

МЕТАЛЛУРГ

4.2017

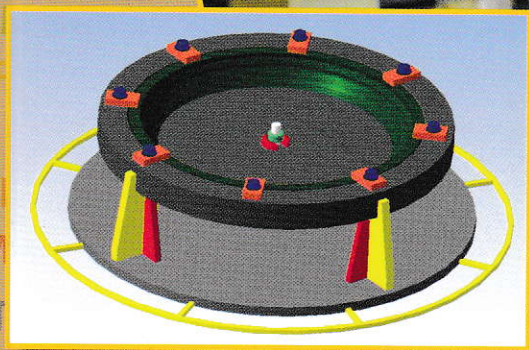
НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ПРОИЗВОДСТВО ОБОРУДОВАНИЕ ПОКРЫТИЯ КОНФЕРЕНЦИИ
ИНФОРМАЦИОННЫЕ ПРОКАТ ТРУБЫ СВЯЗЬ ПОКРЫТИЯ МЕДЬ
ТЕХНОЛОГИИ СТАЛЬ ЧУГУН АВТОМАТИЗАЦИЯ ТРУБЫ
СВЯЗЬ ЭКОНОМИКА СТАЛЬ НАУКА БЕЗОПАСНОСТЬ ЧУГУН

ТЕХНИКА НАУКА В ОТРАСЛИ
ПРОФЕССИОНАЛЬНАЯ ИНФОРМАЦИЯ
ПОДГОТОВКА



ТЕХНО
СТА
ЭКОН
ПРОИ
МЕДЬ
ЧУ
СЕМИНА
СТАЛЬ
ЧУГУН



ЭНЕРГОСБЕРЕЖЕНИЕ БЕЗОПАСНОСТЬ В ОТРАСЛИ
ТРУБЫ РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ МЕДЬ
ПРЕЗЕНТАЦИЯ ИНФОРМАЦИЯ ПРЕЗЕНТАЦИЯ

Semenov Yu.S., Shumel'chik E.I., Gorupakha V.V., Nasledov A.V., Kuznetsov A.M., Zubenko A.V.
Monitoring state of BF lining within five years of its operation

Makarov A.N. Changing arcs efficiency during melting in EAF

Gromov V.E., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V. Analysis of mechanisms of strain hardening of steel with bainite structure

Bogatov A.A., Pavlov D.A. Investigation of strain state of metal during reduction of workpiece in three-roll screw-rolling mill

Non-Ferrous Metallurgy

Babkin V.G., Kukartsev V.A., Cherepanov A.I., Arkhipov G.V., Savina A.N. Influence of structure and properties of cast iron thimble on quality of contact with carbon anode of aluminum cells

Belyaev S.V., Kulikov B.P., Deev V.B., Baranov V.N., Rakhuba E.M. Analysis of hydrogen content at key stages of flat ingots manufacturing from low-alloy aluminum alloys

Ignat'ev I.E., Krymskii V.V., Kotenkov P.V., Balakirev V.F., Pastukhov E.A., Ignat'eva E.V. Joint electro-impulse and low-frequency treatment of metal melt

Coatings • Composites

Vinogradov V.P., Levenkov V.V., Papshev A.A., Markov P.E. Comparative laboratory tests of methane sulfonate and sulfamic electrolytes for tinning tinplate

Brief Reports

Vasilevskii P.A., Zheleznyak L.M., Bekmansurov R.R. Production of electric purpose profiles at rolling-drawing mill

New State Standard has been adopted

HISTORY OF METALLURGY

Veterans do not get older in soul

METALLURGIST-INFO

Events in Figures and Facts.
Prepared by A.M. Nemenov

48 Семенов Ю.С., Шумельчик Е.И., Горупаха В.В., Наследов А.В., Кузнецов А.М., Зубенко А.В.
Контроль состояния футеровки доменной печи в течение пяти лет ее эксплуатации

55 Макаров А.Н. Изменение КПД дуг в процессе плавки в дуговых сталеплавильных печах

59 Громов В.Е., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф., Аксёнова К.В. Анализ механизмов деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой

66 Богатов А.А., Павлов Д.А. Исследование деформированного состояния металла при обжатии заготовки в трехвалковом стане винтовой прокатки

Цветная металлургия

71 Бабкин В.Г., Кукарцев В.А., Черепанов А.И., Архипов Г.В., Савина А.Н. Влияние структуры и свойств заливочного чугуна на качество контакта с угольным анодом алюминиевых электролизеров

78 Беляев С.В., Куликов Б.П., Деев В.Б., Баранов В.Н., Рахуба Е.М. Анализ содержания водорода на основных этапах изготовления плоских слитков из низколегированных алюминиевых сплавов

83 Игнатьев И.Э., Крымский В.В., Котенков П.В., Балакирев В.Ф., Пастухов Э.А., Игнатьева Е.В. Совместная низкочастотная и электроимпульсная обработка металлического расплава

Покрyтия • Композиты

87 Виноградов В.П., Леженков В.В., Папшев А.В., Марков П.Е. Сравнительные лабораторные испытания метансульфонового и сульфаминового электролитов лужения жести

Краткие сообщения

96 Василевский П.А., Железняк Л.М., Бекмансуров Р.Р. Производство профилей электротехнического назначения на прокатно-волочильном стане

99 Принят новый ГОСТ

ИСТОРИЯ МЕТАЛЛУРГИИ

101 Не стареют душой ветераны

МЕТАЛЛУРГ-ИНФО

103 События в цифрах и фактах.
Подготовил А.М. Неменов

УДК 669.112.227:539.4.015

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

© Громов Виктор Евгеньевич¹, д-р физ.-мат. наук (gromov@physics.sibsiu.ru);

Никитина Елена Николаевна¹; Иванов Юрий Федорович^{2,3}, д-р физ.-мат. наук (yuf55@mail.ru);

Аксёнова Кристина Владимировна¹ (alsaraeva_kv@physics.sibsiu.ru)

¹ ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет». Россия, г. Новокузнецк

² ФГБН «Институт сильноточной электроники СО РАН». Россия, г. Томск

³ ФГАОУ ВО «Научно-исследовательский Томский политехнический университет». Россия, г. Томск

Статья поступила 15.05.2015 г.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен анализ деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой. Рассмотрены вклады в упрочнение, обусловленные трением решетки, внутрифазными границами, дислокационной субструктурой, карбидными фазами, атомами легирующих элементов, дальнедействующими полями напряжений. Установлено, что наибольший вклад дает субструктурное и твердорастворное упрочнение. Причина разупрочнения стали при больших степенях деформации связана с активацией процесса деформационного микродвойникования.

Ключевые слова: бейнит; механизмы упрочнения; микродвойникование.

В последние годы внимание исследователей в области физического материаловедения привлечено к изучению особенностей бейнитного превращения в сталях [1–3]. Благодаря высоким служебным характеристикам стали с бейнитной структурой широко используются в производстве труб большого диаметра, энергетике, автомобилестроении, производстве рельсов и т.д. [4, 5].

Бейнитные стали, в силу особенностей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, обладают сложной многофазной структурой, формирующейся в результате наложения сдвигового и диффузионного механизмов превращения [6, 7]. К основным факторам, определяющим свойства стали с бейнитной структурой, можно отнести: наличие в кристаллической решетке железа атомов углерода и легирующих элементов; границы зерен, пакетов, кристаллов бейнита; частицы цементита; включения остаточного аустенита; дислокации и обусловленные структурным состоянием поля внутренних напряжений. Знание количественных закономерностей и механизмов деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой позволяет целенаправленно управлять структурно-фазовыми состояниями стали и ее механическими свойствами [8].

Цель настоящей работы – оценка и анализ эволюции механизмов упрочнения конструкционной стали с бейнитной структурой на различных стадиях ее деформирования.

В качестве материала исследования была использована конструкционная сталь 30Х2Н2МФА [9]. Термическая обработка заключалась в нагреве до температуры 960 °С, выдержке в течение 1,5 ч и охлаждении на воздухе. Для исследования поведения стали при деформировании изготавливали образцы – столбики размерами 4×4×6 мм³. Испытания стали проводили при комнатной температуре одноосным сжатием со скоростью $\approx 7 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ на испытательной машине типа Инстрон-1185 при автоматической записи нагрузки и удлинения. При сжатии образцов, особенно при больших степенях деформации, существенными становятся силы трения на торцевых поверхностях. Для снижения влияния сил трения использовали графитовую смазку или прокладки из фильтровальной бумаги, пропитанной парафином. Записанные кривые деформации в координатах «нагрузка (P) – полное удлинение (Δl)» пересчитывали и перестраивали в зависимости «истинное напряжение (σ) – истинная деформация (ϵ)». Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг. Методики определения параметров структуры по электронно-микроскопическим снимкам подробно описаны в работах [10–13]. Фрагменты пластин бейнита выявляли методами ПЭМ-анализа структуры стали. Определение размеров фрагментов осуществляли в соответствии с методиками ста-

тистического анализа [10–13]. Идентификацию фазового состава (структура нижнего бейнита) осуществляли по морфологическим признакам, подробно изложенным в работе [14]. Идентификацию карбидной фазы осуществляли также методами темнопольного ПЭМ-анализа с последующим индентированием микроэлектроннограмм по методике, подробно изложенной в работах [10–13]. Содержание углерода в кристаллической решетке стали определяли исходя из результатов рентгенофазового анализа. Для этого определяли параметры кристаллической решетки стали и по выражениям

$$a = a_0 - \beta p; \quad c = a_0 + \alpha p; \quad c/a = 1 + \gamma p,$$

(где a_0 0,2866 нм – период решетки α -железа; p – содержание углерода, мас. %; $\alpha = 0,0166 \pm 0,002$; $\beta = 0,0013 \pm 0,002$; $\gamma = 0,046 \pm 0,001$), предложенным в работе [15], проводили количественные оценки концентрации углерода в кристаллической решетке материала.

Исходная структура исследуемой стали и параметры, характеризующие поведение структуры стали при деформации, рассмотрены и описаны в работах [16–18]. Как уже отмечалось выше, характерной чертой бейнитного превращения ста-

ли является формирование многофазной структуры, представленной α -фазой (твердый раствор на основе ОЦК-решетки), γ -фазой (остаточный аустенит, твердый раствор на основе ГЦК-решетки) и карбидом железа (в низко- и среднеуглеродистых сталях – цементит) [6, 7].

В результате $\gamma \rightarrow \alpha$ бейнитного (промежуточного) превращения в стали формируется структура пластинчатого типа. Размеры кристаллов феррита существенно различаются: продольные размеры изменяются в пределах от размера зерна (десятки микрон) до единиц микрон; поперечные размеры – от единиц до десятых долей микрон. Пластины феррита фрагментированы, т.е. разбиты на области, разделенные малоугловыми границами. Деформация стали вплоть до разрушения образцов не приводит к изменению размеров зерен и пластин феррита, но заметным образом сказывается на размерах фрагментов. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению средних продольных размеров фрагментов, поперечные размеры фрагментов ограничены границами пластин феррита и при деформации практически не изменяются (рис. 1, а, кривая 1).

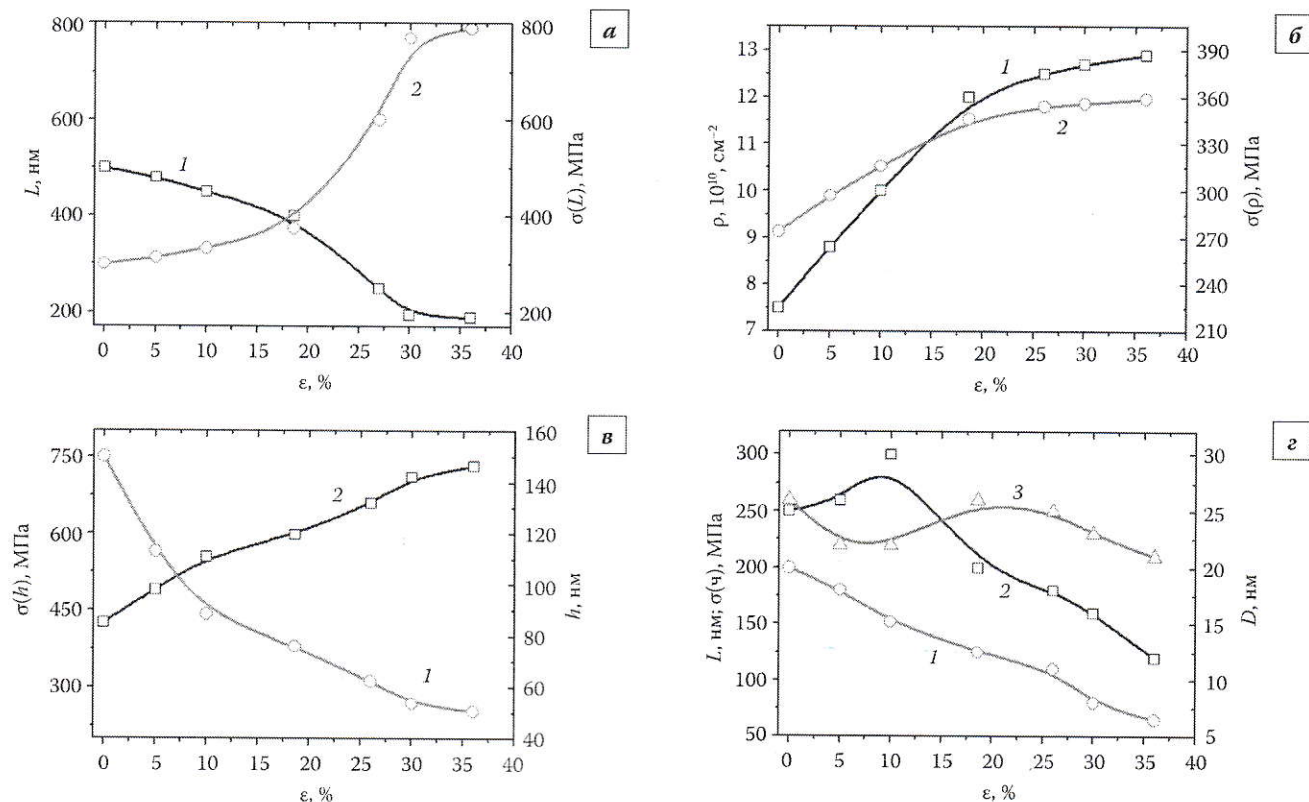


Рис. 1. Зависимость от степени деформации ϵ : а – средних продольных размеров фрагментов L (1) и вклада в напряжение течения от границ фрагментов $\sigma(L)$ (2); б – скалярной плотности дислокаций ρ (1) и вклада в напряжение течения от дислокаций «леса» $\sigma(\rho)$ (2); в – средних поперечных размеров контуров h (1) и вклада в напряжение течения от дислокаций «леса» $\sigma(h)$ (2); г – величины продольных L (1) и поперечных D (2) размеров частиц цементита, а также вклада частиц цементита в напряжение течения $\sigma(c)$ (3)

Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами пластин и фрагментов) можно оценить, используя выражение [19]

$$\sigma(L) = \sigma_0 + kL^{-m}, \quad (1)$$

где $m = 1$ или $1/2$; L – эффективный размер пластин феррита и фрагментов, определяемый эффективной длиной плоскости скольжения в пластине. Установлено, что при $m = 1$ $k = 0,015–0,01$ МПа·м; при $m = 1/2$ $k = 0,2–0,98$ МПа·м^{1/2} [19, 20].

Зависимость величины вклада границ фрагментов в деформационное упрочнение стали с бейнитной структурой от степени деформации представлена на рис. 1, а, кривая 2. При расчетах использовали следующие значения параметров, входящих в уравнение (1): L – средний продольный размер фрагментов; $k = 0,015$; $m = 1$. Отчетливо видно, что с увеличением степени деформации величина упрочнения стали границами фрагментов увеличивается в пределах от 330 до 790 МПа (см. рис. 1, а, кривая 2), что обусловлено уменьшением средних размеров фрагментов (см. рис. 1, а, кривая 1).

В уравнении (1) σ_0 – напряжение трения кристаллической решетки материала (напряжение, необходимое для движения дислокаций, например, напряжение Пайерлса для чистых металлов). Следовательно, σ_0 существенно зависит от степени чистоты материала и величины его наклепанности. Для теоретически чистого материала $\sigma_0 = 17$ МПа. Экспериментально определенные значения σ_0 изменяются в пределах 27–60 МПа [19, 21]. Для сталей обычно используется $\sigma_0 = 30–40$ МПа.

В пластинах феррита, сформировавшихся в результате сдвигового (мартенситного) механизма превращения, выявляется дислокационная субструктура сетчатого типа с относительно высокой ($\approx 7 \cdot 10^{10}$ см⁻²) скалярной плотностью дислокаций. Пластическая деформация стали сопровождается ростом скалярной плотности дислокаций (рис. 1, б, кривая 1). При этом тип дислокационной субструктуры не изменяется.

Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации, т.е. напряжение течения σ связано с плотностью дислокаций следующим образом [15, 20, 21]:

$$\sigma = \sigma_{01} + m_1 \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (2)$$

где σ_{01} – напряжение течения недислокационного происхождения (обусловленное иными механизмами упрочнения); ρ – средняя (скалярная) плотность дислокаций; m_1 – ориентационный фактор Шмида; $\alpha = 0,1–0,51$ – параметр, харак-

теризующий величину междислокационных взаимодействий; $G \approx 80$ ГПа – модуль сдвига стали; $b = 0,25$ нм – вектор Бюргерса дислокации. Для сталей с учетом ориентационного фактора m_1 обычно принимают $m_1 \alpha \approx 0,5$.

На рис. 1, б (кривая 2) приведена зависимость величины вклада, определяемого скалярной плотностью дислокаций, в деформационное упрочнение исследуемой стали от степени деформации. Видно, что с увеличением степени деформации стали величина такого вклада возрастает пропорционально росту скалярной плотности дислокаций, изменяясь в пределах 280–360 МПа.

Существенное влияние на предел текучести при деформационном упрочнении кристаллических материалов оказывают дальнедействующие поля внутренних напряжений. Применение метода дифракционной электронной микроскопии позволяет анализировать величину внутренних напряжений по параметрам изгибных экстинкционных контуров [22].

Процедура оценки величины полей внутренних напряжений сводится к определению градиента кривизны-кручения кристаллической решетки χ [22, 23]

$$\chi = \partial\varphi/\partial\ell = 0,017/h, \quad (3)$$

где h – поперечный размер изгибного контура экстинкции, $\partial\varphi$ – изменение ориентировки отражающей плоскости фольги, $\partial\ell$ – перемещение изгибного контура.

Далее оценивается величина избыточной плотности дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ + \rho_-$ (ρ_+ и ρ_- – плотность положительно и отрицательно заряженных дислокаций) [23]

$$\rho_{\pm} = \frac{1}{b} \frac{\partial\varphi}{\partial\ell}. \quad (4)$$

Величину дальнедействующих полей внутренних напряжений оценивают исходя из соотношения [24]

$$\begin{aligned} \sigma(h) &= Gb\sqrt{\rho_{\pm}} = Gb\sqrt{1/b\varphi/\partial\ell} = \\ &= G\sqrt{0,017b/h}, \end{aligned} \quad (5)$$

где h – поперечный размер изгибного экстинкционного контура.

Выполненные в настоящей работе исследования показали, что средние поперечные размеры контуров уменьшаются с ростом степени деформации стали (рис. 1, в, кривая 1). В соответствии с выражением (5), величина дальнедействующих полей внутренних напряжений будет увеличиваться (рис. 1, в, кривая 2).

Бейнитная сталь характеризуется присутствием в структуре частиц цемента. Поведение

ние (качественное и количественное) карбидной фазы стали при пластической деформации подробно рассмотрено в статьях [16–19]. Частицы карбидной фазы препятствуют движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала, рассчитываемому по формуле (6)

$$\sigma_y = \sigma_{01} + \sigma(\epsilon). \quad (6)$$

Упрочнение стали существенным образом зависит от того, какие частицы присутствуют в материале – когерентные или некогерентные. Принимая критический для «перерезания» дислокациями частиц размер $D_{кр}$ равным [19–21, 23]

$$D_{кр} = 4G_m b_m^2 / 0,33 p_b G_b, \quad (7)$$

где G_m – модуль сдвига матрицы (в нашем случае это модуль сдвига стали G); b_m – вектор Бюргерса дислокации, движущейся в матрице; G_b – модуль сдвига частицы, b_b – вектор Бюргерса дислокации, движущейся в частице.

Находим, что для большинства карбидных частиц, выделяющихся в стали, размер $D_{кр} \leq 5$ нм. Частицы большего размера не перерезаются движущимися дислокациями.

Выполненные в настоящей работе структурно-фазовые исследования показывают, что в стали с бейнитной структурой присутствуют частицы цементита, размеры которых перед деформацией стали превышают $D_{кр}$ (рис. 1, з, кривые 1 и 2). Следовательно, упрочнение стали при деформации, учитывающее присутствие частиц цементита, следует оценивать, используя соотношения, полученные для некогерентных выделений [19–21, 23]

$$\sigma_{op} = M \frac{m G_m b}{2\pi(\lambda - D)} \Phi \ln \left(\left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right), \quad (8)$$

где $M = 0,81–0,85$ – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице; $m = 2,75$ – ориентационный множитель для материалов с ОЦК-решеткой; λ – среднее расстояние между частицами; D – средний размер частиц; $\Phi = 1$ для винтовой и $\Phi = (1-\nu)^{-1}$ для краевой дислокации; ν – коэффициент Пуассона матрицы.

На рис. 1, з (кривая 3) для стали с бейнитной структурой приведена зависимость величины вклада частиц цементита в напряжение течения от степени деформации. Видно, что величина этого вклада изменяется сложным образом в пределах 210–260 МПа, что может быть обусловлено процессами растворения и повторного выделения частиц цементита при деформации стали.

Внедрение атомов углерода в кристаллическую решетку приводит к ее асимметричному искажению, что способствует существенному

упрочнению стали. Упрочнение стали при образовании твердых растворов внедрения обычно определяется, во-первых, несоответствием размеров атомов примеси и матрицы, во-вторых, несоответствием упругих модулей атомов примеси и матрицы. Упрочнение, обусловленное размерным и упругим несоответствием, может быть рассчитано из соотношения [19–21, 23]

$$\sigma_r = G \delta_s^{3/2} \cdot c_n / m, \quad (9)$$

где $m = 760$; $\delta_s = |\delta_G| + \alpha_0 |\delta_a|$ – параметр несоответствия; $\alpha_0 = 3$ для краевой и $\alpha_0 = 16$ для винтовой дислокации; $n = 1/2$. Степенной показатель n может быть равен 1, 1/2, 1/3, 0,3.

Уравнение (9) неудобно для расчета твердорастворного упрочнения сложнолегированных сталей, поэтому обычно, предполагая аддитивность вкладов в упрочнение отдельных легирующих элементов, используют приближенные эмпирические формулы типа [15, 19–21, 23]

$$\sigma_r = \sum_{i=1}^m (k_i c_i), \quad (10)$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост предела текучести при растворении в нем 1 мас. % i -того легирующего элемента, c_i – концентрация i -того элемента, растворенного в феррите, мас. %. Значения коэффициента k_i для различных элементов определяются экспериментально.

Представленные на рис. 2 результаты (кривая 1) демонстрируют увеличение параметра кристаллической решетки α -фазы с ростом степени деформации. Это свидетельствует о внедрении атомов углерода в кристаллическую решетку α -фазы. Этот факт находится в хорошем соответствии с результатами, полученными при исследовании эволюции частиц цементита при

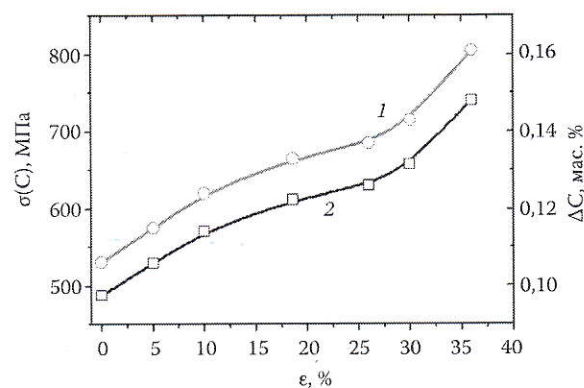


Рис. 2. Зависимость концентрации атомов углерода, расположенных в кристаллической решетке на основе α -Fe (1), и вклада в напряжение течения твердорастворного упрочнения $\sigma(C)$ (2) от степени деформации

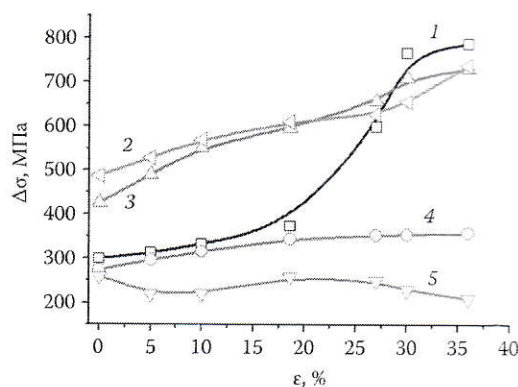


Рис. 3. Зависимость вклада в напряжение течения от внутрифазных границ (1), твердорастворного упрочнения (2), полей внутренних напряжений (3), дислокационной субструктуры (4) и частиц цементита (5) от степени деформации стали с бейнитной структурой

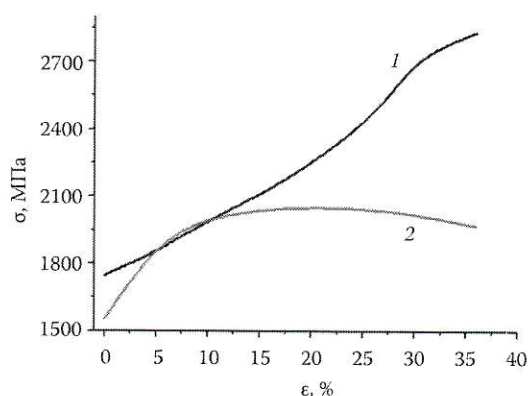


Рис. 4. Кривые деформационного упрочнения стали: 1 – рассчитанная по результатам оценок механизмов упрочнения; 2 – выявленная экспериментально

деформации стали (см. рис. 1, г). Уменьшение размеров частиц цементита при больших степенях деформации может свидетельствовать об их растворении и переходе атомов углерода на дефекты кристаллической решетки стали (дислокации, субграницы и границы) и в твердый раствор на основе α -фазы.

Обогащение кристаллической решетки α -фазы углеродом способствует упрочнению стали, величина которого была оценена по выражению (10). Результаты, представленные на рис. 2 (кривая 2), свидетельствуют о том, что с увеличением степени деформации стали этот вклад увеличивается, изменяясь в пределах 490–740 МПа, что обусловлено растворением частиц цементита, внедрением части атомов углерода в кристаллическую решетку железа и осаждении их на дислокациях.

Сопоставление величин вкладов в деформационное упрочнение закаленной стали представлено на рис. 3. Видно, что относительно большой

вклад в упрочнение стали вносят твердорастворное упрочнение (кривая 2), поля внутренних напряжений (кривая 3) и на заключительной стадии деформирования – субструктурное упрочнение (упрочнение внутрифазными границами, кривая 1). Сравнительно малое упрочнение дают дислокационная субструктура (кривая 4) и частицы карбидной фазы (кривая 5).

Таким образом, величина деформационного упрочнения стали определяется наличием ряда механизмов. Исходя из этого аддитивный предел текучести стали можно представить в виде линейной суммы вкладов $\Delta\sigma$ отдельных механизмов упрочнения [19–21, 23]

$$\sigma_T = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\chi) + \Delta\sigma(C), \quad (11)$$

где $\Delta\sigma_0$ – обусловленный трением решетки матрицы; $\Delta\sigma(L) = kL^{-m}$ – обусловленный внутрифазными границами; $\Delta\sigma(\rho) = m_1 \alpha Gb\sqrt{\rho}$ – обусловленный дислокационной субструктурой; $\Delta\sigma(h) = G\sqrt{0,017b/h}$ – обусловленный дальнедействующими полями

напряжений; $\Delta\sigma(\chi) = M \frac{mG_m b}{2\pi(|\lambda - D|)} \Phi \ln \left(\frac{|\lambda - D|}{4b} \right)$ – обусловленный присутствием частиц карбидных

фаз; $\Delta\sigma(C) = \sum_{i=1}^m (k_i c_i)$ – обусловленный атомами легирующих элементов.

На рис. 4 приведены кривые деформационного упрочнения стали с бейнитной структурой, рассчитанные по результатам оценок механизмов упрочнения (кривая 1), и построенная по данным эксперимента (кривая 2). Видно, что зависимость σ – ϵ , полученная при анализе механизмов упрочнения стали (кривая 1), при степенях деформации выше $\approx 15\%$, существенно образом превышает экспериментальные значения (кривая 2). С ростом степени деформации увеличивается расхождение экспериментально полученной и построенной по данным расчета кривых деформационного упрочнения стали.

В работе [25] при исследовании аустенитной стали Гадфильда было установлено, что перегиб на кривой течения, приводящий к уменьшению коэффициента деформационного упрочнения, совпадает с включением двойникования в деформацию материала. Электронно-микроскопические микрофракционные исследования позволили авторам данной работы сделать вывод о том, что механическое микродвойникование влечет за собой ориентационное разупрочнение стали и облегчает процесс скольжения дислокаций.

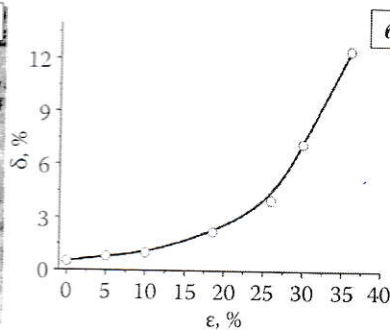
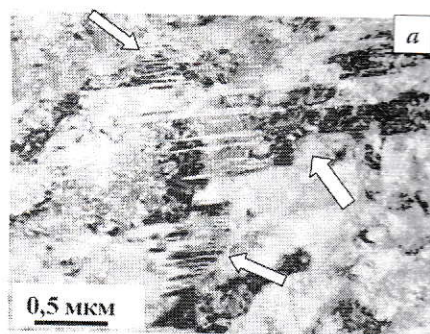


Рис. 5. Структура стали 30X2H2MFA после деформации при $\varepsilon = 30\%$ (а); зависимость от степени деформации объема материала, содержащего микродвойники (б)

Электронно-микроскопические исследования стали с бейнитной структурой, выполненные в настоящей работе, также выявили протекание процесса деформационного микродвойникования. Характерное изображение структуры деформированной стали с микродвойниками представлено на рис. 5, а. При степенях деформации 5 и 10% деформационное двойникование стали выражено слабо (рис. 5, б). При больших значениях ε объемная доля материала, охваченного деформационным микродвойникованием, существенно увеличивается. Следовательно, опираясь на результаты, полученные в работе [25], можно предположить, что выявленные расхождения экспериментально полученной и построенной по расчетным данным рассчитанной кривых деформационного упрочнения стали, наиболее значимые при больших степенях деформации, обусловлены включением микродвойникования в процесс деформирования стали.

Заключение. На основе результатов количественного анализа структуры бейнитной стали, подвергнутой одноосной деформации сжатием, проведены оценки механизмов упрочнения. Анализ природы деформационного упрочнения стали показал следующее:

- упрочнение исследуемой стали носит многофакторный характер;

- наибольший вклад в деформационное упрочнение исследуемой стали дает субструктурное упрочнение (упрочнение, обусловленное дальнедействующими внутренними полями напряжений и фрагментацией структуры) и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита;

- высказано предположение о том, что причиной разупрочнения стали с бейнитной структурой при больших (более 15%) степенях деформации

является активация процесса деформационного микродвойникования.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта РФФИ №15-12-00010 на выполнение научно-исследовательской работы.

Библиографический список

1. Ohmori Y., Jung Y.-C., Nakai K., Shiori H. Bainite transformation and the diffusional migration of bainite/austenite broad interfaces in Fe-9%Ni-C alloys // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49, Is. 6. P. 3149–3162.
2. Quidort D., Brechet Y.J.M. Isothermal growth kinetics of bainite in 0.5% C steels // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49, Is. 20. P. 4161–4170.
3. Sourmail T., Smanio V. Low temperature kinetics of bainite formation in high carbon steels // *Acta Materialia*. 2013. Vol. 61, Is. 7. P. 2639–2648.
4. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. М.: Металлургия, 1989. 288 с.
5. Павлов В.В., Годик А.А., Корнева Л.В. и др. Железнодорожные рельсы из бейнитной стали // *Металлург*. 2007. № 4. С. 51–53.
6. Курдюмов В.Г., Утевский А.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 236 с.
7. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in Steels / 2nd ed. London: The Institute of Materials, 2001. 460 p.
8. Lamders H.G., Canadinc D., Maier H.J. Evolution of transformation plasticity in austenite to bainite phase transformation: A multi parameter problem // *Mater. Sci. Eng. A*. 2012. Vol. 541, Is. 15. P. 73–80.
9. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали: Справочник. М.: Металлургия, 1980. 288 с.
10. Shindo D., Oikawa T. Analytical electron microscopy for materials science. London: Springer, 2002. 317 p.
11. Kumar C.S.S.R. Transmission electron microscopy characterization of nanomaterials. New York: Springer, 2014. 717 p.
12. Carter C., Williams D. Transmission electron microscopy. New York: Springer, 2011. 518 p.
13. Ayache J., Beaunier L., Boumendil J. et al. Sample preparation handbook for transmission electron microscopy. New York: Springer, 2010. 480 p.
14. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. Структура термически обработанной стали. М.: Металлургия, 1994. 288 с.
15. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. М.: Металлургия, 1982. 184 с.

16. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н., Аксенова К.В. Перераспределение углерода в стали с бейнитной структурой при деформации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т 12, № 3. С. 278–282.

17. Громов В.Е., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф. Эволюция карбидной и дефектной подсистем стали с бейнитной структурой при деформации // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. № 3. С. 74–80.

18. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н. Эволюция карбидной подсистемы конструкционной стали с бейнитной структурой при деформации одноосным сжатием // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. Т. 12, № 2. С. 227–230.

19. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Никитина Е.Н. Бейнитная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2015. 179 с.

20. Трефилов В.И., Моисеев В.И., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. Киев : Наукова думка, 1987. 248 с.

21. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. II. Деформация. Учебн. для вузов. М. : МИСиС, 1997. 527 с.

22. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е.Панина. Новосибирск : Наука, Сибирское отделение, 1990. С. 123–186.

23. Громов В.Е., Козлов Э.В., Базайкин В.И. и др. Физика и механика волочения и объемной штамповки. М. : Недра, 1997. 293 с.

24. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. Закаленная конструкционная сталь: структура и механизмы упрочнения. Новокузнецк : Изд-во СибГИУ, 2010. 174 с.

25. Конева Н.А., Киселева С.Ф., Попова Н.А., Козлов Э.В. эволюция внутренних напряжений и плотности запасенной энергии при деформации аустенитной стали 110Г13 // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 9. С. 38–42.

ANALYSIS OF MECHANISMS OF STRAIN HARDENING OF STEEL WITH BAINITE STRUCTURE

© Gromov V.E., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V.

Analysis of strain hardening of steel with bainite microstructure is carried out by methods of transmission electron diffraction microscopy. The contributions caused by lattice friction, interphase boundaries, dislocation substructure, carbide phases, atoms of alloying elements, far acting stress fields are examined. It is shown that the substructure and solid solution strengthening gives the maximum contribution. The loss of strength reason at large deformation degree is connected with the deformation microtwinning process activation.

Keywords: bainite; strengthening mechanism; deformation; microtwinning.

ЭКСПРЕСС-ИНФОРМАЦИЯ

ЧМК празднует 74-й день рождения

Первая сталь Челябинского металлургического комбината (входит в Группу «Мечел») была выплавлена 74 года назад, 19 апреля 1943 г. За это время предприятие произвело более 141 млн т агломерата, 214 млн т чугуна, 285 млн т стали и 240 млн т товарного проката.

Строительство завода началось в марте 1942 г. в годы Великой Отечественной войны, а 19 апреля 1943 г. был выдан первый металл ЧМК. К концу 1944 г. на заводе уже работали две коксовые батареи и две доменные печи, выдавали продукцию пять электропечей и два прокатных стана. Челябинская сталь направлялась на поддержание обороноспособности страны: она использовалась для производства снарядов, танков и самолётов.

Современный ЧМК – одно из крупнейших предприятий полного металлургического цикла по выпуску качественных и высококачественных сталей, а также главный производитель нержавеющей стали в России. ЧМК – одно из немногих предприятий страны, которому дано право присваивать продукции собственный индекс – ЧС (Челябинская Сталь). За 74-летнюю историю на предприятии освоено производство стали и сплавов свыше 1700 марок, а также 4100 профилированных металлопроката. Атомная энергетика, тяжелое, химическое, энергетическое, автомобильное и сельскохозяйственное машиностроение, подшипниковые и трубопрокатные заводы, строительство, медицинское оборудование и инструмент – вот далеко не полный перечень применения продукции ЧМК.

«Сегодня Челябинский металлургический комбинат является одним из флагманов металлургии страны, который обладает высочайшим потенциалом для дальнейшего роста и развития. В основе наших прошлых и нынешних успехов лежит высокопрофессиональный и самоотверженный труд нескольких поколений работников предприятия», – отметил в своем поздравлении управляющий директор ЧМК Анатолий Щетинин.

Оксана Аганова,

руководитель PR-служб по Уральскому региону Группы «Мечел»

19 апреля 2017 г.