Таким образом, деформируя металл на величины ε_n и выше, когда формируется и совершенствуется дислокационная ячеистая структура, увеличение θ сопровождается неизменным снижением C_1 . Из этого следует, что интенсивность субструктурного упрочнения в процессе пластического течения зависит от угла разориентировки соседних ячеек, сформированных при деформации. Аналогичное заключение получено и для субзерен, возникающих в результате отжига холоднодеформированного металла [8; 44].

Необходимо отметить, что как на процессы деформационного упрочнения, так и на процессы структурообразования в значительной мере оказывают влияние условия пластического деформирования. Если при волочении углеродистых сталей формирование дислокационной ячеистой структуры отмечается после деформации 25...30 % [7], то аналогичные процессы при растяжении имеют место вблизи 5 % удлинения. Обусловлено приведенное различие в значениях деформации начала возникновения ячеек, жесткостью схемы нагружения. Более высокой жесткости соответствует более узкий деформационный интервал, что в действительности и наблюдается при сравнении растяжения с деформированием волочением. С другой стороны, остается неизменным соотношение $r_y \cong \lambda \cdot C_1$ при условии $\varepsilon > \varepsilon_n$.

Как следует из анализа зависимостей, приведенных на рис. 3.10, с повышением степени диспергирования перлитной колонии (высокоуглеродистой стали), характеристики деформационного упрочнения снижаются при одновременном росте деформации формирования ячеистой структуры. Учитывая, что величина $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ связана обратно пропорциональной зависимостью с плотностью накопленных дислокаций, можно полагать, что с уменьшением межпластиночного расстояния перлита требуемая плотность подвижных дислокаций, для поддержания пластического течения, снижается. На основании того, что межфазные границы являются как источниками дислокаций, так и местами их стока, с уменьшением λ вероятность блокирования движущейся дислокации от момента зарождения до ее аннигиляции снижается. В результате момент возникновения неравномерностей в распределении дислокаций в ферритных промежутках перлитной колонии смещается в сторону повышенных значений деформаций, т. е. наблюдаем рост ε_n . Другими словами, при

измельчении ферритных промежутков, цементитные пластины, выполняя функцию своеобразного стабилизатора структуры, не позволяют на определенном этапе деформирования возникать негетерогенностям в распределении дислокационной плотности.

Приведенные положения являются одной из причин повышения пластичности при волочении с ростом дисперсности перлитной колонии высокоуглеродистой стали. Можно полагать, что зависимость (3.3) позволит осуществить оценку изменения деформационного упрочнения металла в зависимости от развития процессов формирования дислокационной ячеистой структуры. А с учетом ранее рассмотренных соотношений $\mu - n_p$, n_b и m (рис. 3.12) прогнозировать влияние процессов деформационного упрочнения на пластичность при холодной деформации.

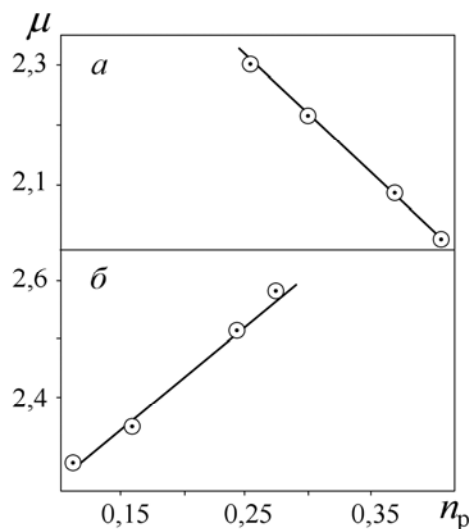


Рис. 3.12. Влияние содержания углерода 0,8 % (а) и 0,12 % (б) на взаимное изменение μ и n_p стали с пластинчатым цементитом

Таким образом, для углеродистых сталей характеристики деформационного упрочнения в большей степени определяются размером структурного элемента и в меньшей – природой границ раздела. Повышение дисперсности перлита высокоуглеродистой стали сопровождается снижением параметров деформационного упрочнения, смещением по шкале деформаций в сторону больших значений момента формирования ячеистой структуры и, как следствие этого, ростом деформируемости при волочении.

3.2. Деформационное упрочнение стали с глобулярным цементитом

3.2.1. Механизм взаимного влияния коалесценции цементита и собирательной рекристаллизации феррита. По сравнению с однофазными металлами и низкоуглеродистыми сталями, развитие процессов структурообразования в гетерофазных системах в значительной степени определяется присутствием частиц второй фазы [33]. В углеродистых сталях увеличение объемной доли цементита сопровождается ростом влияния частиц на развитие

рекристаллизационных процессов в ферритной матрице [34]. Учитывая, что появление первых зародышей рекристаллизации, в основном наблюдается вблизи межфазной поверхности [35], можно полагать, что увеличение объемной доли карбидной фазы будет способствовать ускорению процесса зарождения [33; 37]. С другой стороны, частицы цементита являются довольно эффективным препятствием перемещению ферритных границ при рекристаллизации. Следовательно, дисперсность частиц при неизменной объемной доле играет определенную роль в процессах зарождения и развития рекристаллизации. Обусловлено влияние частиц тем, что дислокационная структура ферритной матрицы вблизи каждой частицы определяется, в первую очередь, размером карбидной составляющей и в меньшей степени объемной долей. Развитие рекристаллизационных процессов в грубодисперсных структурах должно происходить быстрее, чем в мелкодисперсных. Обусловлено такое положение, как величиной общей плотности дислокаций, так и распределением их в ферритной матрице. Действительно, в углеродистой стали с крупными частицами цементита повышенная плотность дислокаций вблизи глобулей является преимущественным местом формирования зародыша рекристаллизации. В противоположность этому в мелкозернистой структуре стали вокруг частиц малых размеров плотности дислокаций меньше и, как следствие этого, их распределение в целом более равномерно. Зарождение рекристаллизации, в связи с этим, происходит медленнее. На основании этого, при решении определенных практических задач возникает необходимость оценки стабильности зеренной структуры при определенных условиях и времени выдержки металла, когда размер частиц цементита и расстояние между ними изменяются. Как следует из работ [39] стабильность структуры стали будет определяться скоростью изменения размеров частиц: для глобулярной формы карбидной составляющей – скоростью коалесценции, а для перлитной колонии дополнительно еще и скоростью сфероидизации пластин. Таким образом, для углеродистых сталей при неизменной объемной доле цементита, скорость коалесценции является одним из основных факторов, определяющих стабильность существования структуры стали в процессе выдержки при повышенных температурах. В этом случае движущей силой подавляющего большинства процессов структурообразования является избыточная энергия поверхностей раздела. Характер зависимости процессов роста частиц цементита определяется типом диффузии: пограничная или объемная (внутри зерна феррита).

При исследовании процессов развития собирательной рекристаллизации в углеродистых сталях, в качестве критерия принимают момент отрыва границы зерна феррита от мест закрепления – частиц цементита. В этом случае в структуре углеродистой стали будут наблюдаться объемы с внутризеренным расположением карбидных частиц (рис. 3.13, б). По мере роста объемной доли цементита в стали, количество указанных объемов будет снижаться (рис. 3.13). На основании этого, движущая сила собирательной рекристаллизации, за счет снижения свободной энергии системы, может быть оценена соотношением [42]:

$$\Delta F_1 = 2 \frac{\sigma_c}{d}, \quad (3.5)$$

где σ_c – поверхностная энергия границы зерна феррита; d – средний размер зерна.

Другой процесс, имеющий противоположную направленность, обусловлен влиянием частиц цементита на способность границы зерна феррита к миграции при высокотемпературной выдержке. В этом случае энергия торможения карбидными частицами границы зерна феррита представляется зависимостью [42]

$$\Delta F_2 = \frac{3f\sigma}{D}, \quad (3.6)$$

где σ – энергия мигрирующей границы феррита, значения которой практически совпадают с величиной σ_c , соотношение (3.5) [43]; f – объемная доля карбидных частиц; D – их диаметр.

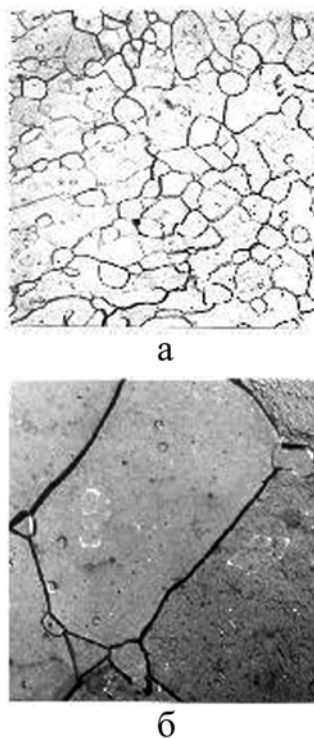


Рис. 3.13. Структура стали с содержанием углерода a – 1,0; b – 0,1 % С после закалки, отпуска 450 °С, 1 ч (a , b); деформации 10 – a ; 40 % – b , и отжига 680 °С, 1 ч. 4000х2 (a); 4000х3 (b)

Условием отрыва границы зерна является равенство величин $\Delta F_1 = \Delta F_2$. После осуществления преобразований, получаем зависимость, в литературе часто называемую соотношением Зинера–Смита [33]

$$d = \frac{2}{3} \frac{D}{f}. \quad (3.7)$$

Анализ приведенной зависимости показывает, что для углеродистой стали, при неизменной объемной доле цементитных глобул, увеличение диаметра частиц сопровождается пропорциональным ростом среднего размера зерна феррита. В случае невыполнения указанного соотношения, возникает вопрос о граничных условиях применимости зависимости (3.7), что обуславливает введение определенных поправок. Как следует из [35], для низкоуглеродистых сталей с содержанием углерода от 0,06 %, использование уравнения (3.7) для прогнозирования размера зерна феррита в процессе рекристаллизационного отжига может быть успешным в случае изменения коэффициента (K_2) перед соотношением $\frac{D}{f}$. Действительно, по сравнению со сталью с 0,6 % С, уменьшение f примерно в 10 раз, сопровождается приростом указанной характеристики в несколько раз [35] (табл. 3.1).

Таблица 3.1

Влияние содержания углерода в стали на коэффициент K_2 соотношения (3.7)

Содержание углерода, % С	Температура отжига, °С	Время отжига, час	Деформация, %	
			17	70
0,06	680	1	10	10
0,60	680	5	0,74	1,1
	710	10	0,73	1,0
		5	0,87	1,0
		10	0,76	1,0

Для однофазных металлов и низкоуглеродистых сталей прирост пластической деформации сопровождается измельчением ферритной структуры при рекристаллизации (рис. 3.14, кривые 1, 2). Прирост f до 10...12 % (рис. 3.14, кривые 3, 4) сопровождается снижением влияния величины пластической деформации на d . Определяющую роль при этом начинает играть вторая фаза, в данном случае глобулы цементита, что обусловлено, с одной стороны облегчением возникновения зародышей рекристаллизации, т. е. множественным зарождением [33], с другой – торможением роста рекристаллизованного зерна теми же карбидными частицами.

На рис. 3.15 приведено изменение диаметра цементитных частиц и размера зерна феррита в зависимости от степени пластической деформации улучшенной стали с 0,6 % С, времени и температуры отжига. Так, при температуре отжига 680°С, в деформированной на 17 % стали, увеличение времени выдержки (τ) от 1 до 10 час сопровождается ростом диаметра цементитных глобул от 0,22 до 0,3 мкм (рис. 3.15, а). Соответственно увеличился и d : от 2 до 2,7 мкм. Аналогичный характер изменения указанных величин сохранился и при отжиге после деформации 70 %. Повышение температуры нагрева деформированной стали до 710 °С приводит к ускорению процессов коа-

лесценции карбидных частиц при выдержках до 1 час (рис. 3.15, *a*), последующее же увеличение длительности отжига практически не изменило (по сравнению с 680 °С) прироста D .

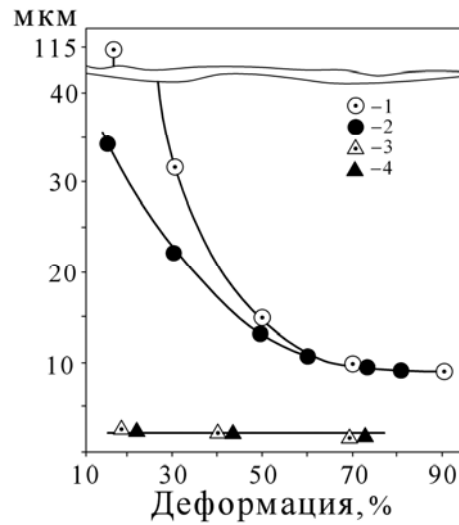


Рис. 3.14. Изменение размера зерна феррита в зависимости от содержания углерода в стали (0,06 – 1; 0,2 – 2; 0,6 – 3; 0,8 % – 4) после заковки, отпуска 680 °С, 1 ч., деформации 17...70 %, отжига 680 °С, 1 ч

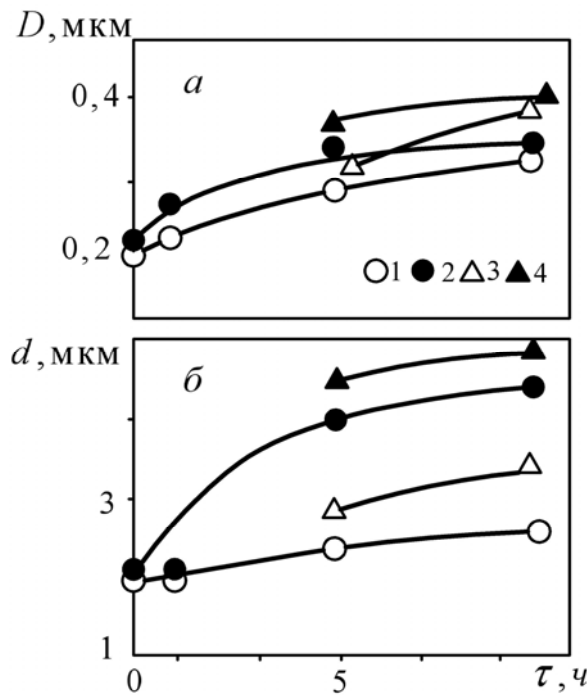


Рис. 3.15. Изменение диаметра цементитных частиц (*a*) и размера зерна феррита (*б*) в стали с 0,6 % С после обработки: заковка, отпуск 680 °С, 1 ч, деформация (17 – 1, 3; 70 % – 2, 4), отжиг 680 °С – 1, 2; 710 °С – 3, 4 и длительности отжига [35]

Наблюдаемое увеличение размера зерна феррита (рис. 3.15, *б*) и соответствующие значения D (рис. 3.15, *a*) подчиняются зависимости (3.7). Выполнение указанного соотношения подтверждается данными, приведенными в

табл. 3.1. Наблюдаемое незначительное изменение коэффициента пропорциональности K_2 вполне оправдано и, видимо, может быть объяснено зависимостью от скорости коалесценции цементита. Так, интервал изменения коэффициента $K_2 0,7 \dots 0,8$ вплоть до 1,0 наблюдали в [34].

Для стали с 0,06 % С указанная величина достигает значений 10, что свидетельствует об отсутствии относительно эффективного (подобно наблюдаемому для средне- и высокоуглеродистых сталей) торможения процесса собирательной рекристаллизации.

Учитывая, что d в структуре стали контролируется V_K (рис. 3.16) [35] представляет несомненный интерес проследить процесс коалесценции в стали, когда объемная доля карбидной фазы составляет как бы граничное значение, когда она начинает оказывать влияние на собирательную рекристаллизацию. Коалесценция глобул цементита в стали, судя по многочисленным исследованиям, является сложным процессом, обусловленным диффузионным массопереносом компонентов [41], влиянием зеренных границ и т. д.

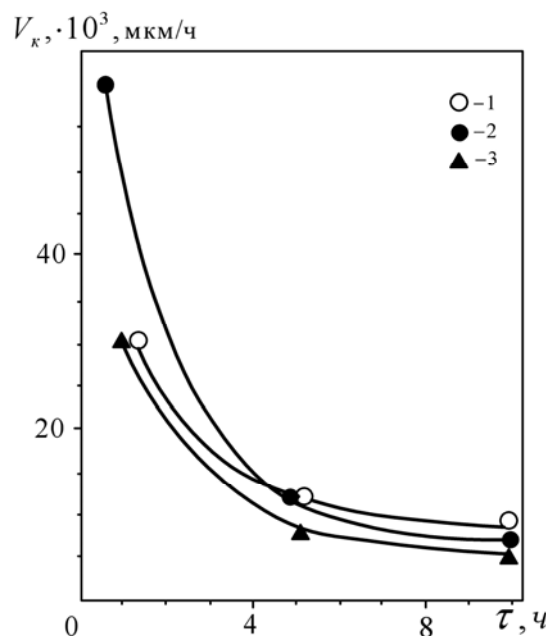


Рис. 3.16. Скорость коалесценции цементитных частиц в стали с 0,6 % С после обработки: закалка, отпуск 680 °С, 1 ч, деформация (17 – 1; 70 % – 2) в зависимости от длительности отжига при 680 °С; 3 – зависимость V_K от τ отпуски при 700 °С, закаленной стали с 0,45 % С [35]

Так, анализ экспериментальных данных по подсчету количества частиц, разделенных на отдельные размерные группы, показал полное исчезновение частиц размерной группы до 0,08 мкм¹² за 120 и 60 сек, соответственно после деформации 30 и 60 %. Учитывая, что расположение глобул цементита по

¹² В углеродистой стали обнаруженное растворение карбидной фазы в результате холодной пластической деформации [7] может явиться причиной выделения глобул цементита диаметром менее 0,08 мкм при отжиге низкоуглеродистой стали.

границам ферритных зерен уменьшает их двугранный угол (менее 90°), частицы на границах находятся в термодинамически более выгодном положении, чем внутри зерна. При малых объемных долях (как в стали с 0,23 % С) карбидные частицы диаметром до 0,1 мкм неспособны эффективно блокировать перемещение ферритной границы при собирательной рекристаллизации [35], в следствие этого их расположение становится преимущественно внутризерненным. Обладая, несколько большей блокирующей способностью (как это следует из микроструктурных исследований), частицы диаметром 0,15...0,2 мкм (при τ до 2...3 мин) располагаются в основном на ферритных границах. Воспользовавшись известным соотношением [3], оценим факторы, определяющие столь быстрое растворение глобулей диаметром до 0,08 мкм:

$$\tau_1 = \frac{D^2 RT}{8C_0 V \sigma}, \quad (3.8)$$

где τ_1 – время растворения; D – диаметр глобуля цементита; R – универсальная фазовая постоянная; T – температура; C_0 – растворимость частицы бесконечного диаметра; V – молярный объем; σ – коэффициент диффузии атомов углерода. После подстановки в (3.8) экспериментальных данных для стали с 0,23 % С получили, что введение дефектов кристаллического строения при холодной деформации сопровождается ростом σ при отжиге (700°C , τ до 2 мин.) в среднем на 2,5...3 порядка величин по сравнению с закалкой и отпуском 700°C [38].

Следовательно, исчезновение размерной группы частиц диаметром до 0,1 мкм обусловлено возрастанием σ на 2,5...3 порядка. Кроме этого, необходимо отметить, что коэффициент диффузии по границам зерен превышает аналогичную характеристику внутризеренной диффузии на несколько порядков и за 2...3 мин полностью исчезают неравноосные ферритные зерна, а средний их размер становится меньше на 10...15 %. Приведенное положение может явиться одним из объяснений резкого возрастания коэффициента диффузии за время формирования рекристаллизованной структуры феррита. Подтверждением этого могут служить данные рис. 3.17, б по изменению объемной доли частиц, располагающихся на границах зерен феррита (f_1).

После достижения значений близких к наблюдаемым при отпуске закаленной стали [38], функция распределения частиц цементита по размерам начинает отклоняться от нормального закона распределения (рис. 3.18).

Как следует из анализа приведенных данных, процесс коалесценции цементитных глобулей необходимо рассматривать как состоящий из двух, по крайней мере, составляющих: коалесценция частиц, расположенных внутри зерен феррита и расположенных на границах. В силу этого распределение карбидных частиц, представляющее собой несимметричный максимум или явное наличие двух максимумов, может быть представлено как состоящее из нескольких кривых с нормальным законом распределения (рис. 3.18). Веро-

ятностный характер кривых с нормальным законом распределения частиц по размеру подчиняется зависимости:

$$N_i = N_{\max} \exp \left[- \frac{(D_i - D_{\max})^2}{\delta^2} \right], \quad (3.9)$$

где N_i и D_i – текущие значения количества и диаметра частиц; $N_{\max}$ и $D_{\max}$ – соответствующие вершине максимума распределения; δ – половина ширины максимума (рис. 3.18, в).

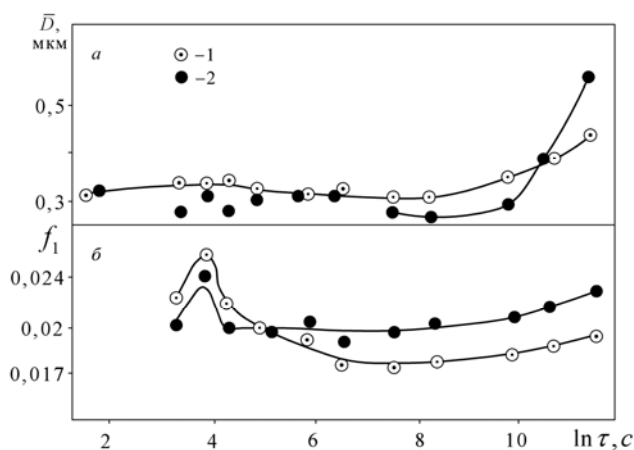


Рис. 3.17. Влияние продолжительности отжига при 700 °С на изменение $\bar{D}$ (а) и f_1 (б) холоднодеформированной на 30 (1) и 60 % (2) стали с 0,23 % С

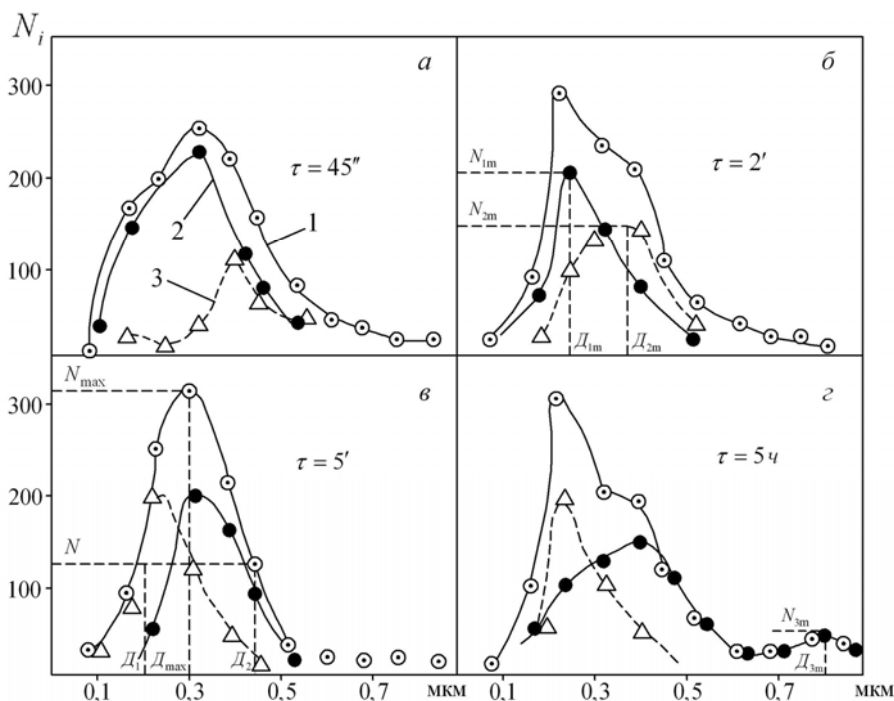


Рис. 3.18. Распределение частиц цементита по размерам в стали с 0,23 % С после $\epsilon = 30\%$ и отжига при 700 °С в течение различного времени (а – 45 сек; б – 2 мин; в – 5 мин; г – 5 час); 1 – общее распределение; 2 – только частиц на границах зерна; 3 – внутри зерен

Логарифмируя соотношение (3.9) и осуществляя преобразования, получим зависимость для δ :

$$\delta = \frac{D_i - D_{\max}}{\left[\ln \left(\frac{N_{\max}}{N_i} \right) \right]^{\frac{1}{2}}}. \quad (3.10)$$

Если принять, что $(D_i - D_{\max}) = \pm \delta$, из (3.10) получим:

$$N_{\max} = N_i. \quad (3.11)$$

Из соотношения (3.11) следует, что для рассматриваемой макроскопической системы, какой является исследуемая сталь, интервал диаметров частиц, заключенных между значениями D_1 и D_2 (рис. 3.18, в); при ординате распределения $N_i = N_{\max}$, оказывает подавляющее влияние на средний диаметр глобулей с нормальным законом распределения. Сравнительный анализ результатов расчета среднего диаметра глобулей на границах зерен и внутризеренных, принятого как среднее значение между D_1 и D_2 каждого распределения, показал хорошее совпадение их с соответствующими величинами $D_{\max}$ (различие составило 4...6 %). Таким образом, рассматривая зависимость $D_{\max}$ и $N_{\max}$ с учетом преимущественного расположения карбидной фазы, можно оценить коалесценцию частиц в процессе отжига стали.

Значения диаметров и количества частиц, соответствующие максимумам распределений (рис. 3.18) в зависимости от τ , приведены на рис. 3.19. Циклический характер распределения D_{1m} и D_{2m} (соответственно, для глобулей расположенных на границах и внутри зерен феррита) указывает на существование, по крайней мере, трех участков по шкале τ : до 100 с, от 100 с до 0,5...1 ч и свыше 1 ч. Так, на участке для τ до 100 с за счет полного растворения частиц диаметром до 0,1 мкм¹³ наблюдается прирост количества глобулей размером 0,2...0,25 мкм.

На участке τ от 100 с до 0,5...1 ч вначале наблюдается уменьшение количества частиц диаметром 0,15...0,2 мкм, которые расположены внутри зерен, что сопровождается ростом D_{1m} и уменьшением D_{2m} . Далее, вплоть до выдержки 1 час характер изменения указанных величин меняется на противоположный. Кроме этого, возрастает роль аномально больших частиц (D_{3m}) в изменении общего распределения карбидных глобулей. На этом участке по мере продвижения ферритной границы встречающиеся с ней цементитные частицы (до этого момента растворяющиеся) на определенное время располагаясь на границе, начинают расти за счет ближайших соседей, которые оказались расположенными внутри зерна феррита.

¹³ При отпуске 700 °С закаленной стали, выделившиеся на начальных стадиях отпуска мелкие частицы диаметром до 0,15 мкм, за 400 с полностью исчезают [38].

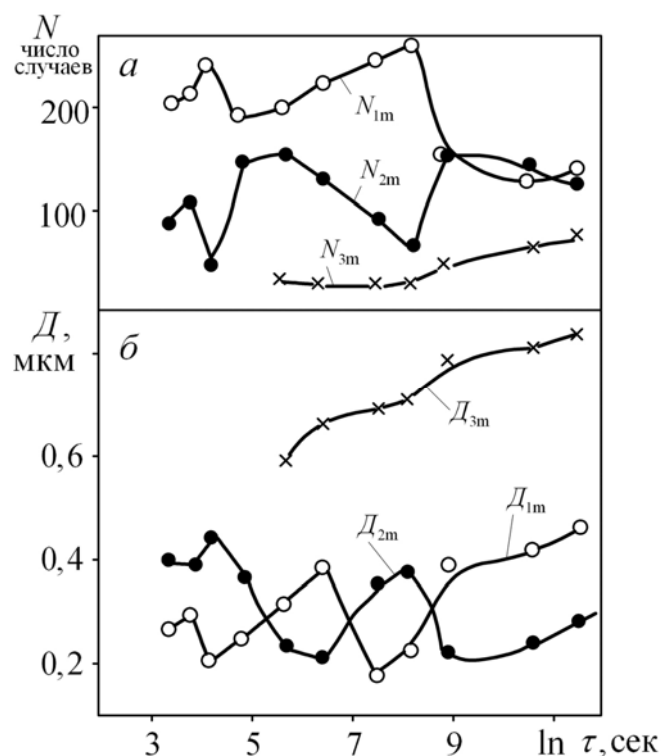


Рис. 3.19. Изменения величин N_{1m} , N_{2m} , N_{3m} (а) и D_{1m} , D_{2m} , D_{3m} (б) в зависимости от длительности отжига (τ , с) при 700 °С, холоднодеформированной стали с 0,23 % С на 30 %

В течение $\tau > 1$ ч отмечается одновременное увеличение числа частиц диаметром более 0,4 мкм и уменьшение мелких D_{1m} , а D_{3m} непрерывно растут.

Приведенная картина коалесценции глобулей цементита при отжиге холоднодеформированной стали может быть обусловлена изменением соотношения между механизмами диффузионного массопереноса. В результате роста (в процессе отпуска в течение начальных интервалов выдержек) степени беспорядка, на границах фаз должна возрасти скорость диффузии по межфазным границам [44], которая в основном подобна ускоренной зернограницной диффузии и определяется степенью когерентности границ зерен – для некогерентных она максимальна [45]. Это является, видимо, одной из причин столь быстрого растворения частиц диаметром до 0,1 мкм.

Увеличение размера частиц, а следовательно снижение суммарной протяженности межфазных границ, по мере роста будет сопровождаться уменьшением диффузионного потока, но это в случае неподвижности ферритных границ при отжиге. Перемещение же границ зерен феррита приводит к неизбежному перераспределению между частицами (из-за их расположения) этапов укрупнения и растворения. Если бы можно было зафиксировать ферритные границы, то непрерывный рост глобулей, расположенных на границах и растворения внутризеренных, повысило бы роль пограничного массопереноса. Подтверждением приведенного положения могут служить результаты по среднеуглеродистым сталям, когда глобули достаточно эффективно блоки-

руют перемещение границ зерен феррита: в стали 45 за $\tau = 1$ час при 630°C D достигает значений $0,4$ мкм, в стали с $0,6\%$ С после деформации на 70% за $\tau = 5$ ч при $700\dots 710^\circ\text{C}$ D возросло от $0,2$ до $0,4$ мкм [35].

Таким образом, смещение, даже на незначительное расстояние, границ зерен феррита в процессе отжига холоднодеформированной низкоуглеродистой стали сопровождается циклическим характером смены роста и растворения глобул цементита. Это является основным фактором, тормозящим увеличение среднего диаметра частиц в течение выдержек вплоть до 5 час при субкритических температурах и, как следствие этого, получение относительно стабильной структуры феррита.

В сталях с повышенным содержанием углерода картина несколько иная. Увеличение содержания углерода до $0,5\dots 0,6\%$ и соответствующий рост объемной доли карбидной составляющей, даже после увеличения среднего диаметра глобул на $30\dots 40\%$ не позволяют существенно вырасти зерну феррита. Полученные экспериментальные данные подтверждают приведенное положение: после длительности выдержки 25 час, при температурах вблизи A_{c1} , размер зерна феррита в среднеуглеродистой стали не превысил значения $7\dots 8$ мкм [35]. Углеродистая сталь, подвергаемая указанной обработке обладает довольно стабильной, в течение длительных выдержек при температурах до A_{c1} , мелкозернистой полиэдрической структурой феррита [35].

3.2.2. Деформационное упрочнение углеродистой стали со сверхмелким зерном феррита. Для углеродистых сталей с повышенным содержанием углерода, когда выполняется соотношение Зинера-Смита, зависимости предела текучести и сопротивления малым пластическим деформациям от d практически подобны наблюдаемым для низкоуглеродистых сталей и высокочистого железа. На первый взгляд отсутствие, в явном виде, влияния f в действительности учитывается через размер зерна феррита. Стали с размерами зерен феррита менее 10 мкм условно называют сверхмелкозернистыми [61].

В процессе пластического течения соотношение деформирующего напряжения и истинного значения пластической деформации описывается зависимостью (2.1) [11; 12], однако трудность определения σ_0 [61] и неоднозначность трактовки [46], заставляют в отдельных случаях пользоваться уравнением типа 2.1, без величины σ_0 .

Учитывая, что напряжению σ_0 ($\sigma = \sigma_0 + K_1 \cdot \varepsilon^m$) соответствует определенная пластическая деформация [3], а соотношение Холла-Петча успешно выполняется для напряжения течения, можно для описания зависимости σ_0 от d и f (рис. 3.20) воспользоваться соотношением типа (1.9):

$$\sigma_0 = \sigma_i + K_y \cdot d^{-1/2}. \quad (3.12)$$

При экстраполировании зависимости $\sigma_0 \dots d^{-1/2}$ на бесконечно большой размер зерна, для сталей $0,23\dots 0,75\%$ С величина σ'_i составила 12 Н/мм^2 , по

абсолютным значениям близко к напряжению трения кристаллической решетки железа (обозначим σ_i'') 8...17 Н/мм² [48]. При этом K_y составила 26 Н/мм^{3/2}. Указанные характеристики для стали с 0,06 % С соответственно равны 30 Н/мм² и 16 Н/мм^{3/2}.

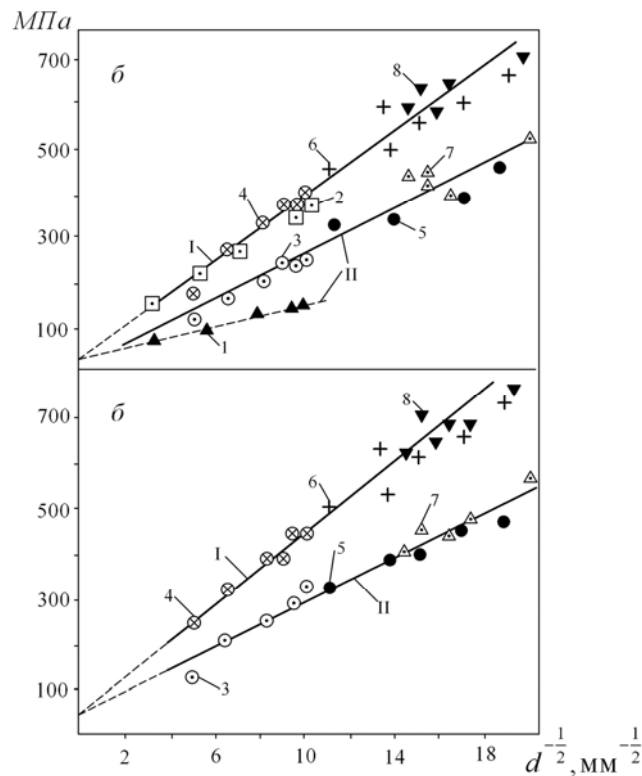


Рис. 3.20. Влияние температуры испытания (+ 20 °С – а; – 70 °С – б) и содержания углерода в стали (1, 2 – 0,06; 3, 4 – 0,23; 5, 6 – 0,6; 7, 8 – 0,75 % С) на зависимость σ_T (I) и σ_0 (II) от размера зерна феррита

Наблюдаемое различие постоянных соотношения (3.12) обусловлено пониженной концентрацией атомов внедрения в твердом растворе в мелкозернистых сталях (0,23...0,75 % С) с полиэдрическим зерном феррита, чем в стали с 0,06 % С. Следовательно, при оценке σ_i' ($\sigma_i'' = 12$ Н/мм²) необходимо учитывать твердорастворное упрочнение (σ_Δ). Окончательно величину σ_i' можно представить в виде

$$\sigma_i' = \sigma_i'' + \sigma_\Delta. \quad (3.13)$$

Преобразуя зависимость (3.12), можно оценить напряжение, необходимое для начала необратимого движения дислокаций от их источника до границы зерна феррита

$$\sigma_n = \frac{K_y}{2\sqrt{\ell}}, \quad (3.14)$$

где ℓ – расстояние источника дислокаций от границы зерна [5; 6].

Подставляя в (3.14) значения $\ell = d/2$ ¹⁴, можно оценить σ_n :

$$\sigma_n = \frac{\sqrt{2}}{2} \left(\frac{K_y}{\sqrt{d}} \right). \quad (3.14, a)$$

При формальном нанесении значений σ_n против соответствующих величин σ_0 была обнаружена однозначная связь с коэффициентом корреляции 0,96 (рис. 3.21). Анализ абсолютных значений указанных величин показал, что σ_n составляет $3/4\sigma_0$. Следовательно, оставшаяся часть ($1/4\sigma_0$) приходится на σ'_i и некоторую величину σ_m , которая, вероятно, обусловлена взаимодействием движущихся дислокаций с дислокациями леса ($\sigma_m = \alpha\mu\epsilon\sqrt{\rho}$).

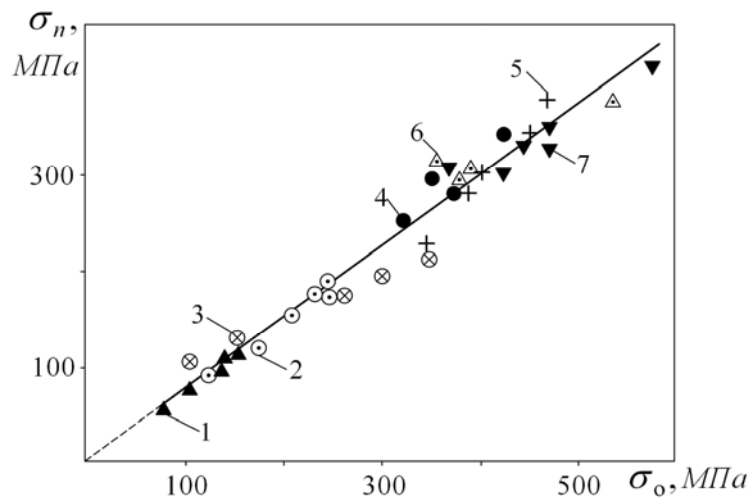


Рис. 3.21. Влияние содержания углерода (1 – 0,06; 2, 3 – 0,23; 4, 5 – 0,6; 6, 7 – 0,75 % C) и температуры испытания (+20 – 1, 2, 4, 6; – 70 °C – 3, 5, 7) на взаимное изменение σ_n и σ_0

С учетом того, что плотность дислокаций в области формирования фронта полосы деформации оценивается как $\rho_m = \frac{\epsilon_L}{\delta d}$ [49], окончательно выражение для σ_0 принимает вид

$$\sigma_0 = \sigma'_i + \sigma_\Delta + \frac{K_y}{\sqrt{2d}} + \alpha\mu\sqrt{\frac{\epsilon_L \cdot \epsilon}{d}} \quad (3.15)$$

После подстановки в (3.15) структурных параметров углеродистых сталей, были рассчитаны величины σ_0^p , которые при сравнении с σ_0 показали

¹⁴ Полагая, что источниками дислокаций (наряду с внутризеренными) являются границы зерен феррита, а l принимает значения от 0 до d , для упрощения расчетов можно принять $l = d/2$.

довольно хорошее совпадение (рис. 3.22). При этом коэффициент корреляции составил значения 0,95. Из анализа соотношения (3.15) следует, что с ростом d относительное влияние σ_n и σ_m на σ_0^p уменьшается, одновременно при этом растет количество атомов внедрения в твердом растворе.

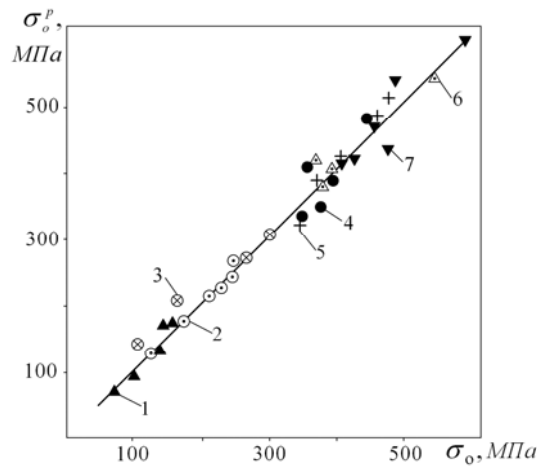


Рис. 3.22. Влияние содержания углерода (1 – 0,06; 2, 3 – 0,23; 4, 5 – 0,6; 6, 7 – 0,75 % С) и температуры испытания (+20 – 1, 2, 4, 6; – 70 °С – 3, 5, 7) на взаимное изменение σ_0^p и σ_0

Учитывая это, с ростом d можно достигнуть такого состояния, когда подавляющее влияние на σ_0 будут оказывать напряжение трения кристаллической решетки и состояние твердого раствора (σ_Δ). При этом различия в абсолютных значениях между σ_0^p (σ_0) и σ_i' (σ_i – соотношения 3.12) должно снижаться. Действительно, как следует из анализа экспериментальных данных [49] в тех случаях, когда исследования проводились на сталях с размерами зерен феррита около сотни мкм и выше, в основном наблюдались довольно близкие значения σ_i' и σ_0 и, как следствие этого, неизбежное отождествление методов Холла-Петча и экстраполяции ОДУ кривой растяжения [10]. С другой стороны, диспергируя ферритную зеренную структуру углеродистой стали повышаем роль d, f . В уравнении (3.15) уже нельзя пренебрегать влиянием третьего и четвертого слагаемых, в результате повышается точность описания поведения металла при деформации в области микротекучести. Кроме температуры испытания, на величину σ_0 оказывает влияние и скорость деформирования ($\dot{\epsilon}$). Учитывая зависимость характеристик, входящих в соотношение (3.15) от $\dot{\epsilon}$ на подобие:

$$\sigma_n(\dot{\epsilon}) = \frac{K_y(\dot{\epsilon})}{\sqrt{2d}}, \quad (3.16)$$

выражение (3.15) принимает вид:

$$\sigma_0(\dot{\varepsilon}) = \sigma_i(\dot{\varepsilon}) + \frac{K_y(\dot{\varepsilon})}{\sqrt{2d}} + \alpha(\dot{\varepsilon})\mu\sqrt{\frac{6\varepsilon_L(\dot{\varepsilon})}{d}}. \quad (3.17)$$

Значения α (определяли используя методы численного интерполирования) для скоростей деформации $3 \cdot 10^{-4}$, 10^{-3} , $7 \cdot 10^{-2}$, $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ соответственно составили 0,7; 0,6; 0,4; 0,2 [51].

Сравнительный анализ (рис. 3.23, кривая δ) величин σ_0 , определенных из кривой растяжения с рассчитанными по соотношению (3.17) указывает на высокую степень совпадения абсолютных значений (коэффициент корреляции составил 0,98). Оценивая вклад характеристик, входящих в соотношение (3.17), можно видеть, что при увеличении d влияние σ_n и σ_m снижается. Одновременно с этим наблюдаемый прирост количества атомов внедрения в твердом растворе, уменьшение ε_L (табл. 3.2), K_y (рис. 3.24) и снижение $\dot{\varepsilon}$ еще в большей степени способствуют росту роли σ_i .

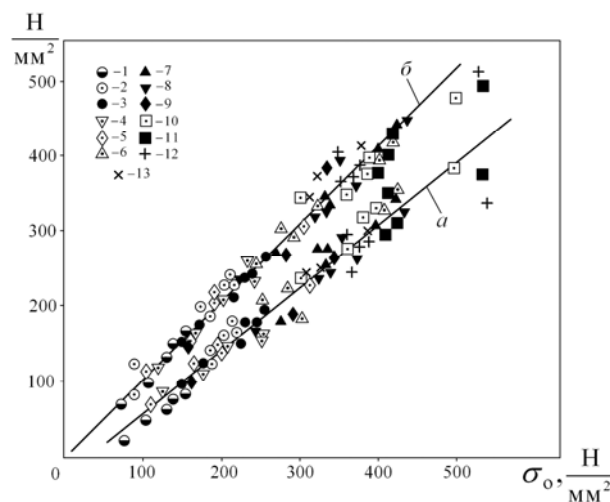


Рис. 3.23. Влияние объемной доли глобулярного цементита (0,009 – 1; 0,034 – 2–5; 0,09 – 6–9; 0,11 – 10–13) и скорости деформации ($1,7 \cdot 10^{-2}$ – 2, 6, 10; $7 \cdot 10^{-2}$ – 3, 7, 11; 10^{-3} – 1, 4, 8, 12; $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ – 5, 9, 13) на взаимное изменение σ_n – a , σ_0^p – b и σ_0

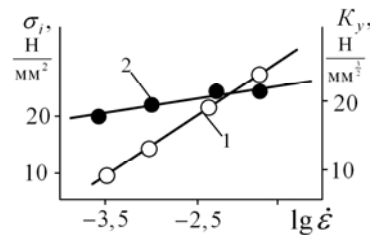
Таким образом, огрубляя структуру феррита, независимо от объемной доли карбидной составляющей и снижая скорость пластической деформации металла, можно достигнуть состояния, когда подавляющее влияние на σ_0 будет оказывать напряжение трения кристаллической решетки и твердорастворное упрочнение.

Измельчение зеренной ферритной структуры в углеродистой стали сопровождается ростом прочностных, пластических свойств, снижением характеристик деформационного упрочнения. Однако, после достижения определенного значения дисперсности ферритной структуры, можно наблюдать резкое снижение пластичности металла [9].

Таблица 3.2

Значения ε_L в зависимости от $\dot{\varepsilon}$, f и соответствующих d после закалки, отпуска 680 °С, деформации A , отжига 680 °С

$\dot{\varepsilon}$, с ⁻¹	f	A					
		17	30	50	60	70	80
$1,7 \cdot 10^{-2}$	0,034	0,008	0,044	0,08	0,102	0,112	0,128
	0,09	0,028	0,028	0,046	0,07	0,146	0,114
	0,11	0,026	0,01	0,05	0,9	0,14	0,17
$7 \cdot 10^{-2}$	0,034	0,014	0,044	0,064	0,07	0,096	0,128
	0,9	0,026	0,028	0,042	0,057	0,096	0,102
	0,11	0,028	0,038	0,056	0,092	0,152	0,134
10^{-3}	0,009	0,0129	0,025	0,038	—	0,066	0,054
	0,034	0,0073	0,032	0,042	0,057	0,067	0,085
	0,09	0,023	0,025	0,043	0,055	0,081	0,123
	0,11	0,028	0,026	0,049	0,072	0,097	0,154
$3 \cdot 10^{-4}$	0,034	0,02	0,03	—	0,058	0,065	—
	0,09	0,025	0,03	0,045	0,065	0,11	—
	0,11	0,034	0,05	0,072	0,097	—	0,17
d , мкм	0,009	115	34,5	16,2	—	10,5	11
	0,034	40	24	14,5	11	12	9,9
	0,09	5,6	8,2	5,2	4,4	3,5	2,84
	0,11	4,8	4,4	4,0	3,75	3,4	2,56

Рис. 3.24. Влияние скорости деформации на σ_i — 1 и K_y — 2

Анализ кривой растяжения углеродистых сталей со сверхмелким зерном феррита показал, что пластическое течение в области площадки текучести сопровождается срывами деформирующего напряжения (рис. 3.25).

В области однородного деформационного упрочнения указанные срывы исчезали. Зависимость значений падения деформирующего напряжения (σ_D) от размера зерна феррита и f стали подобна наблюдаемым для сопротивления малым пластическим деформациям, в частности для напряжения течения в области микротекучести (рис. 3.20). Можно полагать, что указанные срывы

на площадке текучести обусловлены зарождением и распространением полос Чернова-Людерса, хотя приведенные признаки присущи в равной степени и другим процессам. Например, динамическое деформационное старение (ДДС) сопровождается тоже срывами деформирующего напряжения, однако проявление его наблюдается при определенном соотношении структурных параметров с температурой и скоростью деформирования [1].

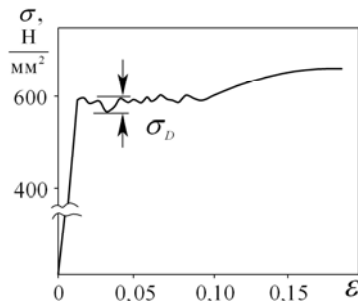


Рис. 3.25. Растяжение стали

с $f = 0,09$ после улучшения, холодной пластической деформации 70 %, отжига 680 °С, 1 ч. Температура испытания +20 °С

Для исследования природы срывов деформирующего напряжения на площадке текучести, рассмотрим условия необходимые для развития указанного явления. Учитывая, что началу пластической деформации присущи высокие локальные скорости пластического течения [61], воспользуемся соотношением, вытекающим из решения уравнения Гиббса [52]:

$$\dot{\epsilon} = A \exp\left(-\frac{\Delta H}{RT}\right), \quad (3.18)$$

где A — постоянная; ΔH — энергия активации пластического течения; R — универсальная газовая постоянная; T — температура °К. После преобразования соотношения (3.18) получим зависимость для расчета ΔH :

$$\Delta H = - \left[\frac{R \Delta \lg \dot{\epsilon}}{\Delta \left(\frac{1}{T} \right) \lg e} \right], \quad (3.19)$$

где e — основание натурального логарифма.

Существует несколько методов расчета ΔH : по деформации начала зубчатого течения [53] и по величине падения напряжения. Так как появление срывов напряжения отмечалось сразу после достижения верхнего предела текучести и определить какую либо зависимость по ϵ от структурных составляющих довольно трудно, была выбрана методика основанная на оценке величины σ_D .

Рассчитанные по соотношению (3.19) величины ΔH по абсолютным значениям в 10...20 раз меньше значений энергии активации процессов ДДС в

углеродистой стали [1], что позволяет с уверенностью полагать, что наблюдаемые срывы деформирующего напряжения обусловлены процессами зарождения и распространения полос Чернова-Людерса. Совместное влияние f и d на ΔH приведено на рис. 3.26.

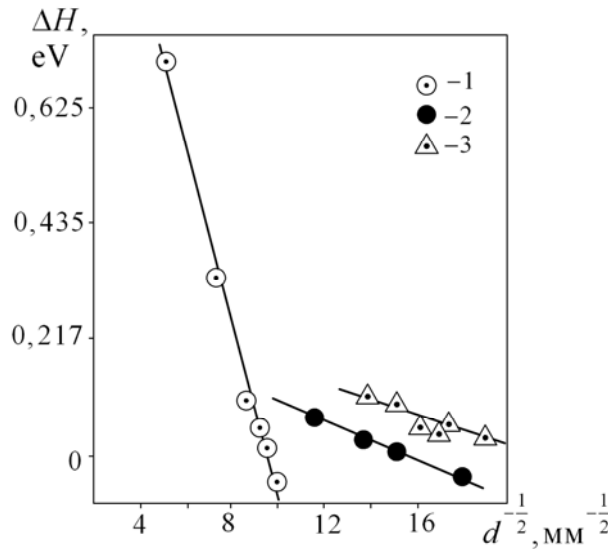


Рис. 3.26. Зависимость ΔH от d для $f = 0,034$ (1); 0,09 (2) и 0,11 (3)

Помимо уровня значений ΔH , процесс пластического течения начинается после зарождения требуемого количества подвижных дислокаций [53]. Существование зависимости $\sigma_D - \sigma_0$ (табл. 3.3.) и $\sigma_0 - \rho_m$ [51], совместная с диаграммой растяжения запись импульсов акустической эмиссии (АЭ), свидетельствуют о роли изменения ρ_m в возникновении немонотонностей по шкале σ . В общем виде ρ_m и скорость счета акустических импульсов ($\dot{N}$) связаны зависимостью [54]:

$$\rho_m \sim (\dot{N})^\beta, \quad (3.20)$$

где β – показатель степени, примерно равен 1 [54].

На диаграммах деформации углеродистых сталей (рис. 3.25) в области площадки текучести срывам деформирующего напряжения соответствуют вполне закономерные всплески импульсов акустической эмиссии. Переходу пластического течения металла в область ОДУ характерно резкое снижение $\dot{N}$ (рис. 3.27). Учитывая, что срывы напряжения течения обусловлены зарождением и распространением полос деформации [31], их можно рассматривать как некую разновидность течения, которому в равной мере присущи признаки пластически нестабильной деформации [61] и деформационно упрочняемого металла. Из диаграммы $\dot{N} - \Delta H$ (рис. 3.28) следует, что независимо от d и f стали указанные характеристики связаны обратно пропорциональной зависимостью. Скорость счета импульсов АЭ, являясь мерой ρ_m в

процессе течения металла показывает, что с ростом локализации пластического течения (измельчение зерна феррита и, как следствие этого, резкий прирост ρ_m при зарождении течения) энергия активации будет понижаться. В этом случае величина падения деформирующего напряжения может достигнуть такого значения, когда параметрами деформационного упрочнения уже станет невозможно компенсировать процесс развития пластически неустойчивого течения. Предельный случай такого явления – формирование шейки и последующее разрушение металла сразу после зарождения первой полосы деформации [56].

Таблица 3.3

**Величины σ_D и σ_0 в зависимости от f , $\dot{\epsilon}$ исследуемых сталей
после закалки, отпуска при 680 °С, 1 ч, деформации волочением
на 17...80 % и отпуска при 680 °С**

$\dot{\epsilon} \cdot 10^2, \text{с}^{-1}$	f	$\sigma_D, \text{Н/мм}^2 \text{ при } \epsilon, \%$						$\sigma_0, \text{Н/мм}^2 \text{ при } \epsilon, \%$					
		17	30	50	60	70	80	17	30	50	60	70	80
1,67	0,034	1,1	3,2	5,3	8,5	15,8	26,4	87	152	189	204	210	220
	0,090	2,6	6,9	7,9	13,7	26,4	29,0	158	251	276	331	412	422
	0,110	5,3	6,9	12,7	15,8	17,4	18,0	300	310	340	385	398	460
6,7	0,034	5,3	8,0	13,7	14,0	19,0	23,0	150	182	229	230	240	257
	0,090	10,0	11,0	13,0	17,0	26,4	27,0	290	300	335	360	400	425
	0,110	21,0	18,5	19,0	24,5	29,0	29,8	509	400	385	403	427	538
10^{-1}	0,034	5,3	10,6	13,8	12,6	18,0	20,0	127	188	230	233	246	264
	0,090	6,3	14,4	16,4	19,0	21,1	24,0	300	313	324	374	356	437
	0,110	14,0	15,0	21,1	20,1	27,5	29,0	300	345	379	391	358	540

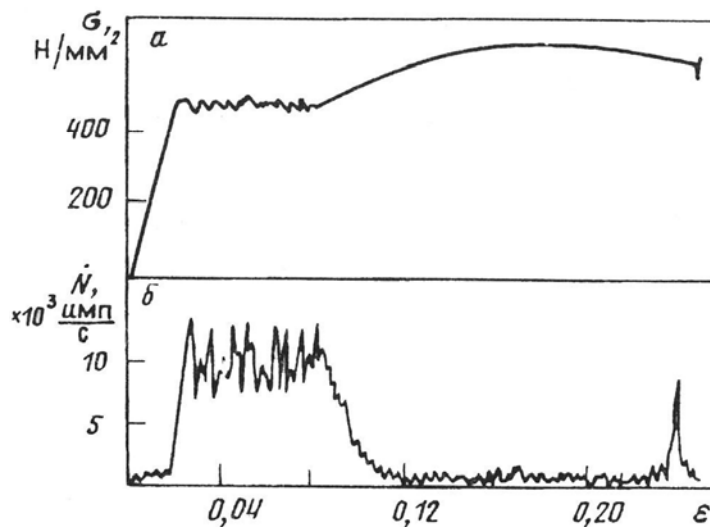


Рис. 3.27. Кривая растяжения при $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ (а)
и диаграмма акустической эмиссии Ст 60 после улучшения,
деформации 60 %, отжига 680 °С, 1 ч (б)

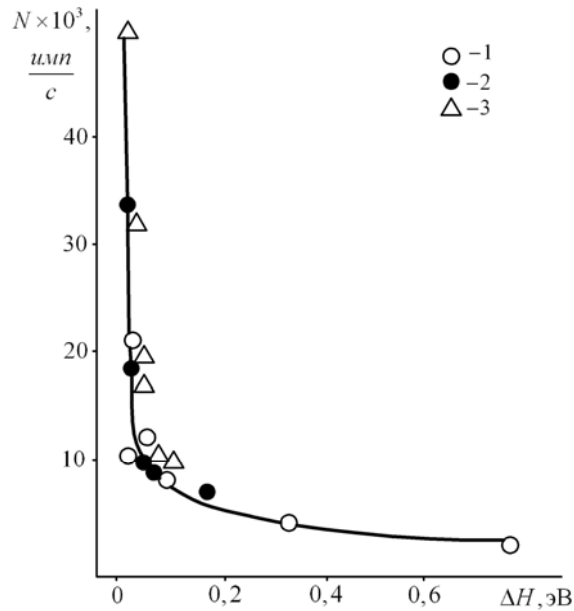


Рис. 3.28. Взаимное изменение $\dot{N}$ и ΔH в зависимости от f в стали:
 $1 - f = 0,034$; $2 - 0,09$; $3 - 0,11$

Для оценки причин, приводящих к развитию пластически нестабильной деформации, воспользуемся анализом диаграммы импульсов АЭ и возможной связью с уровнем значений σ_D углеродистых сталей. Так, для интервала значений d и f при $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, соотношение между σ_D и $\dot{N}$ может быть описано зависимостью типа (3.20):

$$\sigma_D = K(\dot{N})^\beta, \quad (3.21)$$

где K – коэффициент.

С учетом данных рис. 3.29 и 3.30 были определены величины K и β , которые для неизменных температурно-скоростных условий деформирования описываются соотношениями:

$$\left. \begin{aligned} \beta &= B - C_2 \cdot f; \\ K &= B_1 + C_1 f, \sum_{i=1}^n X_i, \end{aligned} \right\} \quad (3.22)$$

где $B = 0,95$; $C_2 = 5,8$; $B_1 = 0,65$ и $C_1 = 15$. Из приведенных данных следует, что помимо d и условий нагружения определенное влияние оказывает объемная доля карбидной составляющей структуры.

На основании существования соотношений (3.20) и $\rho_m - \epsilon_L$ получили, что σ_D составляющая $\sigma_0(\sigma_m)$ связаны однозначной зависимостью (рис. 3.31)

$$\sigma_D = \alpha_1 \cdot \sigma_m, \quad (3.23)$$

где $\alpha_1 = 0,8 - 5f$. Подставляя в (3.23) характеристики, определяющие σ_m и осуществив преобразования получаем

$$\sigma_D = \alpha_2 \left(\frac{\varepsilon_L}{d} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (3.24)$$

а с учетом $\alpha_2 = 4,6 \cdot \alpha_1 \cdot K_y$, соотношение для ε_L , подобное $\rho_m = \frac{\varepsilon_L}{\nu d}$, принимает вид

$$\varepsilon_L = A \left[\frac{\dot{N}^\beta}{\sigma_n} \right]^2, \quad (3.25)$$

где $A = (K_y / 6,5 \alpha_1)^2$.

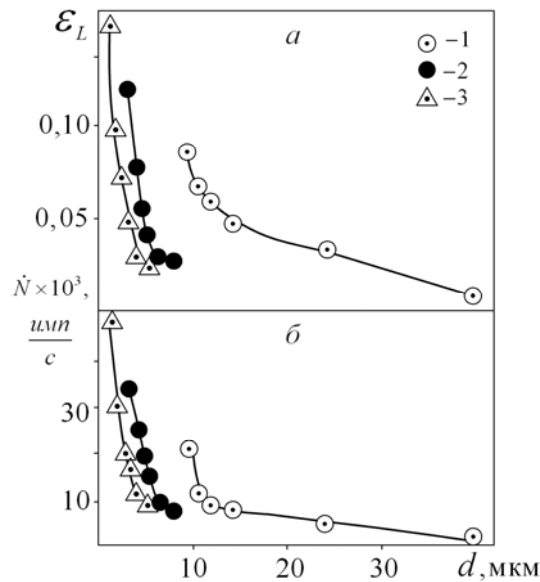


Рис. 3.29. Зависимость ε_L (a)

и $\dot{N}$ (б) от d и f ($1 - 0,034$; $2 - 0,09$; $3 - 0,11$) для $t = +20$ °C, $\dot{\varepsilon} = 10^{-3} \text{ с}^{-1}$

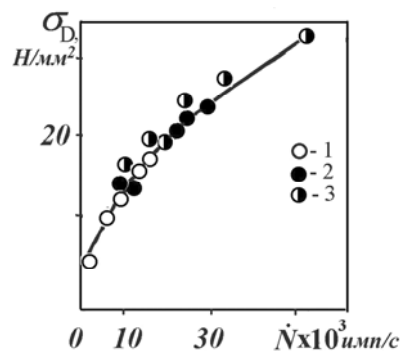


Рис. 3.30. Взаимное изменение σ_D и $\dot{N}$ для f ($1 - 0,034$; $2 - 0,09$; $3 - 0,11$)

Уравнение (3.25), как и (3.21) свидетельствуют, что срывы деформирующего напряжения на площадке текучести обусловлены зарождением и распространением полос деформации в углеродистых сталях, при чем с уменьшением d при $f = \text{const}$ амплитуда изменения σ_D растет. Однако, в отличие от экспериментальных данных, полученных для низкоуглеродистых сталей, когда β является постоянной величиной [55], для углеродистых сталей обнаружена зависимость β от f . Это свидетельствует о влиянии f на величины прироста ρ_m и, как следствие этого, на стабильность распространяющегося течения.

Кроме случая развития пластически нестабильного течения при формировании полос деформации, указанное явление может иметь место после достижения определенной степени деформации, либо изменения температурно-скоростных параметров нагружения. Однако, во всех случаях, как следует из литературных данных основной признак пластической нестабильности – снижение пластических характеристик. Для оценки условий развития пластически нестабильной деформации используют различные критерии, к основным можно отнести минимизацию деформирующего усилия, определение градиента при локализации деформации [57], скорость уменьшения поперечного сечения металла. Основной недостаток указанных оценок - отсутствие учета структурных характеристик в явном виде.

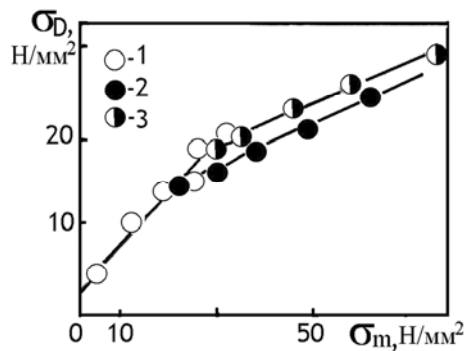


Рис. 3.31. Взаимное изменение σ_D и σ_m от f (1 – 0,034, 2 – 0,09, 3 – 0,11)

Как следует из [14] равномерное удлинение (δ_p) является одним из показателей, который позволяет оценивать условия развития пластически нестабильной деформации. Так, при неизменных температурно-скоростных параметрах нагружения, при постоянной объемной доле цементита измельчение d сопровождается экстремальным изменением δ_p (рис. 3.32). Учитывая, что при неизменном d , рост f способствует повышению равномерности распределения деформации [3], можно полагать, что одновременно происходит повышение стабильности распространения течения. Параметры нагружения металла (температура и скорость деформации) в зависимости от f в стали оказывают различное влияние на δ_p . Повышение $\dot{\epsilon}$ и снижение температуры деформирования сдвигают положение максимальных значений δ_p , по шкале

d , для низкоуглеродистых сталей в сторону больших, а для средне- и высокоуглеродистых сталей ($f = 0,09; 0,11$) меньших значений.

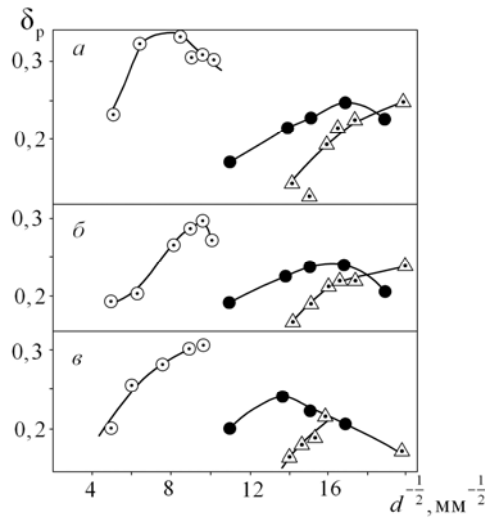


Рис. 3.32. Влияние объемной доли цементита

($\bigcirc - 0,034$; $\bullet - 0,09$; $\Delta - 0,11$) и скорости испытания $\dot{\epsilon}$ ($a - 1,7 \cdot 10^{-2}$; $b - 7 \cdot 10^{-2}$; $v - 3 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) на зависимость δ_p от d

Одновременно с этим величина ϵ_L монотонно растет (рис. 3.30, a), а коэффициент деформационного упрочнения снижается. Анализ зависимости δ_p и ϵ_L от размера зерна феррита углеродистых сталей позволяет предположить о существовании взаимосвязи между ними. Действительно, осуществив нанесение парных значений δ_p и ϵ_L друг против друга можно говорить об экстремальной зависимости (рис. 3.33). Причем, характер изменения указанного соотношения определяется как объемной долей цементита и размером зерна феррита, так и температурно-скоростными параметрами деформирования. На основании анализа приведенного соотношения становится возможным оценить граничные условия появления первых признаков развития пластически нестабильной деформации. Учитывая различия в эволюционных процессах внутреннего строения металла при пластическом течении в области ϵ_L и равномерного удлинения можно полагать, что сравнив характер изменения указанных величин, в зависимости от структурных характеристик и параметров нагружения можно оценить границу появления признаков пластической нестабильности. Такой характеристикой может служить соотношение изменения δ_p и ϵ_L от структурных параметров и условий нагружения, т. е. $\frac{\partial \delta_p}{\partial \epsilon_L}$.

В случае $\frac{\partial \delta_p}{\partial \epsilon_L} = 0$, ϵ_L при измельчении структуры продолжает расти, а δ_p начинает снижаться, что может рассматриваться как появление компонент [3]

или признаков развития пластически нестабильной деформации. Для сверхмелкозернистых структур углеродистых сталей, когда основным структурным элементом является d , моменту $\frac{\partial \delta_p}{\partial \epsilon_L} = 0$ соответствует определенное значение размера зерна феррита (d_0).

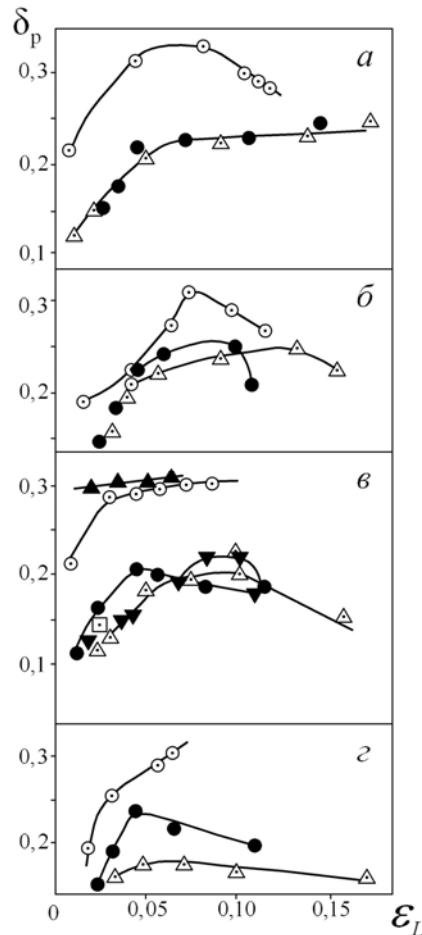


Рис. 3.33. Влияние f ($\blacktriangle, \square - 0,009$; $\circ - 0,034$; $\bullet - 0,09$; $\Delta - 0,11$; $\blacktriangledown - 0,02 - 0,11$), структурного состояния стали ($\circ, \bullet, \Delta$ – улучшение, деформация 17...80 %, отжиг 680 °С; $\blacktriangle$ – патентирование, деформация 25...90 %, отжиг 680 °С, 1 ч; $\square, \blacktriangledown$ – улучшение) и скорости испытания $\dot{\epsilon}$ ($a - 1,7 \cdot 10^{-2}$, $б - 7 \cdot 10^{-2}$, $в - 10^{-3}$, $г - 3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$) на взаимное изменение δ_p и ϵ_L

Указанное значение является границей появления признаков пластически нестабильного течения для данного структурного состояния и при конкретных условиях нагружения. При $d < d_0$ металл обладает достаточно высокой способностью к деформационному упрочнению, а измельчение d сопровождается одновременным повышением δ_p и ϵ_L . При $d < d_0$ прогрессирующему росту ϵ_L соответствует снижение δ_p и, как следствие этого, уменьшение общего удлинения металла.

Скорость деформации по-разному сказывается в изменении d_0 углеродистых сталей. Для низкоуглеродистых сталей увеличение $\dot{\epsilon}$ сопровождается ростом, а для средне- и высокоуглеродистых снижением d_0 (рис. 3.34).

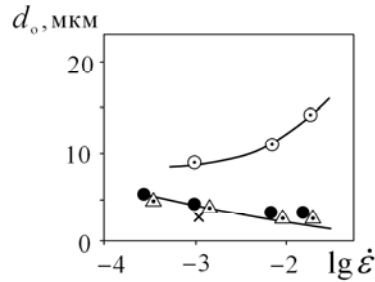


Рис. 3.34. Влияние скорости деформирования и объемной доли цементита (о – 0,034; ● – 0,09; Δ – 0,11) на d_0

Для оценки правомочности использования величины $\frac{\partial \delta_p}{\partial \epsilon_L}$ при анализе условий пластической неустойчивости, воспользуемся соотношением [9]:

$$\ln \left(\frac{K}{\sigma_T} \right) = \epsilon_L - n \ln \epsilon_L, \quad (3.26)$$

где K и n – постоянные уравнения кривой растяжения. После подстановки в (3.26) характеристик стали, выполнению указанной зависимости соответствует определенное значение зерна феррита (d_c). При $d < d_c$ происходит резкое снижение δ_p , что рассматривается как развитие пластически неустойчивого течения [61]. На рис. 3.35 приведено изменение d_0 и d_c в зависимости от f и температуры испытания.

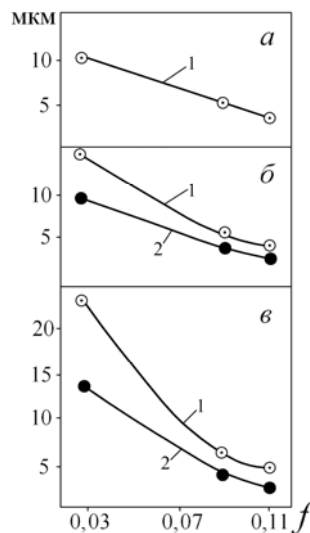


Рис. 3.35. Влияние объемной доли цементита и температуры испытания (–70 – (а); –100 – (б); –196 °С – (в)) на d_0 – 1 и d_c – 2 металла от момента появления первых признаков до развития пластически неустойчивой деформации

На основании приведенных результатов можно полагать, что если d_c является величиной структурного элемента металла, характеризующего условия развития пластически нестабильной деформации, то d_0 является величиной, указывающей на момент появления признаков указанного явления. Анализ изменения знака $\frac{\partial \delta_p}{\partial \epsilon_L}$ позволяет оценить интервал изменения условий нагружения, либо степень диспергирования структуры.

3.2.3 Деформационное упрочнение отожженной холоднодеформированной стали. С повышением температуры нагрева холоднодеформированной стали развивающиеся процессы полигонизации и рекристаллизации феррита, сфероидизации и коалесценции карбидной фазы [55] оказывают значительное влияние на прочностные и пластические характеристики. По сравнению с указанными зависимостями свойств от степени деформации и температуры отжига, когда относительно невысокий прирост прочности при температурах до 300 °С сопровождается монотонным снижением пластичности [12], а изменение параметров деформационного упрочнения имеет более сложный характер (рис. 3.36).

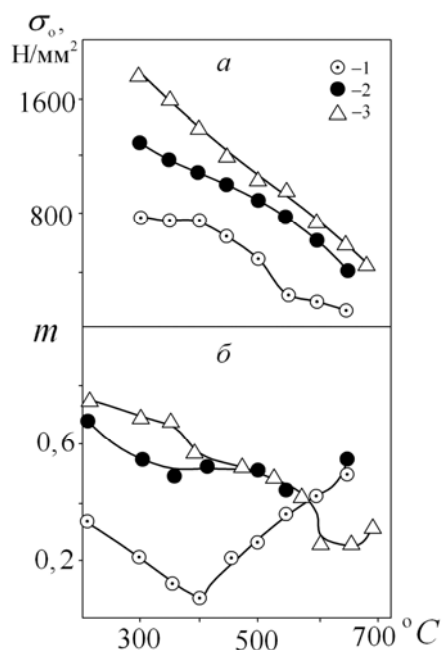


Рис. 3.36. Изменение σ_0 (а) и m (б)

в зависимости от температуры отжига патентированной холодноотянутой на 75 % углеродистой стали (1 – 0,06; 2 – 0,36; 3 – 0,76 % С)

Учитывая, что деформируемость низкоуглеродистой стали с ферритной структурой прямо-, а высокоуглеродистой, – с пластинчатым цементитом, обратно-пропорциональны параметрам деформационного упрочнения [48], представляет интерес оценить степень изменения указанных характеристик в зависимости от структурных изменений при нагреве холоднодеформированной стали.

Отжиг патентированной холоднодеформированной углеродистой стали сопровождается монотонным снижением плотности дефектов кристаллического строения [1; 63; 64], оцениваемой по ширине линии рентгеновской интерференции (211) (B_{211}) (рис. 3.36). Увеличение содержания углерода в стали, при неизменных деформации и температуре отжига, сопровождается ростом разупрочнения [62], а максимальная скорость снижения B_{211} соответствует температурному интервалу 500...550 °С. Подобно B_{211} изменяется и величина σ_0 , характер же зависимости m более сложный (рис. 3.36). Как следует из анализа изменения m от температуры отжига, положение экстремума на зависимости может быть связано с объемной долей цементита в стали.

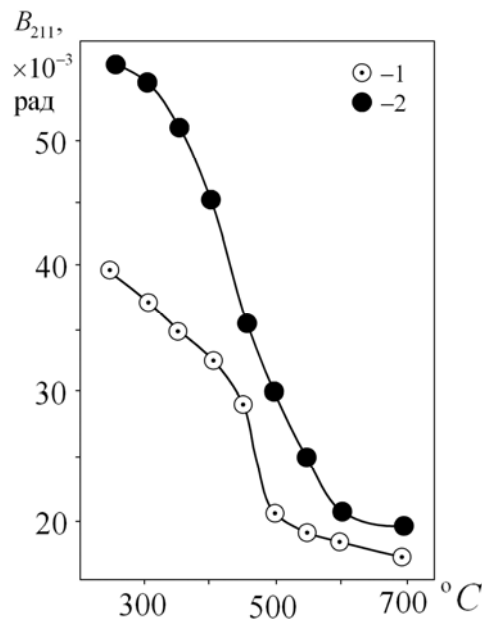


Рис. 3.37. Изменение ширины линии рентгеновской интерференции (211) в зависимости от температуры отжига патентированной, холодноотянутой на 75 % углеродистой стали ($1 - 0,06$; $2 - 0,76$ % C) [12]

По сравнению со средне- и высокоуглеродистой сталью, в стали с 0,06 % C объемная доля цементита незначительна и не оказывает заметного влияния на структурные изменения в феррите при отжиге. Действительно, при температурах отжига 400...450 °C уже наблюдаются первые признаки развития рекристаллизационных процессов, а при температурах отжига 500-550 °C — заметное их ускорение (рис. 3.38). Наблюдаемому снижению B_{211} (для температуры отжига 400...450 °C) примерно в 2...2,5 раза, соответствует, как следует из [12], практически неизменное значение d , что обусловлено формированием полигональных границ и зародышей рекристаллизации. На основании этого можно считать, что основной вклад в изменение свойств стали определяется плотностью дефектов кристаллического строения [65]. Однако, как следует из зависимости m , должно происходить измельчение ферритной матрицы или развитие иных процессов.

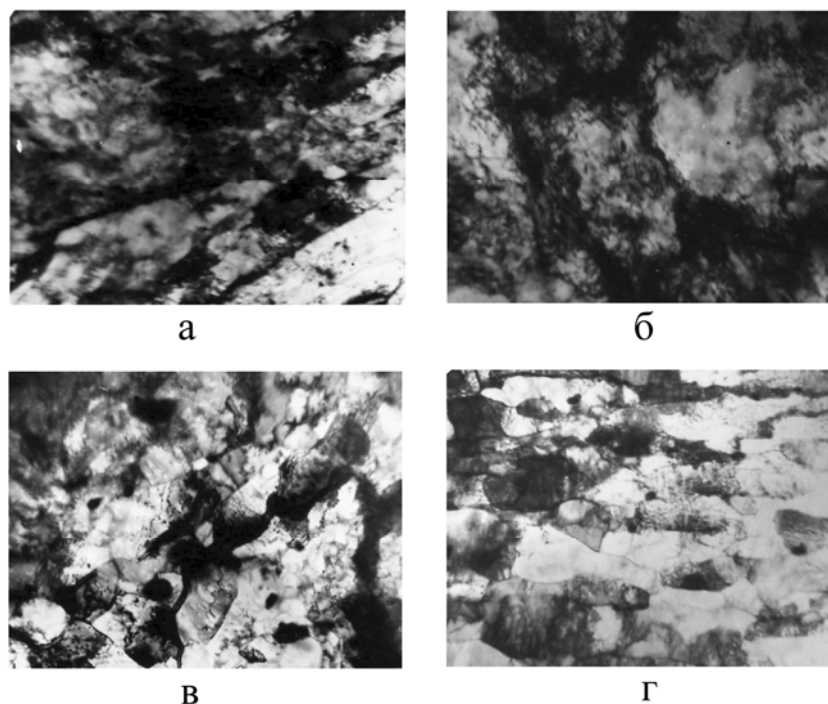


Рис. 3.38. Микроструктура стали с 0,06 % С после патентирования, холодного волочения 75 % и отжига при 400 (а), 450 (б), 500 (в) и 550 °С (г) $\times 20500$

Увеличение объемной доли цементита оказывает существенное влияние на структурные изменения углеродистой стали при отжиге [63]. Прирост плотности дислокаций в результате фазового наклепа при патентировании уже при кратковременном нагреве сопровождается развитием фрагментации, определяемой по дифракционной картине феррита, что свидетельствует о начале полигонизации. В результате холодной пластической деформации пластическое деформирование цементитных пластин [63] способствует ускорению процессов сфероидизации их при отжиге. Действительно, как следует из [1], развитие процессов сфероидизации и коалесценции цементита в холоднодеформированной стали облегчают адсорбцию атомов углерода на вновь сформированных границах, например, на границах субзерен ферритных промежутков перлитных колоний. В этом случае сегрегация углерода развивается быстрее с ростом степени пластической деформации и опровождается повышением сопротивления движущимся дислокациям.

Как следует из анализа соотношения $\sigma_0 - m$, при температурах отжига до момента изменения знака зависимости, величина d , из-за развития полигонизационных процессов и формирования зародышей рекристаллизации, меняется незначительно и не оказывает существенного влияния на σ_0 и m . Основной вклад в уменьшение σ_0 обусловлен понижением уровня внутренних напряжений из-за перераспределения атомов внедрения – снижение значений σ_i'' и Δ из (3.17). При более высоких температурах отжига, уже начинают оказывать влияние выделения частиц цементита на полигональных границах,

что приводит к снижению их подвижности и, как следствие этого, торможению аннигиляционных процессов дислокаций – влияние через σ_m (3.17). Учитывая, что m обратно- пропорционален накопленной плотности дислокаций, неизбежный прирост ρ на ранних стадиях течения от дисперсионного упрочнения приведет к резкому уменьшению m в ОДУ.

При повышении температуры отжига до 550...600 °С в структурно-свободном феррите отмечается существенное ускорение рекристаллизационных процессов. Сначала объемы металла, претерпевшие рекристаллизацию незначительны и ферритная структура еще достаточно дисперсная, но уже появляются области свободные от дислокаций (рис. 3.38, *г*). Прирост доли указанных объемов металла сопровождается прогрессирующим повышением роли большеугловых границ, при одновременном снижении накопленной плотности дислокации при деформации. При этом величина m начинает расти, а σ_0 продолжает снижаться.

В сталях с повышенным содержанием углерода экстремум на зависимости m сдвинут в сторону более высоких температур. Например, в среднеуглеродистой стали с 0,6 % С в местах бывших перлитных колоний, при практически полной сфероидизации, но еще низких скоростях коалесценции, образуются довольно мелкие рекристаллизованные зерна феррита, а областях структурно свободного феррита обнаруживаются еще объемы с остатками субграниц [1]. В этом случае σ_0 высокоуглеродистой стали уменьшается за счет снижения ρ , а m из-за измельчения рекристаллизованной ферритной матрицы. Дальнейшее повышение температуры до 650...680 °С, приводя к ускорению коалесценции карбидной фазы [35], сопровождается уже и в высокоуглеродистой стали началом развития собирательной рекристаллизации [35]. В результате наблюдается резкий прирост m (рис. 3.36).

Таким образом, момент изменения знака соотношения $\sigma_0 - m$ характеризует качественные изменения внутреннего строения металла. В случае отжига холоднодеформированной углеродистой стали наблюдается смена основного структурного элемента, т. е. переход от субструктурного упрочнения к упрочнению от большеугловых границ.

По сравнению с цементитом пластинчатой формы, способным пластически деформироваться [57], глобулярный цементит даже после значительных обжатий, практически не претерпевает заметных изменений [1].

Нагрев холоднодеформированных углеродистых сталей после улучшения (закалка от нормальных температур нагрева, высокий отпуск при температурах до A_{C1}) сопровождается изменением комплекса свойств, по своему характеру подобном наблюдаемому для пластинчатого цементита. Максимум прироста прочностных свойств, как и при отжиге стали после патентирования, соответствует температурному интервалу 250...300 °С, с дальнейшим повышением температуры отжига происходит закономерное снижение прочностных свойств, рост пластичности.

Анализ тоннокристаллического строения при отжиге холоднодеформированной улучшенной углеродистой стали (закалка от температуры A_{C3} , отпуск 650 °C; 1 ч) иллюстрирует практически монотонное снижение плотности дефектов кристаллического строения, введенных деформацией (рис. 3.39). С ростом степени деформации величина снижения B_{211} при отжиге возрастает, а уровень плотности дефектов кристаллического строения, соответствующий определенной температуре отжига, определяется в основном величиной деформации и не зависит от объемной доли цементита в стали (рис. 3.39). Сравнительный анализ изменения аналогичной характеристики (B_{211}), при отжиге холоднодеформированной патентированной стали (рис. 3.37, 3.39, кривая 4) показал как различия (до 500 °C), так и совпадения (от 550 °C). Различия обусловлены в основном характером поведения карбидной фазы в процессе холодной пластической деформации и отжиге. Так, при температурах отжига до 500 °C, различный характер формирования субструктуры при пластической деформации стали, определяемый морфологией карбидной фазы находит неизбежное отображение не только на достигаемом уровне упрочнения после одинаковой степени деформации, но и обусловлен отличиями в развиваемых процессах разупрочнения. После интенсивного развития процессов рекристаллизации (начиная от температур отжига 550 °C) на примере стали эвтектоидного состава можно видеть практически полное совпадение в изменении B_{211} (рис. 3.39, кривая 4).

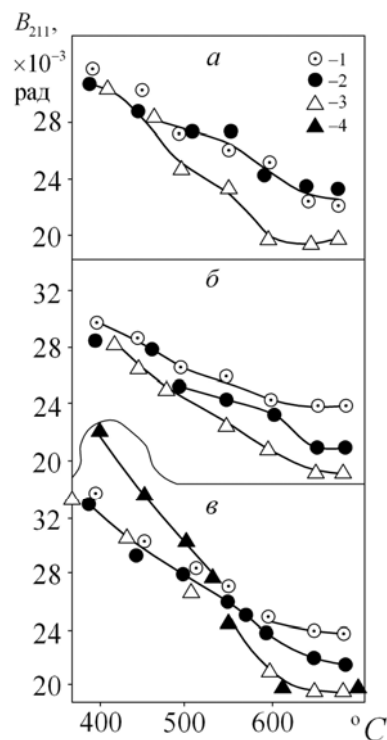


Рис. 3.39. Влияние содержания углерода ($a - 0,23$; $б - 0,6$; $в - 0,8$ % C) и температуры отжига холоднодеформированных ($1 - 30$; $2 - 60$; $3 - 80$ %) улучшенных углеродистых сталей на ширину линии рентгеновской интерференции (211), 4 – патентирование, $\varepsilon = 75$ + отжиг

Для оценки процессов структурных изменений при отжиге холоднодеформированных углеродистых сталей после улучшения, воспользуемся анализом поведения напряжения σ_0 . Характер зависимости указанной величины приведен на рис. 3.40. С ростом температуры отжига наблюдается практически монотонное снижение σ_0 . Совместный анализ изменения σ_0 и B_{211} от температуры отжига позволяет предположить о существовании взаимосвязи. Взаимное изменение указанных величин разделяется на две области, соответствующие сталям с низким содержанием углерода и высоким (рис. 3.41) При одинаковом уровне плотности дефектов кристаллического строения феррита, разность между значениями σ_0 определяется состоянием ферритной матрицы, которое зависит от развиваемых при отжиге процессов структурообразования. Так, интервалу значений B_{211} от 30 до 26 мрад соответствуют температуры отжига 400...500 °С, при которых практически закончились полигонизационные процессы, а зерна феррита достаточно дисперсны и неравноосны. Интервалу же 22–16 мрад (температура 550...680 °С) соответствуют улучшенных углеродистых сталей на σ_0 , 4 – патентирование, $\varepsilon = 75\%$ + отжиг структуры с развиваемыми, в достаточной мере, рекристаллизационными процессами. Ферритная матрица обладает пониженной плотностью дислокаций, в подавляющем большинстве случаев это мелкозернистая структура с остатками субграниц.

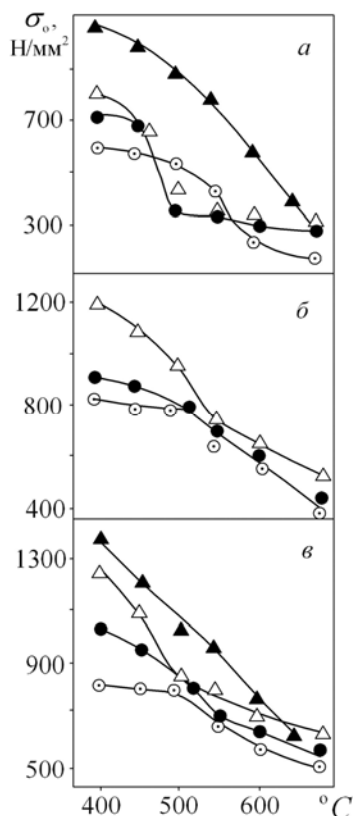


Рис. 3.40. Влияние содержания
(а – 0,23; б – 0,6; в – 0,8 % С) и температуры отжига
холоднодеформированных (1 – 30; 2 – 60; 3 – 80 %)

Построение зависимости σ_0 от размера зерна феррита довольно хорошо описывается соотношением (3.12) (рис. 3.42). Массивы экспериментальных данных целесообразно подразделить на две кривые с различными параметрами. Графическое решение зависимости $\sigma_0 - d^{-1/2}$ позволило определить для температуры отжига 680 °С постоянные уравнения: $\sigma_i = 15 \text{ Н/мм}^2$, $K_y = 25 \text{ Н/мм}^{3/2}$, которые находятся в хорошем согласии со значениями для широкого класса углеродистых сталей, когда основным структурным элементом является размер зерна феррита (наличие большеугловых границ) [7]. Построение для более низких температур отжига (550...600 °С) также описывается прямой, однако для σ_i полученные отрицательные значения указывают на отсутствие учета, помимо большеугловых границ, влияния субструктуры. Как следует из анализа микроструктуры [1] завершение полигонизационных процессов и начало развития рекристаллизации (рис. 3.43) свидетельствуют о роли субструктурного упрочнения в изменении сопротивления малым пластическим деформациям и параметра контролирующего процессы распространения течения (K_y). Образование большеугловых границ (рис. 3.43, в), при незначительном снижении плотности дислокаций (B_{211} , рис. 3.39), сопровождается выделениями карбидной фазы, которые, тормозя перемещение субграниц, сохраняют их влияние на процессы течения металла.

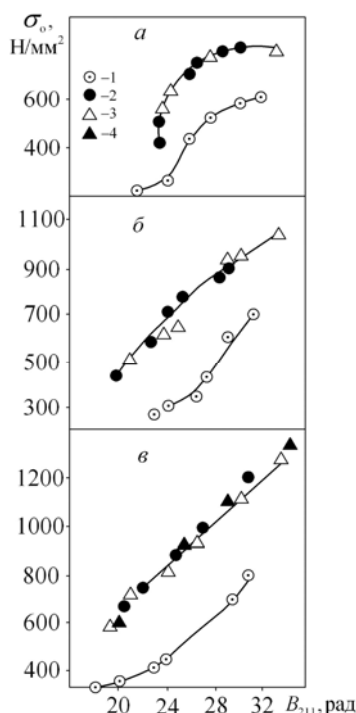


Рис. 3.41. Взаимное изменение σ_0 и ширины линии рентгеновской интерференции (211) в зависимости от содержания углерода в стали (1 – 0,23; 2 – 0,6; 3 – 0,8 % С) и степени пластической деформации (ϵ) (а – 30; б – 60; в – 80 %) после улучшения, деформации и отжига 400...680 °С, 4 – патентирование, $\epsilon = 75 \text{ \%}$ + отжиг

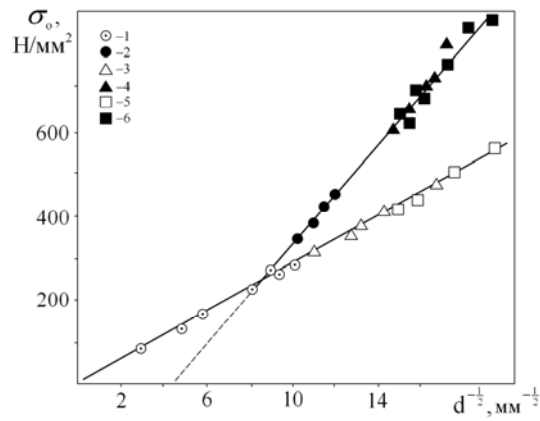
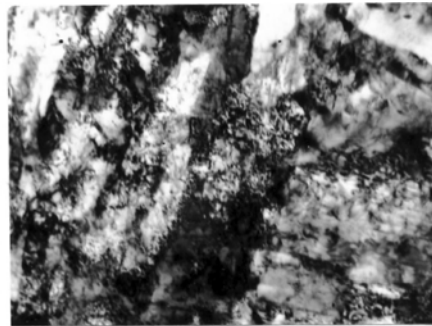
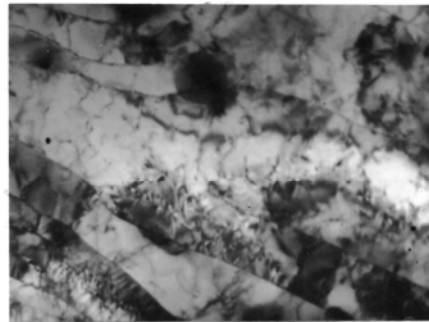


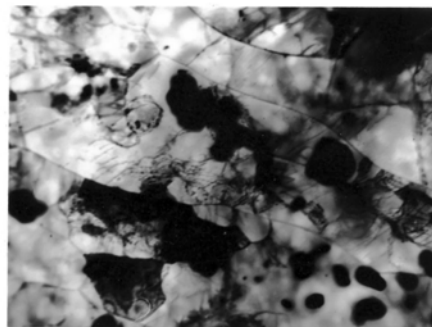
Рис. 3.42. Зависимость σ_0 от размера зерна феррита (1, 3, 5 – температура отжига 680 °С, 2, 4, 6 – 550, 600 °С) и содержания углерода в стали (1, 2 – 0,23; 3, 4 – 0,6 и 5, 6 – 0,8 % С)



а



б



в

Рис. 3.43. Структура стали с 0,23 % С после деформации 60 % и отжига 450 °С (а), деформации 20 %, отжига 500 °С (б) и 550 °С (в) $\times 25000$

Для оценки правомочности приведенных объяснений воспользуемся расчетом σ_0 с использованием соотношения (3.15). Подставляя экспериментальные значения параметров, в том числе и отрицательные значения σ_i (рис. 3.42): $\sigma_i = -240 \text{ Н/мм}^2$; $K_y = 59 \text{ Н/мм}^{3/2}$, $\alpha \cong 1$, $\mu = 82,26 \cdot 10^3 \text{ Н/мм}^2$, $\epsilon = 2,48 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$, $d = 9 \text{ мкм}$, $\epsilon_L = 0,08$ (сталь с 0,23 % С после закалки, отпуска 650 °С, деформации 60 % и отжига 550 °С, 1 ч) в соотношение (3.37) получили значение $\sigma_0 = 320 \text{ Н/мм}^2$, против 330 Н/мм² из анализа кривой растяжения. Таким образом, формальное выполнение зависимости (3.15) указывает, что при температурах отжига 500...600 °С, когда еще присутствует влияние от частично сохранившейся субструктуры, учет ее привел бы к уменьшению длины свободного пробега дислокаций. В этом случае произошло бы уменьшение результирующего значения структурного элемента d . Зависимость σ_0 сместилась бы в сторону повышенной дисперсности структуры, в результате произошло бы увеличение σ_i и снижение K_y .

Следовательно, при отжиге холоднодеформированных улучшенных углеродистых сталей, сохранение субграниц и формирование новых большеугловых границ феррита на начальных стадиях рекристаллизации, повышают в большей мере сопротивления малым пластическим деформациям, чем напряжения течения при относительно высоких деформациях, например, σ_B . По сравнению с прочностными свойствами, пластические характеристики более чувствительны к структурным изменениям металла. Особенно заметна зависимость достигаемого уровня удлинения от эволюционных процессов внутреннего строения в процессе пластического течения.

По сравнению с низкоуглеродистой сталью, когда огрубление ферритной структуры сопровождается снижением ϵ_n и ростом δ , увеличение объемной доли карбидной фазы приводит к иному соотношению между ϵ_n и δ (рис. 3.44).

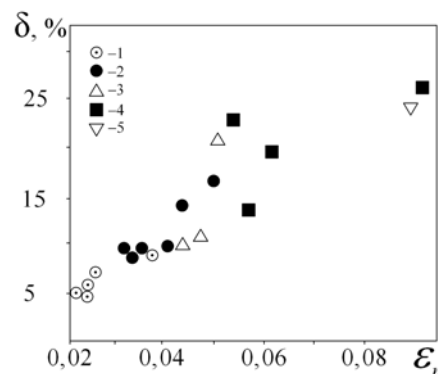


Рис. 3.44. Взаимное изменение δ_p и ϵ_n углеродистых сталей (0,3...0,85 % С) после патентирования – 1; нормализации – 2; улучшения – 3; патентирования, деформации (25...90 %), отжига 680 °С – 4, 5; 4 – 0,36; 5 – 0,51 % С)

В этом случае отмечается одновременный рост ε_n и δ . Столь существенные различия в характере соотношения $\varepsilon_n - \delta$ обусловлены процессами структурных изменений в течение пластического деформирования металла. С увеличением содержания углерода в стали, помимо размера зерна феррита, огромное значение приобретает распределение частиц цементита. При расположении глобул по границам зерна феррита, когда $d \cong \lambda$, величина σ_0 и σ_T описываются от d единой зависимостью для широкого класса углеродистых сталей. Однако, при построении напряжения течения, указанное соотношение начинает распадаться на отдельные зависимости, соответствующие определенным значениям объемной доли цементита.

Обусловлено указанное изменение соотношения влиянием f на процессы деформационного упрочнения – при одинаковом d увеличение f сопровождается приростом коэффициента деформационного упрочнения [3]. Для объяснения приведенного положения воспользуемся тем фактом, что межфазная феррито-цементитная поверхность может выполнять функции, как источника, так и стока дислокаций [1]. На основании этого можно полагать, что увеличение объемной доли карбидных частиц вполне оправданно должно приводить к приросту плотности подвижных дислокаций, что подтверждается акустико-эмиссионными исследованиями [10]. Однако, ввиду того, что межфазная поверхность способна поглощать только часть движущихся дислокаций и то, если частица располагается в активной плоскости скольжения, роль ферритных границ в этом случае несоизмеримо больше. На основании этого получаем, что с увеличением f , при практически неизменном d возрастает количество источников дислокаций, в то время как число их стока остается почти неизменным. В этом случае на начальных этапах пластического течения, прирост f сопровождается существенным повышением числа подвижных дислокаций. Однако, при больших d , когда $d \gg \lambda$, удаление на значительные расстояния мест аннигиляции дислокаций, совместно с эффектом торможения от частиц цементита, не позволяют достигнуть необходимого уменьшения количества дислокаций после совершения ими акта пластической деформации. Уже в области микротекучести непрерывное накопление дислокаций от статистически равномерно распределенных глобул, как источников дислокаций, так и их стопоров не позволяет достигнуть условий формирования фронта полосы деформации – определенного градиента плотности дислокаций на длине $2...3d$. В результате, для условий $d \gg \lambda$, с ростом f наблюдается эффект подавления частицами цементита процессов формирования полосы Чернова-Людерса. Вследствие этого наблюдаем снижение ε_L с уменьшением λ (рис. 3.45).

Аналогичным образом меняется и ε_n . Схематически приведенные зависимости могут быть представлены как чередование определенных процессов структурообразования. Так, по мере увеличения степени пластической деформации, точечные препятствия, которыми являются глобулы цементита,

приводят к скоплению дислокаций вокруг них, что сопровождается дальнейшим затруднением прохождения других дислокаций. После определенной степени деформации дислокации образуют дислокационные стенки, связывая частицы и разделяя относительно свободные от дислокаций области. С ростом f высокие скорости деформационного упрочнения с одновременным диспергированием структуры (размер формирующейся дислокационной ячейки пропорционален λ) приводят к снижению ε_n . Сравнительный анализ характера связи $\varepsilon_n \sim (d, \lambda)$ показывает, что существуют качественные различия в соотношении ε_n от структурного элемента. Так, если для стали с низким содержанием углерода $\varepsilon_n \sim \frac{1}{d}$, то для средне- и высокоуглеродистых сталей $\varepsilon_n \sim \lambda$. Полученные зависимости подтверждаются значениями характеристик деформационного упрочнения и уровнем пластичности металла. Так, для низкоуглеродистых сталей увеличение d сопровождается уменьшением ε_n , ростом m и относительного удлинения. В противоположность этому в средне- и высокоуглеродистых сталях с ростом λ , когда $d \gg \lambda$, одновременно увеличиваются ε_n , m и δ (рис. 3.45). На основании этого можно говорить о принципиальных различиях в движущих силах, приводящих к формированию дислокационной ячеистой структуры в холоднодеформированном металле. Если в низкоуглеродистой стали ячеистая структура формируется в результате распада равномерного распределения дислокаций из-за невозможности одновременного поддержания большого прироста дислокаций и равномерного их распределения в ферритной матрице, то в средне- и высокоуглеродистых сталях причина иная. В этом случае дислокационная ячеистая структура возникает в результате торможения движущихся дислокаций частицами цемента, располагающимися внутри зерен феррита.

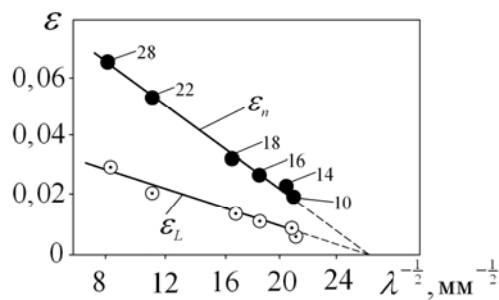


Рис. 3.45. Влияние расстояния между глобулями цемента в средне- и высокоуглеродистых сталях на ε_L и ε_n . Цифры у кривых – значения относительного удлинения, %

При незначительных деформациях возникающая сетка дислокаций, образующаяся на карбидных глобулях как на узлах, имеет малую плотность в областях будущих субграниц. По мере повышения степени пластической деформации, дислокационная концентрация в стенках ячеек растет. Малые размеры ячеек и присутствие частиц затрудняют процессы, подобные совер-

шенствованию ячеистой структуры в низкоуглеродистых сталях. На основании этого при одинаковом приросте ε в сталях с повышенным содержанием углерода наблюдается более быстрое увеличение плотности в стенках ячеек и, как следствие этого, снижение пластичности металла.

На основании изучения процессов деформационного упрочнения углеродистых сталей с различными морфологией и дисперсностью карбидной фазы, субструктурных изменений внутреннего строения установлено следующее:

- в средне- и высокоуглеродистых сталях с ростом дисперсности пластинчатого цементита наблюдается уменьшение размера формирующихся дислокационных ячеек в ферритных промежутках перлитной колонии и сдвиг момента их формирования в сторону больших пластических деформаций. На основании этого коэффициент деформационного упрочнения и максимально возможная вытяжка при волочении связаны обратно пропорциональной зависимостью;

- величина срыва деформирующего напряжения в области площадки текучести углеродистой стали со сверхмелким зерном феррита пропорциональна объемной доле цементита и обратно пропорциональна размеру зерна;

- при неизменном размере зерна феррита увеличение объемной доли цементита, повышая параметры деформационного упрочнения, способствует росту стабильности процесса распространения пластического течения. Момент развития пластически нестабильной деформации сдвигается в сторону повышенной дисперсности структуры;

- установлено, что переход от обычного деформационного упрочнения к пластически нестабильному течению начинается при условии $\frac{\partial \delta_p}{\partial \varepsilon_L} = 0$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
2. Бабич В. К. Об определении параметров упрочнения стали / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко // Заводская лаборатория. – 1976. – № 10. – С. 1246–1248.
3. Бабич В. К. Влияние содержания углерода и структурного состояния на характеристики деформационного упрочнения углеродистых сталей / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко // Проблемы прочности. – 1984. – № 4. – С. 52–56.
4. Большаков В. И. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности / В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
5. Коттрелл А. Х. Прерывистая текучесть // Структура и механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1967. – С. 210–224.
6. Cottrell A. H. The relation between the structure and mechanical properties of metals // Symposium № 15, NPL, Teddington. – 1963, – P. 455–473.
7. Гриднев В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наук. думка, 1974. – 232 с.
8. Большаков В. И., Погребная Н. Э. Прочность и пластичность металлов. – Д., 1986. – 160 с.

9. Kleemola H. J. Effect of quench aging on the strain – hardening of Fe–C–N and Fe–1.0 Cu–1.0 Ni–C–N alloys // *Yernkontor. ann.* – 1971. – vol. 155. – № 9. – P. 581–593.
10. Вакуленко И. А. О связи величины σ_0 кривой деформации с параметрами уравнения Холла–Петча / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич // *Металлофизика.* – 1986. – т.8. – № 6. – С. 61–64.
11. Бабич В. К., Пирогов В. А., Вакуленко И. А. К вопросу о параметрах упрочнения, определяемых по кривой растяжения // *Проблемы прочности.* – 1977. – № 6. – С. 58–60.
12. Babich V. K., Pirogov V. A., Vakulenko I. A. *Strenght of Materials*, Plenum publishing corporation. USA. – 1977, № 7.
13. Большаков В. И. Термическое упрочнение и контролируемая прокатка строительных сталей. – К.: УМК ВО, 1991. – 435 с.
14. Morrison W. B. The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel // *Trans. Am. Soc. Metals.* – 1966. – vol. 59. – P. 824–846.
15. Большаков В. И., Рычагов В. Н., Флоров В. К. Термическая и термомеханическая обработка сталей. – Д.: Січ, 1994. – 232 с.
16. Пирогов В. А. Структура и свойства термически упрочненной низкоуглеродистой стали после холодного деформирования / В. А. Пирогов, Л. А. Михайлец, И. А. Вакуленко // *Черная металлургия. Бюллетень НТИ.* – 1987. – вып. 20. – С. 32–33.
17. Фетисов В. П., Бабич В. К., Пирогов В. А. Определение деформируемости катанки из низкоуглеродистой стали при волочении / В. П. Фетисов, В. К. Бабич, В. А. Пирогов // *Черная металлургия. Бюл. НТИ.* – 1983. – № 17. – С. 58–59.
18. Embury J. D., Fisher R. M. The structure and properties of drawn pearlite // *Acta Met.* – 1966. – V. 14. – № 2. – P. 147–159.
19. Вакуленко И. А. О деформационном упрочнении малоуглеродистой стали в области микротекучести / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобреев // *Металлы.* – 2002. – № 2. – С. 100–102.
20. Пирогов В. А. Влияние структурных параметров на деформируемость углеродистых сталей / В. А. Пирогов, В. П. Фетисов, И. А. Вакуленко // *Сталь.* – 1986. – №. 10. – С.73–76.
21. Toshiko T., Michiniko N. Flow stress and work - hardening of pearlitic steel // *Trans. Jap. Inst. Metals.* – 1970. – V.11. – № 2. – P. 113–119.
22. Вакуленко И. А. Влияние холодной пластической деформации на свойства термоупрочненной низколегированной стали / И. А. Вакуленко, В. Г. Раздобреев, О. Н. Перков, В. Н. Куваев // *Сб. научн. тр. Национальной горной академии Украины.* – 2002, т.3. – № 13. – С. 135–138.
23. Кульман-Вильсдорф Д. Дислокации // *Физическое металловедение.* – Вып. 3. – М.: Мир, 1968. – С. 9–86.
24. Большаков В. И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. Издание 2-е, дополненное и переработанное. – Канада, Торонто: Базилиан Пресс, 1998. – 312 с.
25. Келли А., Никлсон Р. Дисперсионное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 300 с.
26. Перлин И. Л. Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М.: Металлургия, 1971. – 448 с.
27. Gil-Sevillano J., Aernoudt E. Materialfluss und verfestigung im lamellaren perlit // *Mechanische anisotropies.* – Wien-New-York. – 1974. – S. 249–255.

28. Бабич В. К. Применение поляризованного света для микроструктурных исследований деформации пластинчатого перлита / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, Л. А. Михайлец // Заводская лаборатория. – 1970. – № 6. – С. 710–711.
29. Holt D. L. Dislocation cell formation in metals // J.Appl. Phys. – 1970. – V. 41. – № 8. – P. 3197–5202.
30. Трефилов В. И. Изменение ячеистой дислокационной структуры и упрочнение при пластической деформации ОЦК металлов / В. И. Трефилов, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский // Доклады АН УССР, сер. А. – 1985. – № 11. – С. 81–84.
31. Вакуленко И. А. О связи интенсивности импульсов акустической эмиссии с параметрами деформационного упрочнения углеродистой стали / И. А. Вакуленко, Ю. Л. Надеждин // Дефектоскопия. – 1992. – № 12. – С. 49–52.
32. Вакуленко И. А. О связи параметров деформационного упрочнения с процессами формирования ячеистой структуры при растяжении углеродистой стали // Металознавство та термічна обробка металів. – 2001. – № 4. – С. 26–31.
33. Большаков В. И., Лукьянскова А. Н., Харченко В. И., Вашкевич Ф. Ф. Металловедение и сварка строительных сталей. – К.: Вища школа, 1989. – 224 с.
34. Доэрти Р. Д. Зарождение новых зерен // Рекристаллизация металлических материалов. – М.: Металлургия, 1982. – С. 33–70.
35. Бабич В. К. Влияние частиц цементита на собирательную рекристаллизацию углеродистых сталей / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко // Изв. АН СССР. Металлы. – 1985. – № 6. – С. 96–99.
36. Smith C. S. Grains, phases and interfaces: An interpretation of microstructure. // Trans. ASME, – 1948. – Vol. 175. – P. 15–67.
37. Большаков В. И., Рычагов В. Н. Термомеханическая обработка строительных сталей. – Д., 1990. – 223 с.
38. McGirr M. B., Lee S. Y. The coarsening of precipitates // Strength of metals and alloys (JCSMA6). Proc. 6-th Int. Conf. Melbourne. – 1982. – Vol. 2. – P. 977.
39. Псарьов В. І. Расчет энергии активации процесса коагуляции карбидов в стали. // Доповіді АН УССР. – 1958. – № 44. – 386 с.
40. Бунін К. П. Сфероидизация, коалесценция и графитизация цементита в деформированном перлите / К. П. Бунін, О. О. Баранов, Е. Н. Погрібний // Доповіді АН УРСР. – 1958. – № 9. – С. 961 – 963.
41. Большаков В. И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции. Учебник / В. И. Большаков, И. Е. Долженков, В. И. Долженков. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 385 с.
42. Breyer N. N. The yield - point phenomenon in strain – aged martensite // Trans. Metallurg. Soc. AIME. – 1966. – V. 236. – № 8. – P. 1198–1202.
43. Раузин Я. Р. О рекристаллизации деформированных металлов и сплавов. – // Металловедение и обработка металлов. – 1958. – № 4. – 52 с.
44. Кан Р. У. Возврат и рекристаллизация // Физическое металловедение. – М.: Мир, 1968. – Вып. 3. – С. 371–442.
45. Hillert M., Sundman B. A treatment of the solute drag moving grain boundaries and phase interfaces in binary alloys // Acta met. – 1975. – V. 24, № 8, – P. 731–743.
46. Большаков В. И. Термическая обработка стали и металлопроката: Учебник / В. И. Большаков, И. Е. Долженков, В. И. Долженков. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 271 с.
47. Stephenson E. T., Oren E. C. Changes in the strain hardening behavior of an Fe–C alloy during strain aging // Met. Trans. – 1970. – vol. 1. – № 5. – P. 1468–1470.

48. Вакуленко И. А., Раздобреев В. Г. Влияние размера зерна феррита малоуглеродистой стали на процессы формирования полосы Чернова. – Людерса // Доповіді НАН України. – 2003. – № 1. – С. 72–76.
49. Garofalo F. Factors affecting the propagation of a Lüders band and the lower yield and flow stresses in iron // Met. Trans. – 1971. – vol. 2. – P. 2315–2317.
50. Holzman M., Man J. Determination of friction stress in b.c.c. polycrystals // J. Iron Steel Inst. – 1966. – vol. 204. – part. 3. – P. 230–234.
51. Бабич В. К. Зависимость величины σ_0 кривой растяжения от структуры и скорости деформирования металла / В. К. Бабич, И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов // Доклады АН УССР. Материаловедение. – 1987. – № 7. – С. 75–79.
52. Conrad H., Wiedersich H. Activation energy for deformation of metals at flow temperatures // Acta Met. – 1960. – V. 8 – № 2. – P. 128–130.
53. Hayes R. W., Hayes W. C. On the mechanism of delayed discontinuous plastic flow in an age – hardened nickel alloy // Acta Met. – 1982. – V. 30 – № 7. – P. 1295–1301.
54. Корреляция между акустической эмиссией, пластическим течением и разрушением железа при статическом нагружении в широком интервале температур и скоростей деформирования. Сообщение 1. А. Я. Красовский, Н. В. Новиков, Г. Н. Надеждин и др. // Проблемы прочности. – 1976. – № 10. – С. 3–7.
55. Юдин А. А., Иванов В. И. Акустическая эмиссия при пластической деформации металлов. Сообщение 1 // Проблемы прочности. – 1985. – № 6. – С. 92–99.
56. Vakulenko I., Pirogov V., Mikhaylets L. Properties of carbon steel with an ultrafine ferrite grain // In materials of Congress «Heat treatment and technology of surface coating». – Moscow. – 1990. – December 11–14. – vol. 2. – P. 284–289.
57. Тылкин М. А., Большаков В. И., Одесский П. Д. Структура и свойства строительной стали. – М.: Металлургия, 1983. – 287 с.
58. Большаков В. И. Упрочнение строительных сталей. – Д.: Січ, 1993. – 333 с.
59. Стародубов К. Ф. Влияние температуры отпуска на изменение свойств высокопрочной строительной стали типа С-60/70 / К. Ф. Стародубов, В. И. Большаков, В. К. Бабич и др. // Изв. ВУЗов, Черная металлургия. – 1974. – № 6. – С. 139–140.
60. Вакуленко И. А. К вопросу об оценке пластически нестабильного течения в стали / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич // Проблемы прочности. – 1989. – № 7. – С. 24–26.
61. Моррисон В. Б., Миллер Р. Л. Пластичность сплавов со сверхмелким зерном // Сверхмелкое зерно в металлах. – М.: Металлургия, 1973. – С. 181–205.
62. Большаков В. И. Атлас структур металлов и сплавов: Учебное пособие // В. И. Большаков, Т. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная. – Д.: Gaudeamus.
63. Кардонский В. М. Влияние размера и формы частиц цементита на структуру и свойства стали после деформации / В. М. Кардонский, Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас // МитОМ. – 1964. – № 2. – С. 2–8.
64. Стародубов К. Ф. Исследование процессов отпуска закаленной и холоднодеформированной стали / К. Ф. Стародубов, В. К. Бабич // Вопросы черной металлургии: Научные труды Днепропетровского металлургического института. – Д., 1958. – Вып. 36. – С. 43–58.
65. Поляков С. Н. О методике анализа истинных диаграмм растяжения / С. Н. Поляков, Л. М. Наугольникова, А. С. Кудлай // Заводская лаборатория. – 1969. – № 3. – С. 347–349.

СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРАМИ ФЕРРИТ, МАРТЕНСИТ, ЦЕМЕНТИТ

4.1. Пластическое течение стали с феррито-мартенситными структурами

В результате различных сочетаний термической и термомеханической обработок можно достигнуть одновременного повышения прочностных и пластических свойств. Одной из таких обработок является технология получения в углеродистых сталях феррито-мартенситных структур [1; 2] или продуктов их распада [3]. Достигают получения феррито-мартенситных структур в результате нагрева до температур промежуточной $\alpha + \gamma$ области, выдержки для выравнивания температур по сечению металла [4; 5] или химического состава фаз [1] и последующего охлаждения со скоростями выше критической. Обычно указанной обработке подвергают низкоуглеродистые стали с содержанием углерода до 0,1 % [1; 6], что обусловлено количеством мартенситной фазы, которая для высокого сочетания прочностных и пластических свойств не должна превышать 20 % [7], хотя имеются и другие данные [1]. Структура низкоуглеродистой стали после закалки от температур промежуточной $\alpha + \gamma$ области представляет собой полиэдрические зерна феррита, с расположенными между ними участками мартенсита. Однако, не всегда достигается полное превращение аустенита в мартенсит, можно наблюдать определенную долю аустенита, превратившегося с выделением так называемого «нового» феррита [2; 7]. Авторы [8; 9] полагают, что выделение указанного феррита выгодно с точки зрения повышенной (по сравнению с ферритом, подвергавшемся выдержке в $\alpha + \gamma$ области) пластичности. Анализ экспериментальных данных указывает на необходимость различия между мартенситом, полученным в результате закалки и мартенситом, образовавшимся в процессе пластического формоизменения [1; 8]. При малых объемных долях мартенситной фазы (f_m), полученной в результате закалки, прирост его объемной доли после пластической деформации может не оказывать влияния на сопротивление малым пластическим деформациям и предел текучести, хотя имеются данные, указывающие на снижение $\sigma_{0,2}$ [1; 4]. Увеличение объемной доли мартенсита закалки до значений, превышающих 30...35 %, значительно повышает чувствительность металла к колебаниям f_m . В этом случае даже незначительный дополнительный прирост количества мартенситной фазы приводит к существенному повышению прочностных характеристик металла.

Анализ накопленного экспериментального и научного материала [2; 4; 6; 8] позволяет судить о качественных зависимостях свойств от структурных параметров двухфазных феррито-мартенситных сталей. Вместе с этим феррито-мартенситные структуры (по сравнению с феррито-перлитными) очень чув-

ствительны к незначительным колебаниям технологических параметров [9; 10]. Особенно существенные разногласия можно наблюдать по вопросам описания прочностных и пластических свойств от структурных составляющих стали [11]. С увеличением объемной доли мартенситной фазы прочностные свойства растут, пластические снижаются. По сравнению с нелегированными низкоуглеродистыми сталями, добавление, например, Cr приводит к существенному изменению прочностных и пластических свойств [1]. Особого внимания заслуживает тот факт, что наибольший разброс характеристик, связанный с добавлением легирующих элементов сказывается на сопротивлении малым пластическим деформациям, величинах пластичности, параметрах деформационного упрочнения [1; 7]. Таким образом, как и в случае с феррито-цементитными структурами особая роль в поведении металла отводится структурным характеристикам второй фазы – мартенситу. Однако, характер деформационной упрочняемости должен отличаться от наблюдаемого для феррито-цементитных структур. Обусловлено это следующими причинами. Во-первых, с ростом степени холодной пластической деформации обе фазы, в стали с феррито-цементитными структурами, пропорционально упрочняются. В стали же с феррито-мартенситными структурами, даже без приложения нагрузки, развиваются процессы перераспределения атомов углерода в мартенсите, что влечет за собой изменение его прочностных характеристик. Еще большие и неоднозначные изменения в мартенсите наблюдаются в процессе пластического деформирования стали. Это указывает на необходимость более детального изучения структурных изменений и связанного с ними комплекса свойств.

4.2. Свойства и деформационное упрочнение углеродистой стали с феррито-мартенситными структурами

На основании экспериментальных данных [12–16] поведение низкоуглеродистых сталей с феррито-мартенситными структурами при деформировании имеет много общего с поведением металла с феррито-перлитными структурами. С увеличением объемной доли мартенсита (f_m) прочностные свойства низкоуглеродистой стали растут, а пластические снижаются (рис. 4.1). Однако, как следует из характера зависимости предела текучести необходимо детально рассмотреть процессы зарождения и распространения пластического течения. На этом основании представляет определенный интерес вопрос участия мартенситной фазы в процессе пластического течения металла. Анализ известных литературных данных свидетельствует о неоднозначных представлениях о начальных этапах течения мартенсита [17–22]. Существует мнение, что участки мартенсита либо сразу, почти одновременно с ферритом, начинают принимать участие в пластическом течении, что маловероятно хотя бы из-за различия в прочностных свойствах между ферритом и мартенситом [7; 23–25], или после определенной величины деформации, значение которой в большей мере обусловлено соотношением

прочностных свойств структурных составляющих и в меньшей – условиями нагружения. Видимо, основное влияние на характер начального течения определяется объемной долей мартенсита. В случае больших объемных долей феррита без нарушения его непрерывности, участки мартенсита начинают принимать участие в пластическом течении стали после определенной деформации феррита. Увеличение f_m до значений когда можно наблюдать соприкосновение (рис. 4.2) отдельных участков мартенситной фазы, т. е. наступает момент нарушения непрерывности ферритной матрицы, отмечается резкое увеличение прочностных свойств и снижение пластичности.

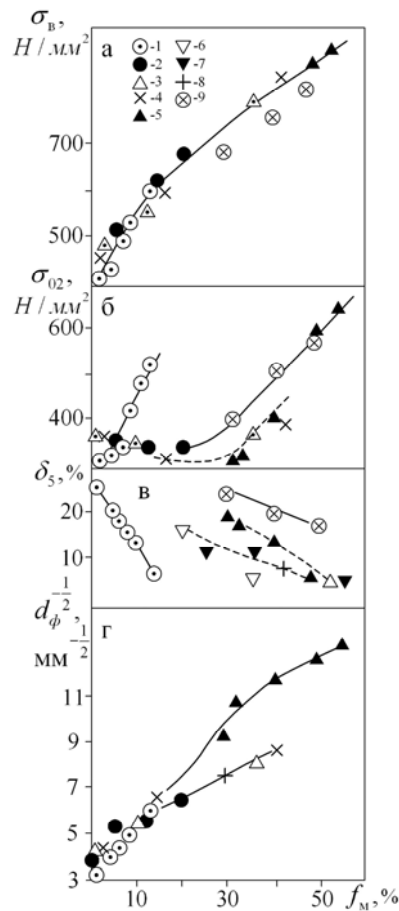


Рис. 4.1. Влияние объемной доли

мартенсита при содержании углерода в стали:

1, 6 – 0,08 % C; 2 – 0,05 % C + 17 % Cr; 3, 7 – 0,1 % C + 17 % Cr; 4 – 0,15 % C + 17 % Cr; 5 – 0,20 % C; 8 – 0,17 % C; 9 – 0,21 % C на предел прочности (а), текучести (б), относительное удлинение (в) и размер зерна феррита (г); (2, 3, 4) – [1; 13]; (6, 7, 8) – [11; 20]; (9) – [21]

Анализ зависимости комплекса свойств при неизменном составе стали показывает, что более предпочтительной является мелкозернистая равномерная ферритная структура [17; 18]. С этой позиции стараются подбирать режимы обработки таким образом, чтобы избежать роста как аустенитного, так и ферритного зерна, за счет торможения процессов собирательной рекристаллизации. На размер зерна аустенита и скорость процесса аустенизации оказывает влияние величина предварительной холодной пластической де-

формации [7; 8]. Так, время, при котором отмечается практически полное прекращение прироста объемной доли аустенита, с увеличением степени холодной пластической деформации может уменьшаться от нескольких десятков процентов до нескольких раз [26–29]. В этом случае наблюдаемые концентрационные градиенты, определяемые условиями зарождения и роста аустенита, в зависимости от исходной микроструктуры, неизбежно наследуются мартенситной фазой после закалки. При ускоренном охлаждении по мере снижения содержания углерода начинают появляться признаки диффузионного распада аустенита и в периферийных областях (на границе феррит-аустенит) с малым содержанием углерода диффузионный механизм превращения может быть основным. Возникшая структурная неоднородность, из-за более плавного перехода по прочностным характеристикам от феррита, через продукты распада аустенита по промежуточным механизмам к более твердой центральной части, благоприятно сказывается на комплексе свойств [23; 24]. Помимо концентрационной неоднородности может наблюдаться структурная неравномерность закаленного металла, связанная с влиянием холодной пластической деформации. Недостаточно высокая температура нагрева в $(\alpha + \gamma)$ – области, либо малая выдержка приводят к незавершенности рекристаллизационных процессов и, как следствие этого, наследование вытянутости структуры вдоль направления деформирования (рис. 4.3). Металл с такой феррито-мартенситной структурой обладает пониженными пластическими характеристиками. Скорость нагрева не оказывает столь ощутимого влияния как в случае нагрева до температур полностью аустенитного состояния. При объемных долях аустенита оптимального количества, определяющую роль играют процессы собирательной рекристаллизации ферритной составляющей структуры [30].

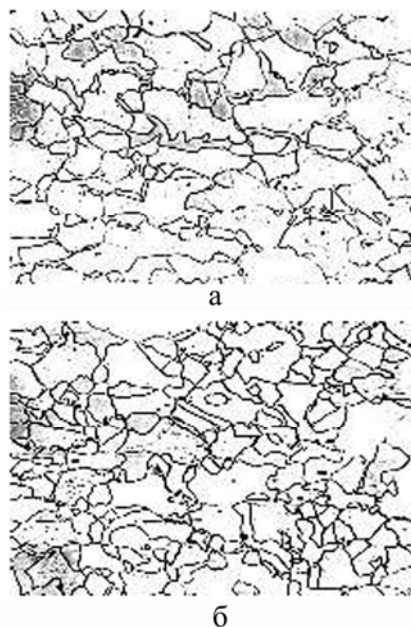
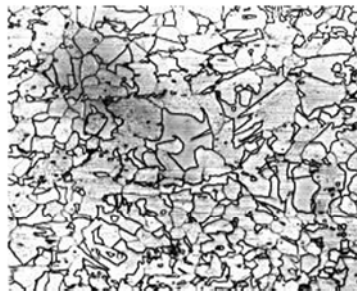


Рис. 4.2. Структура стали с 0,12 % С
после холодной деформации 50 %, нагрева до температур 740 – (а)
и 750 °С – (б) и закалки х500

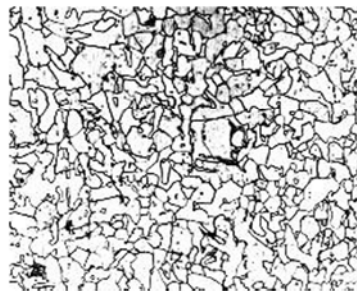
Получение более дисперсных феррито-мартенситных структур можно достигнуть за счет охлаждения металла из области полностью аустенитного состояния до температуры $\alpha + \gamma$ области. При этом процесс выделения ферритной фазы будет до окончания реакции постоянно измельчать не только феррит, но и аустенит. Действительно, как показал анализ микроструктуры стали с 0,2 % С после аустенизации при 950 °С, последующее подстуживание, до температурного интервала межкритической $\alpha + \gamma$ области, сопровождается измельчением зеренной феррито-аустенитной структуры при увеличении длительности выдержки (рис. 4.4).



Рис. 4.3. Структура стали с 0,2 % С после горячей деформации, холодной деформации 80 %, нагрева до 730 °С, выдержки 7 мин, закалки $\times 300 \times 2$



а



б

Рис. 4.4. Микроструктура стали с 0,2 % С после аустенизации 950 °С, охлаждения до температуры 725 °С, выдержки 30 с (а) и 50 с (б), закалки в воду. $\times 300$

Основным, если не главным, недостатком в технологиях получения феррито-мартенситных структур по схеме полная аустенизация, охлаждение в двухфазную ($\alpha + \gamma$) – область является длительность процесса выделения феррита, которая может достигать довольно значительных выдержек [287; 288].

Если рассматривать феррито-мартенситные структуры как разновидность двухфазного состояния, необходимо отметить их обособленное положение. Например, при сравнительном анализе с феррито-перлитными структурами имеется как много общего, так и существенные различия. Так, в процессе пластического течения для обоих типов структур характерно последовательное участие структурных составляющих в деформации, при этом характер перераспределения величин деформации между фазами во многом подобен.

С другой стороны, для подавляющего большинства двухфазных структур выполняется принцип аддитивности вкладов от структурных составляющих [1; 33]. Для феррито-мартенситных же структур наблюдаемые случаи отклонения от указанного соотношения [7; 34–36], зачастую обусловлены трудностью учета характера взаимного влияния феррита и мартенсита. Примером могут служить данные по зависимости прочностных свойств стали от расстояния между мартенситными участками [27], в то время как зависимость от размера зерна феррита менее определена [37]. Следует полагать, что прочностные свойства стали в большей степени будут зависеть от упрочняемости и объемной доли мартенсита. Учитывая, что свойства стали, в том числе и с феррито-мартенситными структурами, обусловлены характером участия фаз в процессе пластического течения, способность их к деформационному упрочнению имеет важное значение для изучения механизма пластического течения.

С увеличением объемной доли мартенсита до 8 % величина σ_0 , соотношение (3.30) снижается, а затем монотонно растет (рис. 4.5). Экспонента деформационного упрочнения до указанного значения количества мартенсита растет, далее следует ее снижение. Анализ характера приведенных зависимостей σ_0 и n от f_m указывает на возможность существования взаимосвязи между ними. Действительно, при нанесении указанных величин друг против друга (рис. 4.6) можно говорить об обратно пропорциональной связи. Наличие немонотонностей на соотношении $n - \sigma_0$ указывает на неслучайный характер появления экстремумов.

В процессе формирования феррито-мартенситной структуры из-за разности удельных объемов аустенита и мартенсита, превращение γ -фазы в мартенситный участок сопровождается возникновением внутренних напряжений [34]. Релаксация возникающих напряжений происходит за счет локальной деформации соприкасающихся с мартенситом зерен феррита, что сопровождается неизбежным приростом подвижных дислокаций в указанных объемах металла. Получаемая деформация распределяется крайне неоднородно: от максимальных значений в приграничных с мартенситом объемах, до минимальных в глубине зерна [27].

Образованные дислокации оказывают влияние, которое проявляется через уменьшение сопротивления малым пластическим деформациям (рис. 4.5, а). На это указывают и характеристики деформационного упрочнения, являясь мерой плотности накопленных дислокаций [38–40]. Частично сохранив-

шийся уровень остаточных напряжений после превращения аустенита, в процессе пластического течения суммируется с полем напряжений от прикладываемой нагрузки. Учитывая различные движущие силы, вызвавшие деформацию: фазовый наклеп феррита и внешнее приложение нагрузки при деформировании, получаем неизбежное несовпадение их направления, что в конечном итоге должно приводить к снижению уровня результирующего напряжения. Величина σ_0 , являясь мерой напряжения, требуемого для необратимого движения дислокаций, снижается. Приведенное уменьшение σ_0 наблюдается до значения объемной доли мартенсита примерно равного 6...8 % (для стали с 0,08 % C), хотя имеются и другие данные [7; 8]. Дальнейшее увеличение f_m приводит к приросту указанной характеристики. Основываясь на схеме локального наклепа феррита при мартенситном превращении, одновременное уменьшение диаметра зерна феррита (примерно в 3 раза при росте f_m от 2-х до 8 % [37]) и увеличение его объема, подвергнутого деформации приводят к тому, что поля остаточных напряжений уже могут перекрываться и результирующее напряжение, требуемое для начала движения дислокаций, уже не снижается [41–44]. Аналогичные результаты получены при исследовании изменения микродеформации феррита и сопротивления малым пластическим деформациям двухфазных сталей с $f_m \cong 0,3...0,4$ [5; 6]. При указанном интервале значений f_m , прирост плотности дислокаций достигает уже такого уровня, что взаимодействие между дислокациями может сопровождаться снижением их подвижности. Дополнительное подтверждение характера изменения результирующего напряжения следует из зависимости предела текучести и прочности от объемной доли мартенситной фазы (см. рис. 4.1). При объемных долях 2...5 % предел текучести остается неизменной величиной, а σ_v растет. Такое поведение прочностных характеристик указывает на развитие процессов деформационного упрочнения и их влияния на свойства стали после различных степеней пластического течения. На определенных стадиях пластической деформации, в области однородного деформационного упрочнения, взаимодействие дислокаций друг с другом, с другими дефектами кристаллического строения сопровождается образованием неоднородностей в их распределении. Увеличение пластической деформации способствует повышению степени неоднородности и, после достижения критического значения равного ε_n , начинает формироваться дислокационная ячеистая структура. Однако, приведенная схема относится к сталям с феррито-цементитными или близкими к ним структурам. Учитывая, что еще на этапе формирования феррито-мартенситных и феррито-цементитных структур отмечаются существенные различия во взаимном влиянии между фазами, характер деформационного упрочнения, перераспределение деформации в процессе пластического течения между ними, видимо также будет различ-

ным. При использовании моделей деформационного упрочнения для описания свойств от структурных составляющих, используемых для феррито-цементитных структур, следует учитывать возможные изменения физического смысла коэффициентов или слагаемых, входящих в указанные зависимости. Примером могут служить построения σ_0 , $\sigma_{0,2}$, σ_B от расстояния между мартенситными участками (подобно соотношению Холла–Петча) [37]. Если численные значения σ_i попадают в интервал изменения указанной характеристики для феррито-цементитных структур, то K_y может превышать аналогичные величины [45] в несколько раз, достигая значений 50; 43 Н/мм^{3/2} [37]. С другой стороны, как следует из построения $\sigma_i - K_y$ для феррито-цементитных структур (улучшение, нормализация и т. д.) указанные характеристики связаны обратно пропорциональной зависимостью. Для феррито-мартенситных структур указанное соотношение имеет другой знак. Анализ абсолютных значений σ_i и K_y сталей с феррито-мартенситными структурами позволяет исследовать причинно-следственную связь процесса пластического течения на ранних стадиях деформирования. По сравнению с феррито-цементитными структурами, для которых K_y не превышает значений 30...35 Н/мм^{3/2} [46], рост указанной характеристики почти в два раза (64 Н/мм^{3/2}) [37] для стали с 0,08 % С (феррито-мартенситная структура), обусловлен может быть только вкладом от межфазных границ феррит-мартенсит. В процессе пластического течения, особенно на ранних стадиях деформирования, низкие значения сопротивления движению дислокаций обусловлены системой остаточных напряжений от фазового наклепа ферритных зерен при мартенситном превращении. Повышенная плотность подвижных дислокаций в приграничных областях феррита, должна иметь более равномерное распределение, чем в низкоуглеродистых сталях с феррито-цементитной структурой. Действительно, если рассматривать дислокационную структуру на начальных этапах деформирования, в сталях с феррито-мартенситной структурой уже значительная плотность подвижных дислокаций (в результате фазового наклепа) присутствует в приграничных с мартенситом областях. Для феррито же цементитных структур все процессы зарождения дислокаций, формирования фронта полосы Чернова-Людерса инициируются лишь после достижения определенного уровня внешнего напряжения. Учитывая, что начальным этапам пластической деформации характерны высокие скорости деформационного упрочнения (прироста дислокаций) [33], одновременно отмечается высокая неоднородность пластического течения – существование рядом с деформированными на величину ε_L недеформированных объемов металла. При этом, чем более мелкозернистая структура феррита при $f = \text{const}$, тем выше локализация, и получаем более неоднородное распределение пластического течения [47].

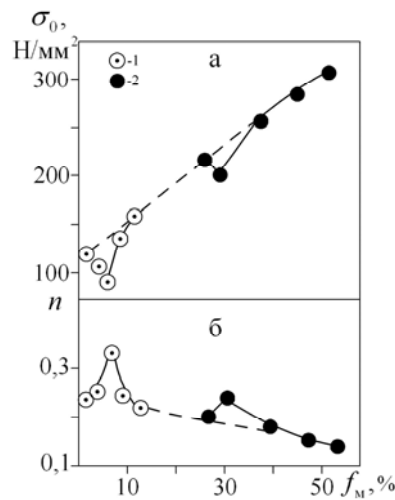


Рис. 4.5. Влияние объемной доли мартенсита на величину σ_0 (а) и коэффициент деформационного упрочнения (б) низкоуглеродистой стали с 0,08 (1) и 0,2 % С (2)

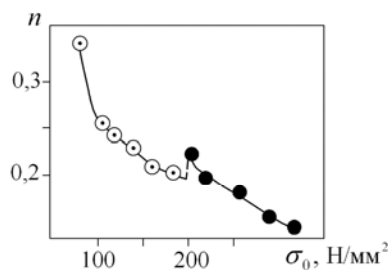


Рис. 4.6. Взаимное изменение n и σ_0 (Обозначения те же, что на рис. 4.5)

Для сталей с f_m выше оптимального значения движущиеся дислокации в ферритной матрице, при достижении приграничных зон с повышенной плотностью дефектов кристаллического строения взаимодействуют с ними, что приводит к повышению значений K_y . В этом случае по сравнению с феррито-цементитными структурами одинаковой дисперсности, преодоление ферритной границы распространяющейся деформацией в двухфазной феррито-мартенситной стали происходит при повышенных уровнях напряжения:

$$K_y^m d^{-\frac{1}{2}} > K_y^c d^{-\frac{1}{2}}, \quad (4.1)$$

где d – размер зерна феррита, K_y^m ; K_y^c – соответственно значения тангенса угла наклона соотношения Холла–Петча для феррито-мартенситных и феррито-цементитных структур.

После преодоления зеренной границы, дальнейшее распространение деформации в соседнем зерне происходит значительно легче в силу практически равных значений σ_i феррито-мартенситных и феррито-цементитных структур [37; 46].

Таким образом, в сталях с высоким значением f_m за счет введения повышенной плотности дефектов кристаллического строения и, в первую очередь дислокаций, в приграничные области ферритных зерен при мартенситном превращении, наблюдается повышение напряжения, требуемого для преодоления межзеренной границы. Одновременно с этим напряжение, необходимое для распространения деформации внутри зерна феррита может незначительно меняться (особенно для грубозернистой структуры), что в целом способствует снижению сопротивления малым пластическим деформациям. Следовательно, после достижения определенного значения объемной доли мартенситной фазы, перекрытие зон с повышенной плотностью дислокаций, введенных в феррит при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении, подавляют эффект уменьшения напряжения течения в области микротекучности.

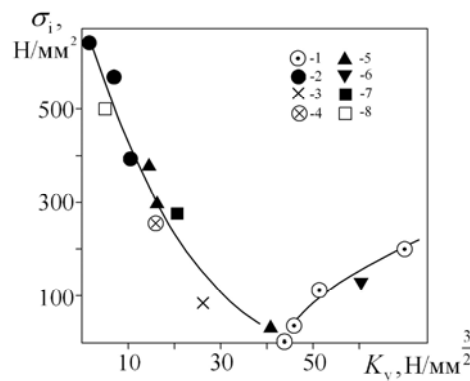


Рис. 4.7. Соотношение между параметрами уравнения Холла–Петча для сталей с феррито-мартенситной (0,08; 0,2 % С) – (1); феррито-цементитной (0,06; 0,23; 0,6 и 0,8 % С) – (2, 3, 4); феррито-цементито-мартенситной (0,23; 0,6 и 0,8 % С) – (5–8) структурами. Температура испытания: +20 – (1, 3–8); –70 °С (2)

Анализ диаграмм деформирования сталей с феррито-мартенситными структурами, в силу отсутствия области формирования и распространения полос Чернова–Людерса, показывает, что начало области однородного деформационного упрочнения, по шкале деформаций, располагается практически сразу после достижения условного предела текучести. В подавляющем большинстве случаев перелом на логарифмической диаграмме растяжения находится при деформациях вблизи значения 5 % [7]. Полагая, что причиной появления второго участка области однородного деформационного упрочнения является начало совершенствования дислокационной ячеистой структуры, можно оценить порядок величин размеров ячеек и характер взаимосвязи с размером зерна феррита или расстоянием между мартенситными участками. Как и в случае с феррито-цементитными структурами, воспользуемся соотношением [48]:

$$\sigma_f = \sigma'_i + K_f (C_1 \cdot r_{\text{я}})^{-1/2}, \quad (4.2)$$

где σ_f – напряжение течения; σ'_i ; K_f – величины аналогичные σ_i , K_y соотношения Холла–Петча; C_1 – геометрический фактор, примерно равен 2 [48]; $r_{\text{я}}$ – размер ячейки.

Учитывая, что соотношение (4.2) было выведено для феррито-цементитных структур, в частности для пластинчатой формы цементита, для феррито-мартенситных структур, величина C_1 может иметь другие значения. После подстановки в уравнение (4.2) соответствующих значений параметров, полученных для стали с 0,23 % С, вычисленные величины размера ячеистой структуры составили от 5 до 1 мкм при изменении объемной доли мартенситной фазы до 50 %. Сравнивая значения $r_{\text{я}}$, полученные для феррито-цементитных структур (рис. 3.24) и осуществив построение $\delta_p - r_{\text{я}}$, можно видеть, что наблюдаемое различие может быть устранено, если изменить величину C_1 соотношения (4.2), увеличив ее примерно в 2...2,5 раза (рис. 4.8). Характер взаимосвязи расстояния между мартенситными участками, размер зерна феррита – $r_{\text{я}}$ остался неизменным, таким же как и для феррито-цементитных структур, что лишний раз подтверждает положение о главенствующей роли ферритной составляющей в начале распространения течения в сталях, обладающих феррито-мартенситными структурами [17–22].

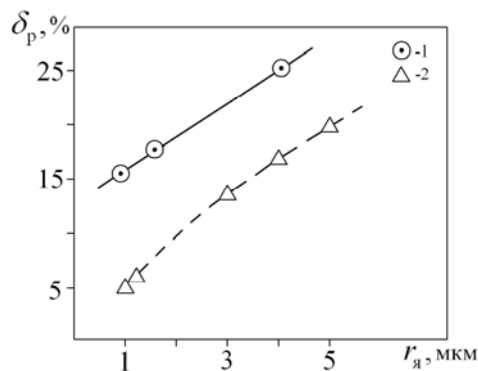


Рис. 4.8. Зависимость δ_p от $r_{\text{я}}$ стали с 0,23...0,8 % С после закалки, отпуска 650 °С, $\varepsilon = 17...80$ %, отжига 680 °С (1), стали с 0,2 % С после нагрева до 730...780 °С выдержки 10 мин, закалки в воду (2)

Анализ экспериментального материала [7–11] показывает, что в основном для оценки прочностных свойств и, в частности предела прочности, расчеты выполняют по соотношениям, основанным на долевом участии фаз, в процессе пластического течения. В подавляющем большинстве случаев коэффициенты регрессивных уравнений меняются в широком диапазоне значений и практически не связаны со структурными параметрами феррито-мартенситных структур [11–13]. Основные трудности возникают при оценке характера влияния мартенситной фазы. В процессе пластического течения, когда ферритная матрица еще не претерпела значительной деформации и ее прочностные

свойства ниже аналогичных для мартенситной фазы, влияние мартенсита на деформационное упрочнение будет подобным наблюдаемому, от глобул цементита [30]. При высоких пластических деформациях на межфазной границе и в приграничных областях более пластичной матрицы, наблюдается резкий прирост заторможенных дислокаций. Указанные места повышенной плотности дефектов кристаллического строения характеризуются высокими локальными внутренними напряжениями, которые в дальнейшем могут привести как к разрушению хрупкой частицы [30], так и к зарождению субмикротрещины вблизи межфазной границы или на ней. В феррито-мартенситных же структурах способность мартенсита пластически деформироваться приводит к уменьшению внутренних напряжений за счет аннигиляции части дислокаций, скопившихся вблизи межфазной границы. Снижение определенной плотности дислокаций уменьшает неоднородность их распределения и соответствует дальнейшему пластическому течению ферритной матрицы. На основании этого повышенные значения пластических характеристик сталей с феррито-мартенситными структурами обусловлены способностью мартенситной фазы понижать плотность дислокаций за счет собственного участия в деформации. Кроме этого, необходимо учитывать возможное снижение прочностных характеристик мартенситной фазы в процессе самой деформации. Во-первых, при сложной картине пластического течения ферритной матрицы вокруг мартенситного участка [12; 27] будут наблюдаться релаксационные процессы, понижающие упругую деформацию кристаллов мартенсита, подобно тому как это наблюдали при выделении кристаллов из закаленной стали [25]. Ширина линии рентгеновской интерференции (220) мартенсита после выделения из закаленной стали уменьшается в 4–5 раз [49]. Во-вторых, при пластической деформации самого мартенситного участка наблюдается значительное перемещение атомов углерода из междоузельных позиций к введенным дислокациям [25; 50], что приводит к уменьшению тетрагональности кристаллической решетки и, как следствие этого, к разупрочнению мартенсита. По данным [51; 52] степень разупрочнения может достигать значений соизмеримых с наблюдаемыми при температурах отпуска до 125 °С. Однако, эффект разупрочнения в процессе деформации имеет ограничения – снижение ширины линии (211) рентгеновской интерференции наблюдали до 5 % деформации, после чего следовало ее повышение [50]. Хотя, с другой стороны увеличение ширины линии даже после 30 % деформации не превысило 80 % от первоначального уровня.

Таким образом, довольно сложное поведение мартенситной фазы в процессе пластического течения стали с феррито-мартенситными структурами приводит к довольно частому невыполнению соотношений, основанных на доле участия фаз, если считать неизменными прочностные свойства мартенсита. Полагая, что учет всех приведенных выше факторов довольно сложная задача, воспользуемся оценкой вклада от мартенситной фазы в упрочнение стали. Так соотношение, в основу которого заложен принцип поведения системы с двумя пластичными фазами, имеет вид [1]:

$$\Delta\sigma = G \cdot \rho_1^{3/2} \cdot f^{1/2} \cdot \left(\frac{r_0}{\epsilon}\right)^{1/2}, \quad (4.3)$$

где ρ_1 – параметр размерного несоответствия, частица второй фазы – матрица; f – объемная доля второй фазы; r_0 – радиус частиц; ϵ – вектор Бюргерса; G – модуль сдвига второй фазы.

При оценке модуля сдвига мартенсита необходимо исходить из положения примерного равенства упругих постоянных феррита и мартенсита [53]. В этом случае модуль сдвига мартенсита (G_M) – будет пропорционально меняться с аналогичной характеристикой ферритной матрицы (G_ϕ) по соотношению:

$$G_M = \delta \cdot G_\phi, \quad (4.4)$$

где δ – степень тетрагональности кристаллической решетки.

В случае закалки стали из однофазной аустенитной области периоды кристаллической решетки зависят только от содержания углерода. Следовательно, δ , являясь функцией содержания углерода, пропорционально повышает G_M . Однако, при нагреве и выдержке в двухфазной $\alpha + \gamma$ области, в силу низкого растворения углерода в феррите, аустенитные участки будут обогащены углеродом. С учетом зависимости содержания углерода в аустените при нагреве в двухфазную $\alpha + \gamma$ область от температуры [25], для низкоуглеродистой стали предельные значения для δ составят интервал величин 1,035...1,045 [49]. Для упрощения вычислений примем δ постоянной величиной, равной 1,04, тогда модуль сдвига мартенсита ($G_\phi = 82260 \text{ Н/мм}^2$) составит значение $8,56 \cdot 10^4 \text{ Н/мм}^2$. Вместо параметра размерного несоответствия целесообразно использовать величину упругой деформации кристалла мартенсита $\left(\frac{\Delta a}{a}\right)^{15}$, которая является одним из параметров, характеризующих мартенситную фазу.

После замены величин, входящих в соотношение (4.3) на параметры мартенситной фазы, получим зависимость для оценки прироста предела прочности стали от присутствия мартенсита:

$$\Delta\sigma_\epsilon^M = G_M \sqrt{\frac{\Delta a^3}{a} \cdot f_M \cdot \frac{D_M}{2\epsilon}}, \quad (4.5)$$

¹⁵ Величина $\frac{\Delta a}{a}$ зависит от содержания углерода в стали и растет при его увеличении [25]. Для стали с примерно 0,1 % С указанная характеристика составляет значения $2,5 \cdot 10^{-3} \dots 3 \cdot 10^{-3}$ [49].

где D_M – диаметр мартенситного участка; $\Delta\sigma_\epsilon^M$ – прирост предела прочности стали, обусловленный мартенситной фазой. Окончательно для предела прочности стали с феррито-мартенситной структурой соотношение принимает вид

$$\sigma_\epsilon = \Delta\sigma_\epsilon^M + \sigma_\epsilon^\phi \cdot f_\phi, \quad (4.6)$$

где σ_ϵ^ϕ – предел прочности стали с ферритной структурой. В силу того, что концентрация углерода в феррите при выдержках в $(\alpha + \gamma)$ области меняется незначительно [27], можно для оценки влияния d на σ_ϵ воспользоваться зависимостью $d - \sigma_\epsilon$ для стали с 0,06 % С после патентирования, деформации 25...90 %, отпуска 680 °С. Сравнительный анализ вычисленных значений σ_ϵ низкоуглеродистых сталей с феррито-мартенситными структурами и полученными из испытаний на растяжение приведен на рис. 4.9. Отклонение в абсолютных значениях между указанными характеристиками составило до 7 % [55].

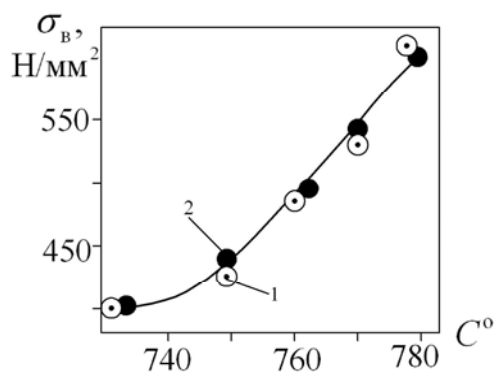


Рис. 4.9. Влияние температуры нагрева на σ_ϵ после закалки стали с 0,08 % С
(1 – экспериментальные данные, 2 – расчет по (4.6))

Использование приведенного соотношения для описания стали с повышенным содержанием объемной доли мартенситной фазы (более 20 %) привело к довольно существенным отклонениям, что указывает на ограничения его применимости, связанные с изменением процесса упрочнения. При f_m более 20...25 % появляются предпосылки нарушения структурной непрерывности феррита и, как следствие этого возникает, высокая локализация пластического течения на ранних этапах деформирования. В результате этого отмечается резкое увеличение прочностных характеристик и нарушение зависимостей, основанных на аддитивности вкладов от структурных составляющих [23; 24]. При нагреве закаленных из $(\alpha + \gamma)$ области сталей начинают развиваться процессы распада мартенсита, выделения карбидной фазы [25; 49]. Требуемое сочетание прочностных и пластических свойств при этом достигается за счет контролируемого распада мартенситной фазы [23] и очистки феррита от примесных атомов внедрения, введенных в твердый раствор при охлаждении из $(\alpha + \gamma)$ области. Увеличение температуры отпуска до

550 °С сопровождается монотонным ростом пластичности сталей с феррито-мартенситными структурами: для стали с 0,08 % С δ_5 увеличивается 22...30 %, для стали с 0,2 % С – от 7 до 18 %. Коэффициент интенсивности деформационного упрочнения меняется по экстремальной зависимости с наибольшими значениями при 550 °С [55; 56]. Исходя из приведенных данных и известных технических решений [57], осуществляя превращение аустенита не только по мартенситному механизму можно достигнуть более разнообразного изменения свойств, чем наблюдаемое для феррито-мартенситных структур.

4.3. Свойства и деформационное упрочнение углеродистой стали с феррито-цементито-мартенситными структурами

4.3.1. Особенности формирования феррито-цементито-мартенситных структур. Одно из условий, определяющих пластичность стали с феррито-мартенситной структурой, это наличие мелкозернистой полиэдрической ферритной структуры [37]. В тоже время имеются данные, указывающие, что прочностные свойства, показатель деформационного упрочнения и даже пластичность в большей мере определяются объемной долей [2] и химическим составом мартенсита [4–6]. Если предварительно, в результате закалки (от температур A_{C3}) и высокого отпуска глобулы цементита равномерно распределить в ферритной матрице, аустенит при нагреве до температур ($\alpha + \gamma$) области будет образовываться в первую очередь вблизи цементита, что явится дополнительным препятствием развитию собирательной рекристаллизации феррита. Кроме этого, изменение длительности выдержки при температуре промежуточной ($\alpha + \gamma$) области должно сыграть двойную роль: регулирование объемной доли мартенсита после закалки и степени развития собирательной рекристаллизации феррита. После закалки стали (с неполным растворением карбидной фазы) получаемая структура представляет собой мелкозернистую полиэдрическую ферритную матрицу с расположенными на границах глобулами цементита и прилегающими к ним (либо окружающими их) мелкими участками – продуктами превращения аустенита.

Как следует из микроструктурных исследований углеродистых сталей, после закалки от нормальных температур нагрева (выше A_{C3}), отпуска при 680 °С, холодной пластической деформации 60...80 %, нагрева до температуры 735 °С, выдержки при этой температуре 1...10 мин и окончательной закалки стали с содержанием углерода 0,2 %, собирательную рекристаллизацию существенно затормозить не удалось (рис. 4.10). Обусловлено это недостаточным количеством объемной доли карбидной составляющей микроструктуры. Аналогичный результат получен при изучении условий развития собирательной рекристаллизации феррита при температурах нагрева до A_{C1} , предварительно улучшенных, холоднодеформированных углеродистых сталей [58]. В сталях же со средним и высоким содержанием углерода, как при нагреве до A_{C1} , так и после выдержек при температурах ($\alpha + \gamma$) области отмечается эффективное

торможение собирательной рекристаллизации, вследствие прироста объемной доли аустенита и достаточно высокой его дисперсности [59].

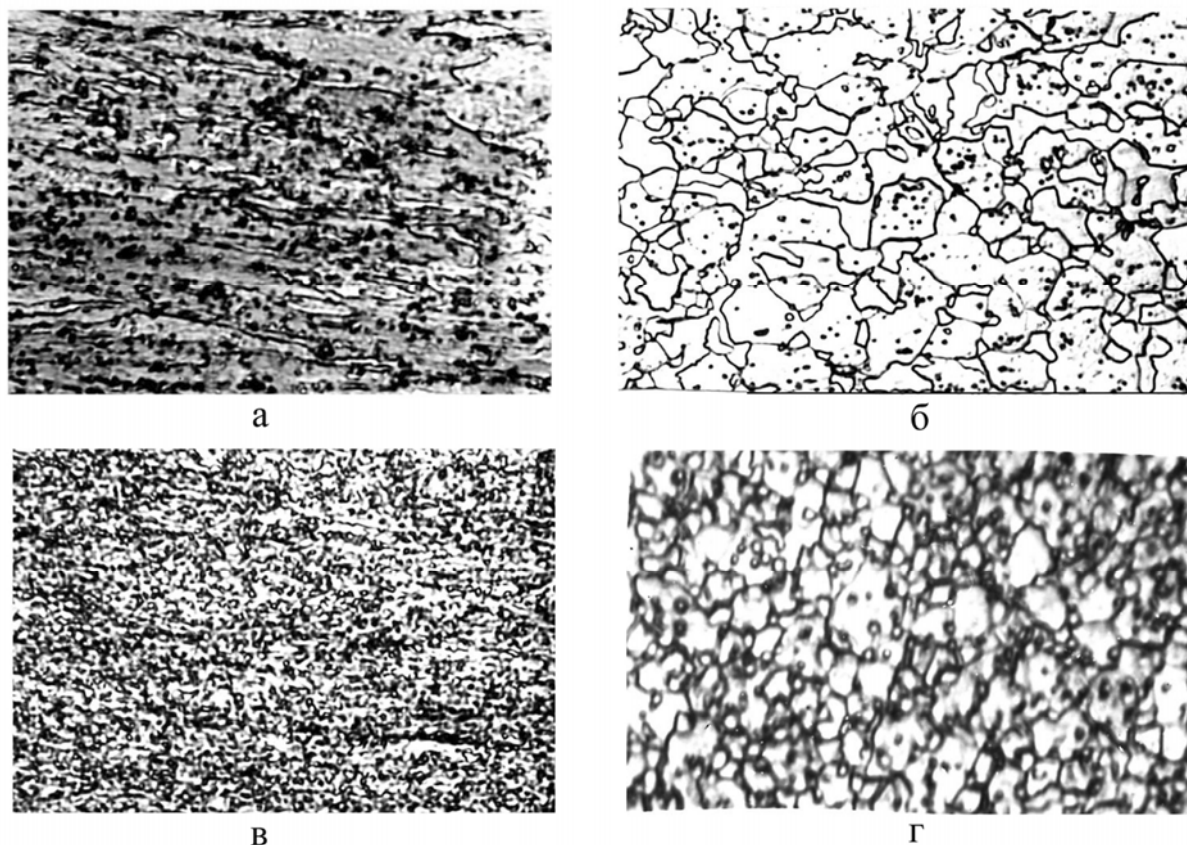


Рис. 4.10. Микроструктура углеродистой стали с 0,23 % (а, б) и 0,8 %С (в, г) $\times 1000$ (а–в); $\times 2000$ (г):

а, в – закалка от температуры A_{C3} , отпуск 680 °С, 1 ч, деформация 80 %;

б, г – после обработки, соответствующей (а, в) нагрева до 735 °С, выдержки 10 мин, закалки в воду

Влияние дефектов кристаллического строения, образовавшихся при пластической деформации, проявляется при формировании мелкозернистой полиэдрической структуры феррита и, как следствие этого, на изменении свойств стали в зависимости от времени выдержки при 735 °С и последующей закалки (рис. 4.11–4.13).

4.3.2. Влияние структурных параметров на свойства и деформационное упрочнение стали с феррито-цементито-мартенситными структурами. В характере изменения свойств углеродистых сталей с феррито-мартенситными и феррито-цементито-мартенситными структурами, независимо от объемных долей цементита и мартенсита, много общего. Так, для низкоуглеродистой стали (рис. 4.11) увеличение длительности выдержки до 5–6 мин приводит к экстремальным зависимостям предела текучести и относительного удлинения. Если снижение предела текучести можно объяснить причинами аналогичными как для феррито-мартенситных структур – фазовый наклеп феррита при мартенситном превращении [27], то прирост отно-

сительного удлинения, скорее всего обусловлен формированием полиэдрической зеренной структуры. Дальнейшее огрубление структуры (рис. 4.11) сопровождается монотонным снижением ε_L и ростом коэффициента деформационного упрочнения.

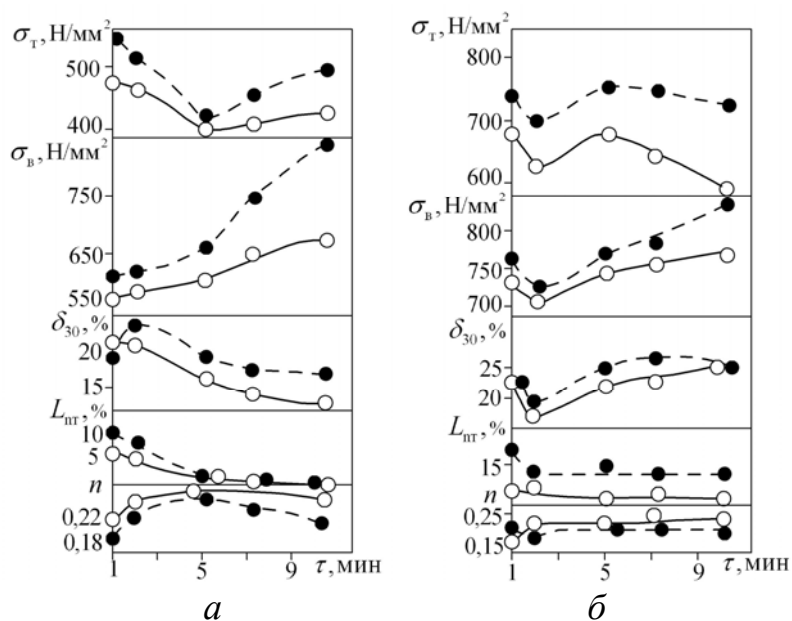


Рис. 4.11. Свойства углеродистых сталей
(а – 0,23; б – 0,8 % С) после улучшения холодной деформации
(1 – 60, 2 – 80 %), выдержки (τ) при температуре 735 °С и заковки в воду

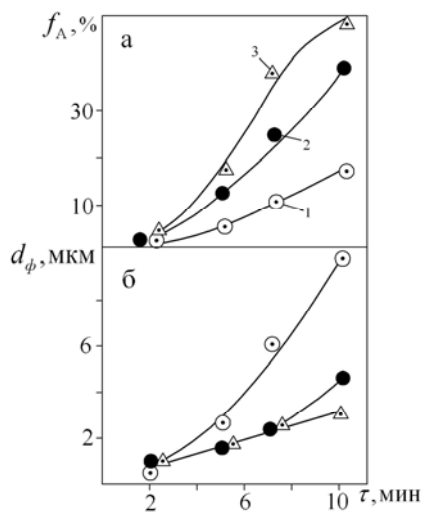


Рис. 4.12. Зависимость f_A (а)
и d_ϕ (б) от длительности выдержки углеродистой стали
(1 – 0,23; 2 – 0,6; 3 – 0,8 % С) при температуре 735 °С

Аналогичным образом изменяются свойства средне- и высокоуглеродистых сталей, хотя есть и отличия – неизменность ε_L , δ_{30} с увеличением f_m , f_ψ . Как показал микроструктурный анализ увеличение выдержки при 735 °С сопровождается приростом объемной доли аустенита, прогрессирующим ог-

рублением феррита (рис. 4.12). Хотя в целом размер зерна феррита для стали 0,23 % С не превышает 10...12 мкм, а для стали с 0,8 % С – 2...4 мкм (рис. 4.12), они значительно мельче, чем для сталей с феррито-мартенситными структурами. Прирост объемной доли аустенита (f_A) сопровождается повышением прочностных свойств и снижением пластичности закаленной стали. Особенно заметно приведенное положение проявляется для низкоуглеродистой стали и, в частности, на пластических характеристиках. Одна из причин снижения относительного удлинения (δ_{30}) – увеличение размера зерна ферритной матрицы, о чем свидетельствуют данные микроструктурного анализа и экстремальная зависимость коэффициента деформационного упрочнения. Увеличение степени пластической деформации в стали после улучшения сопровождается формированием более мелкозернистой ферритной структуры, в течение выдержек при температурах ($\alpha + \gamma$) области. В следствие диспергирования ферритной матрицы отмечается одновременный прирост прочностных и пластических характеристик. В средне- и высокоуглеродистых сталях влияние холодной деформации (по сравнению с низкоуглеродистой сталью) менее заметно, что объясняется незначительным приростом d (из-за эффективного торможения собирательной рекристаллизации феррита глобулями цементита). По мере повышения содержания углерода в стали и объемной доли аустенита, темп снижения относительного удлинения замедляется и для высокоуглеродистой стали практически отсутствует (рис. 4.11) [60]. Исследование характера процессов деформационного упрочнения сталей с феррито-цементито-мартенситными структурами показало подобие с наблюдаемым для феррито-цементитных структур. Так, скорость деформационного упрочнения и σ_0 связаны обратнопропорциональной зависимостью, как и для низкоуглеродистых сталей с феррито-цементитными структурами (рис. 4.13). Однако, при построении соотношения $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}^{16}$ и ε_L для

малых объемных долей мартенсита, когда влияние его не столь значительно (до 5...7 %), указанные характеристики довольно хорошо описываются обратно пропорциональной зависимостью (рис. 4.14). Дальнейшее увеличение f_m приводит к резкому изменению углового коэффициента соотношения и разделению зависимости на отдельные участки, соответствующие каждой стали. Причем, начало отклонения от единой кривой для каждой стали соответствует примерно одинаковому значению $f_m \cong 20$ %, что может быть связано, как и для феррито-мартенситных структур, с влиянием мартенситной фазы, на процессы зарождения и распространения пластического течения. Приведенное положение подтверждают данные, полученные из анализа зависимости

¹⁶ $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ определена графическим методом, как касательная начального участка ОДУ истинной диаграммы растяжения ($\sigma - \varepsilon$).

предела текучести от размера зерна феррита сталей с феррито-цементито-мартенситными структурами [61–63].

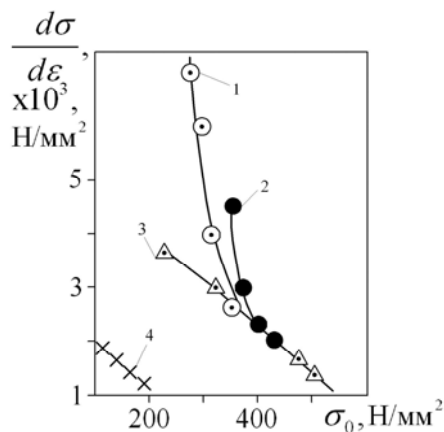


Рис. 4.13. Взаимное изменение $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (начало ОДУ)

и σ_0 углеродистых сталей с содержанием углерода (1 – 0,23; 2 – 0,6; 3 – 0,8 % С) после нагрева до 735 °С, выдержки, заковки; 4 – 0,06 % С после патентирования, деформации 25...90 %, отжига 680 °С, 1 ч

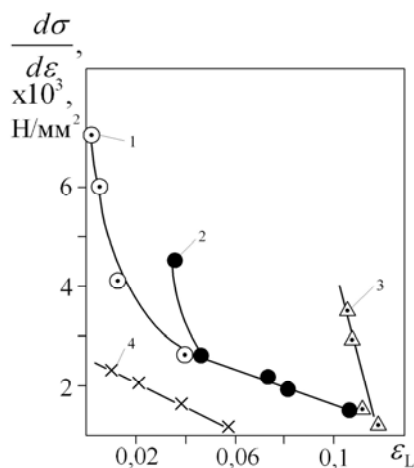


Рис. 4.14. Взаимное изменение $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$

и ε_L для стали (1 – 0,23; 2 – 0,6; 3 – 0,8 % С) после нагрева до 735 °С, выдержки, заковки; 4 – 0,06 % С после патентирования, деформации 25...90 %, отжига 680 °С, 1 ч

После построения соотношения $\sigma_T - d_{\phi}^{-\frac{1}{2}}$ обнаруживается однозначная прямолинейная зависимость. Для стали с содержанием углерода 0,8 % $K_y = 20 \text{ Н/мм}^{3/2}$ и $\sigma_i = 280 \text{ Н/мм}^2$. Снижение содержания углерода до 0,6 % привело к уменьшению K_y до 3...4 $\text{Н/мм}^{3/2}$ и росту σ_i до 450...500 Н/мм^2 . В низкоуглеродистой стали величина K_y еще более снизилась и достигла значе-

ний менее $1 \text{ Н/мм}^{3/2}$. Приведенные результаты указывают на довольно сложный характер процессов зарождения и распространения пластического течения, развития деформационного упрочнения и, как следствие этого, достигаемого уровня свойств стали. Действительно, в сталях с феррито-мартенситными структурами полностью отсутствует деформация Людерса. При испытании стали с неполным растворением цементита в двухфазной ($\alpha + \gamma$) области наблюдаем формирование не только площадки текучести, но и достижение высоких значений удлинения (до 28 % в стали с 0,8 % С) [59–63], как для углеродистых сталей со сверхмелким зерном феррита [64]. В целом можно было бы считать, что сформированная мелкозернистая полиэдрическая структура феррита оказывает основное влияние на свойства стали, если бы не резкое снижение сопротивления малым пластическим деформациям, σ_T при f_m до 20 % и σ_ϵ для высокоуглеродистой стали (см. рис. 4.11).

Полагая, что снижение сопротивления малым пластическим деформациям и предела текучести обусловлено (как и для феррито-мартенситных структур) повышенной плотностью подвижных дислокаций от мартенситного превращения, для оценки требуемого прироста плотности дислокаций (ρ_m) в области микротекучести при испытании на растяжение, воспользуемся соотношением (3.4):

$$\rho_m = \frac{m \cdot K_y}{\frac{d\sigma}{d\epsilon} n \cdot \epsilon \cdot d^{3/2}}.$$

Результаты вычислений применительно к феррито-цементито-мартенситным структурам приведены на рис. 4.15 и 4.16. Увеличение f_m сопровождается снижением плотности дислокаций, требуемых для распространения течения. Аналогичная характеристика для низкоуглеродистой стали, с ферритной структурой, при одинаковом размере зерна феррита составляет значение, превышающее на 1,5–2 порядка величин. Другими словами, для распространения течения в области микротекучести, в феррите углеродистой стали с феррито-цементито-мартенситными структурами, требуемая плотность дислокаций меньше на 10^2 мм^{-2} , чем в стали со структурой феррит-цементит. Таким образом, если экстремум на зависимости σ_0 , σ_T от f_m можно еще объяснить на подобие влияния фазового наклепа для ФМ структур, хотя f_m значительно превосходит оптимальные значения (8...10 %), то изменение σ_ϵ (деформация 25...27 %) явно свидетельствует о структурных изменениях в мартенситной фазе [49; 65; 66].

Как следует из результатов рентгеноструктурного анализа, деформация закаленной стали сопровождается изменениями в кристаллах мартенсита подобно наблюдаемым при низкотемпературном отпуске [25]. На основании этого можно полагать, что пластическое течение в целом ускоряет процесс распада твердого раствора. Однако, следует иметь в виду, что соотношение

между процессами перераспределения атомов углерода по междоузлиям кристаллической решетки и перемещению их к дислокациям во многом зависит как от условий формирования мартенситной фазы, так и от величины плотности дефектов кристаллического строения, вводимых деформацией. Действительно, подвергая полностью закаленную на мартенсит углеродистую сталь пластическому деформированию, на параболической кривой растяжения появляется, в области условного предела текучести, резкое падение нагрузки. Внешние признаки проявления подобны зубу текучести. Наблюдаемые качественные изменения диаграммы нагружения свидетельствуют о развитии процессов упорядочения атомов углерода в твердом растворе и взаимодействии их с дефектами кристаллического строения, в первую очередь с дислокациями [67], что подтверждается выделением тепловой энергии [51]. Кроме этого, развитие процессов перераспределения атомов углерода, помимо степени деформации, во многом определяется содержанием углерода в стали. Учитывая, что в мартенсите с низким содержанием углерода, для области соприкосновения с ферритом, плотность дефектов и без пластической деформации достаточна для поглощения всего углерода из твердого раствора [51], степень тетрагональности ОЦК решетки будет значительно снижена. Указанная часть мартенситной фазы по прочностным свойствам будет приближаться к окружающему ферриту. По мере удаления от феррито-мартенситной границы концентрация атомов углерода растет, а дефектов кристаллического строения становится недостаточно для полного их поглощения. Тогда, в процессе пластического деформирования дополнительное введение дислокаций будет повышать количество атомов углерода, переходящих в дефектные позиции [67]. Степень распада твердого раствора будет расти. Одновременно с этим, неизбежно начнут развиваться процессы деформационного старения, хотя их влияние менее значительно [68].

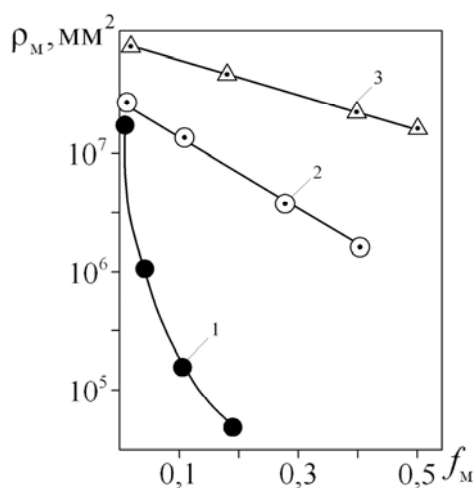


Рис. 4.15. Зависимость ρ_m от f_m углеродистых сталей с содержанием углерода (1 – 0,23; 2 – 0,6; 3 – 0,8 % С) после нагрева до 735 °С, выдержки до 10 мин, закалки в воду

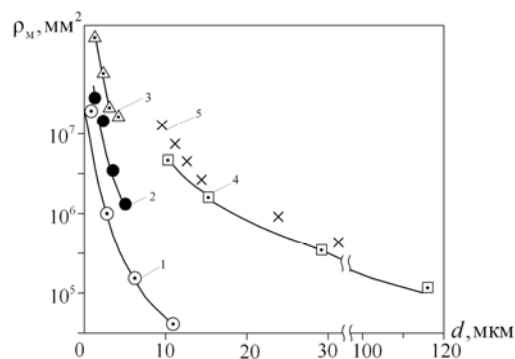


Рис. 4.16. Зависимость ρ_m

от размера зерна феррита углеродистых сталей с содержанием углерода (1 – 0,23; 2 – 0,6; 3 – 0,8 % C) после нагрева до 735 °C, выдержки до 10 мин, закалки в воду; 4 – 0,06 % C после патентирования, деформации 25...90 %, отжига 680 °C, 1 ч; 5 – 0,23 % C после закалки, отпуска 680 °C, деформации 17...80 %, отжига 680 °C, 1 ч

Таким образом, в углеродистой стали со структурами улучшения в результате замены узкой межфазной феррито-цементитной границы на участок определенной протяженности, обладающий градиентом твердости от примерно равной окружающему ферриту, до высоких значений вблизи карбида, за счет выполнения условий непрерывности распространения деформации, должен наблюдаться рост пластических свойств металла.

На основании анализа экспериментальных данных и поведения сталей с феррито-мартенситными и феррито-цементито-мартенситными структурами получено следующее:

- в низкоуглеродистых сталях с феррито-мартенситными структурами, снижение сопротивления малым пластическим деформациям обусловлено формированием дополнительной плотности подвижных дислокаций в приграничных с мартенситом объемах феррита;
- с увеличением объемной доли мартенсита выше определенного значения (называемого оптимальным) одновременно с измельчением зерна феррита происходит перекрытие обогащенных подвижными дислокациями зон феррита, что снижает их подвижность;
- уменьшение пластичности стали с феррито-мартенситными структурами связано со снижением количества подвижных дислокаций в области начальных этапов пластического течения (рост σ_0) и пониженной способностью металла к деформационному упрочнению в области однородного деформационного упрочнения (исчерпание резервов возможного повышения плотности дислокаций до максимально допустимых значений);
- на основе совместного анализа процессов деформационного упрочнения, развиваемых при пластической деформации углеродистых сталей с феррито-цементитными и феррито-мартенситными структурами, разработаны принципы формирования многокомпонентных структур;
- в углеродистой стали со структурами улучшения, в результате не полного растворения карбидных частиц в процессе нагрева и выдержки в межкритическом ($A_{C1} - A_{C3}$) интервале температур, аустенитные участки,

окружающие цементитные глобулы обладают градиентом концентрации атомов углерода от минимальных значений на границе с ферритом, до максимальных вблизи карбидной фазы. После охлаждения со скоростью выше критической, аустенит превращается в мартенситный участок, обладающий градиентом твердости;

– высокий комплекс свойств углеродистой стали с феррито-цементито-мартенситной структурой обусловлен снижением результирующей плотности подвижных дислокаций в области зарождения и распространения течения (низкие значения σ_0) и повышенной стабильностью течения в области однородного деформационного упрочнения (рост параметров деформационного упрочнения) от замены узкой межфазной феррито-цементитной границы на участок определенной протяженности. Переменная твердость мартенсита от минимальных (вблизи с ферритом) до максимальных (около границы с карбидом) способствует повышению пластичности металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1972. – 184 с.
2. Owen W. S. The development of high-strength steel for automobiles // Met. ital., 1977, – V. 69. – № 7–8, – P. 293–305.
3. Пат. 53 – 17969 Япония, МКИ 10 J183 (21Д1/178). Способ обработки стали: Пат. 53 – 17969 Япония, МКИ 10 J183 (21Д1/178) (Япония) – № 47. – 97652; Заявлено 30.09.72; Оpubл. 12.06.78, Изобр. за рубежом. 1979, – Вып. 63. – № 1.
4. Большаков В. И. Термомеханическая обработка строительных сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов. – Д., 1990. – 223 с.
5. Speich G. Demarest V., Miller R. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels // Met. Trans. – 1981. – v. 12A – P. 1419–1428.
6. Большаков В. И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. Издание 2-е, дополненное и переработанное. – Канада, Торонто: Базилиан Пресс, 1998. – 312 с.
7. Голованенко С. А., Фонштейн Н. М. Структура и свойства высокопрочных низколегированных двухфазных феррито-мартенситных сталей для холодной штамповки и высадки // Проблемы современной металлургии. – М.: Металлургия, 1983. – С. 139–147.
8. Получение двухфазных низколегированных сталей с повышенной пластичностью путем термической обработки / С. А. Голованенко, И. Ю. Коннова, А. М. Байков и др. // Сталь. – 1981. – № 9. – С. 65–70.
9. Голубев С. С. Исследование тонкой структуры малоуглеродистой стали после нормализации от температур межкритической области Ac1–Ac3 / С. С. Голубев, В. И. Ульшин, В. М. Адеев // Металлофизика. – 1975. – № 62. – С. 78–83.
10. Вакуленко И. А. О влиянии структурных параметров и скорости деформации на температуру хрупкости углеродистой стали / И. А. Вакуленко, Ю. Л. Надеждин, В. М. Емельянов // Физика и химия обработки материалов. – 1994. – № 2. – С. 151–155.
11. Вакуленко И. А. О влиянии размера зерна феррита и объемной доли аустенита на зависимость скорости распространения звуковых колебаний от твердости стали // Дефектоскопия – 1993. – № 7. – С. 32–36.

12. Штратман П. Механические свойства двухфазных и дисперсных структур никелевых сталей / П. Штратман, Э. Хорнбоген // Черные металлы, 1979. – № 12. – С. 35–40.
13. Irvin K. J., Gladman T., Pickering F. B. The strength of austenitic stainless steels // J. Iron steel Inst. – 1969. – V. 207. – part 7. – P. 1017–1028.
14. Большаков В. И. Термическое упрочнение и контролируемая прокатка строительных сталей. – К.: УМК ВО, 1991. – 435 с.
15. Dyson D. J., Holmes B. Effect of alloying additions on the lattice parameter of austenite // J. Iron steel Inst. – 1970. – V. 208. – part 5. – P. 469–474.
16. Hannerz N. E., Karinczy F. De. Kinetics of austenite grain growth in steel // J. Iron steel Inst. – 1970. – V. 208. – part 5. – P. 475–481.
17. On the strength and ductility of two – phase iron alloys / I. Tamwa, Y. Tomota, A. Akao and al // Trans. Iron and steel Inst. Jap. – 1973. – V. 13. – № 4. – P. 283–292.
18. Ostrem P. Deformation models for two-phase materials // Met. Trans. – 1981. – V. 12A. – № 2. – P. 355–357.
19. Sakaki T., Sugimoto K., Fukuzato T. Role of internal stress for the initial yielding of dual-phase steels // Strength Metals and Alloys. Proc. 6th Int. Conf., Melbourne (ICSMA6). – 1982. – V. 1. – P. 455–460.
20. Davies R. G. The deformation behavior of a vanadium – strengthened dual phase steels. // Met. Trans. – 1978. – V. 9A. – № 1. – P. 41–52.
21. Lei T. C., Yang D. Z., Shen H. P. Thermomechanical treatment of dual – phase low carbon steels // Strength metals and alloys. Proc. 6th Int. Conf, Melbourne (ICSMA6). – 1982. – V. 1. – P. 1245–1250.
22. Margnes F. D. S., Thadhani N. N. Athermal, stress and strain induced transformation strengthening in multiphase stainless steels. – Strength metals and Alloys. Proc. 6th Int. Conf., Melbourne (ICSMA6). – 1982. – V. 1. – P. 205–210.
23. Вакуленко И. А. Использование закалки стали из двухфазной области для получения высокопрочного тонколистового проката / И. А. Вакуленко, А. М. Нестеренко, В. И. Сухомлин // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1981. – № 2. – С. 23–24.
24. Большаков В. И. Упрочнение строительных сталей. – Д.: Січ, 1993. – 333 с.
25. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М.: Наука. – 1977. – 236 с.
26. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. – М.: Металлургия. – 1982. – 128 с.
27. Голованенко С. А. Двухфазные низколегированные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. – М.: Металлургия, 1986. – 207 с.
28. Koo Y., Radhavan M., Thomas G. Compositional analysis of dual-steels by transmission electron microscopy // Met. Trans. – 1980. – V. 11A. – P. 351–355.
29. Kim Y., Morris Y. The composition of precipitated austenite in 5,5 % Ni steels // Met. Trans. – 1981. – V. 12A. – № 11. – P. 1957–1963.
30. Большаков В. И. Термическая и термомеханическая обработка сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов, В. К. Флоров. – Д.: Січ, 1994. – 232 с.
31. Gladman T., Pickering F. B. Observation on the internal friction effects in martensite // J. Iron Steel Inst. – 1966. – V. 204. – part 2. – P. 112–118.
32. Фонштейн Н. М. Влияние исходной структуры на структуру и свойства холоднокатаной стали, закаленной из $\alpha + \gamma$ – области / Н. М. Фонштейн, М. Л. Дробинская, Л. М. Булгакова и др. // Сталь. – 1985. – № 2. – С. 73–76.

33. Тылкин М. А. Структура и свойства строительной стали / М. А. Тылкин, В. И. Большаков, П. Д. Одесский. – М.: Металлургия, 1983. – 287 с.
34. Kurdjumov G. V. Martensite crystal lattice, mechanism of austenite – martensite transformation and behavior of carbon atoms in martensite // Met. Trans. – 1976. – V7A. – № 7. – p. 999. – 1011.
35. Большаков В. И., Сухомлин Т. Д., Н. Э. Погребная Атлас структур металлов и сплавов: Учебное пособие. – Д.: Gaudeamus, 2001. – 113 с.
36. Большаков В. И. Повышение качества строительных сталей методами субструктурного упрочнения // Металл и технический прогресс. – М.: Металлургия, 1987. – С. 167–168.
37. Бабич В. К. Влияние размера зерна феррита на свойства конструкционных нелегированных сталей / В. К. Бабич, И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов и др. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1984. – № 5. – С. 120–123.
38. Mogford J. L., Hull D. Effect of temperature and neutron irradiation on yeild and work hardening in iron // J. Iron Steel Inst. – 1963. – vol. 201. – part. 1. – P. 55–60.
39. Bergstrom I., Roberts W. A relationship for the elongation to necking of mild steel tensile specimens // Scripta met. – 1971. – V. 5. – № 6. – P. 459–462.
40. Bergstrom J., Aronsson BV. Effects of changes in temperature and strain rate on the double-n «behavior of alpha-iron» // Met. Trans. – 1970. – V.1. – № 4. – P. 1029–1030.
41. Кривуша Л. С, Большаков В. И. Кристаллография, кристалло-химия и минералогия. Учебное пособие. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 231 с.
42. Marder A. R. The effect of heat treatment on the properties and structure of Mo and V dual phase steels // Met. Trans. – 1981. – V12A. – P. 1569–1578.
43. Balliger V., Gladman T. Work - hardening of dual – phase steels // Met. Sci. – 1981. – V15. – P. 95–108.
44. Большаков В. И. Металловедение и сварка строительных сталей / В. И. Большаков, А. Н. Лукьянскова и др. – К.: Вища школа, 1989. – 224 с.
45. Prnka T., Beitrag zur theorie der streckgrenze ousscheilungs verfestigter niedriglegierter stahle // Arch. Eisenhiittenw. – 1971. – V. 42. – № 12. – S. 919–925.
46. Бабич В. К. Влияние размера зерна феррита и содержания углерода на свойства конструкционной стали / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко // Термическая обработка металлов. – М.: Металлургия. – 1980. – № 9. – С. 91–92.
47. Вакуленко И. А. О связи интенсивности импульсов акустической эмиссии с параметрами деформационного упрочнения углеродистой стали // Дефектоскопия. – 1992. – № 12. – С. 49–52.
48. Вакуленко И. А., Надеждин Ю. Л. О связи интенсивности импульсов акустической эмиссии с параметрами деформационного упрочнения углеродистой стали // Дефектоскопия. – 1992. – № 12. – С. 49–52.
49. Embury J. D., Fisher R. M. The structure and properties of drawn pearlite // Acta Met. – 1966. – V. 14. – № 2. – P. 147–159.
50. Курдюмов Г. В. Явления закалки и отпуска стали. – М.: Металлургиздат. – 1960. – 64 с.
51. Большаков В. И. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности / В. И. Большаков, К. Ф. Стародубов, М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
52. Большаков В. И. Прочность и пластичность металлов / В. И. Большаков, Н. Э. Погребная. – Д., 1986. – 160 с.
53. Wada T., Doan T. The effect of intercritical heat treatment an temper embrittlement // Met. Trans. – 1974. – V.5. – P. 231–239.

54. Гусева С. С. Непрерывная термическая обработка автолистовой стали / С. С. Гусева, В. Д. Гуренко, Ю. Д. Зварковский. – М.: Металлургия. – 1979. – 224 с.
55. Anand L., Gurland J. Effect of internal boundaries on the yield strength of spheroidized steels // Met. Trans. – 1976. – vol. 7A – № 2. – P. 191–197.
56. Вакуленко И. А. Влияние структурных параметров мартенсита на прочность закаленной из ($\alpha + \gamma$) области малоуглеродистой стали / И. А. Вакуленко, Г. В. Левченко // Металознавство та термічна обробка металів. – 2000. – № 3. – С. 57–61.
57. Бабич В. К. Влияние температуры отпуска на свойства низкоуглеродистой стали с феррито-мартенситной структурой / В. К. Бабич, И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1986. – № 1. – С. 35–36.
58. Некоторые закономерности деформационного упрочнения поликристаллических молибденовых сплавов / И. Д. Горная, В. Ф. Моисеев, Э. П. Печковский и др. // Проблемы прочности. – 1981. – № 5. – С. 77–82.
59. Бабич В. К. Влияние частиц цементита на собирательную рекристаллизацию углеродистых сталей / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко // Изв. АН СССР. Металлы. – 1985. – № 6. – С. 96–99.
60. Вакуленко И. А. Свойства углеродистой стали с многофазной структурой / В. К. Бабич, В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко // МитОМ. – 1989. – № 7. – С. 19–21.
61. Влияние объемной доли аустенита при нагреве на свойства закаленной углеродистой стали / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1989. – № 3. – С. 36–37.
62. Способ обработки проката из углеродистых и низколегированных сталей: А.с. 1588782 СССР, МКИ С21Д8/00 / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич (СССР). – №4322335/27–02; Заявлено 02.11.87; Оpubл. 30.08.90, Бюл. № 32. – 3 с.
63. Способ термической обработки проката: А.с. 1421781 СССР, МКИ С21Д8/00 / В. А. Пирогов, В. Ф. Марцинив, И. А. Вакуленко (СССР). – №4204160/23–02; Заявлено 12.12.86; Оpubл. 07.09.88, Бюл. № 33. – 4 с.
64. Пат. 2031963 РФ, МКИ С21Д1/02, 1/78. Способ изготовления проката из углеродистых и легированных сталей с двухфазной структурой в виде мелкозернистого феррита и мелкодисперсного перлита: Пат. 2031963 РФ, МКИ С21Д1/02, 1/78. / В. А. Пирогов, И. А. Вакуленко (Украина). – №5007342/02; Заявлено 15.01.92; Оpubл. 27.03.95, Бюл. № 9. – 3 с.
65. Вакуленко И. А. Пластическое течение конструкционной углеродистой стали со сверхмелким зерном феррита / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, А. Г. Лисняк и др. // Повышение свойств и эксплуатационной надежности термически обработанного проката. – М.: Металлургия, 1988. – С. 47–50.
66. Савицкий И. А. О влиянии деформации на ширину рентгеновских линий безуглеродистого мартенсита / И. А. Савицкий, Ю. А. Скаков // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1972. № 1. – С. 124–126.
67. Narashimha Roo D., Thomas G. Structure property relations and the design of Fe-4Cr-C base structural steels // Met. Trans. – 1980. – V11A. – p. 441–457.
68. Breyer N. N. The yield – point phenomenon in strain - aged martensite. // Trans. Metallurg. Soc. AIME. – 1966. – V.236. – № 8. – P. 1198–1202.
69. Лазько В. Г. Сопротивление деформации и разрушению сталей, обработанных из межкритического интервала / В. Г. Лазько, Б. М. Овчинников // Изв. АН СССР. Металлы. – 1981. – № 1. – С. 136–143.

Глава 5

ТЕОРИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ В РАЗРАБОТКЕ СПОСОБОВ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОКАТА С ПОВЫШЕННЫМИ ПРОЧНОСТНЫМИ СВОЙСТВАМИ

5.1. Влияние доли термически упрочненного слоя на прочностные свойства низкоуглеродистого проката

Использование термической и термомеханической обработок с целью достижения повышенных прочностных характеристик сопровождается формированием определенной структурной неоднородности по сечению проката [1]. В первом приближении структура меняется непрерывно от поверхности изделия по мере продвижения в глубь металла, претерпевая значительные качественные и количественные изменения. Для более удобного описания сечение проката подразделяют на определенное количество зон с характерными признаками, присущими тому или иному структурному состоянию. Так, за поверхностью с мартенситоподобным строением следует переходная зона, представляющая смесь структур, сформированных по промежуточному механизму с разной степенью отпуска. В изделиях круглого сечения центральные объемы могут представлять структуру, подобную горячекатаному состоянию.

С изменением степени упрочнения протяженность отдельных зон с разным соотношением структурных составляющих изменяется, при этом неизбежно меняются как свойства самих зон, так и любая характеристика (например, твердость), усредненная по сечению. На основании этого представляют несомненный интерес исследования влияния протяженности термоупрочненного слоя на достигаемый комплекс свойств проката из углеродистой стали при термическом и термомеханическом упрочнении.

Известно, что изменение содержания углерода и других легирующих элементов в пределах марочного состава и неравномерность поддержания условий охлаждения, могут привести к формированию комплекса свойств, выходящего за рамки значений, приведенных в нормативно технической документации на определенный вид изделий [1]. В этом случае своевременное уточнение режима охлаждения с учетом конкретного состава стали позволит достигнуть более равномерного уровня свойств по партии металла и даст возможность более точно дифференцировать произведенный прокат по уровням прочности.

По сравнению с горячекатаным состоянием снижение температуры конца ускоренного охлаждения до 750...780 °С приводит к достижению временного сопротивления разрыву $\sigma_B = 420...450 \text{ Н/мм}^2$. Как следует из микроструктурных исследований, указанный уровень свойств обеспечивается формированием мелкозернистой феррито-перлитной структуры [1]. Последующее снижение температуры до 650...600 °С способствует возрастанию прочност-

ных характеристик, при этом микроструктурные исследования указывают на качественные изменения структурного состояния стали. Действительно, по сравнению с высокой температурой конца охлаждения ($750...780\text{ }^{\circ}\text{C}$), которой соответствует феррито-перлитная структура, ее дальнейшее снижение приводит к образованию уже более значительной структурной неоднородности.

Поверхностные слои металла представляют отпускаемый мартенсит, во многом подобный получаемому в результате закалки с отдельного нагрева (рис. 5.1). По границам сформированных реек мартенсита наблюдаются выделения мелкодисперсных частиц цементита, которые вместе с обнаруженными образованиями по внешним признакам, подобным дислокационным ячейкам (рис. 5.1, в), указывают на полигонизационные процессы, идущие при самоотпуске металла. Сравнительный анализ с результатами работ [1-3] показывает, что сформированный реечный мартенсит в поверхностных объемах образцов в результате ускоренного охлаждения подвергался отпуску при температурах до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Осевые объемы стержневого проката после указанного упрочнения представляют феррито-перлитную смесь. Мелкодисперсные перлитные участки с межпластиночным расстоянием порядка $0,1...0,15\text{ }\mu\text{м}$ соседствуют с ферритными структурно-свободными участками, обладающими собственной дислокационной субструктурой с размерами субзерен порядка $3,0...3,5\text{ }\mu\text{м}$ (рис. 5.1, г).

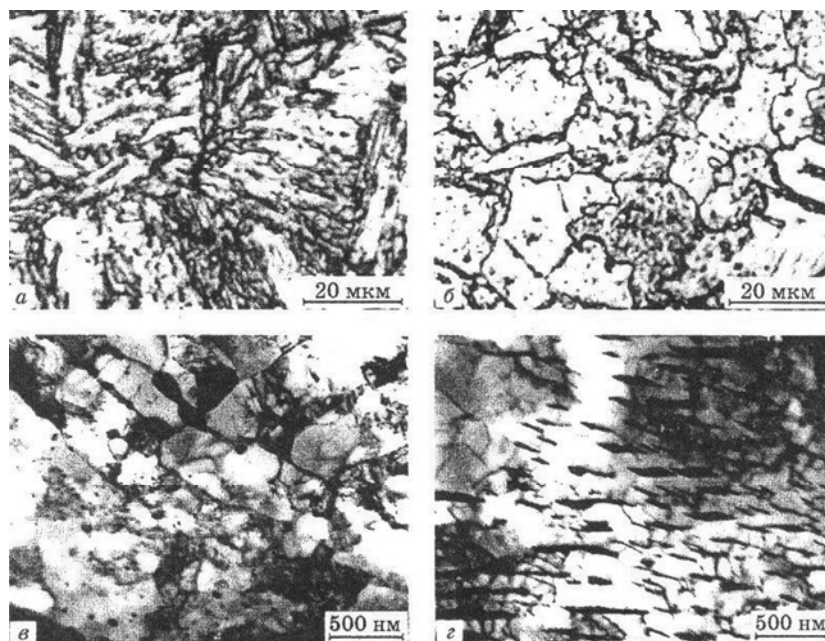


Рис.5.1. Структура поверхностных (а, в) и внутренних объемов (б, г) стержневого проката стали с 0,22 % С после ускоренного охлаждения до температуры $600\text{ }^{\circ}\text{C}$

Увеличение интенсивности охлаждения затрудняет образование в структуре стали относительно крупных частиц цементита. Вместе с этим на дислокациях и в отдельных мартенситных кристаллах избежать полного выделения мелкодисперсных карбидных частиц невозможно. Это свидетельствует о раз-

витии процессов самоотпуска, хотя и менее значительных, чем при повышенных температурах конца ускоренного охлаждения.

Анализ значений микротвердости HV (рис. 5.2) показал, что, начиная от поверхности, величина ее снижается, причем характер этого изменения меняется в зависимости от содержания углерода в стали и степени упрочнения [4]. Так, по мере повышения усредненных по сечению прочностных характеристик стержневого проката пропорционально повышается не только микротвердость поверхностного упрочненного слоя, но и его протяженность. Причем если в прокате, упрочненном на относительно низкие уровни, наблюдается довольно резкий переход от спадающей ветви зависимости $HV - h$, термоупрочненного слоя до уровня горячекатаного состояния (рис. 5.2), то для более высоких значений упрочнения картина несколько иная [4]. В этом случае кривая указанной зависимости значительно более пологая с градиентом снижения HV по сечению проката, уменьшающимся по мере роста степени упрочнения металла, и определить положение границы, разделяющей упрочненный слой и горячекатаный металл, труднее.

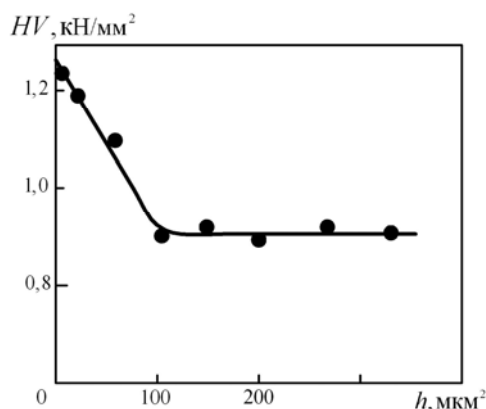


Рис. 5.2. Изменение микротвердости феррита в стали в зависимости от расстояния (h) от поверхности проката

Полученные данные подтверждаются оценкой зависимости прочностных свойств по объемной доле превращенного аустенита в фазу, обладающую ферромагнитными свойствами [5; 6].

Для разных режимов ускоренного охлаждения (количество охлаждающих устройств, давление в них) прирост концентрации атомов углерода в стали сопровождается увеличением прочностных характеристик, пропорционально им возрастает объемная доля металла, обладающего ферромагнитными свойствами (f_M ; рис. 5.3).

Для анализа возможности прогнозирования величины σ_θ от f_M рассмотрим характер их взаимосвязи. Прирост концентрации атомов углерода в стали (рис. 5.3) сопровождается снижением прироста скорости изменения σ_θ от f_M ($d\sigma_\theta/df_M$). Для исследуемых сталей соотношение $d\sigma_\theta/df_M$ от содержания углерода (рис. 5.4, а) описывается зависимостью:

$$d\sigma_B / df_M \approx 1/C, \quad (5.1)$$

где C – концентрация углерода в стали, %.

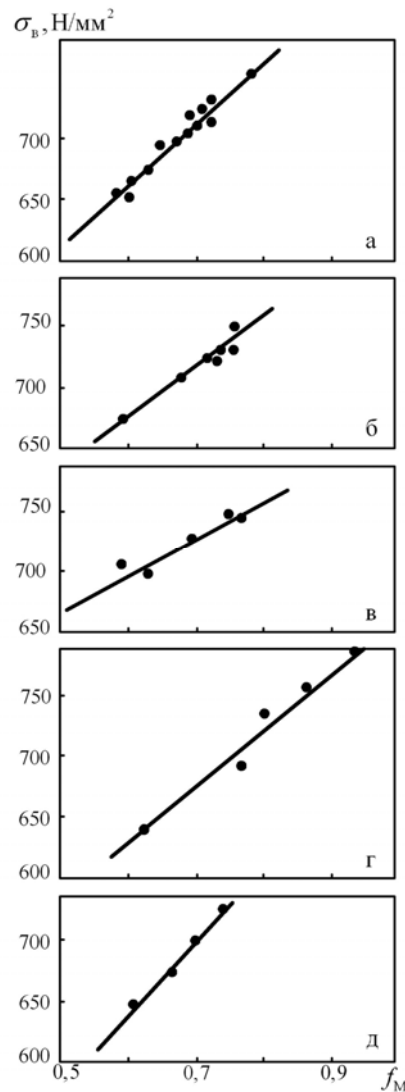


Рис. 5.3. Изменение σ_B проката от f_M при содедержании углерода в стали 0,19 (а); 0,21 (б); 0,22 (в); 0,20 (г) и 0,17 (д).

Как следует из анализа приведенных соотношений, уровень прочностных характеристик, который достигается в прокате в результате ускоренного охлаждения, можно оценить по зависимости

$$\sigma_B = \sigma_B^0 + \left| \frac{d\sigma_B}{df_M} \right| \cdot f_M, \quad (5.2)$$

где σ_B^0 – некоторое значение прочности стали, когда $f_M \rightarrow 0$.

Ввиду пропорционального возрастания σ_B от C [1] величина σ_B^0 также должна зависеть от содержания углерода. Действительно, если определить σ_B^0

как величину, отсекаемую на оси ординат (см. рис. 5.3) при экстраполяции зависимостей $\sigma_B^0 - f_M$ на нулевое значение f_M , то получим возрастание σ_B^0 с увеличением C (рис. 5.4, б).

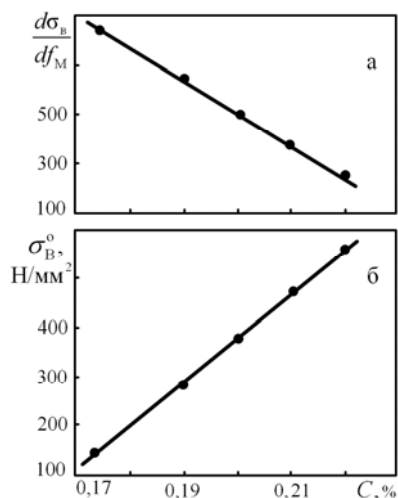


Рис. 5.4. Зависимости отношения $d\sigma_B / df_M$ (а) и величины σ_B^0 (б) от содержания углерода в стали

После подстановки экспериментальных значений f_M для других сталей с примерно одинаковым содержанием легирующих элементов в зависимость (5.2) с учетом значений $d\sigma_B / df_M$ и σ_B^0 были рассчитаны соответствующие величины σ_B , полученные расчетом и в процессе механических испытаний, показал довольно хорошее их совпадение, различие не превысило 12 %.

Приведенные результаты можно рассматривать как дополнительное свидетельство правомочности использования магнитометрического метода оценки объемной доли упрочненного металла при ускоренном охлаждении проката в линии прокатных станов. Метод позволит достаточно оперативно уточнять режимы охлаждения при изменении химического состава в пределах марочного.

Для низкоуглеродистых сталей, подвергаемых термомеханическому упрочнению в линии прокатных сортовых станов, достигаемый уровень прочностных свойств пропорционален количеству фазы, обладающей ферромагнитными свойствами.

Полученное корреляционное соотношение позволяет оценить влияние содержания углерода в стали на прочностные свойства после термоупрочнения через градиент временного сопротивления объемной доли магнитной фазы.

5.2. Технология производства арматурной проволоки повышенной прочности для армирования железобетонных конструкций

Арматурную проволоку, предназначенную для изготовления ненапрягаемых железобетонных конструкций, получают холодным волочением катанки из рядовых низкоуглеродистых сталей в горячекатаном либо ускоренноохла-

жденном до температур 780...720 °С состояниях. Использование катанки, подвергнутой термическому упрочнению, позволяет повысить прочностные свойства арматурной проволоки. Замена арматурной проволоки на проволоку с повышенным уровнем прочности, при сохранении несущей способности конструкции, дает возможность снизить расходный коэффициент металла.

На основании проведенных исследований было установлено, что необходимое структурное состояние и комплекс свойств, обеспечивающий деформируемость катанки, может быть достигнут при ускоренном охлаждении с прокатного нагрева сталей, содержащих от 0,1 до 0,35 % С. Выбрав в качестве объекта исследования стали Ст3кп и Ст5пс было установлено что требуемый уровень свойств катанки может быть получен при снижении температуры конца ускоренного охлаждения с 720...780 °С до 500...600 °С.

Для установления температурного интервала, обеспечивающего повышение прочностных свойств, при достаточной для холодного волочения пластичности, катанку диаметром 6,5 мм из Ст3кп подвергали охлаждению до температур 720...770 °С, 650...670 °С и 550...570 °С. Режимы обработки и свойства катанки приведены в табл. 5.1. Как следует из анализа полученных экспериментальных данных, снижение температуры с 720...770 до 650...670 °С сопровождается ростом прочностных свойств и снижением относительного удлинения, в то время как относительное сужение (ψ) растет. Дальнейшее снижение температуры конца ускоренного охлаждения приводит к упрочнению, при сохранении практически неизменной величине ψ .

Таблица 5.1

**Зависимость свойств катанки из стали Ст3кп (0,14 % С)
от режима охлаждения**

Обработка, режим	Механические свойства			
	σ_B , Н/мм ²	δ_p , %	$\delta_{общ}$, %	ψ , %
Ускоренное охлаждение 720...770 °С	416	13,9	22,0	65,7
650...670 °С	516	9,7	14,5	68,4
550...570 °С	658	5,4	9,6	67,7
Патентирование	490	13,8	19,3	74,2

На основании полученных результатов можно полагать, что снижение температуры конца охлаждения позволяет в довольно широком диапазоне менять уровень прочностных свойств катанки. Вместе с этим, получаем прогрессирующее снижение относительного удлинения. Характер изменения свойств, приведенный в табл. 5.1. обусловлен особенностями процессов структурообразования при ускоренном охлаждении катанки. Как следует из анализа структуры катанки, после охлаждения до температур 650...670 °С, можно выделить несколько зон, обладающих качественно различными

структурными характеристиками. Так, в поверхностном слое толщиной 0,6...0,7 мм формируется структура, представляющая собой участки отпускаемого мартенсита (рис. 5.5, *а*). В переходной зоне (рис. 5.5, *б*) наряду с мартенситными иглами, наблюдаются объемы металла с мелкодисперсными выделениями цементита. Микроструктура осевых объемов катанки представляет собой неравноосные зерна феррита с мелкодисперсными частицами карбидной фазы (рис. 5.5, *в*). Столь значительная структурная неоднородность в катанке является одной, если не основной, причиной снижения пластичности с ростом прочностных свойств. Действительно, каждая зона металла, обладая определенным комплексом свойств, в процессе пластического деформирования будет по-разному упрочняться, что в итоге приведет к снижению пластических характеристик. В этом случае сталь после ускоренного охлаждения может рассматриваться как своеобразный композиционный материал, прочность которого определяется соотношением объемных долей различных структур, с разным уровнем прочностных характеристик. Помимо морфологических особенностей структурных составляющих, снижение температуры конца ускоренного охлаждения приводит к росту количества дефектов кристаллического строения.

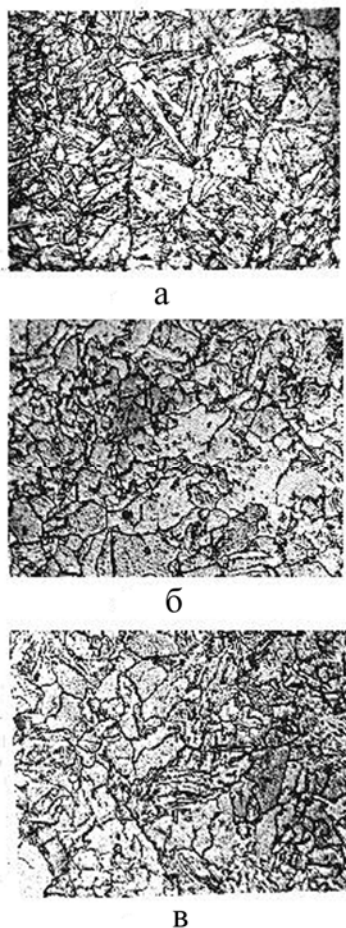


Рис. 5.5. Микроструктура стали Ст3кп после ускоренного охлаждения до 650...670 °С в поверхностном (*а*), переходном (*б*) и центральном (*в*) объемах катанки х800

Так, в стали СтЗкп снижение температуры от 720...770 до 650 °С привело к росту ширины линии рентгеновской интерференции (211) от 10^{-2} до $1,12 \cdot 10^{-2}$ рад. Кроме этого, как показали электронно-микроскопические исследования, в значительной степени изменяется дислокационная структура феррита. По сравнению с закаленной сталью на мартенсит, когда дислокации распределяются практически равномерно, в феррите стали после ускоренного охлаждения дислокации образуют сетки и субграницы, скапливаются у границ зерен, вблизи частиц цементита (см. рис. 3.7). Обнаруженная более низкая плотность дислокаций в термоупрочненном слое, по сравнению с закалкой на мартенсит, явилась свидетельством совместного влияния развития аннигиляционных процессов при нахождении металла при повышенных температурах и фазового наклепа, при превращении аустенита и отпуска мартенсита. С увеличением содержания углерода, структура и свойства ускоренно охлажденной катанки меняются. По сравнению с катанкой с 0,14 % С повышение содержания углерода до 0,22 % приводит к формированию более однородной структуры, хотя по сечению она также может быть разделена на три области. Поверхностный слой, как и в стали с 0,14 % С, представляет собой отпущенный мартенсит (рис. 5.6, а, з). Переходная область – такие же неравноосные зерна феррита, единственное отличие – это более крупные зерна в стали с пониженным содержанием углерода. Внутренние области катанки состоят, в обоих случаях, из неравноосных зерен феррита с мелкодисперсными частицами цементита (рис. 5.6, в, е). На основании проведенных исследований можно полагать, что колебания химического состава в пределах марочного, для СтЗкп после охлаждения до температур порядка 550 °С, не приводят к качественным структурным изменениям, меняется и то незначительно дисперсность структурных составляющих.

Наблюдаемые качественные изменения структурных составляющих при ускоренном охлаждении, по сравнению с горячекатаным металлом, неизбежно отображаются на уровне свойств. В стали с 0,14 % С после горячей прокатки $\sigma_B = 389 \text{ Н/мм}^2$, $\delta = 31,7 \%$, $\psi = 70 \%$, а в стали с 0,22 % С, соответственно, 458 Н/мм^2 , 28 и 68 %. Подвергая металл ускоренному охлаждению, прочностные характеристики повышаются в среднем на 300 Н/мм^2 , ψ остается неизменной величиной, а относительное удлинение снижается примерно в 2 раза. При температуре конца ускоренного охлаждения 550 °С увеличение содержания углерода с 0,14 % до 0,22 % приводит к росту σ_B от 673 до 736 Н/мм^2 .

Исследования, проведенные на стали Ст5пс, с более высоким содержанием углерода, позволили изучить формирование структуры и достигаемый комплекс свойств при ускоренном охлаждении. Как следует из микроструктурных исследований, повышение содержания углерода, в пределах марочного состава находит отражение на строении трех зон поперечного сечения катанки (рис. 5.7). Наблюдаемое существенное диспергирование мартенсит-

ных участков в приповерхностных объемах катанки (рис. 5.7, а, з), сменяется качественными изменениями переходной зоны. Если в стали Ст3кп переходная зона – это неравноосные зерна феррита, то в стали Ст5кп появляется значительное количество тростито-сорбитных участков, объемная доля которых пропорциональна содержанию углерода. Учитывая, что центральные слои катанки превращаются в условиях близких к изотермическим, в стали Ст5пс указанные объемы металла обладают структурой подобной квазиэвтектоиду с выделениями избыточного феррита (рис. 5.7, в, е).

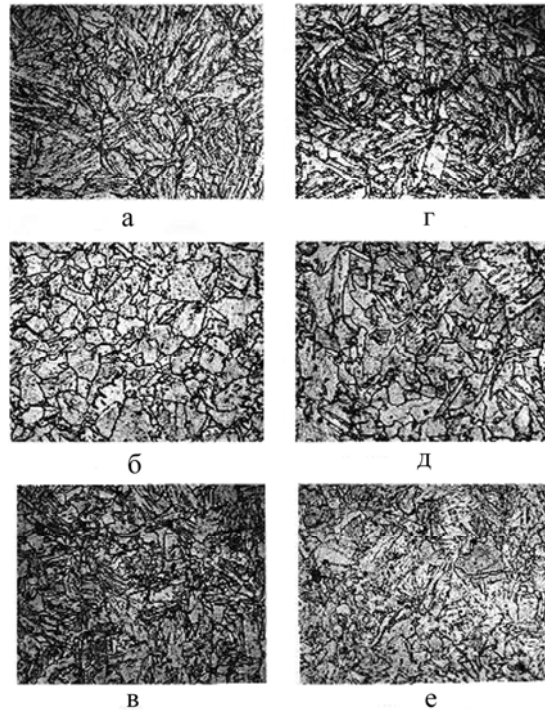


Рис. 5.6. Микроструктура стали Ст3кп (а–в – 0,14 %, г–е – 0,22 % С) после ускоренного охлаждения до 550 °С в поверхностных (а, г), переходных (б, д) и центральных (в, е) слоях катанки. х800

Как и в случае стали Ст3кп, для стали Ст5пс использование ускоренного охлаждения до 600 °С, по сравнению с горячекатаным состоянием, привело к росту прочностных свойств с 550 до 800...840 Н/мм² и относительного сужения с 57 до 65 %, снижению относительного удлинения с 24 до 16 %. Наблюдаемое уменьшение δ и рост ψ , в результате ускоренного охлаждения, обусловлены увеличением доли псевдоэвтектоида в структуре металла. Уменьшение межпластиночного расстояния в перлите повышает упрочняемость стали, что способствует увеличению относительного сужения. Изменение содержания углерода, в пределах марочного состава стали Ст5пс при охлаждении металла до 600 °С, не приводит к существенному влиянию на уровень свойств. На основании проведенных исследований можно полагать, что после ускоренного охлаждения катанка из сталей Ст3кп и Ст5пс, несмотря на повышенные прочностные характеристики, обладает достаточным запасом пластических свойств для переработки ее в арматурную проволоку.

Для исследования стабильности процесса ускоренного охлаждения и анализа равномерности свойств были выпущены опытные партии глубокоохлажденной катанки.

Прокатка осуществлялась со скоростью и обжатиями, изложенными в технологической инструкции комбината «Криворожсталь». Температура охлаждения составляла для Ст3кп 570 и 630 °С, для стали Ст5пс – 630 °С. Исследование микроструктуры показало значительное подобие со структурами (см. рис. 5.5, 5.6) как по партии, объемом 43т, Ст5пс и 20т из Ст3кп, так и по длине бунта. Результаты анализа комплекса свойств опытной партии катанки после охлаждения до 630 °С показали довольно высокую равномерность по длине бунта (табл. 5.2).

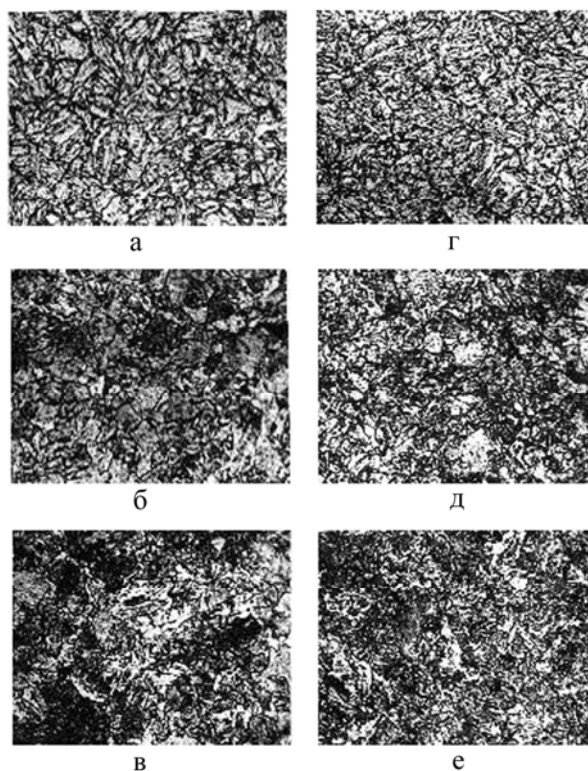


Рис. 5.7. Микроструктура стали Ст5пс
(*а–в* – 0,28 % С, *г–е* – 0,40 % С), ускоренноохлажденной до 600 °С,
в поверхностных (*а, г*), переходных (*б, д*) и центральных (*в, е*) слоях катанки. $\times 800$

Средние значения свойств по партии термически упрочненной катанки из сталей Ст3кп и Ст5пс незначительно отличаются от полученных при анализе свойств по длине бунта (табл. 5.2, 5.3).

Из анализа полученных экспериментальных данных следует, что колебания содержания углерода в пределах марочного при охлаждении катанки из стали Ст3кп, охлажденной до 550 °С и из стали Ст5пс до 600 °С, слабо влияют на равномерность свойств.

Величины среднеквадратических отклонений и коэффициентов вариации, хотя и отличаются друг от друга при различном содержании углерода в стали, однако указанные изменения все же не столь значительны, чтобы можно

было говорить о закономерности влияния химического состава на уровень свойств. Скорее всего они показывают, что выбранный режим охлаждения и характеристики охлаждающих устройств позволяют снизить влияние изменений химического состава стали в пределах марочного.

Таблица 5.2

**Механические свойства ускоренно-охлажденной катанки СтЗкп
по длине бунта**

Температура, °С	Свойства	Параметры распределения				
		Среднее значение	$\frac{\min}{\max}$	Среднеквадратичное отклонение	Коэффициент вариации	Закон распределения
550...570	σ_B , Н/мм ²	637	$\frac{600}{670}$	20,6	0,032	норм.
	$\delta_{\text{общ}}$, %	16,3	$\frac{10,5}{21,5}$	2,02	0,123	
	ψ , %	69,5	$\frac{62}{76}$	3,62	0,052	
600...630	σ_B , Н/мм ²	589	$\frac{590}{630}$	21,5	0,036	
	$\delta_{\text{общ}}$, %	19,1	$\frac{12,5}{23}$	1,76	0,092	
	ψ , %	73	$\frac{67}{25}$	2,06	0,028	

Сравнительный анализ прочностных характеристик термоупрочненной катанки из стали СтЗкп показывает, что разница для сталей с содержанием углерода на нижнем и верхнем пределах марочного состава примерно равна 60 Н/мм², т. е. довольно близка к наблюдаемой для горячекатаного состояния. В стали Ст5пс, охлажденной до температуры 600°С, характер изменения свойств аналогичен. Пластические характеристики, на изменение химического состава в пределах марочного, реагируют еще слабее. Относительное удлинение в сталях СтЗкп и Ст5пс, после ускоренного охлаждения, находится на уровне 15...17 %, а относительное сужение составляет значения 65...70 %.

Все свойства по длине бунта, ускоренно охлажденных сталей, достаточно равномерны и мало меняются по партии металла.

На основании этого, можно полагать, что ускоренное охлаждение приводит к повышению прочностных свойств, при сохранении пластических на достаточно высоком уровне, а выбранные технологические параметры процесса позволяют достигнуть необходимого уровня свойств при колебаниях химического состава в пределах марочного.

Таблица 5.3

**Механические свойства ускоренно-охлажденной катанки Ст5пс
по длине бунта**

Темпера- тура, °С	Свойства	Параметры распределения				
		Среднее значение	$\frac{\min}{\max}$	Среднеквадратич- ное отклонение	Коэффици- ент вариации	Закон рас- пределения
600...630	σ_B , Н/мм ²	736	$\frac{690}{770}$	24,5	0,03	норм.
	$\delta_{\text{общ}}$, %	13,7	$\frac{11,0}{17,0}$	1,39	0,1	
	ψ , %	67,3	$\frac{60}{73}$	3,3	0,05	

Для выяснения возможности переработки термически упрочненной катанки в арматурную проволоку, исследовали способность ее к холодному волочению. Результаты деформируемости стали СтЗкп, в зависимости от температуры конца ускоренного охлаждения, приведены на рис. 5.8. Разница в прочностных свойствах, наблюдаемая в исходном состоянии, определяемая температурой конца ускоренного охлаждения, сохраняется и после холодной пластической деформации волочением. Несколько по иному изменяется относительное сужение при волочении стали СтЗкп, охлажденной до различных температур. После ускоренного охлаждения до 720 °С, относительное сужение в результате деформации непрерывно снижается и после степени деформации порядка 80 %, уменьшается почти в 2 раза, по сравнению с недеформированным состоянием (рис. 5.8). Указанная характеристика катанки после охлаждения до более низких температур так же снижается, однако наблюдаемое снижение значительно меньше. Так, после деформации волочением до 80 %, величина ψ составляет значения 47...49 %, а в исходном, недеформированном состоянии 67...68 %. Начало резкого снижения относительного сужения глубоко охлажденной катанки соответствует деформации примерно 90...95 %, после которой практически полностью отсутствуют различия в уровне значений ψ после охлаждения 720 и 550...600 °С. При этом средние значения деформации за проход при волочении катанки из стали СтЗкп, охлажденной до различных температур, были практически одинаковы и составляли для 720 °С – 39,5 %, 600 °С – 550 °С ~ 41,2...41,6 %. В целом эксперименты по изучению деформируемости стали СтЗкп после ускоренного охлаждения до температур 550...600 °С показали, что указанная сталь обладает достаточной технологической пластичностью для производства холоднотянутой проволоки с обжатиями до 80 %, при изменении состава в пределах марочного (рис. 5.9).

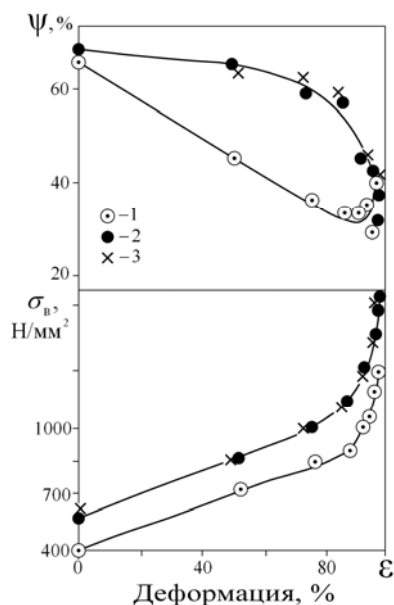


Рис. 5.8. Изменение механических свойств катанки из стали Ст3кп, ускоренно-охлажденной с прокатного нагрева до: 1 – 720...770; 2 – 600; 3 – 550 °С в зависимости от деформации при волочении

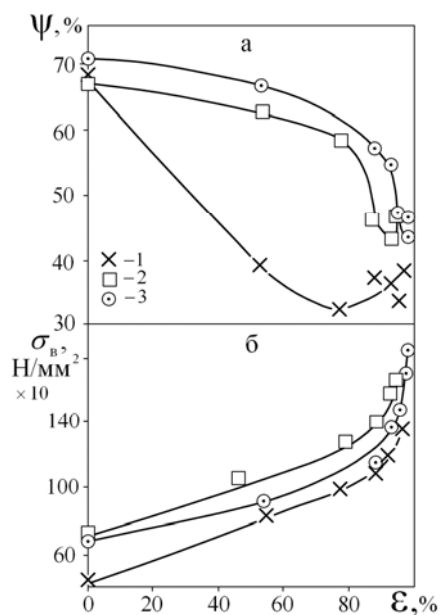


Рис. 5.9. Изменение относительного сужения (а) и прочности (б) катанки из стали Ст3кп (1, 2 – 0,22 % С; 3 – 0,14 % С) в зависимости от деформации при волочении (горячекатаное состояние (1) и после ускоренного охлаждения до 550 °С (2, 3))

С повышением содержания углерода растут прочностные свойства холоднотянутой проволоки и несколько снижается ее пластичность (рис. 5.10). Причина различного изменения относительного сужения при волочении стали обусловлена структурным состоянием металла. При охлаждении стали до температур 600 °С, на поверхности катанки формируется структура отпущенного мартенсита, а в сердцевине – близкая к патентированному состоя-

нию. Учитывая, что при пластическом деформировании объемы металла с отпущенным мартенситом (при указанных температурах отпуска) ведут себя подобно металлу после патентирования [6], выполнение условий однородности распределения деформации по сечению катанки приводит к достижению малого снижения ψ . Как следует из анализа экспериментальных данных, более высокие значения относительного сужения сталей после охлаждения до 550...600 °С, по сравнению с горячекатаным состоянием, свидетельствуют о большем запасе пластичности.

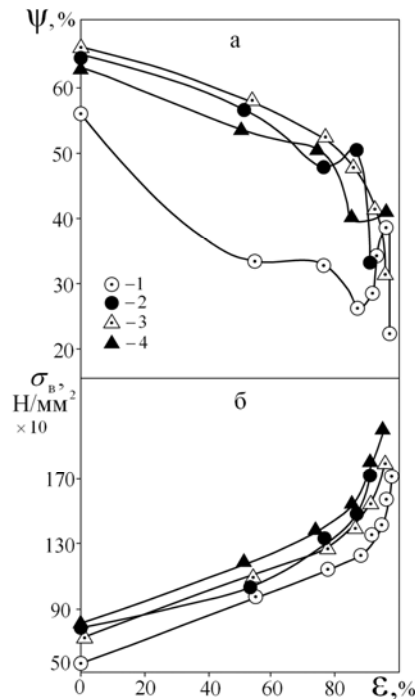


Рис. 5.10. Изменение относительного сужения (а) и прочности (б) катанки из стали Ст5пс в зависимости от деформации при волочении (горячекатаное состояние (1) и после ускоренного охлаждения до 600 °С (2–4); 1, 2 – 0,34 % С; 3 – 0,28 % С; 4 – 0,40 % С)

Однако, достижение более значительных максимальных деформаций до разрушения в горячекатаном металле свидетельствует, что характеризовать предельную деформируемость при волочении по ψ , как в случае при испытаниях на растяжение, не совсем правильно. Действительно, как показали исследования, обнаруженная зависимость максимально возможной вытяжки при волочении от коэффициента деформационного упрочнения указывает, что стали после ускоренного охлаждения обладают повышенной технологической пластичностью на первых переходах волочения. Это позволяет вести деформирование с повышенными обжатиями без снижения механических свойств в готовой проволоке до деформаций 80 % [7].

Учитывая, что глубокое охлаждение значительно повышает прочность катанки, необходимо было исследовать получение арматурной проволоки за счет различной дробности деформации, изменения величины единичного обжатия. На основании полученных результатов по изучению предельной

деформируемости катанки было установлено, что изменение маршрутов волочения существующей технологии не требуется. Сравнительный анализ по отработке технологии получения арматурной проволоки диаметром 6,0 мм за счет одного и двух проходов (табл. 5.4) показал, что применение волочения за два прохода нецелесообразно. Увеличение числа проходов снижает прочность всего на 20 Н/мм², а пластичность при этом не растет. Поэтому в дальнейшем производство опытных партий арматурной проволоки диаметром 6,0 мм осуществляли за один проход. Арматурная проволока производилась двух типов: гладкая и профилированная, с нанесением насечки на поверхность.

Таблица 5.4

Отработка маршрута волочения на стали Ст5пс

Маршрут волочения: диаметры, мм	Механические свойства				
	σ_B , Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	δ_p , %	δ_{100} , %	ψ , %
6,5 → 6,2 → 6,0	806	760	0,7	4,7	66,2
6,5 → 6,1 → 6,0	791	745	0,7	4,5	65,2
6,5 → 6,0	824	779	0,6	4,2	65,5

Известно, что профилирование гладкой арматурной проволоки, являющееся окончательной операцией производства проволоки Вр–I, снижает прочностные свойства на 3...4 %. На основании этого были проведены исследования по изучению влияния профилирования на комплекс свойств проволоки, получаемой из глубоко охлажденной катанки. Так, на примере катанки диаметром 6,5 мм из сталей Ст3кп и Ст5пс, охлажденной до 550...600 °С, после холодного волочения на диаметры 4...6 мм было показано, что профилирование уменьшает прочность на 20...70 Н/мм² и относительное удлинение в среднем на 1 % (табл. 5.5).

Таблица 5.5

Влияние профилирования на изменение механических свойств проволоки, полученной из катанки, охлажденной до 550...600 °С

Сталь	Диаметр проволоки, мм	Содержание углерода, %	Временное сопротивление разрыву, Н/мм ²		Удлинение на базе 100 мм., %	
			гладкая	профилированная	гладкая	профилированная
Ст3кп	4,0	0,14	914	890	3,5	2,5
		0,21	1022	950	3,3	1,9
	5,0	0,14	815	770	4,3	3,0
		0,21	903	880	4,1	3,0
Ст5пс	5,0	0,28	994	980	3,8	3,0
		0,39	1076	1010	4,0	3,2
	6,0	0,34	840	800	5,4	4,2

Приведенное влияние профилирования обусловлено тем, что на поверхность наклепанного металла наносятся, путем вдавливания, концентраторы напряжений в виде вмятин. Изменение концентрации углерода, в пределах марочного состава, оказывает определенное влияние на прочностные и пластические свойства профилированной проволоки. На основании этого можно полагать, что при производстве арматурной проволоки повышенной прочности, охрупчивающее влияние профилирования такое же как при производстве арматурной проволоки, изготавливаемой из горячекатаной или охлажденной до 720...780 °С катанки.

Приведенные данные, указывая на особенности технологии производства арматурной проволоки повышенной прочности из глубоко охлажденной катанки, дают основание начать разработку необходимых мероприятий для организации промышленного производства.

Подвергая катанку из стали Ст3кп ускоренному охлаждению до 650...670 °С и 550...570 °С, достигаемый уровень свойств достаточен для получения арматурной проволоки периодического профиля 4,0 мм, в то время как проволока диаметром 5,0 мм имеет прочность ниже 800 Н/мм². Более высокая исходная прочность охлажденной до 600 °С катанки из стали Ст5пс позволила получить требуемый уровень свойств для всех диаметров проволоки (табл. 5.6). Так, арматурная проволока диаметром 6,0 мм имела прочность 850 Н/мм², диаметром 5,0...880 Н/мм², 4,0 до 1000 Н/мм². Однако, волочение при средней скорости 850м/мин приводило к повышенному износу волочильного инструмента. Снижение скорости волочения, понижая производительность стана, вместе с достигаемым уровнем избыточной прочности (требуемый уровень 800...900 Н/мм²) показали нецелесообразность использования стали Ст5пс для производства арматурной проволоки диаметром 4,0 мм.

Изменение содержания углерода с 0,14 до 0,22 % увеличивает прочность проволоки с 870 до 950 Н/мм². Пластические свойства остаются примерно на одном уровне (табл. 5.7). В случае производства арматурной проволоки диаметром 5,0 мм, влияние колебания химического состава в пределах марочного становится более заметным (табл. 5.7). Проволока, полученная из катанки, содержащей 0,22 % С имеет прочность 880 Н/мм², а из катанки с 0,14 % С – 770 Н/мм². Полученное значение прочности меньше требуемого (800 Н/мм²), является свидетельством о нецелесообразности производства проволоки диаметром 5 мм из стали Ст3кп. Колебания химического состава, в пределах марочного, могут привести к тому, что часть арматурной проволоки диаметром 5 мм из стали Ст3кп не сможет быть использована как проволока с прочностью выше 800 Н/мм².

Из катанки диаметром 6,5 мм, содержащей 0,28, 0,34 и 0,40 % С (Ст5пс) изготавливали арматурную проволоку диаметрами 5 и 6 мм. Независимо от содержания углерода, значения прочностных и пластических свойств арматурной проволоки диаметром 6 мм, соответствовал требуемому уровню (табл. 5.7).

Таблица 5.6

Механические свойства арматурной проволоки периодического профиля по партии

Марка стали	Температура конца ускоренного охлаждения катанки, °С	Механические свойства	Диаметр проволоки 5 мм					Диаметр проволоки 4 мм				
			Среднее значение	$\frac{\min}{\max}$	Среднеквадратичное отклонение	Коэффициент вариации	Закон распределения	Среднее значение	$\frac{\min}{\max}$	Среднеквадратичное отклонение	Коэффициент вариации	Закон распределения
Ст3кп	550...570	σ_B , Н/мм ²	775	$\frac{730}{830}$	24,2	0,031	норм.	880	$\frac{850}{940}$	21,6	0,024	норм.
		δ_{100} , %	4,4	$\frac{3,0}{6,0}$	0,72	0,163	норм.	3,7	$\frac{2,5}{5,0}$	0,61	0,164	
		ψ , %	62,4	$\frac{47,0}{68,0}$	3,93	0,064	норм.	61,7	$\frac{51,0}{66,5}$	3,14	0,050	
Ст3кп	600...630	σ_B , Н/мм ²	743	$\frac{670}{800}$	33,1	0,044	норм.	877	$\frac{755}{950}$	38,0	0,043	—
		δ_{100} , %	4,7	$\frac{3,0}{5,5}$	0,67	0,142	норм.	4,0	$\frac{3,0}{6,0}$	—	—	
		ψ , %	63,6	$\frac{51,3}{76,0}$	4,02	0,063	норм.	58,8	$\frac{47,8}{72,0}$	5,31	0,090	норм.
Ст5пс	600...630	σ_B , Н/мм ²	887	$\frac{855}{930}$	18,7	0,021	норм.	1006	$\frac{1050}{960}$	20,0	0,034	
		δ_{100} , %	4,27	$\frac{3,5}{6,0}$	0,691	0,161	норм.	3,4	$\frac{2,5}{5,0}$	0,66	0,195	
		ψ , %	54,8	$\frac{42,0}{64,0}$	6,73	0,122	норм.	44,6	$\frac{29,0}{54,0}$	6,39	0,143	

Таблица 5.7

Механические свойства арматурной проволоки

Марка стали и обработка	Содержание углерода, %	Диаметр, мм	Механические свойства	Параметры распределения			
				Среднее значение	Среднеквадратичное отклонение	Коэффициент вариации	Закон распределения
Ст3кп у.о. 550 °С	0,14	4	σ_B , Н/мм ²	873	20,2	0,103	норм.
			δ_{100} , %	2,56	0,616	0,24	
			δ_p , %	0,83	0,51	0,61	
		5	σ_B , Н/мм ²	769	9,4	0,012	
			δ_{100} , %	3,28	0,56	0,17	
			δ_p , %	1,25	0,39	0,313	
	0,22	4	σ_B , Н/мм ²	950	24,1	0,025	
			δ_{100} , %	1,94	0,54	0,281	
			δ_p , %	0,94	0,40	0,427	
		5	σ_B , Н/мм ²	885	42,9	0,048	
			δ_{100} , %	3,1	0,52	0,167	
			δ_p , %	1,03	0,5	0,48	
Ст5пс у.о. 600 °С	0,28	5	σ_B , Н/мм ²	980	29,7	0,03	
			δ_{100} , %	3,04	0,43	0,143	
			δ_p , %	1,0	0,387	0,04	
	0,28	6	σ_B , Н/мм ²	800	12,7	0,016	
			δ_{100} , %	4,4	0,55	0,125	
			δ_p , %	2,0	0,604	0,303	
	0,34	5	σ_B , Н/мм ²	996	15,6	0,016	
			δ_{100} , %	3,39	0,61	0,18	
			δ_p , %	1,27	0,51	0,406	
	0,40	5	σ_B , Н/мм ²	1020	30,8	0,03	
			δ_{100} , %	3,24	0,75	0,23	
			δ_p , %	1,03	0,50	0,485	
	0,40	6	σ_B , Н/мм ²	825	13,0	0,016	
			δ_{100} , %	5,97	0,98	0,165	
			δ_p , %	2,5	0,74	0,294	

В случае производства проволоки диаметром 5 мм, прочностные свойства на 100...200 Н/мм² превысят минимально допустимые значения (800 Н/мм²), а относительное удлинение будет соответствовать уровню 2,5 %. Статистическая обработка полученных экспериментальных данных по каждой партии проволоки различного диаметра и с различным содержанием углерода показала, что свойства по партии достаточно равномерны.

Средние значения свойств, с учетом колебания содержания углерода составили: для СтЗкп – диаметр 4,0 мм, $\sigma_B = 910$ Н/мм², $\delta_{100} = 2,2$ %, для стали Ст5пс – диаметр 6,0 мм, $\sigma_B = 810$ Н/мм², $\delta_{100} = 5,2$ %; диаметр 5,0 мм, $\sigma_B = 970$ Н/мм², $\delta_{100} = 3,4$ %. Технологическая проба – число перегибов проволоки на 180°, во всех случаях превышала требуемый уровень (4) в 2...2,5 раза. На основании переработки опытных партий, около 120 т, в арматурную проволоку были отработаны основные параметры технологии ее производства.

5.3. Технология производства арматуры с прочностными свойствами до 1 800...1 900 Н/мм²

Значительная часть термически и термомеханически упрочненной стержневой арматуры высоких классов прочности изготавливают из низколегированных сталей. Использование арматуры с повышенными прочностными свойствами (до 1300 Н/мм²) при изготовлении железобетонных конструкций позволяет снизить, по сравнению с горячекатаной сталью, расход металла на десятки процентов.

По сравнению с технологией получения высокопрочной арматуры за счет использования высоколегированных сталей [8], термическое упрочнение и последующая холодная пластическая деформация позволяют рассматривать это направление как перспективное [7; 9].

На основании проведенных исследований по холодному пластическому деформированию сталей с феррито-мартенситными структурами, анализу изменения прочностных характеристик мартенситной фазы (гл. 4) были разработаны способы получения высокопрочной стержневой арматуры.

Так, по способу [10] низколегированную сталь 30ХГСА подвергают горячей прокатке, закалке на мартенсит, отпуску при температурах 500...700 °С, в течение 0,5...1,0 ч, холодному деформированию с обжатиями 30...70 %, нагреву до температур межкритического интервала $A_{c1} - A_{c3}$, выдержке, охлаждению со скоростью выше критической. В результате приведенной обработки, по достигаемому уровню свойств становится возможным заменить стали типа 21Х2НВФА. Прочностные свойства, в результате использования углеродистых сталей с 0,5...0,7 % С после различных режимов обработки составили $\sigma_B \cong 800...870$ Н/мм², $\delta_{10} = 18...20$ %.

Другой способ обработки [11] предусматривает получение арматуры диаметром до 10 мм из сталей 25ХГС–35ХГСА с прочностными свойствами

1 700...1 740 Н/мм² и относительным удлинением 10...12 %. Способ изготовления предусматривает горячую прокатку, двухстадийное охлаждение, сначала до 800...900 °С, а затем после паузы 1–2 с со скоростью выше критической до температуры ниже A_{c1} (но не ниже 350 °С), удаление окалины, холодное волочение на величины истинной деформации 0,6...0,8, отжиг 350...420 °С ($\tau = 7 - 40$ мин), второе обжatie и окончательный отжиг при 270...310 °С в течение 3...20 мин. Приведенные способы могут быть реализованы с учетом особенностей конкретного производства и сортамента выпускаемой металлургической продукции. Примером получения арматурного проката повышенной прочности, применительно к возможностям оборудования и производства Западно-Сибирского меткомбината, может служить способ [9; 11]. Арматурную сталь после горячей прокатки подвергают двухстадийному охлаждению, сначала до 800...900 °С, а затем после выдержки 1...2 с, со скоростью выше критической, до 300...350 °С, далее следует удаление окалины, холодное волочение, отпуск 350...420 °С в течение 10...60 мин. В результате получают стержневую арматуру с уровнем прочности 1 600 Н/мм².

По сравнению со стержневой арматурой, широкое применение в строительстве имеет бунтовой прокат.

После термического упрочнения, стали типа 08Г2С–20ХГС2 обладают высокими прочностными свойствами, высокой хладостойкостью.

При производстве арматуры с прочностными свойствами порядка 1000 Н/мм², использование стали 20ГС с повышенным содержанием углерода вместо 25Г2С получаем не только экономию до 17 % марганца, но и более технологичный материал при термоупрочнении [12]. Изменение соотношения прочностных и пластических характеристик достигается варьированием температуры конца ускоренного охлаждения и, как следствие этого, процессами самоотпуска стали. Одним из основных параметров указанного способа упрочнения является продолжительность охлаждения, что приводит к значительным колебаниям свойств. Разработка и внедрение сталей с пониженной чувствительностью к времени охлаждения, облегчает получение арматуры за счет термоупрочнения с требуемой равномерностью свойств [12]. На основании опыта промышленного использования легированных сталей для изготовления арматуры с повышенными прочностными свойствами, были выбраны экономнолегированные стали 20ГС, 20ХГС2, 30ХГС2, 33ХГС, как перспективные для получения высокопрочной арматуры. Химический состав, приведен в табл. 5.8.

Режимы термоупрочнения для достижения уровня прочности, соответствующего значениям 1 400...1 600 Н/мм² были следующие: охлаждение в трассе до температуры смотки в бунт 650...600 °С, (режим I) и охлаждение в трассе до 650...600 °С и смотка в специальный бак с водой, температура которой составила порядка 80 °С (режим II).

Химический состав сталей

Марка стали	Химические элементы, % по массе							
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu
20ГС	0,21	1,01	1,07	0,013	0,013	0,011	0,07	0,16
20ХГС2	0,26	1,98	0,98	0,042	0,040	0,90	0,20	0,30
20ХГС2	0,24	1,95	0,96	0,041	0,039	0,91	0,30	0,30
20ХГС2	0,25	1,92	1,08	0,045	0,038	0,93	0,28	0,29
30ХГС2	0,27	1,74	0,73	0,040	0,040	0,92	0,28	0,22
30ХГС2	0,27	1,74	0,74	0,033	0,035	0,89	0,31	0,25
33ХГС	0,32	1,12	0,76	0,030	0,031	0,88	0,29	0,27
33ХГС	0,33	1,12	0,73	0,023	0,027	0,91	0,27	0,25

Холодное деформирование волочением, термоупрочненной по двум режимам, катанки диаметром 6,5 мм осуществляли в условиях метизного производства ЗСМК, на волочильных станах типа АЗТМ 2/250. Величины деформации термоупрочненной катанки при волочении на диаметры 6,0 и 5,5 мм, составляли соответственно 15 и 28 %. По сравнению с горячекатаным состоянием, после термического упрочнения по двум режимам, микроструктура катанки состоит из двух слоев (рис. 5.11). Поверхностный кольцевой слой достигал толщины до 1 мм (рис. 5.11, *а*). Исследования микроструктур при переходе от поверхностных объемов к центральным не позволили выявить четкой границы между ними. На поверхности термоупрочненной катанки формируется структура отпущенного мартенсита, с мелкими выделениями карбидной фазы. Микроструктура центральных областей, также представляет структуру отпущенного мартенсита, но при более высокой температуре (рис. 5.11, *б–д*).

Результаты опробования режима упрочнения I показали, что независимо от химического состава стали, требуемый уровень прочности в катанке достигнут не был (табл. 5.9). После холодного волочения на диаметры 6,0 и 5,5 мм уровень свойств лишь на 10...15 % превышал значения горячекатаного металла после холодной деформации. Снижение температуры охлаждения ниже значений 600 °С приводило к существенному распушиванию бунтов, что затрудняло их извлечение из намоточных устройств и снижало равномерность работы стана. На основании этого было решено выбрать режим II, как базовый. В результате такой обработки получаемая катанка обладала мартенситной структурой на поверхности, а в центральных объемах, в результате превращения, – по промежуточному механизму.

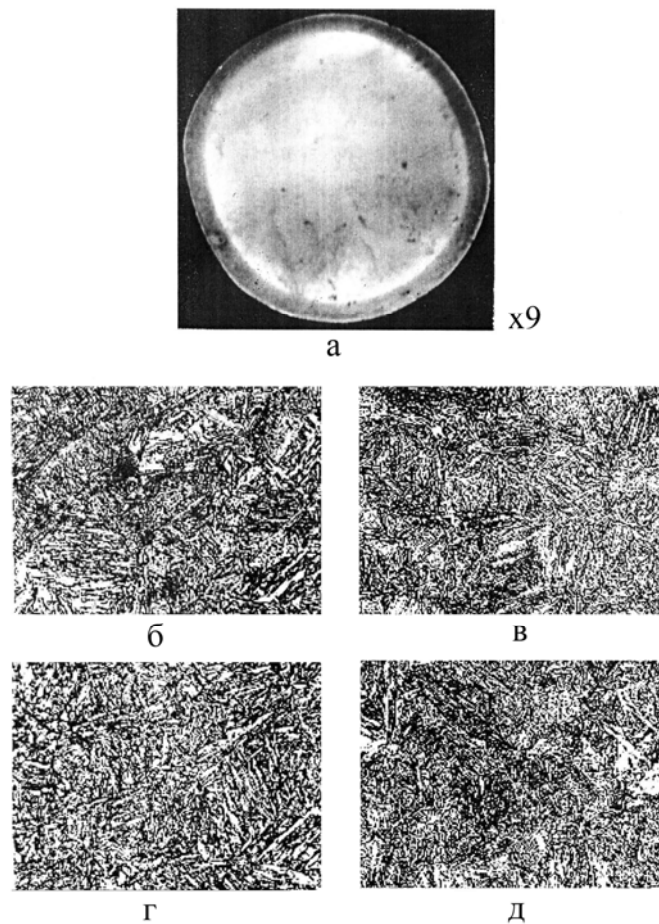


Рис. 5.11. Макро – (а) и микроструктура поверхностного (б, в) и центрального объемов (г, д) катанки из стали 20ХГС2, упрочненной в линии стана 250–1 ЗСМК (б, г – охлаждение по режиму I; в, д – охлаждение в линии стана с последующей смоткой в бак с охладителем – режим II). x800

Таблица 5.9

Свойства катанки диаметром 6,5 мм после термоупрочнения

Марка стали	№ бунтов	Свойства стали						Температура конца охлаждения, °С
		σ_B , max Н/мм ²	σ_B , min Н/мм ²	σ_B , средн. Н/мм ²	δ_5 max, %	δ_5 min, %	δ_5 средн., %	
33ХГС	2	880	755	807	27,3	22,1	25,6	650
	4	751	658	702	30,1	24,7	27,3	700
30ХГС2	1	917	802	843	29	23,2	26,0	650
	3	797	681	719	30	23,6	26,0	900

При определенном соотношении зон, агрегатная прочность металла соответствовала требованиям, предъявляемым к высокопрочной холодноотянутой арматуре.

Учитывая, что коэффициент деформационного упрочнения (n) и максимальная вытяжка при волочении (μ) для низкоуглеродистых сталей связаны

прямо пропорциональной зависимостью, определение значений n позволило оценить способность стали к холодному волочению. Так, после анализа истинных диаграмм растяжения термически упрочненных сталей, было обнаружено, что уровень значений показателя деформационного упрочнения позволяет деформировать металл на величины до 40...50 %. Холодное пластическое деформирование волочением, термически упрочненных сталей (типа 20ХГС2), сопровождается ростом прочностных и снижением пластических свойств (рис. 5.12). Однако, даже после деформации 20 %, относительное удлинение сохраняется на уровне 6 %, а прочность составляет порядка 2000...2100 Н/мм². Из приведенных результатов следует, что подвергая термоупрочненную сталь деформации до 20 % можно достигнуть уровня прочности порядка 2000 Н/мм². Дальнейшее увеличение деформации сопровождается прогрессирующим ростом прочностных и снижением пластических характеристик металла. Как показали исследования по изменению плотности дефектов кристаллического строения (рис. 5.12, в), с ростом степени пластической деформации характер изменения свойств обусловлен несколькими факторами. Первый – это уход атомов углерода из твердого раствора, по мере увеличения степени деформации. Второй фактор – снижение темпа прироста плотности дефектов кристаллического строения металла. Уменьшение упрочняемости является следствием приближения к предельно допустимым значениям концентрации дефектов кристаллического строения и, в первую очередь, дислокаций. Помимо этого, наблюдаемое снижение дефектности термически упрочненного проката в процессе холодного деформирования может быть связано с развитием процессов деформационного старения в пересыщенном твердом растворе. При этом неизбежное закрепление дислокаций, введенных деформацией и релаксация полей напряжений термоупрочненного металла, приводят к росту предела упругости, релаксационной стойкости металла [13; 21–23]. Таким образом, на основании полученных данных можно полагать, что в результате холодной пластической деформации волочением с обжатиями до 30 % в термически упрочненной стали типа 30ХГС2, можно достигнуть прочностных свойств на уровне 1600–1800 Н/мм². Повышение величины обжатия более 30 % сопровождается снижением пластичности стали, что неизбежно требует осуществлять поиск мероприятий, способствующих росту пластичности.

Отпуск термомеханически упрочненной, холоднотянутой стали сопровождается разупрочнением и ростом пластичности (рис. 5.13). Так, после отпуска при температуре 350 °С в течение 1 ч, наблюдается снижение прочностных свойств на 100...150 Н/мм² и прирост относительного удлинения на 1...1,5 % (относительно холоднотянутого состояния). Дальнейшее увеличение температуры отпуска сопровождается прогрессирующим разупрочнением [27; 28]. Необходимо отметить, что введение дефектов кристаллического строения при деформации до 40 % приводит к тому, что даже после отпуска 450 °С прочностные свойства стали остаются выше, чем сразу

после деформации 20 %. Приведенное положение, скорее всего, обусловлено различной устойчивостью термомеханически упрочненной и деформированной стали к отпуску. Эта устойчивость связана, в первую очередь, с наличием мелкодисперсных карбидных частиц (рис. 3.7), препятствующих изменению субструктуры, сформированной в результате пластической деформации. Несомненный вклад в стабилизацию свойств вносит легирование стали кремнием, повышающим устойчивость против отпуска [14; 24–26]. Прочностные свойства после отпуска 400 °С соответствуют уровню 1800, а после 450 °С – 1 400 Н/мм². При этом относительное удлинение в 1,5...2 раза превышает требования, предъявляемые к металлу по пластическим характеристикам. Повышение температуры отпуска до 550 °С, значительно снижает уровень прочностных свойств достигнутый в результате холодной деформации: прочность уменьшается до значений 1320...1380 Н/мм², а относительное удлинение составляет 15 %.

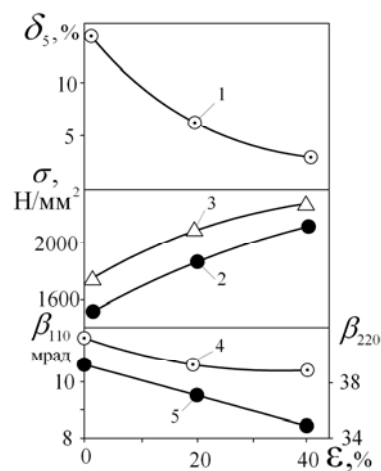


Рис. 5.12. Влияние степени пластической деформации волочением (ϵ) на относительное удлинение (1), предел текучести (2), прочности (3), изменение ширины рентгеновской линии (β_{110} – 5 и β_{220} – 4)

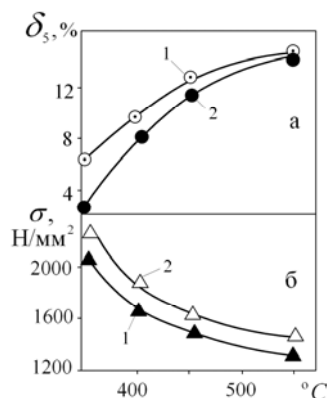


Рис. 5.13. Влияние температуры отпуска на относительное удлинение (а), предел прочности (б) термически упрочненной (режим II) и холоднотянутой на 20 % (1) и 40 % (2) стали 30ХГС2

Как следует из анализа микроструктурных исследований, пластическая деформация не вносит заметных изменений в структуру термоупрочненной стали. Типичная мартенситная структура сохраняется без видимых следов пластического деформирования. Отпуск при температуре 400⁰С, независимо от степени предшествующей деформации, практически не меняет игольчатого строения металла. Структуры, сформированные в результате термического упрочнения и деформации, оказываются устойчивыми против отпуска. Нагрев до 450 °С приводит к появлению в структуре карбидных частиц высокой дисперсности, равномерно распределенных в матрице металла. Дальнейшее повышение температуры отпуска до 550 °С сопровождается ускорением процессов коалесценции карбидных частиц. Уменьшение плотности дефектов кристаллического строения, оцениваемое по ширине линии рентгеновских интерференций, в сочетании с укрупнением цементитных частиц, является основной причиной резкого снижения прочностных свойств после отпуска при 550 °С.

На основании проведенных исследований, в условиях ЗСМК, была разработана технология получения бунтовой арматуры диаметром 6,0...5,0 мм с прочностными свойствами до 1 800...1 900 Н/мм² из низколегированных сталей. Холодная деформация волочением до 28 % предварительно упрочненной стали 30ХГС2 позволяет достигнуть прочности до 1 200...1 400 Н/мм² при $\delta_{100} = 5,5...3,0$ %. Термическое упрочнение сталей 30ХГС2 и 33ХГС в диаметре 6,5 мм после охлаждения до 650...630 °С, с последующей смоткой бунта в бак с охладителем, позволяет достигнуть прочности до 1400 Н/мм² при $\delta_{100} = 2,5...3,0$ %, а холодное волочение с обжатиями до 40 % повышает σ_b до 1800...2000 Н/мм² с относительным удлинением на уровне 2...1,5 %. Комбинированная обработка стали типа 30ХГС2, 33ХГС, заключающаяся в термомеханическом упрочнении с прокатного нагрева (смотка бунта в специальный бак с охладителем), холодной пластической деформации волочением на 28...40 % и часовом отпуске в интервале температур 400...500 °С позволяет в арматуре диаметром 6,0...5,0 мм варьировать прочностные свойства в диапазоне от 1 350 до 1 900 Н/мм², предел текучести от 1 200 до 1 700 Н/мм², при относительном удлинении 7...5 %.

5.4. Влияние дисперсности структурных составляющих на усталостную прочность углеродистой стали

При определенных условиях и схемах нагружения изделий из углеродистых сталей одновременно с упрочнением могут развиваться процессы, приводящие к снижению сопротивления деформации, называемые разупрочнением. Развитие указанных явлений, кроме температуры нагружения, в огромной мере определяется структурным состоянием металла [15]. Если для однофазных металлов и низкоуглеродистых сталей эффективным препятствием распространению деформации является граница зерна, то появление частиц второй фазы, например, карбидов в углеродистых сталях, может в

значительной мере искажать указанную зависимость. Так, при неизменной объемной доле цементита в стали, уменьшение расстояния между частицами сопровождается неизменным приростом сопротивления деформированию [16]. Особенно значительное влияние наблюдается при сложных схемах нагружения, знакопеременном деформировании, совместном либо чередующихся процессах нагрева и деформации [13].

На основании анализа процесса преодоления растущей трещиной межзеренной границы низкоуглеродистой стали [17], влияние деформационного упрочнения [18] на величину критического раскрытия трещины (δ_k), получено соотношение, позволяющее оценить условия роста трещины в зависимости от структурных характеристик [19]:

$$\frac{\delta_k}{d} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\varepsilon}{m} \cdot \frac{1}{\mu}, \quad (5.3)$$

где d – размер зерна феррита, $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$; m – соответственно скорость и коэффициент деформационного упрочнения [15; 16]; μ – модуль сдвига; ε – истинная деформация.

Как следует из (5.3), с учетом взаимосвязи между $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ и m

$$\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{m \cdot (\sigma - \sigma_0)}{\varepsilon} \quad [19] \right)$$

для неизменной ε , увеличение $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ должно способствовать приросту δ_k , что является ничем иным как смещением момента ускоренного роста трещины в сторону ужесточения условий нагружения, например, подобно приросту ε или снижению температуры нагружения.

Правомочность приведенного влияния на δ_k подтверждается экспериментально. Так, в [18] показано, что для каждого значения объемной доли глобулярного цементита (вплоть до содержания углерода 0,8%) существует определенный размер зерна феррита (d_k). Измельчение зеренной ферритной структуры выше указанной величины сопровождается резким снижением пластических характеристик металла, что объясняется локализацией деформации. В стали с объемной долей цементита $f = 0,09$, $d_k \approx 3$ мкм, а для стали с $f = 0,034$, d_k достигает значений 10 мкм. На основании этого можно полагать, что если для низкоуглеродистой стали в процессе эксплуатации достигаются условия развития ускоренного роста трещины и, как следствие этого, низкая трещиностойкость, то увеличение f должно способствовать смещению момента наступления этапа неконтролируемого роста трещины в сторону более высоких величин предварительной деформации. Обусловлено

приведенное положение не только приростом способности металла к деформационному упрочнению, но и повышением энергии зарождения субмикротрещины [19].

С увеличением уровня упрочнения при ускоренном охлаждении стали, расстояние между карбидными частицами (λ) и δ_K снижаются (рис. 5.14).

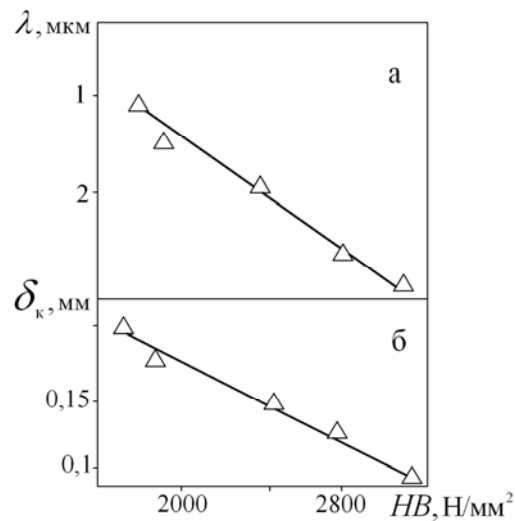


Рис. 5.14. Изменение межкарбидного расстояния в перлите (а), величины критического раскрытия трещины (б) стали с 0,6 % С после термического упрочнения на различные уровни

Однако, с учетом данных [20] из которых следует, что с ростом дисперсности перлитной колонии запас пластичности углеродистой стали, например, при волочении, растет, можно полагать, что δ_K не в полной мере способна характеризовать процессы роста трещины. Действительно, как и в случае однофазных сплавов и низкоуглеродистых сталей, когда основным структурным элементом является размер зерна ($\ell = v \cdot d$, где ℓ – длина трещины; v – число зерен, укладываемых на ее длине), а способность трещины к росту оценивают по отношению δ_K к d [19], так и для высокоуглеродистых необходимо рассматривать отношение δ_K к λ . На основании этого, можно полагать, что не величина δ_K определяет момент перехода процесса роста трещины в стадию ускорения, а скорее угол в устье трещины (α), который пропорционален отношению δ_K/d или δ_K/λ . Подтверждают приведенное положение данные по низкоуглеродистым сталям [13; 15]. С ростом d , при неизменной объемной доле цементита, температура перехода стали в хрупкое состояние (T_K) и δ_K растут, а угол в устье трещины снижается. Измельчение феррита приводит к снижению T_K при одновременном росте α и δ_K/d .

Для сталей с высоким содержанием углерода на процессы зарождения и роста трещины, кроме дисперсности структурных составляющих, огромное влияние оказывает морфология карбидной фазы [13; 16]. Так, по сравнению с цементитом глобулярной формы, который практически не претерпевает изменений вплоть до высоких суммарных пластических деформаций [16], пла-

стинчатый – наоборот, способен начать деформирование с момента первых актов пластического течения стали [16]. Приведенное различие в поведении цементита проявляется и в изменении соотношения (5.1): $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \sim \frac{\lambda}{\delta_K}$ (если вме-

сто d подставить λ), т. е. получаем, что для сталей с пластинчатым цементитом увеличение угла в устье трещины достигается при снижении параметров деформационного упрочнения. Для объяснения приведенного соотношения рассмотрим изменение дислокационной структуры ферритных промежутков перлитной колонии. Повышение дисперсности перлитной колонии сопровождается снижением темпа накопления дислокаций и сдвигом формирования немонотонностей в распределении дислокаций в сторону больших суммарных деформаций (рис. 5.15). На основании этого, можно полагать, что смещение момента возникновения дислокационной ячеистой структуры в сторону повышенных деформаций должно способствовать приросту пластичности металла. Действительно, нечто подобное наблюдали при волочении высокоуглеродистых сталей с пластинчатым цементитом. В этом случае диспергирование перлитной колонии, за счет повышенной способности цементита пластически деформироваться сопровождалось не только снижением деформационной упрочняемости стали, но и ростом равномерности распределения дислокаций в перлите и, как следствие этого, увеличением максимально возможной вытяжки [20]. Таким образом, как и в случае однонаправленного деформирования, при усталостном нагружении можно ожидать достижения повышенных значений усталостной прочности за счет диспергирования перлитной составляющей средне- и высокоуглеродистых сталей.

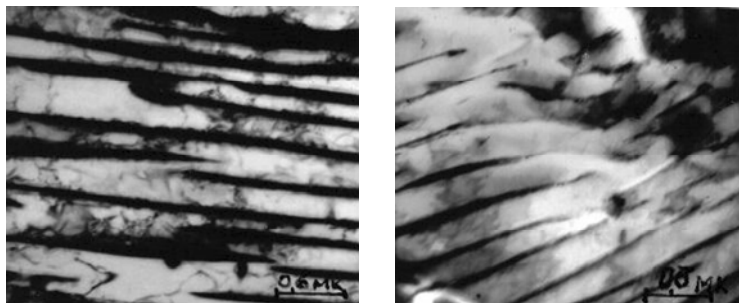


Рис. 5.15. Дислокационная структура перлитной колонии стали с 0,65 % С с межпластиночным расстоянием 0,31 мкм (а) и 0,165 мкм (б) после 12 и 30 % деформации соответственно

Уменьшение межпластинчатого расстояния углеродистой стали сопровождается ростом усталостной прочности (σ_{-1}) (рис. 5.16). Характер указанной зависимости довольно хорошо описывается уравнением типа Холла-Петча:

$$\sigma_{-1} = \sigma'_i + K_y' \lambda^{-1/2}, \quad (5.4)$$

где σ'_i и K_y' – характеристики подобные определяемым из зависимости σ_T от структурных параметров при статических испытаниях. Сравнительный

анализ абсолютных значений параметров уравнения (5.4) и полученных при растяжении показывает довольно хорошее совпадение для σ'_i и σ_i , в то время как K_y примерно в 2 раза превышает K'_y [16]. Из этого следует, что K'_y является более сложной характеристикой чем K_y и определяется не только состоянием границ раздела, но и структурными изменениями вблизи них в процессе усталостного нагружения. Действительно, с ростом степени однонаправленной деформации K_y монотонно снижается, а σ_i растет [13]. При изменении знака нагружения картина несколько иная. Величина K'_y сначала снижается до деформации вблизи максимума развития эффекта Баушингера, а потом растет при практически неизменном σ'_i [16]. Приведенное положение обусловлено различным характером взаимодействия дефектов кристаллического строения и, в первую очередь дислокаций. Монотонный прирост плотности дислокаций при однонаправленном деформировании сопровождается не только повышением прочностных свойств, но и снижением сопротивления металла ускоренному росту трещины [13].

При усталостном нагружении реверсивное деформирование сопровождается качественно иным дислокационным распределением, являясь следствием аннигиляционных процессов, снижающих темп накопления дислокаций.

Учитывая, что $\rho_m \sim \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, где ρ_m – плотность подвижных дислокаций [13; 16],

а для сталей с перлитной структурой $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \sim \frac{\lambda}{\delta_k}$, при усталостном нагружении

наоборот – снижение $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ должно сопровождаться приростом σ_{-1} и δ_k/λ , что подтверждается рис. 5.16.

Рост усталостной прочности с увеличением дисперсности перлитной колонии в средне- и высокоуглеродистых сталях обусловлен повышением значений δ_k/λ при уменьшении ферритных промежутков. В этом случае цементитные пластины, выполняя роль своеобразного стабилизатора структуры, не позволяют на определенном этапе деформирования возникать неомогенностям в распределении дислокаций – будущих зародышей трещин.

Таким образом, на основе развития теории структурообразования в процессе деформирования и объяснения механизма деформационного упрочнения, формирования и видоизменения дислокационных ячеистых структур углеродистых сталей, находящихся в различном структурном состоянии стало возможным целенаправленно разработать технологии и технические решения, направленные на достижение высокого комплекса свойств. Несколько примеров таких решений составляют главу 5.

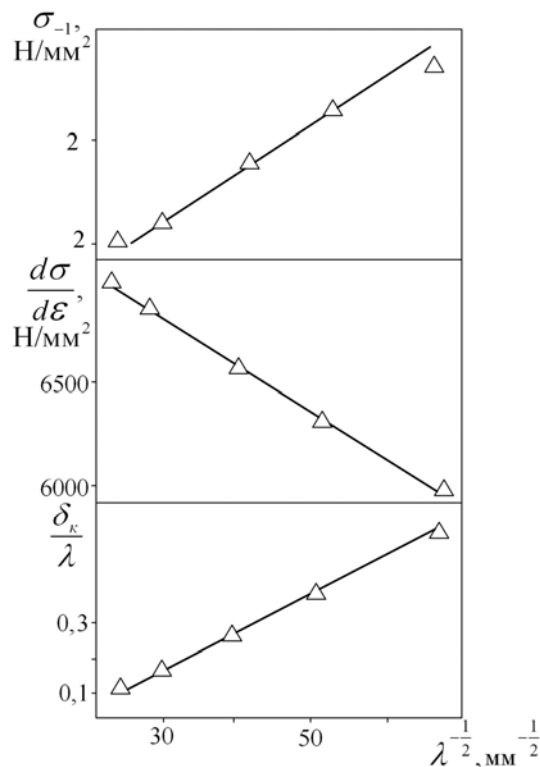


Рис. 5.16. Влияние межкарбидного расстояния на усталостную прочность (а), скорость деформационного упрочнения (б) и величину отношения δ_k/λ для стали с 0,6 % С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Большаков В. И., Стародубов К. Ф., Тылкин М. Л. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
2. Вакуленко И. Л., Раздобреев В. Г., Чайковская А. О. Структурообразование при термическом упрочнении низколегированной стержневой арматуры // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. Харьков, 2004. ч.1. – С. 119–121.
3. Большаков В. И., Погребная Н. Э. Прочность и пластичность металлов. – Д., 1986. – 160 с.
4. Бернштейн М. Л. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле / М. Л. Бернштейн, В. Н. Пустовойт. – М.: Машиностроение, 1987. – 256 с.
5. Чигринский В. Л., Пирогов В. Л., Черненко В. Т. Контроль процесса термомеханического упрочнения арматурной стали // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – К.: Наук. думка, 1998. – Вып. 2. – С. 400–405.
6. Большаков В. И., Рычагов В. Н. Термомеханическая обработка строительных сталей. – Д., 1990. – 223 с.
7. Пирогов В. А. Структура и свойства термически упрочненной низкоуглеродистой стали после холодного деформирования / В. А. Пирогов, Л. А. Михайлец, И. А. Вакуленко // Черная металлургия. Бюллетень НТИ. – 1987. – Вып. 20. – С. 32–33.
8. Тылкин М. А. Структура и свойства строительной стали / М. А. Тылкин, В. И. Большаков, П. Д. Одесский. – М.: Металлургия, 1983. – 287 с.

9. Способ изготовления высокопрочной прутковой арматуры из среднеуглеродистых легированных сталей: А.с. 1491895 СССР, МКИ С21Д9/52 / И. А. Вакуленко, И. Г. Гарнус, В. А. Пирогов, В. Г. Раздобреев, А. И. Погорелов, А. И. Полторацкий, Е. М. Киреев (СССР). – №4295917/23–02; Заявлено 10.06.87; Опубл. 07.07.89, Бюл. № 25. – 3 с.
10. Способ обработки проката из углеродистых и низколегированных сталей: А.с. 1588782 СССР, МКИ С21Д8/00 / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов, В. К. Бабич (СССР). – №4322335/27–02; Заявлено 02.11.87; Опубл. 30.08.90, Бюл. № 32. – 3с.
11. Способ изготовления проката из углеродистых и легированных сталей: А.с. 1708886 СССР, МКИ С21Д9/52 / И. А. Вакуленко, В. А. Пирогов (СССР). – №4746244/02; Заявлено 02.08.89; Опубл. 30.01.92, Бюл. № 4. – 4 с.
12. Вакуленко И. А., Пирогов В. А., Михайлец Л. А. Влияние холодного волочения и отпуска на свойства термоупрочненной в потоке стана стали 20ХГС2 // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1992. – № 3. – С. 39–41.
13. Бабич В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.
14. Большаков В. И. Термическая и термомеханическая обработка сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов, В. К. Флоров. – Д.: Січ, 1994. – 232 с.
15. Большаков В. И. Термическое упрочнение и контролируемая прокатка строительных сталей. – К: УМКВО, 1991, – 435 с.
16. Вакуленко И. А. Структура и свойства углеродистой стали при знакопеременном деформировании. – Д.: Gaudeamus, 2003, – 94 с.
17. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978, – 256 с.
18. Вакуленко И. А., Пирогов В. А., Бабич В. К. Пластическое течение стали со сверхмелким зерном феррита. – Изв. АН СССР. Металлы. 1989, – № 4, – С. 145–147.
19. Вакуленко И. А., Раздобрев В. Г. Связь величины критического раскрытия трещины с параметрами деформационного упрочнения углеродистой стали. – Металлы, 2003, – № 1, – С. 73–77.
20. Пирогов В. А. Влияние структурных параметров на деформируемость углеродистых сталей при волочении / В. А. Пирогов, В. П. Фетисов, И. А. Вакуленко – Сталь, 1986, – № 10, – С. 73–76.
21. Большаков В. И., Лукьянскова А. Н., Харченко В. И., Вашкевич Ф. Ф. Металловедение и сварка строительных сталей. – К.: Вища шк., 1989. – 224 с.
22. Большаков В. И. Упрочнение строительных сталей. – Д.: Січ, 1993. – 333 с.
23. Большаков В. И. Термическая и термомеханическая обработка сталей / В. И. Большаков, В. Н. Рычагов, В. К. Флоров. – Д.: Січ, 1994. – 232 с.
24. Большаков В. И. Субструктурное упрочнение конструкционных сталей. Издание 2-е, дополненное и переработанное. – Канада, Торонто: Базилиан Пресс, 1998. – 312 с.
25. Большаков В. И., Сухомлин Т. Д., Погребная Н. Э. Атлас структур металлов и сплавов: Учебное пособие / В. И. Большаков, Т. Д. Сухомлин, Н. Э. Погребная. – Д.: Gaudeamus, 2001. – 113 с.
26. Большаков В. И. обработка стали и металлопроката: Учебник / В. И. Большаков, И. Е. Долженков, В. И. Долженков. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 271 с.

27. Большаков В. И. Технология термической и комбинированной обработки металлопродукции: Учебник / В. И. Большаков, И. Е. Долженков, В. И. Долженков. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 385 с.
28. Кривуша Л. С. Кристаллография, кристалло-химия и минералогия: Учебное пособие / Л. С. Кривуша, В. И. Большаков. – Д.: Gaudeamus, 2002. – 231 с.

Научное издание

И. А. ВАКУЛЕНКО, В. И. БОЛЬШАКОВ

**МОРФОЛОГИЯ СТРУКТУРЫ
И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ**

Монография

Подписано к печати 00.00.2007. Формат 60×84 1/16.
Бумаги для копировальных аппаратов. Ризограф. Усл. печат. лист. 00,00.
Учет.-изд. лист. 0,00. Тираж 000 экз. Зак. № 000. Изд. № 00.

Издательство Днепропетровского национального университета
железнодорожного транспорта имени академика В. Лазаряна.
ДК № 1315 від 31.03.2003

www.diiitrvv.dp.ua,

admin@diitrvv.dp.ua