УДК 669.14:539.4

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ФОРМИРУЕМЫЕ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Астафурова Елена Геннадьевна,

д-р физ.-мат. наук, доцент, ст. науч. сотр. Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: elena.g.astafurova@gmail.com

Майер Галина Геннадьевна,

канд. физ.-мат. наук, мл. науч. сотр. Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: galinazg@yandex.ru

Найденкин Евгений Владимирович,

канд. физ.-мат. наук, заведующий лабораторией физического материаловедения Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: nev@ispms.tsc.ru

Рааб Георгий Иосифович,

д-р техн. наук, доцент, заместитель директора по новым технологиям Научно-исследовательского института физики перспективных материалов государственного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Уфимский государственный авиационный технический университет», Россия, Республика Башкортостан, 450025, г. Уфа, ул. Карла Маркса, д. 12. E-mail: giraab@mail.ru

Одесский Павел Дмитриевич,

д-р техн. наук, профессор, заведующий сектором лаборатории филиала Федерального государственного унитарного предприятия «Научно-исследовательский центр "Строительство" – "Центральный научно-исследовательский институт строительных конструкций имени В.А. Кучеренко"», Россия, 109428, г. Москва, ул. 2-я Индустриальная, д. 6. E-mail: odesskiy@tsniisk.ru

Добаткин Сергей Владимирович,

д-р техн. наук, профессор, заведующий лабораторией металловедения цветных и легких металлов Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,

Россия, 119991, г. Москва, Ленинский проспект, 49. E-mail: dobatkin@imet.ac.ru

Методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проведены исследования микроструктуры и фазового состава низкоуглеродистых сталей 10Г2ФТ и 06МБФ, подвергнутых интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования из различных исходных состояний (после нормализации, закалки, закалки и последующего высокого отпуска). Независимо от исходного структурно-фазового состояния при равно-канальном угловом прессования в исследуемых сталях формируется субмикрокристаллическая зеренно-субзенная структура с размером элементов ≈ 300 нм (феррит), стабилизированная дисперсными частицами. При близком размере элементов субструктуры после равноканального углового прессования и сиследуемые состояния характеризуются различным уровнем прочностных свойств: наибольшими значениями предела текучести и микротвердости обладает сталь 10Г2ФТ, сформированная и исходно состояния ($\sigma_{0,2}$ =1125 МПа, H_{μ} =3,7 ГПа), в сравнении со сталями 10Г2ФТ и 06МБФ, полученными из двух других состояний ($\sigma_{0,2}$ =960–990 МПа, H_{μ} =3,1–3,3 ГПа). Проанализированы основные физической деформации, и проведеняющие характер субмикрокристаллической деформации, и проведеняющие за держностих сталя.

Ключевые слова:

Низкоуглеродистая сталь, равноканальное угловое прессование, феррит, перлит, мартенсит, дисперсионное твердение, ультрамелкозернистая структура, кривые течения, микротвердость.

Введение

Низкоуглеродистые стали являются важным классом промышленных конструкционных мате-

риалов, поэтому улучшение комплекса их эксплуатационных свойств носит важное фундаментальное и прикладное значение и является актуальным направлением физического металловедения. Одним из перспективных способов повышения прочностных и пластических характеристик таких материалов является модификация их структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Значительное измельчение исходной зеренной структуры и получение субмикрокристаллических (СМК) и нанокристаллических (НК) структурных состояний при подобного рода воздействиях позволяет сформировать высокопрочные состояния без изменения химического состава заготовки [1, 2]. К настоящему времени в работах отечественных и зарубежных авторов показана возможность повышения механических свойств пластичных металлов (Cu, Ni, Al, Ti и др.) за счет формирования в них НК и СМК структурных состояний, и достигнут существенный прогресс в понимании физических процессов, протекающих при ИПД металлов и сплавов на их основе, в том числе и сталей различных классов [1-13]. Тем не менее, механизмы, обуславливающие изменения структуры и свойств в таком технологически важном классе материалов, как стали, изучены недостаточно подробно, это связано со сложностями сохранения оснастки при деформировании сталей методами ИПД, с многообразием композиций и структурно-фазовых состояний в них [7-12].

Одной из важных фундаментальных проблем, возникающих при создании СМК и НК сталей, является поиск путей управления структурно-фазовым состоянием, формирующимся при ИПД. Выбор исходной структуры стали или её оптимизация является одним из способов управления параметрами и прочностными характеристиками таких состояний. В работах, посвященных ИПД низкоуглеродистых сталей, авторы ограничивались чаще всего исследованиями материалов с исходно феррито-перлитной структурой из-за удобства деформирования [9, 11, 12]. Систематических сравнительных исследований и анализа структурнофазовых состояний при ИПД сталей с различной исходной структурой проведено мало [8]. При этом оптимизация исходного состояния может способствовать получению однородного распределения карбидов в структуре сталей после ИПД, повышая тем самым, эффективность дисперсионного твердения, увеличивая прочность и устойчивость СМК и НК структур к высокотемпературным отжигам.

Цель данной работы – выявить влияние исходной структуры (феррито-перлитной после нормализации, мартенситной после закалки, ферритной после закалки и последующего высокого отпуска) на особенности структурно-фазового состояния и механические свойства низкоуглеродистых сталей 10Г2ФТ и 06МБФ, формируемые при равноканальном угловом прессовании.

Материалы и методика исследования

В качестве объекта исследования были выбраны низкоуглеродистые стали 10Г2ФТ (Fe-1,1Mn-0,1Cr-0,1Ni-0,1Al-0,2Si-0,1P-0,1Ti-0,1V-0,1C,

мас. %) и 06МБФ (Fe-0,1Mo-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,03Nb-0,1V-0,09C). Для получения феррито-перлитной структуры сталь 10Г2ФТ после горячей ковки (температура конца ковки ~1000 °C, охлаждение на воздухе) подвергали нормализации 30 мин при 950 °С. После закалки от 1180 °С (выдержка 30 мин) в воду в стали 10Г2ФТ получали структуру мартенсита самоотпуска. Сталь 06МБФ закаливали от 920 °С (30 мин), затем проводили высокий отпуск (улучшение) при температуре 670 °С (1 ч). В результате такой обработки в стали 06МБФ получали ферритную с карбидами (сорбитную) структуру. Для указания различий в исходной обработке сталей по тексту статьи будем называть эти структурные состояния феррито-перлитным, мартенситным и ферритным соответственно.

Субмикрокристаллическую структуру в сталях формировали методом теплого равноканального углового прессования (РКУП): режим B_c , угол сопряжения между каналами (Ф) составлял 120°, N=4 прохода при T=200 °С (0,3 $T_{nл}$) для стали $10\Gamma 2\Phi T$ с феррито-перлитной структурой; N=4 при T=400 °С (0,4 $T_{nл}$) для стали $10\Gamma 2\Phi T$ с мартенситной структурой; N=6 при T=300 °С (0,3 $T_{nл}$) для стали 06МБФ со структурой феррита. Эквивалентную деформацию, реализуемую при РКУП, рассчитывали по соотношению [1]:

$$\varepsilon_N = N \frac{2}{\sqrt{3}} \operatorname{ctg}(\amalg/2),$$

для стали $10\Gamma 2\Phi T$ она составила 2,7, для $06ME\Phi - 4,0$.

Анализ структуры выполняли с использованием оптического микроскопа Olympus GX-71, просвечивающих электронных микроскопов (ПЭМ) Philips CM200, Philips CM30 при ускоряющем напряжении 200 и 300 кВ. Средний размер элементов структуры (размер зерен, фрагментов, дисперсных фаз) определяли методом секущих по оптическим и электронно-микроскопическим изображениям [14, 15]. Микродифракционные картины получали с площади 0,5 или 1,4 мкм². Индицирование микроэлектронограмм осуществляли стандартным способом [14].

Для рентгеновских исследований использовали дифрактометр Shimadzu XRD-6000 (с монохроматором, Си К_а излучение). Оценку плотности дислокаций проводили на основе анализа профилей Брегговских максимумов по формуле:

$$\rho = 2\sqrt{3} \langle \varepsilon_{khl}^2 \rangle^{1/2} / (D_{hkl}b),$$

где D_{hkl} и $\langle \varepsilon_{khl}^2 \rangle^{1/2}$ – усредненные по объему величины размеров областей когерентного рассеяния и микронапряжений в направлении, перпендикулярном к плоскости (*hkl*); *b* – вектор Бюргерса дислокации (для α -железа *b*=0,248 нм) [16].

Образцы для механических испытаний растяжением вырезали в форме двойных лопаток с размером рабочей части 2,6×0,5×10 мм³ в продольном сечении заготовок, подвергнутых РКУП. Поверхность образцов механически шлифовали и электролитически полировали в растворе: 25 г CrO_3+250 мл H_3PO_4 . Растяжение образцов проводили на электромеханической установке Instron 3369 при комнатной температуре со скоростью $3,5\cdot 10^{-3}$ с⁻¹. Микротвердость сталей определяли на приборах ПМТ-3 и Duramin 5 с нагрузкой на индентор 200 г.

Результаты и обсуждение

Исходная структура нормализованной стали 10Г2ФТ до РКУП состояла из смеси феррита и пластинчатого перлита (средний размер зерна феррита 4,2 мкм, расстояние между пластинами цементита 45 нм). После закалки сталь 10Г2ФТ имела структуру мартенсита самоотпуска со средним размером бывшего аустенитного зерна 20 мкм и средней шириной мартенситных пластин 0,15 мкм. Закалка стали 06МБФ и последующий высокотемпературный отпуск (улучшение) привели к формированию полиэдрического феррита с размером зерна 2,4 мкм и пластинчатого феррита с толщиной пластин 0,4 мкм. Во всех исходных состояниях наблюдали систему мелких (<20 нм) и крупных карбидов различного состава, расположенных на границах и в теле зерен (табл. 1). Подробное описание исходной структуры сталей приведено в работах [17, 18].

Независимо от исходного состояния сталей, РКУП привело к формированию СМК (суб) структуры с размером элементов ≈ 300 нм (рис. 1, табл. 1). После РКУП структура во всех исследуемых сталях представляет собой ферритно-карбидную смесь. Характер распределения рефлексов на микроэлектронограммах говорит о присутствии высокоугловых разориентировок между структурными элементами, а их азимутальные размытия свидетельствуют о малоугловых разориентировках и высоком уровне внутренних напряжений в зернах (рис. 1 *а*, *б*, *в*, вклейки).

При РКУП стали с феррито-перлитной структурой происходит фрагментация и частичная сфероидизация цементита в перлите, но не наблюдается его полного растворения (табл. 1). После деформации на электронно-микроскопических изображениях различима исходно пластинчатая морфология перлита, хотя пластины деформированы (рис. 1, *a*, вклейка). Независимо от исходной структуры стали, в результате РКУП уменьшаются размеры дисперсных частиц, обнаруженных методами просвечивающей электронной микроскопии (табл. 1).

РКУП вызывает снижение интенсивности и значительное уширение рентгеновских линий. Данные о размере областей когерентного рассеяния (ОКР) и величинах микродеформации крисыталлической решетки ($\Delta d/d$), микронапряжениях до и после РКУП представлены в табл. 2. Значения $\Delta d/d$ в процессе РКУП исследуемых сталей увеличиваются на порядок от ~ 10^{-4} до ~ 10^{-3} , размеры ОКР уменьшаются до 25-50 нм, что свидетельствует о сильной фрагментации микроструктуры и наличии больших внутренних напряжений (170-420 МПа) после РКУП. Значения плотности дислокаций ρ после РКУП, рассчитанные по уширению рентгеновских линий, составляют ~10¹⁰ см⁻², эти значения на порядок выше плотности дислокаций в исходных состояниях ~10⁹ см⁻² (табл. 2). Метод рентгеноструктурного анализа (РСА) дает интегральные характеристики материалов, а метод ПЭМ – локальные, позволяя учитывать различия в значениях ρ между отдельными зернами и фрагментами разной морфологии. Величины плотности дислокаций, рассчитанные по ПЭМ изображениям, также приведены в табл. 2, они в большинстве случаев совпадают с данными, полученными при анализе ширины рентгеновских линий.

Данные микроструктурных исследований находятся в полном соответствии с результатами измерения механических свойств исследуемых сталей. На рис. 2 представлены кривые «напряжение-деформация» для сталей 10Г2ФТ и 06МБФ в исходном состоянии и после РКУП. До РКУП стали с феррито-перлитной и ферритной структурами характеризовались низкими значениями предела текучести $\sigma_{0,2}$ =460–480 МПа и значительным удлинением до разрушения 13–18 % (рис. 2 *а*, *в*, кривые 1). Деформация развивалась в три стадии. Первая стадия – пластическая деформация на плато, следующим за зубом текучести и отвечающим нижнему пределу текучести 1 % < ε <3 % – происходила путем зарождения и распространения полос Людерса–Чернова.

Таблица 1. Влияние равноканального углового прессования на размер (суб) зерна, состав и размер карбидов в исследуемых сталях

Исходная структура (до РКУП)	Феррито-перлитная	Мартенситная	Ферритная				
Размер (суб) зерна, нм							
Исходное состояние	4200±1600 (феррит)	20000 (бывш. аустенит), 2400±1200 (глобул 150 (пластины) 390±200 (пластины)					
После РКУП	260±90 (феррит)	310±110 (феррит)	325±200 (феррит)				
Состав карбидов (их размер, нм)							
Исходное состояние MC* (15-20) M ₃ C** (45)		MC* (5−10) M ₃ C*** (5), M ₃ C* (60)	M ₃ C* (15-20) M ₆ C, M ₂₃ C ₆ , M ₃ C* (90)				
После РКУП	Иосле РКУП MC, M ₈ C ₇ , M ₃ C* (<10) M ₂₃ C ₆ , M ₆ C* (<5) M ₃ C** (20) M ₃ C* (35)		M ₈ C ₇ , M ₃ C* (<5) M ₆ C, M ₂₃ C ₆ , M ₃ C* (70)				

Примечание: * – сферические частицы; ** – пластины; *** – прослойки.



Рис. 1. Светлопольные (а-в) и темнопольные (г-е) ПЭМ-изображения состояний, сформированных при РКУП сталей с исходно феррито-перлитной (а, г), мартенситной (б, д) и ферритной (в, е) структурами. Темнопольные изображения получены в рефлексах Fe_a. Микродифракционные картины сняты с площади 1,4 мкм² (а) и 0,5 мкм² (б, в)

Появление зуба текучести в исходных образцах стали 10Г2ФТ и 06МБФ связано с тем, что дислокации могут быть заблокированы атомами примесных элементов или карбидами, что и приводит к локализации деформации на первой стадии. Затем следуют стадия с коэффициентом деформационного упрочнения $\theta = \delta/\delta = 1200 - 1600$ МПа и стадия образования шейки.

РКУП приводит к существенному изменению вида кривых «напряжение–деформация» для сталей с исходно феррито-перлитной и ферритной структурами. На кривых исчезает площадка текучести, предел текучести и прочности возрастает ($\sigma_{0,2}$ =960–990 МПа, $\sigma_{\rm B}$ =1000–1040 МПа), общее удлинение до разрушения значительно уменьшается (рис. 2 а, в, кривые 2). В исходном ферритоперлитном состоянии микротвердость стали 10Г2ФТ составляла 1,6 ГПа, после РКУП она возросла до 3,1 ГПа. Для стали 06МБФ РКУП приводит к росту микротвердости от 2,1 до 3,3 ГПа. Высокие прочностные свойства после РКУП могут быть обусловлены упрочнением, связанным с уменьшением среднего размера структурных элементов, дисперсионным твердением, высоким уровнем внутренних напряжений и дислокациями, накопленными в результате РКУП.

Таблица 2.	Влияние РКУП на микродеформацию кристалли-
	ческой решетки $\langle \mathcal{E}_{khl}^2 angle^{1/2}$, значения ОКР и плот-
	ность дислокаций $ ho$ в исследуемых сталях

феррито- перлитная	мартен- ситная	ферритная				
$\langle oldsymbol{arepsilon}_{khl}^{ m 2} angle$ '' (микронапряжения II рода, МПа)						
3.10-4 (65)	4.10-4(85)	2.10-4 (45)				
2.10-3 (420)	1.10-3 (210)	0,8.10-3(170)				
ОКР, нм						
100	80	>200				
50	25	35				
<i>ρ</i> , см ⁻² (РСА/ПЭМ)						
4.10°/6.10°	7.10°/1.1010	1.10 ⁹ /<10 ¹⁰ *, 4.10 ¹⁰ **				
5.1010/3.1010	8.1010/6.1010	3.1010/1.1011				
	феррито- перлитная ² (микронапр 3·10 ⁻⁴ (65) 2·10 ⁻³ (420) Ок 100 50 <i>р</i> , см ⁻² (1 4·10 ⁹ /6·10 ⁹ 5·10 ¹⁰ /3·10 ¹⁰	феррито-перлитная мартен-ситная " (микронапряжения II ро 3.10 ⁻⁴ (65) 4.10 ⁻⁴ (85) 2.10 ⁻³ (420) 1.10 ⁻³ (210) OKP, нм 0KP, нм 100 80 50 25 <i>ρ</i> , см ⁻² (PCA/ПЭМ) 4.10°/6.10° 7.10°/1.10 ¹⁰				

* в полиэдрическом феррите, ** в пластинчатом феррите.



Рис. 2. Влияние РКУП на кривые течения при одноосном растяжении стали 10Г2ФТ с феррито-перлитной структурой (а), стали 10Г2ФТ с мартенситной структурой (б) и стали 06МБФ с ферритной структурой (в): 1 – исходное состояния; 2 – после РКУП

Кривая течения стали 10Г2ФТ со структурой мартенсита имеет высокий предел текучести *σ*_{0.2}=950 МПа (рис. 2, *б*, кривая 1). Закалка стали привела к формированию более однородного состава по сравнению с феррито-перлитным состоянием, поэтому в стали 10Г2ФТ с исходно мартенситной структурой не наблюдается зуба текучести. РКУП стали в мартенситном состоянии вызывает слабые эффекты упрочнения по сравнению с феррито-перлитным и ферритным состояниями: как до, так и после РКУП микротвердость имеет значения H_{μ} =3,4-3,7 ГПа, $\sigma_{0,2}$ изменяется от 950 до 1125 МПа (рис. 2, б). Несмотря на то, что РКУП не приводит к значительному росту прочностных характеристик стали, закаленной на мартенсит, ее пределы текучести и прочности выше, чем в сталях с феррито-перлитной и ферритной структурами как в исходном, так в деформированном состояниях.

Тот факт, что при близком размере элементов зеренно-субзеренной структуры исследуемые стали характеризуются различным уровнем прочностных характеристик, удается описать на основе анализа основных физических факторов, определяющих характер СМК структуры, формируемый при РКУП. На рис. 3 представлена схема структурных состояний в исследуемых сталях до и после РКУП, основанная на экспериментальных данных о размере элементов структуры и анализе оптических и ПЭМ-изображений.

Сталь 06МБФ в исходном состоянии характеризуется меньшим размером зерна феррита, а также наличием феррита пластинчатой морфологии (унаследовавшей морфологию пакетного мартенсита) в сравнении с феррито-перлитным состоянием в стали $10\Gamma 2\Phi T$, поэтому исходно в ней доля высокоугловых границ зерен больше (рис. 3). Сталь в

мартенситном состоянии до РКУП обладает наименышим размером структурных элементов за счет сформированных после закалки ламелей малой толщины, разделенных между собой малоугловыми и высокоугловыми границами. Равноканальное угловое прессование сталей сопровождается образованием малоугловых и высокоугловых границ зерен в феррите, фрагментацией пластинчатого феррита и ламелей мартенсита (рис. 3). В результате наследования исходной зеренной структуры сталей доля высокоугловых границ зерен после РКУП стали со структурой мартенсита больше в сравнении со сталями, подвергнутыми РКУП после нормализации (феррито-перлитная структура) и после закалки и высокого отпуска (ферритная с карбидами структура).

Анализ состава, размеров и расположения карбидов в структуре исследуемых сталей до и после РКУП показал, что за счет исходной термообработки наиболее однородное распределение как крупных, так и мелких карбидов наблюдается в сталях, которые были подвергнуты закалке и закалке с последующим отпуском. В процессе РКУП за счет больших приложенных давлений происходит измельчение карбидов (табл. 1) и их перераспределение по структуре за счет переноса углерода на дефектах кристаллического строения и выделения новых частиц в процессе деформации. Несмотря на это, объемное распределение дисперсных частиц карбидов более однородное в СМК структурах, полученных из мартенситного и ферритного состояний, в сравнении с СМК структурой, полученной из феррито-перлитного состояния. Это происходит вследствие того, что в стали с исходно феррито-перлитной структурой основная часть углерода находится в перлите.

Экспериментально установленные различия в величинах микродеформации кристаллической



Рис. 3. Оптические изображения и схемы структурных состояний в исследуемых сталях до и после РКУП: I – исходное состояние; II – после РКУП (высокоугловые границы обозначены черным цветом, малоугловые – серым)

решетки, плотности дислокаций, микронапряжений II рода (табл. 2) исследуемых сталей после РКУП также свидетельствуют об отличиях в степени неравновесности сформированных СМК состояний. Вышеупомянутые различия в доле высокоугловых границ зерен, объемном распределении и размерах дисперсных частиц, степени неравновесности структуры исследуемых сталей в совокупности определяют отличия в уровне их прочностных свойств после РКУП.

На основе экспериментальных данных о размере структурных элементов, карбидов (и их объемной доли), плотности дислокаций проведена оценка вкладов механизмов упрочнения (зернограничного, субзеренного, дисперсионного и дислокационного) в предел текучести исследуемых сталей в исходном состоянии и после РКУП.

Основным механизмом упрочнения в СМК и НК материалах является субструктурное упрочнение, и оно по данным работы [4] составляет около ~60...70 %. Зернограничное упрочнение описывает взаимосвязь между размером зерна и прочностными характеристиками в соответствии с соотношением Холла-Петча [1, 4, 5, 19, 20]:

$$\sigma_v = \sigma_0 + k_v d^{-1/2}, \qquad (1)$$

где σ_y – предел текучести материала; σ_0 – сопротивление деформации в монокристалле или крупнозернистом поликристалле; d – размер зерна; k – коэффициент Холла–Петча. Значения коэффициента Холла–Петча для низкоуглеродистых сталей варьируется в интервале значений 13 < k < 23 ГПа·нм^{1/2} [19, 20]. Для расчета зернограничного упрочнения за коэффициент k выбирали среднее значение в указанном выше интервале k=18 ГПа·нм^{1/2}.

Использование выражения (1) корректно только для случая истинно зеренной структуры. В нашем случае зеренная структура с высокоугловыми разориентировками формируется в исходном состоянии. В состоянии после РКУП структура стали зеренно-субзеренная, то есть фрагментация исходной структуры после РКУП происходила путем образования высоко- и малоугловых границ. В этом случае необходимо учитывать помимо вклада от границ зерен субструктурное упрочнение от блоков или ячеек [4, 21]:

$$\sigma_{6} = k_{1} D^{-1}, \qquad (2)$$

где k_1 – параметр междислокационного взаимодействия (для феррито-перлитной и мартенситной структуры составляет (0,13–0,15)·10⁶ МПа·нм [4], D – размеры ячеек, блоков, фрагментов.

В случае исходного ферритного состояния для оценки предела текучести использовали размер зерен полиэдрического феррита, так как на пределе текучести деформация развивается, прежде всего, в них. Для стали $10\Gamma 2\Phi T$ с феррито-перлитной структурой корректно использовать размер зерна феррита, так как объемная доля перлита в структуре невелика (20 %). Оценку вклада перлитной составляющей в предел текучести оценивали как $\sigma_{\Pi}=Q\Pi$, где Q=2,4 [МПа / %]; П – содержание перлитной составляющей в % [21]. В нашем случае этот вклад составляет $\sigma_{\Pi}=48$ МПа, что согласуется с данными, приведенными в работе [21]. Исследования низкоуглеродистых сталей [22], в которых объемная доля перлита изменяется в интервале 15...23 % для стали 17Г1С-У и 3...5 % для сталей 10Г2ФБ и 12Г2СБ, показали, что перлит в низкоуглеродистых сталях не относится к сильным факторам упрочнения, и в первом приближении его не принимают в расчет. Однако пренебрегать им нерационально, так как он одного порядка с упрочнением от кристаллической решетки (σ_0 ~30 МПа), а ее вклад обычно учитывают.

При оценке зернограничного вклада в исходно мартенситном состоянии за величину зерна можно принять как ширину реек мартенсита и мартенситного пакета [23], так и размер бывшего зерна аустенита. Установлена зависимость прочностных характеристик, подобная соотношению Холла-Петча, не от размера аустенитного зерна, а от величины мартенситного пакета и ширины реек, которые многими исследователями считаются основными структурными единицами закаленной стали. В работе [21] было показано, что на предел текучести мартенситной стали влияет длина реек, а не величина пакета, поскольку длина плоскости скольжения М дислокаций зависит от отношения ширины рейки $\Delta_{\!\scriptscriptstyle p}\,\kappa$ ее длине или к эффективному диаметру пакета d_{n} . Тогда размер зерна стали со структурой мартенсита определяется как величина среднего размера плоскостей скольжения в рейке М (в предположении изотропного распределения ориентировок плоскостей скольжения относительно ориентировок реек) [21]. В исходно мартенситном состоянии (сталь 10Г2ФТ) величина М составляет 558 нм.

Следует также учитывать вклад от внесенных дислокаций в структуре, который определяется известным соотношением [21]:

$$\sigma_{\rho} = \alpha M G b \rho^{1/2}, \qquad (3)$$

где b – вектор Бюргерса; G – модуль упругости; ρ – плотность дислокаций; M=2,75 [2]; $\alpha=0,1-0,3$ – константа, зависящая от характера распределения дислокаций. Экспериментальные значения плотности дислокаций, полученные в настоящей работе (табл. 2), соответствуют вкладу $\sigma_c=200-300$ МПа.

Вклад от твердорастворного упрочнения $\sigma_{\rm TB}$ в предел текучести определяется в предположении аддитивности вкладов в упрочнение от отдельных легирующих элементов. Согласно данным рентгеноструктурного анализа, параметр решетки во всех исследуемых сталях близок к значению для α -Fe. Атомы легирующих элементов находятся, в основном, в карбидах, следовательно, вклад от твердорастворного упрочнения пренебрежимо мал.

Экспериментально методами ПЭМ в структуре сталей как до, так и после РКУП обнаружены частицы различной дисперсности (табл. 1). Принимая, что все частицы некогерентные, вклад от дисперсионного упрочнения в исследуемых сталях можно оценить с помощью уравнения Орована [4, 21] или модифицированного для α -Fe уравнения Орована [21]:

$$\sigma_{\rm gr} = 13 \cdot 10^3 \, \frac{f^{1/2}}{D_{\rm cp}} \ln\left(1, 5 \frac{D_{\rm cp}}{f^{1/2}}\right),\tag{4}$$

где f – объемная доля частиц; $D_{\rm cp}$ – средний диаметр частиц.

Электронно-микроскопические исследования показали, что в структуре присутствуют карбиды, которые условно можно разделить на мелкодисперсные (менее 20 нм) и крупные (60–90 нм) (табл. 1). В феррито-перлитной структуре после РКУП частицы измельчаются до размера <10–20 нм и обусловливают упрочнение около 150 МПа, в мартенситной и ферритной – карбиды с размером <5 нм дают вклад в упрочнение ≈200 МПа. Более крупные карбиды 50–70 нм обуславливают слабое упрочнение 20–30 МПа.

Проанализировав механизмы упрочнения, можно оценить их общий вклад в предел текучести исследуемых сталей, в общем случае используя принцип аддитивности напряжений:

$$\sigma_{\rm T} = \sigma_{\rm y}(\sigma_6) + \sigma_{\rm TB} + \sigma_{\rm II} + \sigma_{\rho} + \sigma_{\rm AT}$$
(5)

или аддитивности квадратов напряжений [21]:

$$\sigma_{\rm T} = (\sigma_0^2 + \sigma_{\rm TB}^2 + \sigma_{\rm II}^2)^{1/2} + (\sigma_{\rm AT}^2 + \sigma_{\rho}^2)^{1/2} + k_{\rm y} d^{-1/2}$$
(6)

(для зернограничного упрочнения),

$$\sigma_{\rm T} = (\sigma_0^2 + \sigma_{\rm TB}^2 + \sigma_{\rm II}^2)^{1/2} + (\sigma_{\rm gT}^2 + \sigma_{\rho}^2)^{1/2} + k_{\rm I} d^{-1}$$
(7)

(для субзеренного упрочнения). Применительно к данной работе компоненты σ_0 , σ_{II} , σ_{TB} и σ_{AT} и σ_{ρ} отнесены к компонентам «разной силы». Согласно теории Кокса [21] препятствия в материалах расположены неравномерно и различаются по величине воздействия на движущиеся дислокации. В соответствии с этим все препятствия можно разделить на «сильные» и «слабые». Уравнение (5) будет описывать случай, когда в структуре большое число слабых и небольшое число сильных препятствий, и критическое напряжение определяется преодолением дислокациями сильных и слабых препятствий одновременно. В предположении, что сильные и слабые препятствия преодолеваются постепенно, эффект от совместного действия нескольких независимых механизмов определяется с учетом соотношений (6) и (7).

В табл. 3 приведены оценки вкладов от разных механизмов упрочнения и их суммарный вклад в прочностные свойства (предел текучести) исследуемых сталей при РКУП с учетом соотношений (1)-(7). Сопоставление рассчитанных и экспериментально полученных данных (табл. 3) показывает, что во всех исследуемых сталях после РКУП упрочнение описывается лучше с учетом соотношения (2). Это подтверждает экспериментальные данные о том, что РКУП приводит к формированию развитой зеренно-субзеренной структуры в исследуемых сталях.

На основе проведенного анализа механизмов упрочнения можно сделать вывод, что упрочнение низкоуглеродистых сталей с исходно феррито-перлитной, мартенситной и ферритной структурами при РКУП определяется в основном зернограничным упрочнением, упрочнением от дислокаций и дисперсионным твердением. Вклад зернограничного упрочнения является основным и составляет около 50...60 % для исследуемых сталей (табл. 3). Упрочнение от внесенных дислокаций составляет 25...30 %, и оно максимально после РКУП стали 10Г2ФТ с исходно мартенситной структурой. Эти данные согласуются с микроструктурными исследованиями и изучением прочностных характеристик исследуемых сталей. Упрочнение от карбидов (дисперсионное твердение) играет важную роль в повышении прочностных свойств сталей и составляет 15...20 % от суммарного упрочнения.

Полученные данные подтверждают, что ИПД легированных сталей сочетает в себе несколько типов упрочнения: от малого размера (суб) зерна и большой доли границ зерен, от дислокаций и дисперсионного твердения. В работах [24-26] исследовали влияние РКУП на структуру и механические свойства армко-железа и чистого α-Fe. Сформированные структуры обладали высокими прочностными свойствами после РКУП, однако меньшими в сравнении со сталями 10Г2ФТ и 06МБФ: в работе [25] (РКУП по режиму В_с, 8 проходов при T=20 °C, $\Phi=90$ °) получена СМК структура в α -Fe со средним размером зерна 200-400 нм и микротвердостью H_{μ} =2,3 ГПа, пределом текучести 700 МПа; в армко-железе была сформирована структура с пределом текучести ≈900 МПа [24]. Прочностные свойства после РКУП армко-железа и α-Fe обусловлены преимущественно зернограничным упрочнением, так как содержание легирующих элементов в них мало. Стали 10Г2ФТ и 06МБФ при близком размере структурных элементов после РКУП обладают более высокими прочностными свойствами (*H*₄=2,9-3,7 ГПа, предел текучести 960-1125 МПа), в сравнении с армко-железом и α-Fe, так как содержат легирующие элементы и карбиды.

Сравнение расчетных и экспериментальных значений предела текучести сталей (табл. 3) показало, что они хорошо согласуются друг с другом. Однако приведенные в табл. 3 расчетные данные являются только оценочными по нескольким причинам. Во-первых, вклад от субструктурного упрочнения может быть завышен или занижен вследствие того, что соотношения (1) и (2) корректны в предположении, что в структуре все границы являются либо высокоугловыми, либо малоугловыми. После РКУП структура в сталях 10Г2ФТ и 06МБФ является зеренно-субзеренной и вклад от высокоугловых и малоугловых границ зерен должен учитываться комплексно. Вторая причина обусловлена погрешностями при определении размеров и объемной доли карбидов методами ПЭМ. Ошибка при определении объемной доли частиц составляет 20 % при условии, что внесены поправки на перекрытие и усечение частиц, разрешающую способность прибора (для нанометрических карбидов) [14]. При определении размера частиц по электронно-микроскопическим изображениям ошибка меньше (~5 %) [14], но, объективно, расчет вклада от частиц в упрочнение оказывается также оценочным. Кроме того, существует неоднозначность в определении плотности дислокаций, которая варьируется в зависимости от метода исследования (РСА или ПЭМ), что вносит погрешность в измеряемую величину плотности дислокаций и, как следствие, в расчет предела текучести.

Таблица 3. Оценка вкладов от механизмов упрочнения в предел текучести для исследуемых сталей до и после РКУП (исходное состояние/после РКУП, МПа)

Компоненты упрочнения	Феррито- перлитное состояние	Мартенси - тное состоя- ние	Ферритное состояние
Напряжение трения решетки $\sigma_{\scriptscriptstyle 0}$	30/30	30/30	30/30
Зернограничное упрочнение kyd ^{-1/2}	280/1120	760/1020	320/1000
Упрочнение от блоков $\sigma_{\!\delta}$, соотно- шение (2)	-/600	-/480	-/430
Упрочнение от дислокаций $\sigma_{ ho}$, со- отношение (3)	70/240	100/310	40/200
Дисперсионное упрочнение $\sigma_{\!_{ m T}}^{*}$, соотношение (4)	100/150	180/200	70/190
Расчетные значения $\sigma_{\overline{t}}$: • с учетом σ_y , соотношение (5) • с учетом σ_y , соотношение (6) • с учетом σ_b , соотношение (5) • с учетом σ_b , соотношение (7)	480 /1540 400/1430 -/ 1020 -/890	1070/1560 1000 /1420 -/ 1020 -/880	460 /1420 430/1300 -/ 850 -/740
Экспериментальные значения $\sigma_{0,2}$	460/990	950/1125	480/960

* с учетом вклада от перлита для случая нормализованной стали 10Г2ФТ.

Следует отметить, что приведенные расчеты необходимы не столько для количественной оценки предела текучести, сколько для выявления вклада каждого механизма упрочнения в общее упрочнение стали. Обобщение полученных результатов показывает, что наиболее весомый вклад в повышение предела текучести при РКУП исследуемых сталей имеет измельчение зерна, вклад от дислокаций и мелкоразмерной карбидной фазы.

Выводы

- В низкоуглеродистых сталях 10Г2ФТ и 06МБФ, имеющих различную исходную структуру (феррито-перлитную, мартенситную, ферритную), методом равноканального углового прессования сформированы субмикрокристаллические состояния со средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры ≈300 нм (феррит) и карбидами. Наряду с измельчением исходной зеренной структуры РКУП вызывает уменьшение размеров дисперсных частиц в структуре исследуемых сталей.
- При близком размере элементов структуры после РКУП сталь, полученная из закаленного (мартенситного) состояния, обладает большими значениями предела текучести (σ_{0,2}=1125 МПа) в сравнении со сталями, полученными из феррито-перлитного (σ_{0,2}=990 МПа) и ферритного (σ_{0,2}=960 МПа) состояний.
- Влияние исходной микроструктуры (феррит, мартенсит, феррито-перлит) на структурно-фазовое состояние и механические свойства субмикрокристаллических сталей заключается в наследовании исходной зеренной структуры и объемного распределения дисперсных частиц карбидов в процессе равноканального углового прессования.
- 4. Основной вклад в повышение прочностных свойств сталей 10Г2ФТ и 06МБФ при равноканальном угловом прессовании вносит измельчение зерна (50...60 % от общего упрочнения) и внесенные дислокации (25...30 % от общего упрочнения). Дисперсионное твердение также играет важную роль в повышении прочностных свойств при равноканальном угловом прессовании (15...20 % от общего упрочнения).

Работа выполнена при частичной финансовой под держке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг. (III.23.2.2.). Исследования выполнены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования Томского государственного университета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 397 с.
- Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
- Nanomaterials by severe plastic deformation, NanoSPD5 / ed. by J.T. Wang, R.B. Figueiredo, T. Langdon. – Switzerland: Trans Tech Publications Ltd, 2011. – 1224 p.
- 4. Weng Y. Ultra-fine grained steels. Berlin: Metallurgical Industry Press, Beijing and Springer-Verlag GmbH, 2009. – 588 p.
- Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня // Физическая мезомеханика. – 2009. – Т. 12. – № 4. – С. 93–106.
- Dobatkin S.V., Odessky P.D., Shagalina S.V. Ultrafine grained low carbon steels processed by severe plastic deformation // Materials Science Forum. - 2008. - V. 584-586. - P. 623-630.
- Структурные превращения высокомарганцовистых аустенитных сталей при деформировании сдвигом под давлением / В.А. Теплов, Л.Г. Коршунов, В.А. Шабашов, Р.И. Кузнецов, В.П. Пилюгин, Д.И. Тупица // Физика металлов и металловедение. – 1988. – Т. 66. – № 3. – С. 563–571.
- Влияние исходного состояния низкоуглеродистых сталей на формирование наноразмерной структуры при пластической деформации кручением с большими степенями и давлением / С.В. Добаткин, С.В. Шагалина, О.И. Слепцов, Н.А. Красильников // Металлы. – 2006. – № 5. – С. 95–104.
- Shin D.H., Park K.-T. Ultrafine grained steels processed by equal channel angular pressing // Materials Science and Engineering A. - 2005. - V. 410-411. - P. 299-302.
- О природе низкотемпературной хрупкости сталей с ОЦКструктурой / В.Е. Панин, Л.С. Деревягина, Н.М. Лемешев, А.В. Корзников, А.В. Панин, М.С. Казаченок // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 6. – С. 5–12.
- Microstructure and properties of a low carbon steel after equal channel angular pressing / J. Wang, C. Xu, Y. Wang, Z. Du, Z. Zhang, L. Wang, X. Zhao, T.G. Langdon // Nanomaterials by severe plastic deformation / Eds. M.J. Zehetbauer, R.Z. Valiev. – Vienna, Austria: Wiley-VCH, 2002. – P. 829–834.
- Processing of a low carbon steel by equal channel angular pressing / Y. Fukuda, K. Ohishi, Z. Horita, T. Langdon // Acta Materialia. 2002. V. 50. P. 1359–1368.
- 13. Установление соответствия между степенью деформации, твердостью и размерами элементов структуры железа и конструкционных сталей при большой пластической деформации различными способами / М.В. Дегтярев, Т.И. Чащухина,

Л.М. Воронова, В.И. Копылов // Физическая мезомеханика. -2013. – Т. 16. – № 6. – С. 71–80.

- Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. – М: Металлургия, 1973. – 584 с.
- Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
- Williamson G.K., Smallman R.E. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum // Philosophical Magazine. – 1956. – № 1. – P. 34–46.
- Особенности микроструктуры и механическое поведение стали 06МБФ после равноканального углового прессования / Е.Г. Астафурова, Г.Г. Захарова, Е.В. Найденкин, Г.И. Рааб, П.Д. Одесский, С.В. Добаткин // Письма о материалах. – 2011. – Т. 1. – С. 198–202.
- Влияние равноканального углового прессования на структуру и механические свойства низкоуглеродистой стали 10Г2ФТ / Е.Г. Астафурова, Г.Г. Захарова, Е.В. Найденкин, С.В. Добаткин, Г.И. Рааб // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 110. – № 3. – С. 275–284.
- Ramesh K.T. Nanomaterials. Mechanics and Mechanisms. Berlin: Springer, 2009. – 353 p.
- Мильман Ю.В., Гончарова И.В. Перспективные материалы. Наноматериалы технического и медицинского назначения. Т. III // под ред. Д.Л. Мерсона. – М.: МИСиС, 2009. – 495 с.
- Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
- 22. Счастливцев В.М., Яковлева И.Л., Терещенко Н.А. и др. Особенности химического состава и структура низкоуглеродистых низколегированных трубных сталей после контролируемой прокатки // МиТОМ. 2008. № 5. С. 3–8.
- Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
- 24. Структурная чувствительность механических свойств армкожелеза, подвергнутого равноканальному угловому прессованию / С.А. Фирстов, Ю.Н. Подрезов, В.И. Копылов, Н.И. Даниленко // Металлы. – 2004. – № 1. – С. 96–103.
- Han B.Q., Lavernia E.J., Mohamed F.A. Mechanical properties of iron processed by severe plastic deformation // Metallurgical and Materials Trans. A. - 2003. - V. 34. - P. 71-83.
- 26. Сон А.А. Влияние субмикрокристаллического состояния на масштабные уровни локализации деформации армко-железа, малоуглеродистой и сложнолегированной стали: дис. ...канд. физ.-мат. наук. – Томск, 2005. – 166 с.

Поступила 16.01.2014 г.

UDC 669.14:539.4

THE INFLUENCE OF INITIAL STATE OF LOW-CARBON STEELS ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES UNDER EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING

Elena G. Astafurova,

Dr. Sc., Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Russia, 634021, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4. E-mail: elena.g.astafurova@gmail.com

Galina G. Maier,

Cand. Sc., Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Russia, 634021, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4. E-mail: galinazg@yandex.ru

Evgeny V. Naydenkin,

Cand. Sc., Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Russia, 634021, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4. E-mail: nev@ispms.tsc.ru

Georgy I. Raab,

Dr. Sc., Research Institute of Physics of Advanced Materials of Ufa State Aviation Technical University, Russia, Republic of Bashkortostan, 450025, Ufa, Karl Marks street, 12. E-mail: giraab@mail.ru

Pavel D. Odessky,

Dr. Sc., Institute of Building Structures, Russia, 109428, Moscow, 2^d Industrialnaya street, 6. E-mail: odesskiy@tsniisk.ru

Sergey V. Dobatkin,

Dr. Sc., Institute of Metallurgy and Materials Science after A.A. Baykov, Russian Academy of Sciences, Russia, 119991, Moscow, Leninsky prospekt, 49. E-mail: dobatkin@imet.ac.ru

A microstructure and a phase composition of low-carbon steels Fe-Mn-V-Ti-C and Fe-Mo-Nb-V-C subjected to severe plastic deformation by equal-channel angular pressing from various initial states (after normalization, quenching, quenching and the subsequent tempering) were studied using the methods of optical metallography, transmission electron microscopy and X-ray diffraction analysis. The ultrafine-grained structures with the average size of structural elements about 300 nm (ferrite) stabilized by disperse particles were formed under equal-channel angular pressing independently on the initial structural and phase states of steels. The investigated states with the close size of structural elements after equal-channel angular pressing are characterized by various levels of strength properties: the structure formed from initial quenched state possesses the greatest values of 0,2 pct offset yield strength and microhardness ($\sigma_{0,2}$ =1125 MPa, H_{μ} =3,7 GPa) in comparison with two other states ($\sigma_{0,2}$ =960–990 MPa, H_{μ} =3,1–3,3 GPa). The authors have analyzed the major physical factors defining a character of ultrafine-grained structure of low-carbon steels after severe plastic deformation and have estimated the contribution of the main hardening mechanisms into steel yield strength.

Key words:

Low-carbon steel, equal-channel angular pressing, ferrite, pearlite, martensite, particle strengthening, ultrafine-grained structure, «stress-strain» curves, microhardness.

REFERENCES

- Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. Obemnye nanostrukturnye metallicheskie materialy [Bulk nanostructured metallic materials]. Moscow, IKC Akademkniga, 2007. 397 p.
- Noskova N.I., Mulyukov R.R. Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy [Ultrafine grained metals and alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN, 2003. 279 p.
- Nanomaterials by severe plastic deformation, NanoSPD5. Ed. by J.T. Wang, R.B. Figueiredo, T. Langdon. Switzerland, Trans Tech Publications Ltd, 2011. 1224 p.
- 4. Weng Y. *Ultra-fine grained steels*. Berlin, Metallurgical Industry Press, Beijing and Springer-Verlag GmbH, 200. 588 p.
- Kozlov E.V., Koneva N.A., Popova N.A. Zerennaya struktura, geometricheski neobkhodimye dislokatsii i chastitsy faz v polikristallakh mikro- i mezourovnya [The grain structure, geometrically necessary dislocations and particles of phases in polycrystals of micro- and mesolevel]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2009, vol. 12, no. 4, pp. 93–106.
- Dobatkin S.V., Odessky P.D., Shagalina S.V. Ultrafine grained low carbon steels processed by severe plastic deformation. *Materials Science Forum*, 2008, vol. 584–586, pp. 623–630.
- Teplov V.A., Korshunov L.G., Shabashov V.A., Kuznetsov R.I., Pilyugin V.P., Tupitsa D.I. Strukturnye prevrashcheniya vysokomargantsovistykh austenitnykh staley pri deformirovanii sdvi-

gom pod davleniem [Structural transformations of high-manganese austenitic steels at deformation by high-pressure torsion]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1988, vol. 66, no. 3, pp. 563–571.

- Dobatkin S.V., Shagalina S.V., Sleptsov O.I., Krasilnikov N.A. Vliyanie iskhodnogo sostoyaniya nizkouglerodistykh staley na formirovanie nanorazmernoy struktury pri plasticheskoy deformatsii krucheniem s bolshimi stepenyami i davleniem [The influence of initial state of low-carbon steel on nanodimensional structure formation at plastic deformation by torsion with high strain and pressure]. *Metally*, 2006, no. 5, pp. 95–104.
- Shin D.H., Park K.-T. Ultrafine grained steels processed by equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering A*, 2005, vol. 410–411, pp. 299–302.
- Panin V.E., Derevyagina L.S., Lemeshev N.M., Korznikov A.V., Panin A.V., Kazachenok M.S. O prirode nizkotemperaturnoy khrupkosti staley s OTSK-strukturoy [On the nature of low-temperature brittleness of steels possesses BCC-structure]. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2013, vol. 16, no. 6, pp. 5–12.
- Wang J., Xu C., Wang Y., Du Z., Zhang Z., Wang L., Zhao X., Langdon T.G. Microstructure and properties of a low carbon steel after equal channel angular pressing. *Nanomaterials by severe plastic deformation*. Eds. M.J. Zehetbauer, R.Z. Valiev. Vienna, Austria, Wiley-VCH, 2002. pp. 829–834.
- Fukuda Y., Ohishi K., Horita Z., Langdon T. Processing of a low carbon steel by equal channel angular pressing. *Acta Materialia*, 2002, vol. 50, pp. 1359–1368.
- 13. Degtyarev M.V., Chashchuhina T.I., Voronova L.M., Kopylov V.I. Ustanovlenie sootvetstviya mezhdu stepenyu deformatsii, tverdostyu i razmerami elementov struktury zheleza i konstruktsionnykh staley pri bolshchoy plasticheskoy deformatsii razlichnymi sposobami [The correlation between the strain, hardness and size of the structural elements of iron and structural steels under a large plastic deformation in different ways]. Fizicheskaya mezomekhanika, 2013, vol. 16, no. 6, pp. 71–80.
- Utevskiy L.M. Difraktsionnaya elektronnaya mikroskopiya v metallovedenii [Diffraction electronic microscopy in material science]. Moscow, Metallurgiya, 1973. 584 p.
- Saltykov S.A. Stereometricheskaya metallografiya [Stereometric metallography]. Moscow, Metallurgiya, 1970. 376 p.
- Williamson G.K., Smallman R.E. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum. *Philosophical Magazine*, 1956, no.1, pp. 34-46.
- Astafurova E.G., Zakharova G.G., Naydenkin E.V., Raab G.I., Odesskiy P.D., Dobatkin S.V. Osobennosti mikrostruktury i

mekhanicheskoe povedenie stali 06MBF posle ravnokanalnogo uglovogo pressovaniya [The features of a microstructure and mechanical behavior of steel 06MBF after equal-channel angular pressing]. *Pisma o materialakh*, 2011, vol. 1, pp. 198–202.

- Astafurova E.G., Zakharova G.G., Naydenkin E.V., Dobatkin S.V., Raab G.I. Vliyanie ravnokanalnogo uglovogo pressovaniya na strukturu i mekhanicheskie svoystva nizkouglerodistoy stali 10G2FT [The influence of equal-channel angular pressing on structure and mechanical properties of low-carbon steel 10G2FT]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2010, vol. 110, no. 3, pp. 275–284.
- Ramesh K.T. Nanomaterials. Mechanics and Mechanisms. Berlin, Springer, 2009. pp. 353.
- Milman Yu.V., Goncharova I.V. Perspektivnye materialy. Nanomaterialy tekhnicheskogo i meditsinskogo naznacheniya [Perspective materials. Nanomaterials of technical and medical appointment]. Moscow, MISIS publ., vol. 3, 495 p.
- Goldshtein M.I., Farber V.M. Dispersionnoe uprochnenie stali [Particle hardening of steel]. Moscow, Metallurgiya, 1979. 208 p.
- Schastlivtsev V.M., Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A. Osobennosti khimicheskogo sostava i struktura nizkouglerodistykh nizkolegirovannykh trubnykh staley posle kontroliruemoy prokatki [Features of a chemical composition and structure of low-carbon low-alloyed pipe steel after controlled rolling]. *MiTOM*, 2008, no. 5, pp. 3–8.
- Kurdyumov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I. Prevrashcheniya v zheleze i stali [Transformations in iron and steel]. Moscow, Nauka, 1977. 236 p.
- Firstov C.A., Podrezov Yu.N., Kopylov V.I., Danilenko N.I. Strukturnaya chuvstvitelnost mekhanicheskikh svoystv armkozheleza, podvergnutogo ravnokanalnomu uglovomu pressovaniyu [Structural sensitivity of mechanical properties of armko-iron subjected to equal-channel angular pressing]. *Metally*, 2004, no. 1, pp. 96–103.
- Bing Q. Han, Enrique J. Lavernia, Farghalli A. Mohamed. Mechanical properties of iron processed by severe plastic deformation. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2003, vol. 34, pp. 71–83.
- 26. Son A.A. Vliyanie submikrokristallicheskogo sostoyaniya na masshtabnye urovni lokalizatsii deformatsii armko-zheleza, malouglerodistoy i slozhnolegirovannoy stali. Diss. kand. nauk [Influence of submicrocrystalline state on scale levels of localization of deformation of armko-iron, low-carbon and high-alloyed steel. Cand. Diss.]. Tomsk, 2005. 166 p.