

ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ УПРОЧНЕНИИ*

Ю.Ф. ИВАНОВ^{1,2}, доктор физ.-мат. наук, профессор, главный научный сотрудник

В.Е. ГРОМОВ³, доктор физ.-мат. наук, профессор

О.А. КОНДРАТОВА³, канд. физ.-мат. наук, доцент

Е.Г. БЕЛОВ⁴, канд. тех. наук

В.Б. КОСТЕРЕВ⁴, канд. тех. наук

(¹НИ ТПУ, г. Томск, ²ИСЭ СО РАН, г. Томск,

³СИБГИУ, г. Новокузнецк, ⁴ООО «Евраз – ЗСМК»)

Поступила 06 февраля 2017

Рецензирование 01 марта 2017

Принята к печати 14 апреля 2017

Кондратова О.А. – 654007, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42,
Сибирский государственный индустриальный университет,
e-mail: okondratova@mail.ru

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств поверхности двутавровой балки из стали 09Г2С, формирующихся при термомеханическом упрочнении в потоке прокатного стана. Установлено качественное соответствие изменения микротвердости и скалярной плотности дислокаций по сечению профиля полки. Показано, что под действием остаточного тепла объема заготовки происходит релаксация дислокационной структуры, выражающаяся в снижении скалярной плотности дислокаций, разрушении малоугловых границ кристаллов мартенсита, выделении на дислокациях в объеме кристаллов мартенсита и по границам кристаллов частиц карбидной фазы. Отмечено, что природа $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения является ответственной за повышение прочности поверхностного слоя.

Ключевые слова: упрочнение, поверхность, структура, дефектная субструктура, микротвердость, трибологические свойства.

DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-38-44

Введение

В настоящее время при производстве массовых видов прокатной продукции широко используются технологии термомеханического упрочнения, базирующиеся на результатах фундаментальных исследований механизмов и закономерностей формирования дефектной

субструктуры и структурно-фазовых состояний [1, 2].

Исследование процессов термомеханической обработки должно включать в себя установление связей между механическими свойствами готового продукта и эволюцией структуры, фазового сплава и дислокационной субструктуры для каждого конкретного изделия. Только в этом

* Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-420530 p_a.

случае возможна разработка оптимальных режимов упрочнения и целенаправленное управление эксплуатационными свойствами. Варьирование технологическими параметрами (скорость и температура прокатки, количество и порядок включения секций принудительного охлаждения и т. д.) определяет изменение температуры во времени в сечении профиля в процессе ускоренного охлаждения, т. е. структурно-фазовое состояние стали. Формирующиеся структуры и субструктуры неоднородны по сечению профиля. Это кардинальным образом влияет на формирование комплекса прочностных и пластических свойств, сопротивление деформированию и разрушению материала [3, 4]. В работах [5–7] показано, что структурно-фазовые состояния, дислокационная субструктура определяют комплекс механических свойств и в конечном итоге

работоспособность и надежность сооружений и конструкций.

Необходимость и актуальность их изучения при термомеханическом упрочнении диктуются как требованиями практики, так и очевидной научной значимостью проблемы.

Цель настоящей работы – выявление закономерностей формирования механических свойств поверхности низкоуглеродистой стали при термомеханическом упрочнении и анализ физических причин этих зависимостей.

Материал и методы исследования

В качестве материала исследования использовались образцы двутавровой балки ДП 155. Химический состав стали 09Г2С приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали

Материал	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	S	P	Al	Cr	Ni	Cu	V	Ti
09Г2С	0,087	0,62	1,36	0,012	0,019	0,011	–	–	–	0,004	–

Примечание: остальное железо.

Упрочнение двутавра проводили по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана 450 ОАО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат». Скорость прокатки – 6,0 м/с, расход воды – 1200 м³/ч, давление воды на полку – 2,5 атм, температура перед холодильником – 800...820 °С. Исследования структуры выполнялись на электронном микроскопе JEM 2100 JEOL. Для идентификации фаз применялся дифракционный анализ с использованием темнопольной методики и последующим индентированием микроэлектронограмм. Скалярная плотность дислокаций измерялась методом секущих с поправкой на невидимость дислокаций на микрофотографиях. Методы и методики количественного анализа результатов просвечивающей микроскопии приведены в работах [8–16].

Анализ прочностных свойств поверхностного слоя осуществляли определением микротвердости (микротвердомер ПМТ-4), нанотвердости

материала и модулем Юнга (динамический ультрамикротвердомер (наноиндентор) Shimadzu DUH-211S, нагрузка на индентор 50 мН). Исследования износостойкости материала (определяли коэффициент трения и скорость износа материала) проводили на трибометрах «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142», CSEM Instruments, Швейцария и «Tribotecnica» (Франция). В качестве контртела использовали шарик из твердого сплава ВК8 диаметром 3 мм. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле»; линейная скорость вращения составляла 2,5 см/с; нормальная нагрузка на контртело составляла 5 Н; конечное число оборотов образца – 5000. Износостойкость оценивали величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания. Скорость изнашивания рассчитывали по формуле

$$V = \frac{2\pi RA}{FL} [\text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}],$$

где R – радиус трека [мм]; A – площадь поперечного сечения канавки износа [мм²]; F – величина приложенной нагрузки [Н]; L – пройденная шариком контртела дистанция [м].

Результаты и их обсуждение

При термомеханическом упрочнении балки в поверхностном слое формируется морфологически сложная структура, состоящая из α -фазы, γ -фазы и карбида железа [17].

Основной фазой является α -фаза, представленная зернами структурно-свободного феррита (т. е. зернами феррита, не содержащими в объеме частиц цементита), сформировавшимися в результате диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения; зернами феррита, в объеме которых присутствуют частицы карбида железа преимущественно глобулярной формы (далее зерна «псевдоперлита»). В объеме зерен могут присутствовать кристаллы пластинчатого или пакетного мартенсита, а также «бескарбидного» бейнита. Пластинки «бескарбидного» бейнита расположены параллельно друг другу и образуют пакеты, по морфологическому признаку напоминающие пакетный мартенсит. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 200 до 400 нм.

При реализации технологии ускоренного охлаждения двутавровой балки в формировании структуры стали задействованы следующие механизмы $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения: 1) механизм диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящий к образованию зерен структурно-свободного феррита, зерен феррита, содержащих хаотически распределенные частицы цементита и зерен перлита; 2) при реализации промежуточного механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения формируется бейнитная структура; 3) сдвиговый механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения приводит к формированию мартенситной структуры.

Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 100 нм до 1,8 мкм. При анализе субструктуры кристаллов мартенсита выявляется крапчатый контраст. Наличие данного

контраста свидетельствует о высокой плотности дислокаций, формирующих сетчатую структуру. Последующий «самоотпуск» стали под действием остаточного тепла объема заготовки сопровождается релаксацией дислокационной структуры, выражающейся в снижении скалярной плотности дислокаций, разрушении малоугловых границ кристаллов мартенсита, выделении на дислокациях в объеме кристаллов мартенсита (рис. 1, *a*) и по границам кристаллов (рис. 1, *б*) частиц карбидной фазы. Размеры частиц, расположенных на дислокациях, изменяются в пределах 5...10 нм, расположенных на границах в пределах 10...30 нм.

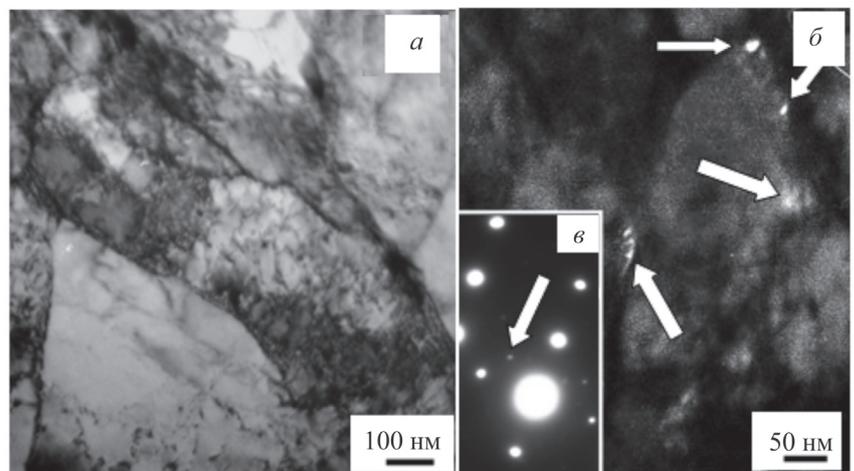


Рис 1. Микроструктура упрочненного слоя полки двутавра: *a* – светлопольное изображение; *б* – темное поле, полученное в рефлексе Fe_3C , стрелками указаны частицы цементита; *в* – микроэлектроннограмма, стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле

Формирующиеся в поверхностном слое сложные структурно-фазовые состояния должны отвечать за прочностные и трибологические свойства.

В табл. 2 приведены значения нанотвердости и модуля Юнга стали 09Г2С в нетермомеханически упрочненном и термомеханически упрочненном состоянии. Отчетливо видно, что упрочнение стали сопровождается увеличением нанотвердости поверхностного слоя в $\approx 1,22$ раза при одновременном снижении модуля Юнга в $\approx 1,18$ раза.

Термоупрочнение стали существенным образом изменяет трибологические характеристики стали, а именно приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя в $\approx 1,83$ раза и увеличению коэффициента трения в $\approx 1,36$ (табл. 3).

Таблица 2

Значения нанотвердости и модуля Юнга стали 09Г2С

Характеристика	Средняя
Неупрочненное состояние	
Нанотвердость, ГПа	2,7 ± 0,2
Модуль Юнга, ГПа	269,6 ± 17,0
Термомеханически упрочненное состояние	
Нанотвердость, ГПа	3,3 ± 0,2
Модуль Юнга, ГПа	228,2 ± 12,0

Таблица 3

Трибологические характеристики стали 09Г2С

Неупрочненное состояние		Термомеханически упрочненное состояние	
$V, 10^{-5}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	μ	$V, 10^{-5}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	μ
5,3	0,36	2,9	0,49

Примечание: V – скорость изнашивания стали; μ – коэффициент ее трения.

Профиль механических свойств, формирующийся в материале при поверхностном способе обработки, был выявлен при анализе микротвердости (рис. 2, а). Видно, что ускоренное охлаждение водой приводит к полуторакратному увеличению прочности поверхностного слоя стали по отношению к ее объему.

Одной из основных характеристик состояния субструктуры стали является скалярная плотность дислокаций, т. е. плотность дислокаций, распределенных в объеме элементов субструктуры (ячеистой, полосовой и субзеренной структуре). Градиентный характер изменения скалярной плотности дислокаций в стали представлен на рис. 2, б. В зернах феррита скалярная плотность дислокаций монотонно снижается с увеличением расстояния от поверхности охлаждения.

Наблюдаемое качественное соответствие зависимостей HV и ρ от расстояния до поверхности обработки обусловлено распределением структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры по сечению полки двутавровой балки.

В условиях термосилового воздействия, как отмечено в работах [5–7, 17], возможно формирование наноразмерного цементита при преобразовании карбидной подсистемы. Механизмами, ответственными за это, являются разрезание цементитных пластин движущимися дислока-

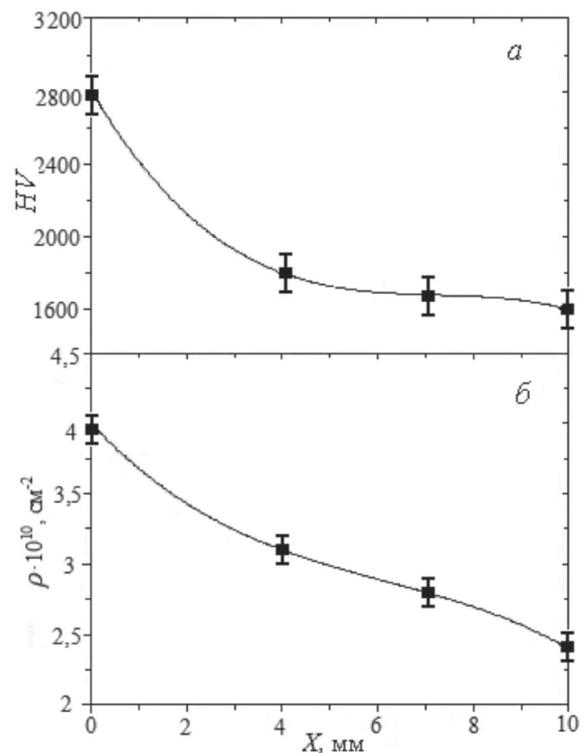


Рис. 2. Зависимости микротвердости полки двутавровой балки после термомеханического упрочнения (а) и скалярной плотности дислокации (б) от расстояния до поверхности обработки

циями; растворение пластин цементита; распад твердого раствора углерода в α -железе; допревращение остаточного аустенита с образованием частиц карбида железа; реализация диффузионного механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения при высокотемпературной термомеханической обработке.

Эти процессы наиболее интенсивно протекают в поверхностных слоях, подвергнутых упрочняющей обработке.

Вывод

При термомеханическом упрочнении двутавровой балки из низкоуглеродистой стали 09Г2С формируется градиентная структура, характеризующаяся закономерным изменением фазового состава и параметров субструктуры по мере приближения к поверхности ускоренного охлаждения.

Термомеханическое упрочнение по режимам ОАО «Евраз – Западно-Сибирский металлургический комбинат» сопровождается увеличением нанотвердости поверхностного слоя балки в 1,22 раза при одновременном снижении модуля

Юнга в 1,18 раза. Износостойкость поверхности возрастает на 83 %, а коэффициент трения на 36 %. Выявленные зависимости скалярной плотности дислокаций и микротвердости балочного профиля стали 09Г2С от расстояния до поверхности охлаждения при термомеханическом упрочнении свидетельствуют о снижении этих параметров соответственно в 1,75 и 1,6 раза на глубине 10 мм.

Установлено, что явление повышения прочности поверхностного слоя стали является многофакторным, морфологически многокомпонентным и определяется природой $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Список литературы

1. Капуткина Л.М., Берштейн М., Займовский В.А. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
2. Тушинский Л.И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
3. Юрьев А.В. Упрочнение строительной арматуры и прокатных валков. – Новосибирск: Наука, 2006. – 292 с.
4. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугунных валков / В.Е. Громов, О.Ю. Ефимов, В.Б. Костерев, А.Б. Юрьев, В.Я. Чинокалов. – Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2011. – 324 с.
5. Влияние ускоренного охлаждения на формирование структурно-фазовых состояний и механических свойств двутавра / Е.Г. Белов, В.Я. Чинокалов, Л.М. Полторацкий, О.Ю. Ефимов, В.Е. Громов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2009. – № 3. – С. 62–68.
6. Формирование геометрических размеров и механических свойств двутавровой балки для шахтных монорельсовых дорог / Е.Г. Белов, О.Ю. Ефимов, Л.М. Полторацкий, В.Я. Чинокалов, В.Е. Громов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2009. – № 12. – С. 18–21.
7. Формирование структуры и механических свойств при ускоренном охлаждении двутавровой балки / Е.Г. Белов, Л.М. Полторацкий, О.Ю. Ефимов, С.В. Коновалов, В.Е. Громов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2010. – № 2. – С. 33–37.
8. Electron microscopy of thin crystals / P. Hirsch, A. Howie, R. Nicholson, D. Pashley, M. Whelan. – London: Butterworths, 1965. – 574 p. – ISBN 10: 0408185503. – ISBN 13: 9780408185509.
9. Direct observation of fine structure within images of atoms in crystals by transmission electron microscopy / H. Hashimoto, H. Endoh, T. Tanji, A. Ono, E. Watanabe // Journal of the Physical Society of Japan. – 1977. – Vol. 42, iss. 3. – P. 179–186. – doi: 10.1143/JPSJ.42.1073.
10. Reimer L. Transmission electron microscopy: physics of image formation and microanalysis. – 4th ed. – Berlin: Springer-Verlag, 1997. – 329 p. – ISBN-10: 3540625682. – ISBN-13: 978-3540625681.
11. Shindo D., Oikawa T. Analytical electron microscopy for materials science. – London: Springer, 2002. – 156 p. – ISBN-10: 4431703365. – ISBN-13: 978-4431703365.
12. Williams D., Carter C. Transmission electron microscopy: a textbook for materials science. – 1st ed. – New York: Springer, 1996. – 729 p. – ISBN 978-1-4757-2519-3. – doi: 10.1007/978-1-4757-2519-3.
13. Kumar C.S.S.R. Transmission electron microscopy characterization of nanomaterials. – Berlin; Heidelberg: Springer-Verlag, 2014. – 717 p. – ISBN 978-3-642-38933-7. – doi: 10.1007/978-3-642-38934-4.
14. Carter C., Williams D. Transmission electron microscopy. – New York: Springer, 2016. – 518 p. – ISBN 978-3-319-26649-7. – doi: 10.1007/978-3-319-26651-0.
15. Egerton R. Physical principles of electron microscopy. – New York: Springer, 2005. – 202 p.
16. Sample preparation handbook for transmission electron microscopy / J. Ayache, L. Beaunier, J. Boumendil, G. Ehret, D. Laub. – New York: Springer-Verlag, 2010. – 338 p. – ISBN 978-1-4419-5974-4. – doi: 10.1007/978-1-4419-5975-1.
17. Формирование структурно-фазовых состояний дефектной субструктуры и свойств поверхности термомеханически упрочненной низкоуглеродистой стали / В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов, Е.Г. Белов, В.Б. Костерев, Д.А. Косинов // Успехи физики металлов. – 2016. – Т. 17, вып. 4. – С. 303–341. – doi: 10.15407/ufm.17.04.303.

Formation of mechanical properties of low alloy steel surface under thermomechanical treatment

Ivanov Yu.F.^{1,2}, D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Chief Researcher, e-mail: yufi55@mail.ru

Gromov V.E.³, D.Sc. (Physics and Mathematics), Professor, Chief of Physics Department,
e-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

Kondratova O.A.³, PhD (Physics and Mathematics), Associate Professor, e-mail: okondratova@mail.ru

Belov E.G.⁴, Ph.D. (Engineering), Chief of rolling production, e-mail: belov_eg@zsmk.ru

Kosterev V.B.⁴, Ph.D. (Engineering), Assistant Managing Director, e-mail: kosterev_VB@zsmk.ru

¹ National Research Tomsk Polytechnic University, 30 Lenin Avenue, Tomsk, 634050, Russian Federation

² Institute of High Current Electronics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, 2/3 Akademicheskoy Avenue,
Tomsk, 634055, Russian Federation

³ Siberian State Industrial University, 42 Kirov st., Novokuznetsk, 654007, Russian Federation

⁴ OJSC EVRAZ – Consolidated West Siberian Metallurgical Plant, 16, Kosmicheskoye Shosse, Novokuznetsk,
654043, Russian Federation

Abstract

Detection of physical mechanisms of formation and evolution of structure-phase states and dislocation substructures in steels is one of the important problems of condensed-state physics and modern material science because it forms the basis of development and formation of effective methods for increasing the service characteristics of articles. Experimental investigations of structures and phase states being formed in a cross-section of articles as a result of thermomechanical treatment are very significant for understanding the physical nature of transformations as they make it possible to change structure and mechanical characteristics purposefully.

Thermomechanical treatment of low carbon steel 09G2S (0.09 wt.% C, 2 wt.% Mn, 1 wt.% Si) is done by rolling of H-beam DP 155 and forced water cooling in the process of rolling on rolling mill 450 open joint-stock company “Evraz – Western Siberian metallurgical combine”

By methods of physical material science the investigations of structure-phase states, defect substructure mechanical and tribological properties of H-beam surface from steel 09G2S being formed as a result of thermomechanical hardening in the process of rolling on rolling mill.

The qualitative correspondence of change in microhardness and scalar dislocation density along the cross-section of H-beam has been established. The processes were analyzed and the analysis of mechanisms contributing to the formation of nano-dimensional cementite phase in the conditions of thermomechanical treatment of low-alloy steel was done. It was shown that the cementite particles were formed:

- in dispersion of cementite plates of pearlite colonies by its cutting with moving dislocations;
- in dissolution of cementite plates of pearlite colonies and its repeated precipitation on dislocations, boundaries of subgrains and grains;
- the decomposition of solid solution of carbon in α -iron occurring in the conditions of “self-tempering” of martensite leads to formation of particles precipitated in the volume of martensite crystals on dislocations and at boundaries of martensite crystals.
- in diffusion $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in the conditions of high degree of deformation and high temperatures of treatment a dispersion of lamellar pearlite structure is observed.

It is established that the phenomenon of increase in hardness of steel surface layer is a multi-factor, morphologically multi-component one and is determined by the nature of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation.

Keywords

hardening, surface, structure, defect, substructure, microhardness, tribological properties.

DOI: 10.17212/1994-6309-2017-2-38-44

References

1. Kaputkina L.M., Bershtein M., Zaimovskii V.A. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 480 p.
2. Tushinskii L.I. *Teoriya i tekhnologiya uprochneniya metallicheskih splavov* [Theory and technology of hardening metal alloys]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1990. 306 p.
3. Yur'ev A.V. *Uprochnenie stroitel'noi armatury i prokatnykh valkov* [Strengthening of building bars and forming rolls]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2006. 292 p.
4. Gromov V.E., Efimov O.Yu., Kosterev V.B., Yur'ev A.B., Chinokalov V.Ya. *Strukturno-fazovye sostoyaniya i svoystva uprochnennykh stal'nogo prokata i chugunnykh valkov* [Structure-phase states and properties of strengthened rolled steel and cast iron rolls]. Novokuznetsk, Inter-Kuzbass Publ., 2011. 324 p.
5. Belov E.G., Chinokalov V.Ya., Poltoratskii L.M., Efimov O.Yu., Gromov V.E. *Vliyanie uskorenogo okhlazhdeniya na formirovanie strukturno-fazovykh sostoyanii i mekhanicheskikh svoystv dvutavra* [Effect of accelerated cooling on formation of structure-phase states and mechanical properties of H-beam]. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya = Problems of ferrous metallurgy and materials science*, 2009, no. 3, pp. 62–68.
6. Belov E.G., Efimov O.Yu., Poltoratskii L.M., Chinokalov V.Ya., Gromov V.E. *Formirovanie geometricheskikh razmerov i mekhanicheskikh svoystv dvutavrovoy balki dlya shakhtnykh monorel'sovykh dorog* [Formation of geometry sizes and mechanical properties of H-beam mining monorails]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Steel in Translation*, 2009, no. 12, pp. 18–21. (In Russian).
7. Belov E.G., Poltoratskii L.M., Efimov O.Yu., Konovalov S.V., Gromov V.E. *Formirovanie struktury i mekhanicheskikh svoystv pri uskorennom okhlazhdenii dvutavrovoy balki* [Formation of structure and mechanical properties in the accelerated cooling of an H beam]. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = Steel in Translation*, 2010, no. 2, pp. 33–37. (In Russian).
8. Hirsch P., Howie A., Nicholson R., Pashley D., Whelan M. *Electron microscopy of thin crystals*. London, Butterworths, 1965. 574 p. ISBN 10: 0408185503. ISBN 13: 9780408185509.
9. Hashimoto H., Endoh H., Tanji T., Ono A., Watanabe E. Direct observation of fine structure within images of atoms in crystals by transmission electron microscopy. *Journal of the Physical Society of Japan*, 1977, vol. 42, iss. 3, pp. 1073–1074. doi: 10.1143/JPSJ.42.1073.
10. Reimer L. *Transmission electron microscopy: physics of image formation and microanalysis*. 4th ed. Berlin, Springer-Verlag, 1997. 584 p. ISBN-10: 3540625682. ISBN-13: 978-3540625681.
11. Shindo D., Oikawa T. *Analytical electron microscopy for materials science*. London, Springer, 2002. 156 p. ISBN-10: 4431703365. ISBN-13: 978-4431703365.
12. Williams D.B., Carter C.B. *Transmission electron microscopy: a textbook for materials science*. 1st ed. New York, Springer, 1996. 729 p. ISBN 978-1-4757-2519-3. doi: 10.1007/978-1-4757-2519-3.
13. Kumar C.S.S.R. *Transmission electron microscopy characterization of nanomaterials*. Berlin, Heidelberg, Springer-Verlag, 2014. 717 p. ISBN 978-3-642-38933-7. doi: 10.1007/978-3-642-38934-4.
14. Carter C., Williams D. *Transmission electron microscopy*. New York, Springer, 2016. 518 p. ISBN 978-3-319-26649-7. doi: 10.1007/978-3-319-26651-0.
15. Egerton R. *Physical principles of electron microscopy*. New York, Springer, 2005. 202 p.
16. Ayache J., Beaunier L., Boumendil J., Ehret G., Laub D. *Sample preparation handbook for transmission electron microscopy*. New York, Springer-Verlag, 2010. 338 p. ISBN 978-1-4419-5974-4. doi: 10.1007/978-1-4419-5975-1.
17. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Belov E.G., Kosterev V.B., Kosinov D.A. *Formirovanie strukturno-fazovykh sostoyanii defektnoi substrukturny i svoystv poverkhnosti termomekhanicheski uprochnennoi nizkouglerodistoi stali* [Formation of structural-phase states, defect substructure and properties of a surface of thermomechanically hardened low-carbon steel]. *Uspekhi fiziki metallov = Progress in Physics of Metals*, 2016, vol. 17, iss. 4, pp. 303–341. doi: 10.15407/ufm.17.04.303.

Funding

The work is supported by RFBR project № 16-48-420530 p_a.

Article history

Received 06 February 2017

Revised 01 March 2017

Accepted 14 April 2017