

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б.Н.Ельцина

Институт материаловедения и металлургии

КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ

Учебное пособие

Министерство образования и науки Российской Федерации Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

КОНСТРУКЦИОННЫЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОСНОВЕ

Рекомендовано методическим советом УрФУ в качестве **учебного пособия** для студентов, обучающихся по направлениям 150100 – Материаловедение и технологии материалов и 150400 – Металлургия

Под общей редакцией А. А. Попова

Екатеринбург Издательство Уральского университета 2014 УДК 621.763(075.8) ББК 30.36я73 К65

Авторы: В. М. Фарбер, Н. В. Лежнин, В. А. Хотинов, О. В. Селиванова, М. Л. Лобанов, В. Р. Бараз, А. В. Макаров, Г. А. Салищев, С. В. Жеребцов, В. Г. Пушин, Н. Н. Куранова, А. В. Пушин

Рецензенты: кафедра физики Уральского государственного горного университета, зав. кафедрой д-р физ.-мат. наук, проф. И. Г. Коршунов; главный научный сотрудник ИФМ УрО РАН, академик РАН д-р техн. наук, проф. В. М. Счастливцев

Научный редактор – д-р техн. наук, проф. А. А. Попов

Конструкционные и функциональные материалы на металлической основе : К65 учеб. пособие / В. М. Фарбер [и др.] ; под общ. ред. А. А. Попова. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 252 с. ISBN 978-5-7996-1089-0

Учебное пособие освещает актуальные проблемы развития, обработки, создания и исследования конструкционных и функциональных материалов на металлической основе.

Пособие предназначено для студентов, обучающихся по направлениям 150100 – «Материаловедение и технологии материалов» и 150400 – «Металлургия».

Глава 1 написана авторами: В. М. Фарбер, Н. В. Лежнин, В. А. Хотинов, О. В. Селиванова, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Глава 2 написана автором: М. Л. Лобанов, ООО «ВИЗ–Сталь», УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Глава 3 написана автором: В. Р. Бараз, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина».

Глава 4 написана автором: А. В. Макаров, Институт машиноведения УрО РАН, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Глава 5 написана авторами: Г. А. Салищев, С. В. Жеребцов, Белгородский государственный национальный исследовательский университет.

Глава 6 написана авторами: В. Г. Пушин, Н. Н. Куранова, А. В. Пушин, Институт физики металлов УрО РАН.

УДК 621.763(075.8) ББК 30.36я73

© Уральский федеральный университет, 2014

ISBN 978-5-7996-1089-0

ОГЛАВЛЕНИЕ

| Глава 1. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ: | |
|--|----|
| ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, | |
| МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА | 6 |
| 1.1. Введение | 6 |
| 1.2. Химический состав и получение сталей | 7 |
| 1.3. Микроструктура и дисперсные фазы сталей | 11 |
| 1.4. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности | |
| Х80 (К65) | 19 |
| Контрольные вопросы к главе 1 | 30 |
| Список библиографических ссылок к главе 1 | 31 |
| Глава 2. ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПНАЯ СТАЛЬ. ИСТОРИЯ | |
| РАЗВИТИЯ. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ | 33 |
| 2.1. Введение | 34 |
| 2.2. Электротехническая анизотропная сталь как магнитно-мягкий | |
| материал | 36 |
| 2.3. История развития электротехнической анизотропной стали и технологий | |
| ее производства | 49 |
| 2.4. Методы снижения магнитных потерь ЭАС | 64 |
| 2.5. Перспективы развития ЭАС | 68 |
| Контрольные вопросы к главе 2 | 70 |
| Список библиографических ссылок к главе 2 | 71 |
| Список рекомендуемой литературы к главе 2 | 76 |
| Глава 3. ПОВЕРХНОСТНАЯ ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА | |
| ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ | 77 |
| 3.1. Введение | 78 |
| 3.2. Структурные особенности фрикционной обработки | 81 |

| 3.3. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на структуру | |
|--|-----|
| и свойства пружинной стали мартенситного класса | 85 |
| 3.4. Фрикционное деформирование пружинной стали аустенитного класса: | |
| особенности структуры и свойств | 92 |
| 3.5. Способ фрикционной обработки длинномерных ленточных заготовок | 100 |
| Контрольные вопросы к главе 3 | 105 |
| Список библиографических ссылок к главе 3 | 106 |
| Глава 4 ФРИКЦИОННАЯ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩАЯ ОБРАБОТКА | |
| СТАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ. | 109 |
| 4.1. Ввеление | 109 |
| 4.2. Наноструктурирование сплавов железа при фрикционной обработке | |
| в условиях трения скольжения | 113 |
| 4.3. Влияние технологических параметров фрикционной обработки | |
| на накопление пластической деформации и поврежденность поверхностных | |
| слоев | 119 |
| 4.4. Упрочнение сталей при наноструктурировании поверхности | |
| фрикционной обработкой | 126 |
| 4.5. Влияние фрикционной обработки на сопротивление термическому | |
| разупрочнению закаленных сталей | 130 |
| 4.6. Влияние фрикционной обработки на износостойкость закаленных | |
| углеродистых сталей | 136 |
| 4.7. Влияние фрикционной обработки на механические свойства сталей | 140 |
| 4.8. Комбинированная деформационно-термическая обработка закаленных | |
| сталей | 143 |
| 4.9. Использование микроиндентирования для анализа поверхностей, | |
| подвергнутых фрикционной обработке | 144 |
| 4.10. Заключение | 147 |
| Контрольные вопросы к главе 4 | 150 |
| Список библиографических ссылок к главе 4 | 151 |

| Глава 5. УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛА | ВЫ: |
|---|--------|
| ПОЛУЧЕНИЕ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ | 158 |
| 5.1. Введение | 159 |
| 5.2. Методы и условия перевода в УМЗ состояние титана и его сплавов | 161 |
| 5.3. Механические свойства титана и его сплавов в УМЗ состоянии | 183 |
| 5.4. Применение титана и его сплавов с УМЗ структурой | 198 |
| Контрольные вопросы к главе 5 | 200 |
| Список библиографических ссылок к главе 5 | 201 |
| Глава 6. РАЗРАБОТКА НОВЫХ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫХ МАТЕРИА. | ЛОВ |
| С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И ТЕХНОЛОГИЙ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ | 208 |
| 6.1. Введение | 208 |
| 6.2. Типы мартенситных превращений, их обратимость | 210 |
| 6.3. Модели перестройки кристаллических структур при МП | 217 |
| 6.4. Морфологические и микроструктурные особенности мартенсита | как |
| результат аккомодации напряжений | 221 |
| 6.5. Предмартенситные явления | 225 |
| 6.6. Эффекты памяти формы | 232 |
| 6.7. Разработка объемных наноструктурных материалов с памятью фор | мы 233 |
| 6.8. Применение сплавов с эффектами памяти формы | 238 |
| Контрольные вопросы к главе 6 | 241 |
| Список библиографических ссылок к главе 6 | 242 |
| Об авторах | 245 |

Глава 1. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ: ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ, ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Ключевые слова: высокопрочные микролегированные стали, ферритобейнитная структура, дисперсные фазы, расщепления.

Основные термины и определения

Расщепления (separations) – особый тип очаговых трещин, которые могут появиться на поверхности изломов после испытаний на растяжение, ударный изгиб, статическую трещиностойкость, падающим грузом, а также при вязком распространении трещины в современных трубах большого диаметра.

Области релаксации (stress relaxation areas) – участки с крайне вязким рельефом излома вокруг расщеплений, появление которых обусловлено плосконапряженным состоянием при возникновении расщеплений.

1.1. Введение

Надежность эксплуатации сварных конструкций различного рода определяется комплексом свойств основного металла и сварных соединений. Разработка новых сталей и использование современных технологий позволили получать детали с высоким уровнем прочности, а также с максимально высоким уровнем вязко-пластических характеристик [1; 2], что привело к повышенному вниманию к обеспечению и прогнозированию эксплуатационной надежности и трещиностойкости (способности металла сопротивляться распространению).

На сегодняшний день стали класса прочности *К*65 (*Х*80), изготавливаемые по технологии контролируемой прокатки, нашли широкое применение, в частности, в строительстве магистральных газопроводов большого диаметра. Данный класс сталей отвечает современным техническим требованиям, но механические свойства могут различаться по некоторым показателям, основным из которых является трещиностойкость, вследствие некоторых отличий по химическому составу (в пределах требований *API*), технологии производства листа по режиму контролируемой прокатки и ускоренного последеформационного охлаждения.

По данным вопросам имеется ряд публикаций [1; 2], однако отсутствуют как детальные, так и обобщающие представления о связи микроструктуры, фазового состава и механических свойств сверхнизкоуглеродистых двухфазных феррито-бейнитных и феррито-артенситных сталей, а также о влиянии длительной эксплуатации на изменение механических свойств.

В этой главе рассмотрен ряд сталей, произведенных на металлургических предприятиях России, Японии и Европы: особенности их химического состава, микроструктуры, выделяющихся дисперсных фаз и комплекса механических свойств. Кроме того, выявлена связь данных характеристик для каждого производителя, а также сформулированы положения об оптимизации этих параметров.

1.2. Химический состав и получение стали

Для обеспечения надежности сварных конструкций, особенно работающих в условиях пониженных температур, наряду с высокой прочностью материала требуются высокий уровень вязкости и хорошая свариваемость. Сочетание этих свойств достигается формированием дисперсной ($d_3 = 3...5$ мкм) ферритобейнитной (феррито-мартенситной) структуры с помощью процесса контролируемой прокатки с ускоренным последеформационным охлаждением (КП + УО) и комплексного микролегирования. Стали класса прочности К65 (Х80) характеризуются очень низким содержанием углерода (С – 0,05...0,08 мас. %), относительно высоким содержанием марганца (Mn – 1,6...1,8 мас. %), кремния (Si – 0,2 мас. %), а также комплексным микролегированием (Nb + Ti + V --0,15 мас. %) главной задачей которого являются подавление роста зерна при γ-α превращении и дисперсионное упрочнение, и добавками Cu, Cr, Ni, Мо для повышения устойчивости переохлажденного аустенита по первой ступени. Как показывают исследования, добавки меди также могут привести к дисперсионному упрочнению, так как медь выделяется в чистом виде в интервале температур бейнитного превращения (550...350 °C) на дислокациях внутри ферритных и бейнитных зерен.

Уровень легирования, главным образом, ограничивается исходя из обеспечения хорошей свариваемости ($C_{3\kappa B} = 0,45$ %, $P_{cm} = 0,23$ % для сталей класса прочности К65 (X80)).

Эквивалент углерода рассчитывается по формулам:

$$CE(IIW) = C + Mn / 6 + (Cr + Mo + V + Ti + Nb) / 5 + (Ni + Cu) / 15,$$
(1.1)

$$CE(P_{cm}) = C + (Mn + Cr + Cu) / 20 + Si / 30 + Ni / 60 + Mo / 15 = V / 10.$$
 (1.2)

Важнейшую роль в формировании уровня свойств играют технологические режимы обработки: в зависимости от параметров деформационно-термической обработки свойства сталей идентичных составов могут существенно меняться.

Повышение прочности сталей при сохранении требуемого уровня пластических и вязких свойств, а также хладостойкости, возможно за счет измельчения зерна, с помощью деформационно-термической обработки – контролируемой прокаткой с ускоренным охлаждением (КП + УО).

При контролируемой прокатке (КП) регламентируются параметры температуры начала и конца горячей деформации, ее степень, дробность, распределение по температурным областям и т. д. Важным условием формирования необходимого комплекса механических свойств при деформационнотермической обработке является отыскание оптимальных режимов прокатки, сочетающих максимальную степень измельчения микроструктуры с приемлемыми усилиями и производительностью.

Ускоренное охлаждение после прокатки повышает прочность микролегированных сталей вследствие снижения температурного интервала распада аустенита с измельчением микроструктурных составляющих (феррит, бейнит) и создания большей плотности частиц МеС меньшего размера. В случае применения ускоренного охлаждения, скорость которого (во время $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения) составляет около 10...12 °C/с, имеют место эффекты термомеханической обработки, проявляющиеся через влияние структурного состояния деформированного аустенита на продукты его распада, природа которых во многом зависит от степени переохлаждения.

Микролегирующие добавки сильных карбо-, нитридообразующих элементов оказывают существенное влияние на размер структурных составляющих через повышение температуры рекристаллизации деформированного аустенита. Выделения нитридов титана TiN, формирующиеся при высоких температурах в процессе кристаллизации расплава, в определенной степени сдерживают рост

аустенитного зерна при нагреве под прокатку. Роль карбидов и карбонитридов титана и необия, формирующихся при более низких температурах, заключается в следующем:

 замедление рекристаллизации деформированного аустенита, что приводит к протеканию γ→α-превращения в нерекристаллизованном аустените.
Этому способствуют либо выделения на границах карбонитрида ниобия, либо инициированное деформацией выделение дисперсных частиц;

 измельчение зерна за счет торможения роста новой фазы дисперсными частицами вследствие их выделения в ходе превращения или в ходе деформации.

Следует отметить, что при малом содержании элементов внедрения (например, 0,002 мас. % С) ниобий находится в твердом растворе, и его влияние проявляется через замещение в растворе железа. При более высоких концентрациях углерода происходит выделение карбида (карбонитрида), что оказывает существенное влияние на измельчение зерна, а рекристаллизация задерживается на продолжительное время.

Стоит также сказать, что понятие «температура подавления рекристаллизации» носит условный характер, поскольку зависит от степени деформации в каждом проходе, от скорости, а также продолжительности междеформационной паузы и структурных факторов. Кроме того, для конкретных условий деформации следует говорить о неком интервале температур, в котором происходит переход от подавления рекристаллизации до ее полного протекания в течение рекристаллизационной паузы.

Безусловно, на кинетику влияют состав стали, степень наклепа, скорость деформации, температура и обработка.

Максимальный эффект могут оказывать мелкие частицы с достаточно большой объемной долей, сформированные элементами, имеющими низкую диффузионную подвижность в аустените, что обеспечивает их стабильно малый размер в течение продолжительного времени. Скорость роста частиц может быть описана следующим выражением:

$$r^{3} - r_{0}^{3} = 8 V^{2} \gamma CDt [9kT]^{-1}, \qquad (1.3)$$

где r – размер частиц в момент времени t, r_0 – начальный размер частиц, V – атомный объем выделений, γ – поверхностная энергия раздела «матрица/частица», C – концентрация растворенного элемента в матрице на границе с выделением, D – коэффициент диффузии.

Эффективное сопротивление рекристаллизации за счет дисперсных частиц может быть обеспечено при значительной доле выделений на малоугловых границах. При этом сила торможения выражается формулой [3]:

$$F_{pin} = 3\sigma f_{\nu} l (2\pi r^2)^{-1}, \qquad (1.4)$$

где σ – зернограничная (поверхностная) энергия в аустените, *f_v* – объемная доля частиц, *l* – размер субзерен.

Развитие нового направления в разработке сталей – *HTP* (*High Temperature Processing* – высокотемпературная обработка) – явилось закономерным следствием успешной разработки сверхнизкоуглеродистых сталей со структурой игольчатого феррита, заменивших малоперлитные композиции для обеспечения класса прочности *X*70. Концепция таких марок заключается в получении еще более дисперсной структуры ферритной матрицы, представленной в общем случае мелкими зернами полигонального (*F*) и игольчатого (*Acicular Ferrite* – *AF*) феррита, сформировавшимися при непрерывном ускоренном охлаждении и относительно низких температурах. Такая структура обеспечивает повышенную вязкость и прочность за счет наличия большого количества подвижных дислокаций в *AF* и частых границ между соседними рейками.

Увеличение доли более низкотемпературных продуктов в сверхнизкоуглеродистой стали обеспечивает баланс прочности, пластичности и вязкости основного металла, а также зоны сварного соединения, что подтверждается многими исследованиями. Результаты наблюдения распространения трещин в такой структуре показывают повышенное сопротивление границ реек.

Формирование оптимальной структуры и свойств, соответствующих X80, может происходить и в мономикролегированной Nb стали при скоростях охлаждения около 15 °C/с и при оптимальном выборе температур начала ускоренного охлаждения и его завершения. Для сталей, в которых стабильность переохлажденного аустенита обеспечивается добавками Мо и других элементов, возможно некоторое снижение скорости охлаждения, однако его температурный интервал сохраняется.

Стоит отметить, что понижение температуры конца ускоренного охлаждения сверх определенного предела приводит к некоторому снижению комплекса свойств вследствие роста напряжений в ферритной матрице, состоящей из структурных составляющих на основе низкотемпературных продуктов распада.

Таким образом, возможны различные подходы к освоению современных технологий получения высокопрочных сталей на действующем оборудовании.

Дальнейший прогресс в производстве высокопрочных сталей определяется возможностью обеспечения регламентированных режимов температурнодеформационной обработки и заданных параметров последующего ускоренного охлаждения сталей оптимального состава.

1.3. Микроструктура и дисперсные фазы сталей

Стали категории прочности К65 (Х80) обладают уникальным комплексом механических свойств, обусловленным, в первую очередь, формированием ультрамелкого зерна (~ 2...3 мкм), получаемого в результате контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения (КП и УО) [1; 2].

По микроструктуре данные стали являются двухфазными ферритобейнитными (феррито-мартенситными). В зависимости от условий окончания КП и начала УО можно выделить три принципиальных типа структур. Окончание деформации в межкритическом интервале приводит к формированию полосчатой структуры, состоящей из наклепанных зерен феррита и сдвиговых продуктов превращения (рис. 1.1 *а*). Окончание прокатки в однофазной γ -области, но с началом ускоренного охлаждения в α + γ -области, способствует выделению полиэдрического феррита (рис. 1.1 *б*). По завершении прокатки и начале УО из γ -области формируется однородная феррито-бейнитная структура (рис. 1.1 *в*) [4].

Для сталей ряда производителей в сечении, параллельном направлению прокатки листа, наблюдается выраженная полосчатость. Происхождение апериодических полос шириной 100...150 мкм связано с неоднородностью микро-

объемов по химическому составу вследствие дендритной ликвации [5]. Полосы, обогащенные углеродом и легирующими элементами, в первую очередь Mn и Mo, имеют повышенную устойчивость переохлажденного аустенита, и в них при ускоренном охлаждении после горячей прокатки листа формируется максимально большое количество сдвиговых продуктов превращения (Б + М) (рис. 1.1 г).

На более глубоком масштабном уровне практически во всех изученных сталях, в той или иной степени, наблюдаются полосы (шириной 3...15 мкм), ограниченные длинными, слегка изогнутыми границами. Они, очевидно, являются или границами вытянутых бывших аустенитных зерен, не претерпевших рекристаллизацию после окончания горячей пластической деформации листа, или границами деформационного происхождения, формирующимися в ходе контролируемой прокатки [6].





Рис. 1.1. Различные типы микроструктур после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением: *a* – бейнито-мартенситная; *б*, *в*, *г* – феррито-бейнитная

Для некоторых сталей характерно наличие участков с относительно крупными ферритными зернами (до 15 мкм) на фоне однородной дисперсной структуры. Крупные зерна феррита имеют форму, близкую к равноосной, с выпуклыми границами – их происхождение можно связать с тем, что при производстве листа по режиму контролируемой прокатки рекристаллизация аустенита не была полностью подавлена из-за пониженного содержания Nb в стали, высокой температуры окончания деформации и недостаточно большой скорости последеформационного охлаждения.

Отдельное внимание стоит уделить продуктам диффузионно-сдвигового превращения переохлажденного аустенита, формирующимся в диапазоне температур распада по второй ступени. В верхней части бейнитного превращения образуется квази-полигональный феррит, характеризующийся границами неправильной формы и повышенной плотностью дислокаций. В середине бейнитного превращения происходит формирование игольчатого и гранулярного феррита, в виде пластинок или кристаллов вытянутой формы. В низкотемпературной части интервала формируется бейнитный феррит (низкоуглеродистый бейнит) в виде блоков, состоящих из реек [4].

Распределение участков упрочняющей структурной составляющей (УСС) по объему носит либо полосчатый (рис. 1.2 б), либо блоковый характер (рис. 1.2 а). Средняя доля УСС в структуре для разных производителей составляет около 20 %, однако в некоторых сталях отмечена преимущественно сдвиговая структура.



Рис. 1.2. Различная морфология участков упрочняющих структурных составляющих: *а* – в виде блоков, *б* – в виде полос

Также в сталях, произведенных по технологии контролируемой прокатки, может содержаться до 5% перлита, который, как правило, имеет вырожденный вид.

Электронномикроскопические исследования показывают (рис. 1.3, 1.4), что внутри зерен феррита исследованных сталей наблюдается повышенная плотность дислокаций ($\rho_{\rm d} \sim 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), унаследованных от горячедеформированного аустенита, а также возникших в ходе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. В реечной структуре дислокации распределены сравнительно однородно (рис. 1.3 *a*), а в зернах полиэдрического феррита они стремятся сформировать субграницы (рис. 1.3 *б*).



Рис. 1.3. Распределение дефектов в феррито-бейнитной структуре: *а* – феррит + УСС; *б* – дислокации в зерне феррита

Внутри зерен феррита обнаруживаются дисперсные выделения двух морфологических типов:

1) сравнительно крупные частицы размером около 200...400 нм, имеющие форму, близкую к ограненной или округлой, тяготеющие к границам зерен (Ана рис. 1.4);

2) наиболее дисперсные выделения размером меньше 10...15 нм, расположенные на линиях дислокаций (на рис. 1.4, 1.5).



Рис. 1.4. Тонкая микроструктура стали после КП и УО: ↑–выделения I типа; ↓ – выделения II типа; ↓ – выделения цементита

Снять микроэлектронограммы с этих частиц в фольге и определить фазовый состав довольно сложно, поэтому их идентификация проводится на экстракционных репликах (см. ниже).

В некоторых микрообъемах наблюдаются вытянутые кристаллы второй фазы длиной примерно 1 мкм, шириной – 0,1 мкм ([‡] на рис. 1.4). Расчет электронограмм, снятых с подобных областей по методу поликристалла, показывает, что они содержат интерференционные линии феррита и цементита. При этом отличительной особенностью дифракционной картины цементита является линия с межплоскостным расстоянием 1,96 Å. Скопление подобных выделений цементита можно интерпретировать как вырожденный перлит (рис. 1.5 *в*). Продукты низкотемпературных сдвиговых превращений (бейнит, мартенсит) представляют собой рейки толщиной 1...2,5 мкм (рис. 1.4). Они имеют прямые (плоские) границы и повышенную плотность дислокаций ($\rho_{\rm a} \sim 1.10^{11}$ см⁻²).

Кроме того, в структуре присутствуют участки (островки), зажатые между ферритными зернами. Индицированием микроэлектронограмм, снятых с этих участков, и переводом в темнопольное изображение можно установить, что они имеют ГЦК-решетку, т. е. являются островками остаточного аустенита.

Выделения дисперсных частиц в упомянутых сталях, захваченные в реплики, представлены на рис. 1.5, 1.6.

На рис. 1.5 *а* видно, что выделения дисперсных фаз имеют различную морфологию. Плотность частиц в отдельных микрообъемах весьма низка, а в

областях, где имеется их повышенное количество, они распределены сравнительно однородно. Крупные частицы неправильной ограненной или округлой формы располагаются в виде скоплений.

На репликах имеются вытянутые области длиной более 2,5 мкм и шириной ~1 мкм, в которых частицы практически отсутствуют (*G* на рис. 1.6 *a*). Согласно наблюдениям структуры на тонких фольгах (рис. 1.4), такие области, вероятно, представляют собой кристаллы мартенсита, сформировавшиеся в интервале температур (≤ 350 °C), когда выделение дисперсных частиц невозможно (минимальная температура образования выделений на основе меди ~350 °C, а карбонитридных фаз типа Nb, Ti(C, N) ~650 °C) [7; 8].

На рис. 1.6 δ приведено темнопольное изображение в свете участка 1 на наиболее интенсивном интерференционном кольце 111_{Cu} и на электронограмме. Видно, что в отражающем положении находится большое число крайне дисперсных частиц, расположенных, в основном, однородно по объему металла. Их можно интерпретировать как дисперсные выделения меди (ε -фазы) на линиях дислокаций.







Рис. 1.5. Дисперсные выделения в стали (реплика):

a – микроструктура; δ – темнопольное изображение, снятое с области Γ , полученное в свете рефлекса $200_{\text{Nb}, \text{Ti}(C, \text{N})}$; s – микроструктура

Данные по размеру крупных частиц носят неполный характер. Статистику по размерам мелких частиц можно считать более объективной, поскольку крупные частицы размером больше 0,2 мкм (200 нм) не захвачены в реплику. Это связано с применением неглубокого травления с целью извлечь из сравнительно неглубокого слоя металла наиболее дисперсные частицы.

Анализ электронограмм, снятых с выделений дисперсных фаз в различных сталях, показывает, что они весьма подобны. Их индицирование уместно продемонстрировать на примере электронограммы (рис. 1.6 *в*), содержащей наиболее полную дифракционную картину. Она имеет вид интерференционных колец, состоящих из отдельных сливающихся рефлексов от совокупности хаотически ориентированных частиц.





б

Рис. 1.6. Дисперсные выделения в стали (реплика):

а – микроструктура;

 δ – темнопольное изображение с области Е, полученное в свете участка 1 на интерференционном кольце $111_{Cu} (200_{Ti(C, N)});$ e – электронограмма



в

При анализе электронограммы на рис. 1.6 *в* можно выделить несколько линий, однозначно характеризующих чистую медь (ε -фазу с ГЦК-решеткой и периодом *a* = 3,62 Å) и комплексный карбонитрид Ti(Nb)C,N [7]. Линии с межплоскостными расстояниями 2,44 Å и 1,49 Å являются отличительными для карбонитрида ниобия, обогащенного Ti [7]. Линия, отвечающая межплоскостному расстоянию 1,79 Å, принадлежит исключительно меди (ε -фазе). Для карбонитридных фаз линии с такими межплоскостными расстояниями отсутствуют. Остальные линии могут одновременно принадлежать меди и карбонитрид Ti(Nb)C,N.

Микрорентгеновский спектральный анализ химического состава выделений, проведенный на тех же репликах, подтверждает, что частицы первоготипа неправильной ограненной или округлой формы, размером 400...500 Å, являются сложными карбонитридами с переменным отношением Nb/Ti. Они, очевидно, выделяются в ходе горячей деформации и при последующем охлаждении, в диапазоне температур 1200...700 °C, по границам вытянутых зерен аустенита или в их объеме на линиях дислокаций.

Поскольку титан является более сильным карбонитридобразователем, чем ниобий, то в верхней части интервала температур $T \sim 1200...1000$ °C происходит выделение частиц карбонитридов, обогащенных Ti (Nb/Ti = 0,5) (табл. 1.1). Они имеют ограненную форму и максимально возможный размер. При охлаждении атомы титана постепенно замещаются в решетке карбонитридов атомами ниобия, о чем говорит повышение отношения Nb/Ti \geq 7 (табл. 1.1).

Микроспектральный анализ подтверждает, что частицы второго типа, размером 100...200 Å, являются выделениями меди (ε-фазы). Согласно спектрограммам, содержание меди в локальных объемах меняется от минимального (~ 3 %) до максимального (~ 20 %) (минимальное значение принималось за уровень фона, возникающего из-за подсвечивания атомов меди от деталей конструкции прибора). Значительное превышение над уровнем фона количества меди в других областях позволяет считать, что дисперстные частицы являются ε-фазой, как это и установлено из расчета электроннограмм, снятых с них.

| Данные ко | личественного р | ентгеноспек | трального а | анализа | содержания | эле- |
|-----------|-----------------|---------------|-------------|---------|------------|------|
| | ментов (вес. %) |) в локальных | х областях | реплик, | , | |
| | _ | | | | | |

| Производитель | Участок | V | Cr | Cu | Ti | Nb | Nb/Ti |
|---------------|---------|------|------|-------|------|------|-------|
| A | 1 | _ | _ | 5,33 | 0,99 | 7,37 | 7,4 |
| | 2 | 0,25 | 0,77 | 11,03 | 0,33 | 2,53 | 7,6 |
| В | 1 | _ | 0,39 | 9,55 | 2,58 | 1,85 | 0,5 |
| | 2 | _ | 0,17 | 9,34 | | - | - |

от образцов сталей производителей А и В

В стали А обнаружены локальные области, содержащие 0,10...0,25 % вес. ванадия. Это свидетельствует о наличии в данной стали частиц карбида ванадия, однако по размеру и форме частицы VC неотличимы от частиц ε-фазы.

1.4. Особенности разрушения трубных сталей класса прочности Х80 (К65)

Важной особенностью этих сталей является, наряду с высокими прочностными свойствами, крайне высокий уровень трещиностойкости.

Наиболее распространенным методом оценки ресурса вязкости материала является построение сериальных кривых по данным испытаний ударной вязкости, чаще всего на образцах Шарпи, при различных температурах, а для толстолистового материала – испытания падающим грузом (ИПГ). Кроме расчета энергетического параметра – удельной работы разрушения образца (*KCV*) – проводится анализ поверхности изломов, что повышает объективность и снижает возможность инструментальных ошибок.

Отсюда в ряде отечественных и зарубежных нормативных документов, кроме условия минимального уровня ударной вязкости материала, заложено требование по параметрам поверхности изломов. Например, для горячекатаного проката (листа, труб, профилей) – по доле волокнистой (сдвиговой) составляющей в изломе.

Фрактографический анализ изломов включает в себя выделение зон на поверхности разрушения: $L_{\rm C}$ – сдвиговой (стабильного роста магистральной трещины) и $L_{\rm B}$ – волокнистой, где, как и в зоне $L_{\rm C}$, происходит преимущественно вязкое разрушение (рис. 1.7) [9]. Замер их величины проводится в направлении распространения магистральной трещины на фрактограммах, полученных при десятикратном увеличении.



Рис. 1.7. Поверхность разрушения ударного образца, х3: *а* – макроструктура излома; *б* – схема расположения зон и расщеплений в изломе

Фрактографические исследования поверхностей изломов образцов Шарпи, вырезанных из металла различных производителей, показывают, что эти образцы имеют поверхность разрушения, характерную для очень вязких материалов. В частности, при разрушении происходит формирование сдвиговой зоны *L*_C (рис. 1.7), нетипичной для конструкционных сталей.

Хотелось бы отметить, что столь высокая вязкость этих сталей приводит к некоторым трудностям в определении трещиностойкости материала традиционными методами, так как образцы Шарпи не полностью разрушились, иногда даже при температурах испытания – 60 °C. Поэтому актуальным становится вопрос о поиске альтернативных способов оценки данного параметра.

Оценка размера зон показывает, что чувствительными к температуре испытания ($T_{\rm исп}$), а следовательно, к свойствам исследуемого материала (поведению в нем при нагружении различного рода дефектов), являются размеры зон однородного ($L_{\rm C}$), волокнистого ($L_{\rm B}$) разрушения и губ среза (λ). Их изменение с понижением $T_{\rm исп}$ коррелирует с падением *KCV*.

В качестве одного из критериев вязкого разрушения, позволяющего оценить вероятность остановки вязкой трещины в трубах, можно рассмотривать параметр L_C/B – относительную величину сдвиговой зоны в изломах образцов Шарпи, поскольку доминирующий вклад в торможение и остановку вязкой трещины вносит сдвиговая зона разрушения. Отношение линейных размеров зон к высоте образца в месте надреза (B) не зависит от его размера, т. е. обладает свойством подобия.

Исследования показали, что для разных производителей характерна разная динамика изменения значения относительного размера сдвиговой зоны (*L*_B/*B*) при различных температурах испытания.

При рассмотрении соотношений размеров зон на поверхности изломов образцов разных сталей после сериальных испытаний видно, что при $T_{\rm исп}$ до -40 °C параметры всех зон у образцов сохраняют постоянные значения.

При дальнейшем понижении $T_{\rm исп}$ до -60 °C происходит резкий скачок (~ 30 %) размеров зон: снижение $L_{\rm C}$ при примерно пропорциональном росте $L_{\rm B}$ по сравнению с таковыми при $T_{\rm исп} = -40$ °C. При этом ($L_{\rm C} + L_{\rm B}$) остается приблизительно на том же уровне, но отношение $L_{\rm B}/L_{\rm C}$ возрастает почти в 2 раза.

Это позволяет заключить, что имеется критическая температура (-60 °C), при которой доминирующую роль в вязком разрушении начинает играть распространение магистральной трещины в волокнистой зоне.

При данной критической температуре (назовем $T_{\rm kp}$) относительная величина $L_{\rm C}/B$ составляет 22...25 % (B – высота образца в месте надреза). В [9] $T_{\rm kp}$ отожествляется для высоковязких ферритных сталей с температурой вязкохрупкого перехода ($T_{\rm xp}$), с чем согласиться нельзя, поскольку, как будет показано дальше, для сталей класса К65 (X80) $T_{\rm xp}$ располагается заметно ниже.

Размер зон Θ и L_{d} практически не изменяется с T_{ucn} , тогда как уменьшение размера губ среза λ при снижении T_{ucn} коррелирует с падением L_{C} . В размер этих трех зон вносит вклад инструментальный фактор [10]: вследствие близости поверхности в этих зонах формируется плоское напряженное состояние, как и в зоне Θ , что обеспечивает даже в образцах с пониженной вязкостью разрушение по сдвиговому механизму.

 $L_{\rm C}$ и $L_{\rm B}$ «прикрыты» со всех сторон этими зонами, так что они в наибольшей степени отражают свойства испытуемого материала. Отсюда вытекает, что $L_{\rm C}/B$ может трактоваться как фрактографический критерий вязкого разрушения, позволяющий оценить возможность торможения и остановки вязкой трещины. Допустимо ожидать корреляции между L_C/B и *KCV*, исходя из следующих моментов:

– величины Θ и $L_{Д}$ – практически константы, поскольку слабо зависят от $T_{\text{исп}}$ и дают постоянный вклад в величину *KCV*;

- значения $L_{\rm C}$, $L_{\rm B}$ и λ со снижением $T_{\rm исп}$ изменяются почти пропорционально ($L_{\rm C}$ и λ падают при росте $L_{\rm B}$).

На рис. 1.8 представлено поле корреляции $KCV - L_C/B$ для образцов из исследованных сталей. Для повышения статистической достоверности (увеличения объема выборки) здесь приведены характеристики образцов тех же сталей, термообработанных по режимам:

1) закалка после неполной аустенитизации ($T_{\rm H}$ = 860 °C, $\tau_{\rm H}$ = 0,5 ч);

2) ступенчатая закалка ($T_{\rm H} = 860$ °C, $\tau = 0.5$ ч + переохлаждение на 680 °C с изотермической выдержкой 2...10 мин + охлаждение в воде);

3) нагрев в межкритический интервал температур ($T_{\rm H} = 750$ и 800 °C,

 $\tau = 0.5$ ч с последующим охлаждением в воде или на воздухе).

Как видно на рис. 1.8, проведение термообработки по всем изученным режимам, кроме прямой закалки с 860 °С, привело к заметному снижению KCV и $L_{\rm C}/B$ сталей, что позволяет изучить структурные состояния не только после контролируемой прокатки.

Экспериментальные точки на рис. 1.8 можно отобразить в виде двух полос разброса, расположенных выше и ниже $L_C/B = 22$ % и описываемых, соответственно, уравнениями регрессии:

$$KCV = 153 + (4,2 \pm 0,1) L_{\rm C}/B,$$
 (1.5)

$$KCV = 71 + (8,0 \pm 0,1) L_{\rm C}/B,$$
 (1.6)

где KCV в Дж/см², L_C/B в %.



Рис. 1.8. Соотношение между KCV и L_C/B

Высокие значения среднеквадратичного отклонения свидетельствуют об удовлетворительной корреляции между рассматриваемыми параметрами.

Из уравнений (1.5) и (1.6) следует, что увеличение L_C/B на 1 % обеспечивает прирост *KCV* на ~ 4,2 Дж/см² (при $L_C/B > 22$ %) и на ~ 8 Дж/см² (при $L_C/B < 22$ %). Последнее реализуется при более низких температурах испытаний или в состояниях с пониженной вязкостью.

Наконец, при $KCV \le 80 \text{ Дж/см}^2$ зона вязкого разрушения в изломе практически исчезает ($L_C/B \approx 1...2$ %), что соответствует вязкохрупкому переходу. У термообработанных образцов сталей такой переход наблюдается при T_{ucn} = -40 °C и даже -10 °C (после обработки в МКИ), а для металла листов, полученных КП, при T_{ucn} ниже -80 °C.

Использование критерия $L_C/B > 22 \%$ при $T_{\rm исп} = -40$ °C дает возможность оценки трещиностойкости на недоломанных образцах, часто встречающихся при ударных испытаниях высоковязких сталей. Эта проблема, обусловленная физической природой исследуемого материала и самой методикой испытаний, не поддается решению инструментальным путем: увеличением мощности копра (повышением скорости падения маятника или его массы), изменением геометрии образца или надреза на нем. Фрактографический анализ позволяет

определять ресурс вязкости сталей на образцах даже малого размера (L_C/B отвечает принципу подобия) на копрах сравнительно невысокой мощности, поскольку недоломанная область образцов Шарпи обычно приходится на зону L_{Π} .

Второй особенностью данного класса сталей является образование в изломе образцов и изделий вторичных трещин расщеплений (РЩ), распространяющихся перпендикулярно плоскости магистральной трещины.

РЩ называют особый тип очаговых трещин, которые могут появиться на поверхности изломов после испытаний на растяжение, ударный изгиб, статическую трещиностойкость, падающим грузом, а также при вязком распространении трещины в современных трубах большого диаметра [11–15].

Возникновение РЩ в современных сталях, в большинстве случаев, не связано с неметаллическими включениями в стали, а обусловлено особенностями формирования микроструктуры при прокатке листа [12–15], что определяет их строго определенную ориентацию вдоль направления прокатки листа (рис. 1.9 *a*).

В изломе образцов Шарпи и компактных образцов, применяемых для исследования статической трещиностойкости, РЩ, как правило, находятся целиком в волокнистой зоне *L*_B и редко «заходят» в сдвиговую зону или зону усталостной трещины (рис. 1.9).







Рис. 1.9. Расщепления на поверхности разрушения: *а* – трубы после полигонных испытаний; *б* – образца Шарпи после испытаний на ударный изгиб; *в* – компактного образца после испытаний на трехточечный изгиб