

УДК 669.112.227:539.4

МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ*

*Аксёнова К.В.¹, к.т.н., ассистент кафедры естественнонаучных дисциплин
им. В.М. Финкеля (19krestik91@mail.ru)*

*Никитина Е.Н.¹, к.т.н., доцент кафедры менеджмента и отраслевой
экономики (nikitina_en@mail.ru)*

Иванов Ю.Ф.^{2,3}, д.ф.-м.н., профессор, ведущий научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

*Косинов Д.А.¹, к.т.н., старший научный сотрудник управления
научных исследований (УНИ) (kosinov.dima@rambler.ru)*

¹ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Новокузнецк, Кемеровская обл., ул. Кирова, 42)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634050, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ Институт сильноточной электроники СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

Аннотация. Мартенсит и бейнит, формирующиеся в стали при термообработке, являются наиболее сложными структурами, в том числе и для количественной интерпретации. Часто эти стали эксплуатируются при высоких статических и динамических сжимающих напряжениях. Тщательный и всесторонний анализ структуры этих материалов после различных видов обработки позволяет грамотно использовать их для изготовления деталей и конструкций, обеспечивая комплекс необходимых физико-механических свойств. Факторами, определяющими механические свойства материалов, являются структура твердого раствора, наличие наноразмерных частиц вторых фаз, дислокационная субструктура, типы и расположение различного рода границ, внутренние поля напряжений. Для успешного управления процессом формирования структуры и фазовых состояний, определяющих механические свойства материалов, необходимо знание количественных закономерностей и механизмов деформационного упрочнения сталей различных структурных классов при активной пластической деформации. В настоящей работе методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен анализ процесса деформационного упрочнения стали 38ХНЗМФА с мартенситной структурой и стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой при активной пластической деформации сжатием до 26 и 36 % соответственно. В работе рассмотрены вклады деформационного упрочнения, обусловленные внутрифазными границами, дислокационной субструктурой, карбидными фазами, атомами легирующих элементов, дальнедействующими полями напряжений. Установлено, что наибольший вклад в деформационное упрочнение закаленной стали 38ХНЗМФА дает субструктурное упрочнение, обусловленное внутренними дальнедействующими полями напряжений, и твердорастворное упрочнение, обусловленное наличием атомов углерода. Для нормализованной стали 30Х2Н2МФА упрочнение также происходит за счет действия внутренних полей напряжений, за счет внедрения атомов углерода в кристаллическую решетку феррита, а также фрагментации структуры при степени деформации, превышающей 26 %. Сравнительно малый вклад в упрочнение этих сталей вносят дислокационная субструктура и частицы карбидной фазы. Показано, что причина разупрочнения бейнитной стали при больших (более 15 %) степенях деформации связана с активацией процесса деформационного микродвойникования.

Ключевые слова: сталь, мартенсит, бейнит, упрочнение, механизмы, деформация, микродвойникование.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-10-787-793

ВВЕДЕНИЕ

В последние десятилетия большое внимание уделяется количественной оценке различных физических свойств сталей. Значительный прогресс в понимании механических свойств сталей достигнут в результате анализа микроструктур [1 – 5]. Отдельное внимание сконцентрировано на проблеме прочности, особеннос-

ти которой в настоящее время могут быть предсказаны во многих случаях с достаточной достоверностью по известным составу сплавов и микроструктуре [1, 5].

Явление упрочнения часто исследуют на физических моделях; в некоторых случаях используют эмпирические или полуэмпирические предположения, в особенности, когда необходимо описать свойства сложных микроструктур, формирующихся в стали (мартенсит или бейнит).

В работах [6 – 8] показано, что высокий уровень физико-механических свойств конструкционных сталей, широко применяемых в промышленности, обусловлен мартенситной или бейнитной структурой.

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (№ 16-08-00385-а) и стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (проект СП 1335.2016.1).

Для успешного использования характерной для сталей прочности и получения оптимального сочетания свойств, необходимых для применения сталей, большую роль играет понимание механизма их упрочнения. Кроме того, необходимо знать факторы, контролирующие этот механизм, и его влияние на многие другие свойства, особенно вязкость и пластичность.

Целью настоящей работы является анализ эволюции механизмов упрочнения сталей с бейнитной и мартенситной структурами на различных стадиях пластической деформации.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования использовали конструкционные стали марок 38ХН3МФА и 30Х2Н2МФА [9]. Стали подвергали аустенитизации при температуре 960 °С в течение 1,5 ч и охлаждали в воде (сталь 38ХН3МФА) или на воздухе (сталь 30Х2Н2МФА). Деформацию стали (образцов в виде столбиков размерами 4×4×6 мм) с мартенситной и бейнитной структурами проводили при комнатной температуре одноосным сжатием с различной степенью деформации (ϵ) со скоростью примерно $7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на испытательной машине типа «Инстрон-1185» при автоматической записи нагрузки и удлинения. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг [10 – 12]. Методики определения параметров структуры по электронно-микроскопическим снимкам подробно описаны в работах [13 – 16].

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Выполнены электронно-микроскопические микро-дифракционные исследования. После указанной выше

термической обработки в результате сдвигового механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в стали 38ХН3МФА сформирована структура пакетного (реечного) мартенсита (рис. 1, а); в стали 30Х2Н2МФА – структура нижнего бейнита (рис. 1, б). В объеме реек присутствуют частицы цементита (более крупные в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой) и дислокационная субструктура сетчатого типа, скалярная плотность дислокаций которой выше в стали 38ХН3МФА – примерно $1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$, в стали 30Х2Н2МФА – $\sim 0,7 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Более подробно эволюция структуры и фазового состава сталей и параметры, характеризующие поведение структуры при деформации, рассмотрены и описаны в работах [17 – 20].

На основании результатов исследования структуры сталей [17 – 20] были проведены оценки величин вкладов следующих механизмов торможения движущихся дислокаций: на дислокациях «леса», частицах цементита, внутрифазных границах, путем взаимодействия с внутренними полями напряжений. Оценку вкладов различных механизмов упрочнения (и суммарной прочности) сталей проводили на различных стадиях деформационного упрочнения. Это позволило провести анализ эволюции механизмов упрочнения и прочности сталей в целом в зависимости от степени деформации.

Кристаллы мартенсита и нижнего бейнита в исходном состоянии были фрагментированы, то есть разделены на области с малоугловой разориентацией. Выполненные исследования показали, что продольные размеры фрагментов в кристаллах мартенсита существенно больше, чем в кристаллах нижнего бейнита. Деформация стали сопровождается уменьшением продольных размеров фрагментов путем деления фрагментов формирующимися субграницами. При этом в кристаллах мартенсита этот процесс протекает более интенсивно. В стали 30Х2Н2МФА при $\epsilon > 26\%$ изменение средних размеров фрагментов практически пре-

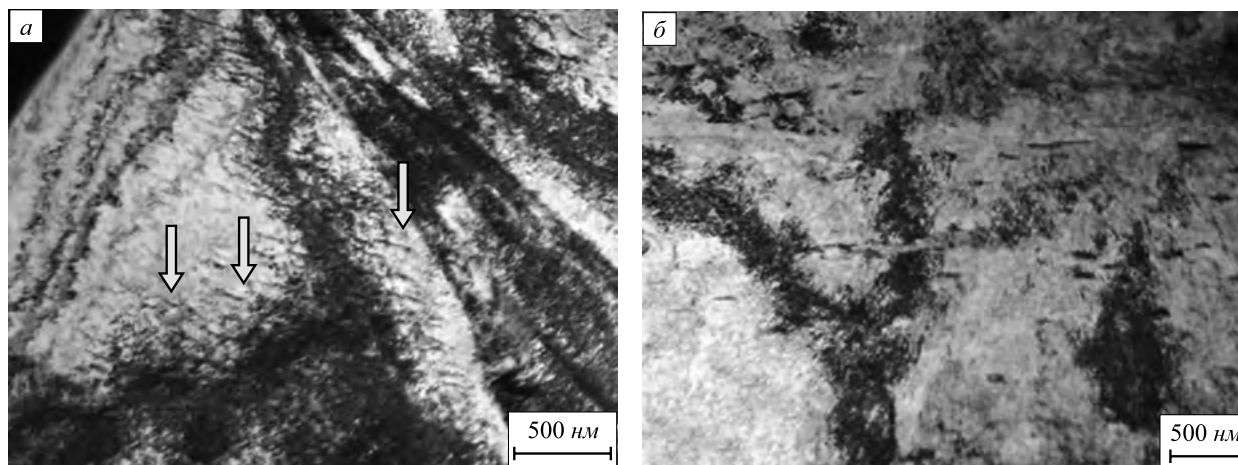


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 38ХН3МФА (а) и стали 30Х2Н2МФА (б) перед деформацией (стрелками на поз. а указаны частицы цементита в кристаллах пакетного мартенсита)

Fig. 1. Electron microscopy image of steel structure deformation: а – 38CrNi3MoV steel; б – 30Cr2Ni2MoV steel. The arrows in (а) point to cementite particles in crystals of packet martensite

крашается. Можно предположить, что размеры фрагментов достигают некоторого критического значения (примерно 200 нм).

Упрочнение материала малоугловыми границами (субструктурное упрочнение, упрочнение границами пластин и фрагментов) можно оценить, используя соотношение Холла–Петча [21]:

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

где $m = 1$ или $1/2$; L – эффективный размер пластин феррита и фрагментов, определяемый эффективной длиной плоскости скольжения в пластине бейнита или мартенсита.

Установлено, что при $m = 1$ значение k изменяется от 0,015 до 0,010 кгс/мм; при $m = 1/2$ значение k изменяется в пределах от 0,20 до 0,98 кгс/мм^{3/2} [22, 23].

При расчетах использовали следующие значения параметров: L – средние продольные размеры фрагментов; $k = 0,015$; $m = 1$. Первый член σ_0 в уравнении (1) представляет собой напряжение трения решетки материала, то есть напряжение, необходимое для движения дислокаций в чистых монокристаллах (например, напряжение Пайерлса для чистых металлов). Для сталей обычно используется величина σ_0 , равная 30 – 40 МПа [13].

В таблице приведены значения вклада от внутрифазных границ (границ зерен, пакетов, кристаллов мартенсита и фрагментов) в деформационное упрочнение сталей с мартенситной и бейнитной структурами в зависимости от степени деформации. Отчетливо видно, что с увеличением степени деформации сталей величина упрочнения границами фрагментов возрастает, причем для бейнитной стали интенсивнее, чем для мартенситной, что обусловлено уменьшением средних размеров фрагментов.

Пластическая деформация сталей приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций до $1,3 \cdot 10^{11}$ см⁻², тип дислокационной структуры при этом не меняется.

Напряжение, необходимое для поддержания пластической деформации, то есть напряжение течения (σ) связано с плотностью дислокаций следующим образом [1, 2, 23]:

$$\sigma = \sigma_0 + k\sqrt{\rho},$$

здесь σ_0 – напряжение течения недислокационного происхождения (обусловленное иными механизмами упрочнения); ρ – средняя (скалярная) плотность дислокаций; $k = \alpha Gb$; m – ориентационный фактор Шмида; α – параметр, характеризующий величину междислокационных взаимодействий ($\alpha = 0,1 \div 0,51$ [24]; $G \approx 80$ ГПа – модуль сдвига; $b = 0,25$ нм – вектор Бюргера дислокации).

Для сталей с учетом ориентационного множителя m обычно принимают $\alpha \approx 0,5$.

С увеличением степени деформации исследуемых сталей величина вклада, определяемого скалярной плотностью дислокаций, в деформационное упрочнение увеличивается пропорционально росту скалярной плотности дислокаций, изменяясь аналогичным образом в пределах от 275 ÷ 290 до 360 МПа (см. таблицу).

Важную роль в формировании предела текучести, деформационном упрочнении и разрушении кристаллических материалов играют дальнедействующие поля внутренних напряжений, формируемые совокупностью дефектов материала [2, 25 – 27].

Величину дальнедействующих полей внутренних напряжений оценивают по соотношению [22]:

$$\sigma(h) = \alpha_c Gb\sqrt{\rho_{\pm}} = \alpha_c Gb\sqrt{\frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial \ell}} = \alpha_c G\sqrt{\frac{0,017b}{h}}, \quad (2)$$

Величины вкладов в напряжение течения при различной степени деформации сталей с мартенситной и бейнитной структурами

Values of contributions to flow stress by deformation degree of steels with martensite and bainite structures

Вклад в напряжение	Значение вклада в напряжение, МПа, при степени деформации, %, стали со структурой						
	мартенситной			бейнитной			
	0	10	26	0	10	26	36
$\Delta\sigma(L)$ – вклад, обусловленный внутрифазными границами	440	450	480	300	320	600	800
$\Delta\sigma(\rho)$ – вклад, обусловленный дислокационной субструктурой	290	340	360	275	320	350	360
$\Delta\sigma(h)$ – вклад, обусловленный дальнедействующими полями напряжений	280	700	900	425	554	660	733
$\Delta\sigma(c)$ – вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз	200	300	280	260	220	250	210
$\Delta\sigma(C)$ – вклад, обусловленный атомами легирующих элементов	660	790	800	490	570	630	740

где $\alpha_c = 1$ – коэффициент Струнина [28]; h – средние поперечные размеры изгибного экстинкционного контура.

Выполненные в работах [17–20] исследования показали, что средние поперечные размеры контуров уменьшаются с ростом степени деформации сталей. Согласно выражению (2) величина действующих полей внутренних напряжений будет увеличиваться: это обусловлено ростом кривизны-кручения кристаллической решетки сталей вследствие несовместности деформации кристаллов бейнита и мартенсита, зерен и частиц карбидной фазы. Величина этого вклада значительно увеличивается (см. таблицу) в пределах 280–900 МПа для мартенситной стали и 425–733 МПа для бейнитной стали.

Как отмечалось выше, в сталях перед деформированием присутствуют частицы карбида железа (цементит) пластинчатой (игольчатой) морфологии. Эволюция состояния карбидной фазы сталей при пластической деформации подробно рассмотрена в работах [18, 19]. Частицы являются препятствием движению дислокаций, что приводит к упрочнению материала. Упрочнение стали существенным образом зависит от того, какие частицы присутствуют в материале: когерентные или некогерентные. Принимаем критический для перерезания частиц размер $D_{кр}$ [29]:

$$D_{кр} = \frac{4G_m b^2}{0,33\pi b_b G_b};$$

здесь G_b – модуль сдвига частицы; b_b – вектор Бюргера дислокации, движущейся в частице.

Для большинства частиц, выделяющихся в стали, $D_{кр} \leq 5$ нм. Частицы большего размера не перерезаются движущимися дислокациями.

Выполненные в работах [17–20] исследования структуры и фазовых состояний показывают, что в исследуемых сталях присутствуют частицы цементита, размеры которых перед деформацией превышают значения $D_{кр}$. Следовательно, оценки упрочнения сталей при деформации, учитывающие присутствие частиц цементита, следует осуществлять по соотношениям, полученным для некогерентных выделений [30]:

$$\sigma_{ор} = M \frac{mG_m b}{2\pi(\lambda - D)} \Phi \ln \left(\left| \frac{\lambda - D}{4b} \right| \right),$$

здесь λ – среднее расстояние между частицами; D – средний размер частиц; m – ориентационный множитель, равный для ОЦК материалов 2,75 [31]; $\Phi = 1$ для винтовой и $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ для краевой дислокаций; $M = 0,81 \div 0,85$ – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице [30].

По данным таблицы можно сделать вывод, что с увеличением степени деформации стали 38ХНЗМФА до 10 % величина данного вклада увеличивается в пре-

делах от 200 до 300 МПа. При дальнейшей деформации стали вклад в упрочнение материала от частиц цементита снижается, что обусловлено их растворением. Для стали 30Х2Н2МФА величина данного вклада изменяется сложным образом в пределах от 260 до 210 МПа, что может быть обусловлено процессами растворения и повторного выделения частиц цементита при деформации стали.

Присутствие в сталях атомов углерода и внедрение их в кристаллическую решетку приводит к ее асимметричному искажению, что способствует существенному упрочнению материала. Предполагая аддитивность вкладов в упрочнение отдельных легирующих элементов, для расчета твердорастворного упрочнения сложнолегируемых сталей обычно используют приближенные эмпирические формулы следующего типа [1, 13]:

$$\sigma_r = \sum_{i=1}^m (k_i c_i), \quad (3)$$

где k_i – коэффициент упрочнения феррита, представляющий собой прирост предела текучести при растворении в нем 1 % (по массе) i -го легирующего элемента; c_i – концентрация i -го элемента, растворенного в феррите, % (по массе). Значения коэффициента k_i для различных элементов определяются экспериментально [1, 13].

Для закаленной стали 38ХНЗМФА вклад в напряжение течения от наличия атомов внедрения (углерод) и замещения (никель, хром, молибден, ванадий), рассчитанный по выражению (3), с ростом степени деформации увеличивается в пределах 660–800 МПа, а для бейнитной стали с 490 до 740 МПа (см. таблицу). Это обусловлено растворением частиц цементита, внедрением части атомов углерода в кристаллическую решетку железа и осаждением на дислокациях.

Сопоставляя величины вкладов в деформационное упрочнение сталей (см. таблицу), можно сделать вывод, что наибольший вклад в упрочнение для мартенситной стали вносят далекодействующие поля напряжений и твердорастворное упрочнение. При этом вклад от далекодействующих полей напряжений увеличивается с ростом степени деформации стали, а вклад от твердорастворного упрочнения резко возрастает на начальном этапе деформации стали, выходя на насыщение после $\epsilon \approx 10$ %. Остальные вклады с ростом степени деформации изменяются незначительно и заметно уступают по величине первым двум. Для бейнитной стали примерно одинаковый вклад также вносят далекодействующие поля напряжений, твердорастворное упрочнение и, кроме того, на заключительной стадии деформирования (>26 %), субструктурное упрочнение (упрочнение внутрифазными границами).

Общий предел текучести стали можно представить в виде линейной суммы вкладов отдельных механизмов упрочнения [1, 13, 32, 33]:

$$\sigma = \Delta\sigma_0 + \Delta\sigma(L) + \Delta\sigma(\rho) + \Delta\sigma(h) + \Delta\sigma(\text{ч}) + \Delta\sigma(C),$$

где $\Delta\sigma_0$ – вклад, обусловленный трением решетки матрицы; $\Delta\sigma(L)$ – вклад, обусловленный внутрифазными границами; $\Delta\sigma(\rho)$ – вклад, обусловленный дислокационной субструктурой; $\Delta\sigma(h)$ – вклад, обусловленный далекодействующими полями напряжений; $\Delta\sigma(\text{ч})$ – вклад, обусловленный присутствием частиц карбидных фаз; $\Delta\sigma(C)$ – вклад, обусловленный атомами легирующих элементов.

Принцип аддитивности предполагает независимое действие каждого из механизмов упрочнения на предел текучести материала.

На рис. 2 приведены кривые деформационного упрочнения сталей с мартенситной и бейнитной структурами, рассчитанные по результатам оценок механизмов упрочнения (кривые 1, 3) и выявленные экспериментально (кривые 2). Отчетливо видно, что зависимость $\sigma - \varepsilon$, полученная при анализе механизмов упрочнения сталей в результате аддитивного сложения вкладов (кривые 1), при степенях деформации, превышающих 15 %, располагаются существенно выше значений, выявленных экспериментально (кривые 2). С ростом степени деформации расхождение экспериментально полученных и теоретически рассчитанных кривых деформационного упрочнения сталей усиливается.

Согласно результатам работы [34] можно предположить, что выявленные расхождения экспериментально полученной и теоретически рассчитанной кривых деформационного упрочнения бейнитной стали, наиболее значимые при больших степенях деформации, обусловлены включением в процесс деформирования стали микродвойникования. Установлено [19, 20], что при степенях деформации 5 и 10 % деформационное двойникование стали выражено слабо. При увеличении степени деформации объемная доля материала, охваченного деформационным микродвойникованием, существенно увеличивается. Поэтому можно сделать вывод о том, что механическое микродвойникование влечет за собой ориентационное разупрочнение стали и облегчает процесс скольжения дислокаций.

Для стали с мартенситной структурой дополнительно была рассчитана кривая деформационного упрочнения по принципу квадратичного сложения вкладов механизмов упрочнения от равнопрочных препятствий (то есть при $\Delta\sigma_1 \approx \Delta\sigma_2$), предложенному в работах [1, 3, 35]:

$$\sigma = \sqrt{\Delta\sigma_1^2 + \Delta\sigma_2^2}.$$

Отчетливо видно, что при аддитивном сложении вкладов различных механизмов упрочнения стали (рис. 2, а, кривая 1) расхождение между теоретически рассчитанной и экспериментально полученной зависимостями достигает 700 МПа. При применении принципа квадратичного сложения вкладов механизмов

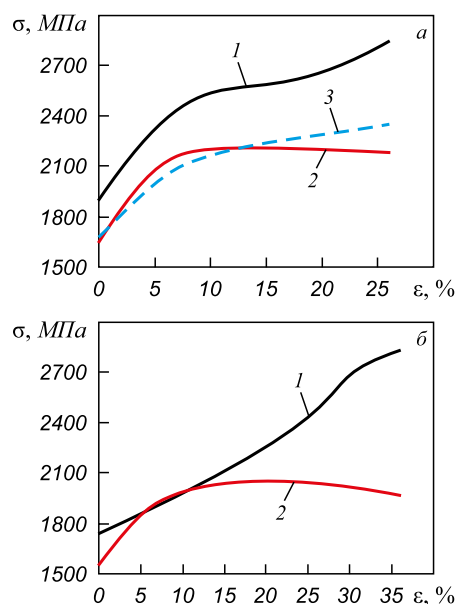


Рис. 2. Кривые деформационного упрочнения сталей 38ХН3МФА (а) и 30Х2Н2МФА (б) теоретические (кривые 1, 3) и экспериментальные (кривые 2):

— аддитивное сложение вкладов в упрочнение стали;
 --- квадратичное сложение равнопрочных вкладов (вклады от далекодействующих полей напряжений и твердорастворного упрочнения)

Fig. 2. The curves of cold hardening of 38CrNi3MoV (a) and 30Cr2Ni2MoV (b) steels calculated theoretically (curves 1, 3) and detected in experiment (curves 2):

— additive composition of the contributions to steel hardening;
 --- quadratic composition of full-strength contributions (contributions from long-range stress fields and solid solution strengthening)

упрочнения от равнопрочных препятствий (рис. 2, а, кривая 3 – квадратичное сложение вкладов от далекодействующих полей напряжений и твердорастворного упрочнения) качественно и количественно согласуются теоретические оценки и экспериментальные результаты. В этом случае максимальное расхождение составляет 150 МПа.

Выводы

На основании результатов количественного анализа структуры стали с мартенситной и бейнитной структурами, подвергнутых одноосной деформации сжатием, проведены оценки механизмов упрочнения. Анализ природы деформационного упрочнения сталей показал, что упрочнение исследуемых сталей носит многофакторный характер. Наибольший вклад в величину деформационного упрочнения исследуемых сталей дает упрочнение, обусловленное далекодействующими внутренними полями напряжений, и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита. Для бейнитной стали при больших степенях деформации увеличивается доля вклада упрочнения, обусловленного внутрифазными границами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.
2. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. – М.: МИСИС, 1997. – 27 с.
3. Физика и механика волочения и объемной штамповки / В.Е. Громов, Э.В. Козлов, В.И. Базайкин и др. – М.: Недра, 1997. – 293 с.
4. Kelly A., Nicholson R.B. Strengthening Methods in Crystals. – Elsevier, 1971. – 214 p.
5. Fleischer R.L., Hibberd W.R. The relation between the structure and mechanical properties of metals. – H.M.S.O., 1963. – 203 p.
6. Курдюмов В.Г., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
7. Sourmail T., Smanio V. Low temperature kinetics за bainite formation in high carbon steels // Acta Materialia. 2013. Vol. 61. No. 7. P. 2639 – 2648.
8. Borgenstam A., Hillert M., Agren J. metallographic evidence of carbon diffusion in the growth of bainite // Acta Materialia. 2009. Vol. 57. No. 11. P. 3242 – 3252.
9. Приданцев М.В., Давыдова Л.Н., Тамарина А.М. Конструкционные стали: Справочник. – М.: Металлургия, 1980. – 288 с.
10. Egerton R.F. Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM. – Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005. – 211 p.
11. Kumar C.S.S.R. Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials. – New York: Springer, 2014. – 717 p.
12. Barry Carter C., David B. Transmission Electron Microscopy. – Berlin: Springer International Publishing, 2016. – 518 p.
13. Гольдштейн М.И., Фарбер Б.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
14. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. Electron Microscopy of Thin Crystals. – Washington: Butterworth, 1965. – 574 с.
15. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 208 с.
16. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М.: Металлургия, 1973. – 584 с.
17. Ivanov Y.F., Kolubaeva Y.A., Kornet E.V., Gromov V.E. Formation of the fine structure and phase composition of structural steel on quenching // Steel in Translation. 2009. Vol. 39. No. 4. P. 302 – 306.
18. Иванов Ю.Ф., Корнет Е.В., Громов В.Е., Коновалов С.В. Структурно-фазовые превращения в закаленной конструкционной стали при деформации // Успехи физики металлов. 2009. Т. 10. № 4. С. 391 – 416.
19. 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.
20. Gromov V.E., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V. Regularities of bainitic steel deformation transition // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2016. Vol. 150. No. 012025.
21. Naylor I.R. The influence of the lath morphology on the yield strength and transition temperature on martensite-bainite steel // Met. Trans. 1979. Vol. 10A. No. 7. P. 873 – 891.
22. Бельский Б.З., Фарбер Б.М., Гольдштейн М.И. Оценки прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным // Физика металлов и металловедение. 1975. Т. 39. № 3. С. 403 – 409.
23. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В.И. Трефилов, В.И. Моисеев, Э.П. Печковский и др. – Киев: Наукова думка, 1987. – 248 с.
24. МакЛин Д. Механические свойства металлов. – М.: Металлургия, 1965. – 431 с.
25. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // Изв. вуз. Физика. 1982. № 8. С. 3 – 14.
26. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физика субструктурного упрочнения // Вестник ТГАСУ. 1999. № 1. С. 21 – 35.
27. Kocks U.F. Statistical treatment of penetrable obstacles // Canadian Journal of Phys. 1967. Vol. 45. No. 2. P. 737 – 755.
28. Струнин Б.М. Вероятностное описание поля внутренних напряжений при случайном расположении дислокаций // Физика твердого тела. 1971. Т. 13. № 3. С. 923 – 926.
29. Mott N.F., Nabarro F.R.N. The distribution of dislocations in slip band // Proc. Phys. Soc. 1940. Vol. 52. No. 1. P. 86 – 93.
30. Ashby M.F. Physics of Strength and Plasticity. – MIT press Cambridge. Mass., 1969. – 113 p.
31. Tekin E., Kelly P.M. Tempering of steel Precipitation from iron base alloys. – Gordon: Breach, 1965. – 283 p.
32. Norstrom L.A. On the yield strength of quenched low-alloy lath martensite // Scandinavian J. of Met. 1976. Vol. 5. No. 4. P. 159 – 165.
33. Прыка Т. Количественные соотношения между параметрами дисперсных выделений и механическими свойствами сталей // Металловедение и термическая обработка стали. 1979. № 7. С. 3 – 8.
34. Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. Влияние микродвойников превращения на избыточную плотность дислокаций и внутренние напряжения деформированного ГЦК-материала // Изв. РАН. Серия физическая. 2012. Т. 76. № 13. С. 70 – 74.
35. Orowan E. Conditions for dislocation passage of precipitates // Proc. Symp. Intern. Stress in metals and alloys. – London: Inst. met., 1948. P. 451 – 454.

Поступила 12 декабря 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 10, pp. 787–793.

HARDENING MECHANISMS OF STEELS WITH BAINITE AND MARTENSITE STRUCTURES AT COMPRESSIVE DEFORMATION

K.V. Aksenova¹, E.N. Nikitina¹, Yu.F. Ivanov^{2,3}, D.A. Kosinov¹

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Kemerovo Region, Russia

²National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

³Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

Abstract. Martensite and bainite are the most complex structures being formed in steel in heat treatment including the quantitative interpretation. On frequent occasions, the application field of these steels includes the operation at high static and dynamic compression stresses. The thorough and comprehensive analysis of the materials' structure

after different types of treatment enables to use them competently for the manufacturing of the parts and structures providing them with the necessary complex of physical and mechanical properties. The factor determining the mechanical properties of the materials are the structure of solid solution, presence of nano-dimensional particles of the second phases, dislocation substructure, types and location of various boundaries and internal stress fields. For successful control of the formation of structural phase states and mechanical properties of the material it is necessary to know the quantitative laws and the cold hardening mechanisms of steels of different structural classes at active plastic deformation. By methods of transmission electron diffraction microscopy the analysis of cold hardening of 38CrNi3MoV steel with martensite and 30Cr2Ni2MoV steel with bainite structures at active plastic compression defor-

mation to 26 % and 36 %, respectively, was done in the research. The contributions caused by intraphase boundaries, dislocation substructure, carbide phases, atoms of alloying elements and long-range stress fields are considered. It is established that the substructural hardening (caused by the internal long-range stress fields) and solid solution strengthening (caused by carbon atoms) give largest contribution to cold hardening of 38CrNi3MoV hardened steel. For normalization of 30Cr2Ni2MoV steel hardening also takes place at the expense of the internal stress field's action, at the penetration of carbon atoms to the ferrite crystal lattice as well as at the structural fragmentation with the deformation degree higher than 26 %. The dislocation substructure and the particles of carbide phase make comparatively small contribution to the hardening of these steels. It is shown that the cause of bainite steel softening at large (more than 15 %) degrees of deformation is connected with the activation of deformation microtwinning process.

Keywords: steel, martensite, bainite, hardening, mechanisms, deformation, microtwinning.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-10-787-793

REFERENCES

- Pickering F.Brian. *Physical metallurgy and the design of steels*. Applied Science Publishers, 1978, 275 p. (Russ.ed.: Pickering F.B. *Fizicheskoe metallovedenie i razrabotka stalei*. Moscow: Metallurgiya, 1982, 182 p.).
- Shtremel' M.A. *Prochnost' splavov. Chast' II. Deformatsiya. Uchebnik dlya VUZov* [Strength of alloys. Part II. Deformation. Textbook for universities]. Moscow: MISIS, 1997, 527 p. (In Russ.).
- Gromov V.E., Kozlov E.V., Bazaikin V.I., Tsellermaer V.Ya., Ivanov Yu.F. etc. *Fizika i mekhanika volocheniya i ob'emnoi shtampovki* [Physics and mechanics of drawing and forging]. Moscow: Nedra, 1997, 293 p. (In Russ.).
- Kelly A., Nicholson R.B. *Strengthening Methods in Crystals*. Elsevier, 1971, 214 p.
- Fleischer R.L., Hibberd W.R. *The relation between the structure and mechanical properties of metals*. H.M.S.O., 1963, 203 p.
- Kurdyumov V.G., Utevsii L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow: Nauka, 1977, 236 p. (In Russ.).
- Sourmail T., Smanio V. Low temperature kinetics of bainite formation in high carbon steels. *Acta Materialia*. 2013, vol. 61, no. 7, pp. 2639–2648.
- Borgenstam A., Hillert M., Agren J. Metallographic evidence of carbon diffusion in the growth of bainite. *Acta Materialia*. 2009, vol. 57, no. 11, pp. 3242–3252.
- Pridantsev M.V., Davydova L.N., Tamarina A.M. *Konstruktsionnye stali: Spravochnik* [Structural steels: Directory]. Moscow: Metallurgiya, 1980, 288 p. (In Russ.).
- Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM*. Berlin: Springer Science+Business Media, Inc, 2005, 211 p.
- Kumar C.S.S.R. *Transmission Electron Microscopy Characterization of Nanomaterials*. New York: Springer, 2014, 717 p.
- Barry Carter C., David B. *Transmission Electron Microscopy*. Berlin: Springer International Publishing, 2016, 518 p.
- Gol'dshteyn M.I., Farber B.M. *Dispersionnoe uprochnenie stali* [Dispersion hardening of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 208 p. (In Russ.).
- Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron Microscopy of Thin Crystals*. Washington: Butterworth, 1965, 574 p.
- Chernyavskii K.S. *Stereologiya v metallovedenii* [Stereology in metal science]. Moscow: Metallurgiya, 1977, 208 p. (In Russ.).
- Utevsii L.M. *Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii* [Diffraction electron microscopy in metal science]. Moscow: Metallurgiya, 1973, 584 p. (In Russ.).
- Ivanov Yu.F., Kolubaeva Ya.A., Kornet E.V., Gromov V.E. Formation of the fine structure and phase composition of structural steel on quenching. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 4, pp. 302–306.
- Ivanov Yu.F., Kornet E.V., Gromov V.E., Konovalov S.V. Structural-phase transformations in hardened structural steel under deformation. *Uspekhi fiziki metallov*. 2009, vol. 10, no. 4, pp. 391–416. (In Russ.).
- Gromov V.E., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F. Evolution of carbide and defective subsystems of steel with bainitic structure under deformation. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2015, no. 3, pp. 74–80. (In Russ.).
- Gromov V.E., Nikitina E.N., Ivanov Yu.F., Aksenova K.V. Regularities of bainitic steel deformation transition. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2016, vol. 150, no. 012025.
- Naulor I.R. The influence of the lath morphology on the yield strength and transition temperature on martensite-bainite steel. *Met. Trans.* 1979, vol. 10A, no. 7, pp. 873–891.
- Belen'kii B.Z., Farber B.M., Gol'dshteyn M.I. Estimates of the strength of low-carbon low-alloy steels according to their structural data. *Fizika metallov i metallovedenie*. 1975, vol. 39, no. 3, pp. 403–409. (In Russ.).
- Trefilov V.I., Moiseev V.I., Pechkovskii E.P. etc. *Deformatsionnoe uprochnenie i razrushenie polikristallicheskih metallov* [Deformation consolidation and destruction of polycrystalline metals]. Kiev: Naukova dumka, 1987, 248 p. (In Russ.).
- McLean D. *Mechanical Properties of Metals*. John Wiley & Sons, London, 1962, 403 p. (Russ.ed.: McLean D. *Mekhanicheskie svoystva metallov*. Moscow: Metallurgiya, 1965, 431 p.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V. Nature of sub-structural hardening. *Izvestiya VUZov. Fizika*. 1982, no. 8, pp. 3–14. (In Russ.).
- Koneva N.A., Kozlov E.V. Physics of sub-structural hardening. *Vestnik TGASU*. 1999, no. 1, pp. 21–35. (In Russ.).
- Kocks U.F. Statistical treatment of penetrable obstacles. *Canadian Journal of Phys.* 1967, vol. 45, no. 2, pp. 737–755.
- Strunin B.M. Probabilistic description of the field of internal stresses with random arrangement of dislocations. *Fizika tverdogo tela*. 1971, vol. 13, no. 3, pp. 923–926. (In Russ.).
- Mott N. F., Nabarro F. R. N. The distribution of dislocations in slip band. *Proc. Phys. Soc.* 1940, vol. 52, no. 1, pp. 86–93.
- Ashby M.F. *Physics of Strength and Plasticity*. MIT press Cambridge. Mass. 1969, 113 p.
- Tekin E., Kelly P.M. *Tempering of steel Precipitation from iron base alloys*. Gordon: Breach, 1965, 283 p.
- Norstrom L.A. On the yield strength of quenched low-alloy lath martensite. *Scandinavian J. of Met.* 1976, vol. 5, no. 4, pp. 159–165.
- Prnka T. Quantitative relations between parameters of disperse segregations and mechanical properties of steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali*. 1979, no. 7, pp. 3–8. (In Russ.).
- Kiseleva S.F., Popova N.A., Koneva N.A., Kozlov E.V. Influence of transformation microtwines on excessive density of dislocations and internal stresses of deformed FCC material. *Izv. RAN. Seriya fizicheskaya*. 2012, vol. 76, no. 13, pp. 70–74. (In Russ.).
- Orowan E. Conditions for dislocation passage of precipitates. In: *Proc. Symp. Intern. Stress in metals and alloys*. London: Inst. met., 1948, pp. 451–454.

Acknowledgements. The work was financially supported by the RFBR grant (no. 16-08-00385-a) and grant of the President of the Russian Federation for young scientists and graduate students, who carry out advanced research and development in the priority areas of modernization of the Russian economy (CII 1335.2016.1 project).

Information about the authors:

K.V. Aksenova, Cand. Sci. (Eng.), Assistant of the Chair of Science named after V.M. Finkel (19krestik91@mail.ru)

E.N. Nikitina, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Management and branch Economy" (nikitina_en@mail.ru)

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yufi55@mail.ru)

D.A. Kosinov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher of Department of Scientific Researches (kosinov.dima@rambler.ru)

Received December 12, 2017