

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ БАЛКИ*

Иванов Ю.Ф.^{1,2}, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник (yuf55@mail.ru)

Белов Е.Г.³, к.т.н., начальник прокатного производства (belov_eg@zsmk.ru)

Громов В.Е.⁴, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой естественнонаучных дисциплин им. проф. В.М. Финкеля (gromov@physics.sibsiu.ru)

Коновалов С.В.⁵, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения (ksv@ssau.ru)

Косинов Д.А.⁴, к.т.н., старший научный сотрудник УНИ (kosinov.dima@rambler.ru)

¹ Институт сильноточной электроники СО РАН
(634055, Россия, Томск, пр. Академический, 2/3)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет
(634036, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ АО «ЕВРАЗ - Западно-Сибирский металлургический комбинат»
(654043, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

⁴ Сибирский государственный индустриальный университет
(654007, Россия, Кемеровская обл., Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

⁵ Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева
(443086, Россия, Самара, Московское шоссе, 34)

Аннотация. Методами современного физического материаловедения выполнены исследования и проведен сравнительный анализ структурно-фазовых состояний, дислокационной субструктуры, механических и трибологических свойств поверхности полки термомеханически упрочненной и неупрочненной двутавровой балки ДП155 из малоуглеродистой стали 09Г2С, используемой для шахтных монорельсовых дорог. Установлено, что ускоренное охлаждение балки в линии сортового стана 450 АО «ЕВРАЗ - Западно-Сибирский металлургический комбинат» (скорость прокатки 6 м/с, давление воды на секции охлаждения полки 0,22 – 0,28 МПа, температура перед холодильником приблизительно 800 °С) формирует в поверхностном слое высокодефектную структуру, характеризующуюся более высокими (по отношению к неупрочненному состоянию) значениями твердости, износостойкости, скалярной плотности дислокаций. В нетермоупрочненном состоянии значение микротвердости образцов составляет $2,70 \pm 0,33$ ГПа, а модуль Юнга – $269,6 \pm 27,1$ ГПа. Термомеханическое упрочнение материала приводит к уменьшению его микротвердости до $3,30 \pm 0,29$ ГПа и к увеличению модуля Юнга до $228,2 \pm 25,7$ ГПа соответственно. Кроме того, установлено увеличение интервала значений микротвердости с 2,20 – 3,80 ГПа до 2,64 – 4,60 ГПа и уменьшение интервала значений модуля Юнга с 208,0 – 403,0 ГПа до 184,1 – 278,2 ГПа при термомеханическом упрочнении стали. Показано, что термомеханическое упрочнение стали приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя ~ 1,36 раза (скорость изнашивания изменяется с $5,3 \cdot 10^{-5}$ до $2,9 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м) и увеличению коэффициента трения в 1,36 раз (с 0,36 до 0,49). В нетермоупрочненном состоянии наблюдается структура дислокационного хаоса (скалярная плотность дислокаций – $(0,9 \div 1,0) \cdot 10^{10}$ см⁻²). Высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение образцов приводят к формированию полосовой дислокационной субструктуры в зернах феррита и сетчатой дислокационной субструктуры в зернах мартенсита (средняя скалярная плотность дислокаций в поверхностном слое – $4,5 \cdot 10^{10}$ см⁻²). Обсуждены возможные причины наблюдаемых закономерностей.

Ключевые слова: термомеханическое упрочнение, двутавровая балка, структура, дислокационная субструктура, трибологические свойства.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-457-462

Установление физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры в сталях – одна из важных задач современного физического материаловедения, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик изделий [1 – 11]. В последние десятилетия при

производстве массовых видов прокатной продукции широко используются технологии термомеханического упрочнения, заключающиеся в ускоренном охлаждении в потоке прокатных станов потоками воды. При этом для получения требуемого комплекса прочностных и пластических свойств необходимо понимание физической природы структурных изменений, протекающих в сталях при такой обработке в процессе сложных деформационных и термических воздействий. Изучение процессов термомеханической обработки должно вклю-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 16-48-420530 п_а и 16-32-60048 мол_а_дк и госзадания (проект № 3.1283.2017/ПЧ).

чать в себя установление связей между механическими свойствами готового продукта и эволюции структурно-фазовых состояний и дефектной субструктурой для каждого вида проката. Только в этом случае можно обеспечить оптимальные режимы упрочнения и задать необходимые эксплуатационные свойства готового изделия.

Для шахтных монорельсовых дорог используется термомеханически упрочненный двутавровый профиль ДП155, обеспечивающий высокую грузоподъемность и надежность в условиях интенсивного механического воздействия и запыленности воздуха. Выполненный ранее комплекс исследований формирования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры для этого вида проката [12 – 15] позволил дать физическое обоснование уровня свойств по длине и сечению, исключающего коробление. Боковая поверхность полки профиля является самой нагруженной частью, вследствие чего научный и практический интерес представляют результаты изучения структуры и триботехнических свойств полки, что и явилось целью настоящей работы.

Материалом исследования являлись образцы двутавра ДП155 класса 345, произведенного по технологии ускоренного охлаждения в линии сортового стана 450 АО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат».

Для производства опытных партий двутавра использовали непрерывнолитые заготовки сечением 150×200 мм из стали марки 09Г2С химического состава по ГОСТ 19281 (см. таблицу).

Разработанная технология термоупрочнения (ускоренного охлаждения) проката обеспечивала получение комплекса механических свойств класса 345. Схема охлаждения по элементам профиля фасонного стального проката, температурно-скоростные режимы термомеханической обработки приведены в работах [12 – 15]. Для сопоставления проводили исследования структуры и свойств нетермоупрочненной балки из стали 09Г2С, температура конца прокатки после которой составляла 1000 °С.

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали проводили методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг [16 – 20]. Рабочее увеличение в колонне электронного микроскопа составляло 8000 – 80 000 крат. Окончательного увеличения достигали с помощью фотопечати или компьютерной графики. Схема препарирования

образца двутавровой балки при изготовлении тонких фольг приведена на рис. 1. Методом электроискровой эрозии из образца вырезали пластинку толщиной приблизительно 0,3 мм, прилегающую к поверхности двутавра. Пластинку механически утоняли до толщин 100 – 150 мкм и односторонне полировали в электролите состава 450 мл H_3PO_4 и 50 г хромового ангидрида при напряжении 20 – 27 В и плотности тока 2 – 3 А/см² до толщины примерно 200 нм, пригодной для просмотра в электронном микроскопе.

Анализ прочностных свойств поверхностного слоя осуществляли, определяя нанотвердость материала и модуль Юнга (динамический ультрамикротвердомер (наноиндентор) Shimadzu DUN-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 «Tribotechnic» (Франция). В качестве контртела использовали шарик из твердого сплава ВК6 diam. 3 мм. Измерения были проведены по схеме «вращение образца при неподвижном контртеле»; линейная скорость вращения 2,5 см/с. Нормальная нагрузка на контртело составляла 5 Н; конечное число оборотов образца – 5000. По окончании процесса трения с помощью 3D-профилометра MICRO MEASURE

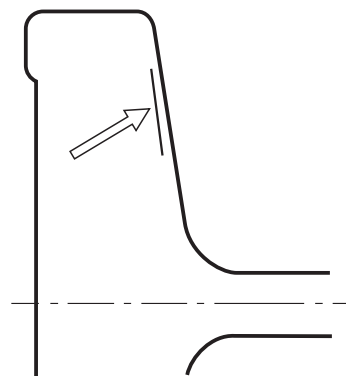


Рис. 1. Схема препарирования образца двутавровой балки при изготовлении фольг для анализа методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (стрелкой указано место расположения пластинки, используемой при изготовлении фольги)

Fig. 1. Diagram of the preparation of an I-beam sample for foils manufacturing for the analysis by transmission electron diffraction microscopy (the arrow indicates the location of the plate used in the production of the foil)

Химический состав стали

Chemical composition of the steel

Марка стали	Содержание элементов, %							
	C	Si	Mn	S	P	N	V	Al
09Г2С	0,087	0,62	1,36	0,012	0,019	0,0071	0,004	0,011
Требования ГОСТ 19281	0,07 – 0,12	0,50 – 0,80	1,30 – 1,70	≤0,035	≤0,035	0,008	–	≤0,05

3D station французской фирмы STIL и трибометра прибора «Tribotechnic» (Франция) были проведены измерения профиля канавки трения поверхности образцов с численным определением глубины канавки трения и площади ее поперечного сечения. Износостойкость оценивали величиной, обратной скорости изнашивания или интенсивности изнашивания. Скорость изнашивания рассчитывали по следующей формуле:

$$V = \frac{2\pi RA}{FL},$$

где V – скорость изнашивания, $\text{мм}^3/(\text{Н}\cdot\text{м})$; R – радиус трека, мм ; A – площадь поперечного сечения канавки износа, мм^2 ; F – величина приложенной нагрузки, Н ; L – пройденная шариком контртела дистанция, м .

Структура стали 09Г2С в неупрочненном состоянии, выявленная методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии, приведена на рис. 2. Морфологический и микродифракционный анализ показал, что основной структурной составляющей стали являются зерна феррита (рис. 2, *а, б*). В существенно меньшем количестве присутствуют зерна перлита пластинчатой морфологии (рис. 2, *в, г*). В объеме зерен феррита и в ферритной составляющей зерен перлита выявляется дислокационная субструктура. Дислокации располагаются преимущественно хаотически (структура дислокационного хаоса [21]). Скалярная плотность

дислокаций, определенная методом секущих [16 – 20], составляет $(0,9 \div 1,0) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Высокотемпературная прокатка и последующее ускоренное охлаждение заготовки приводят к формированию в поверхностном слое двутавровой балки закалочной структуры, а именно, наряду с зернами феррита выявляются зерна, в которых присутствуют кристаллы мартенсита пакетной морфологии. Зерна перлита в поверхностном слое стали двутавровой балки не выявляются. На расстоянии 4 мм и более структура стали сформирована зернами феррита и перлита. Мартенситной структуры нет.

Дефектная субструктура зерен феррита поверхностного слоя стали сформирована преимущественно полосами деформации (полосовая субструктура; 0,75 объема зерна). В существенно меньшем количестве присутствует субструктура дислокационного хаоса (0,2 объема зерна) и субзерна (0,05 объема зерна). В кристаллах мартенсита выявляется сетчатая дислокационная субструктура. Усредненная по всем типам субструктур скалярная плотность дислокаций в поверхностном слое термоупрочненной двутавровой балки составляет $4,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, термомеханическое упрочнение стали 09Г2С привело к формированию в поверхностном слое двутавровой балки морфологически сложной дефектной субструктуры со сравнительно высокой скалярной плотностью дислокаций. Очевидно, что подоб-

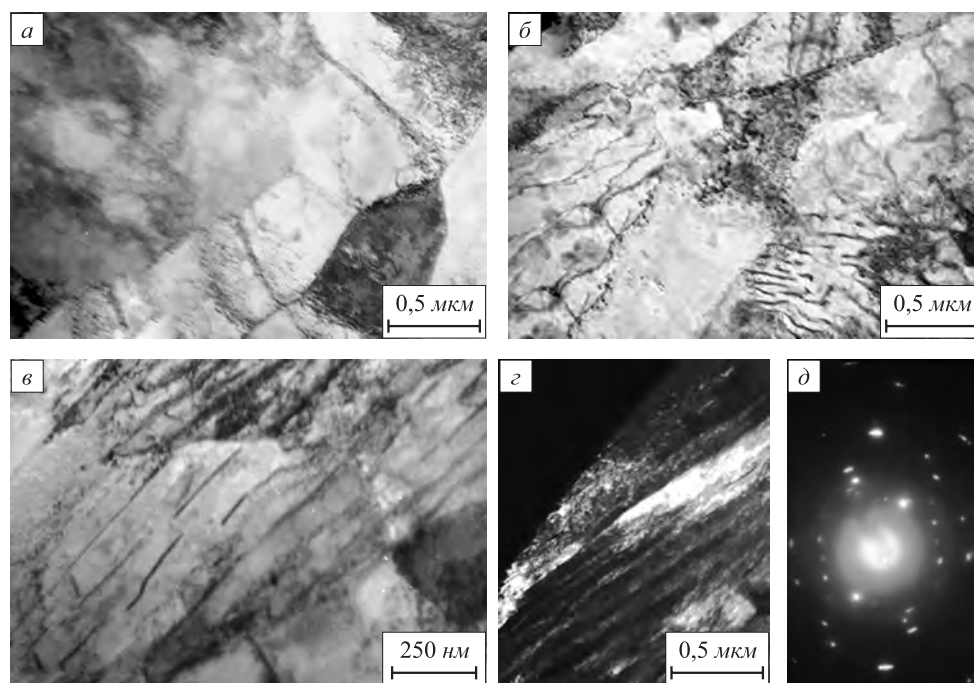


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры стали 09Г2С в нетермоупрочненном состоянии:
а – в – светлосинее изображение; *г* – темное поле, полученное в близко расположенных рефlekсах $[320]\text{Fe}_3\text{C}$ и $[002]\alpha\text{-Fe}$;
д – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Fig. 2. Electron microscopic image of the structure of 09G2S steel in non-thermally strengthened state:
a – в – light-blue image; *г* – dark field obtained in closely located reflexes $[320]\text{Fe}_3\text{C}$ and $[002]\alpha\text{-Fe}$;
д – microelectronogram (the arrow indicates the reflex in which the dark field is obtained)

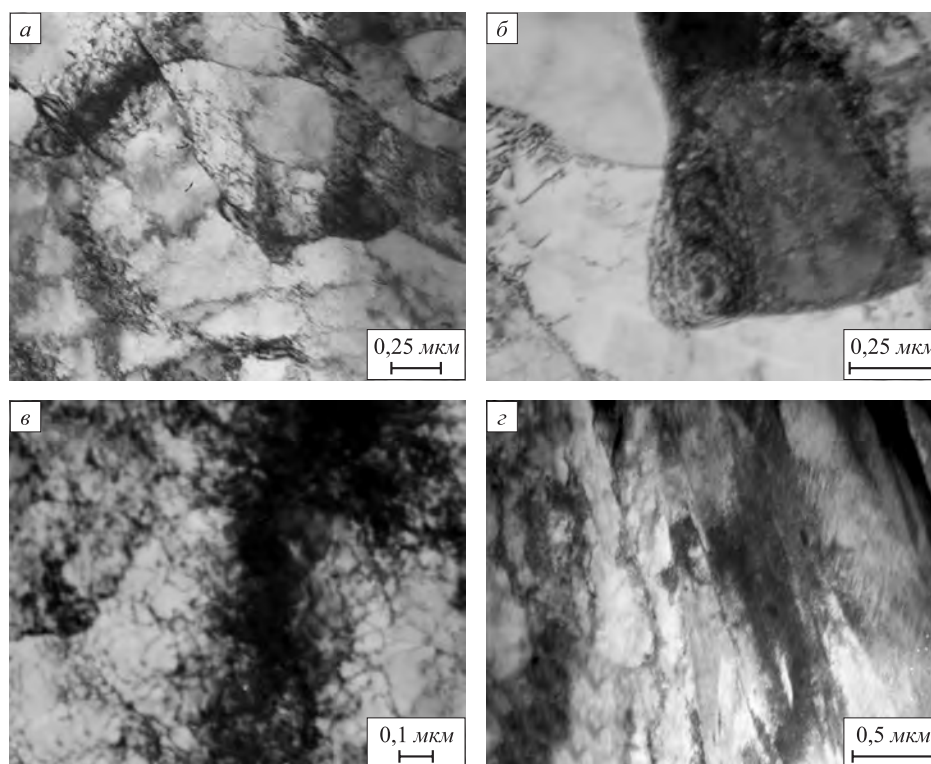


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение дефектной субструктуры, формирующейся в зернах феррита поверхностного слоя термически упрочненной двутавровой балки:

а – полосовая субструктура; *б* и *в* – субзеренная и сетчатая субструктура; *з* – кристаллы мартенсита

Fig. 3. Electron-microscopic image of the defective substructure formed in the ferrite grains of the surface layer of a thermally strengthened I-beam: *a* – strip substructure; *b* and *v* – subgrain and net substructure; *z* – martensitic crystals

ное преобразование дефектной субструктуры должно сопровождаться повышением служебных характеристик стали.

Значения нанотвердости и модуля Юнга стали 09Г2С в нетермоупрочненном (числитель) и термоупрочненном (знаменатель) состояниях приведены ниже:

Характеристика	Значение			
	среднее	ошибка	минимум	максимум
Твердость, ГПа	<u>2,70</u>	<u>0,33</u>	<u>2,20</u>	<u>3,80</u>
	3,30	0,29	2,64	4,60
Модуль Юнга, ГПа	<u>269,6</u>	<u>27,1</u>	<u>208,0</u>	<u>403,0</u>
	228,2	25,7	184,1	278,2

Отчетливо видно, что термоупрочнение стали сопровождается увеличением твердости поверхностного слоя примерно в 1,22 раза при одновременном снижении модуля Юнга примерно в 1,18 раза. Термоупрочнение стали существенным образом изменяет трибологические характеристики стали, а именно, приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя примерно в 1,83 раза и увеличению коэффициента трения примерно в 1,36 раза. Скорость изнашивания стали и коэффициент трения стали в нетермоупрочненном и термоупрочненном состояниях составляют $5,3 \cdot 10^{-5}$ и $2,9 \cdot 10^{-5}$ мм³/Н·м и 0,36 и 0,49 соответственно.

Выводы. Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнены исследования дефектной субструктуры стали 09Г2С в нетермоупрочненном и термоупрочненном состояниях. Показано, что ускоренное охлаждение стали в линии сортового стана 450 АО «ЕВРАЗ – Западно-Сибирский металлургический комбинат» приводит к формированию в поверхностном слое высокодефектной структуры, характеризующейся более высокими (по отношению к неупрочненному состоянию) значениями твердости и износостойкости. Значения модуля Юнга и коэффициента трения в термоупрочненном состоянии стали в 1,2 – 1,3 раза ниже, чем в неупрочненном.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Rethinam A., Shivakumar V.D., Harish L. etc. Grain refinement of C-Mn steel through thermo-mechanical processing // Journal of Engineering, Design and Technology. 2015. No.13 (2). P. 282 – 297.
2. He L., Zhang H., Cui J. Effects of thermomechanical treatment on the mechanical properties and microstructures of 6013 alloy // Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition. 2009. No. 24 (2). P. 198 – 201.
3. Nemecek S., Novy Z., Stanková H. Optimization of heat treatment of TRIP steels // Metallurgia Italiana. 2006. No. 98 (2). P. 47 – 51.
4. Bakkaloglu A. Effect of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of HSLA steels // Modelling, Measurement and Control C. 1994. No. 44 (3-4). P. 39 – 50.

5. Капуткина Л.М., Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Термомеханическая обработка стали. – М.: Metallurgy, 1983. – 480 с.
6. Chen X., Huang Y., Lei Y. Microstructure and properties of 700 MPa grade HSLA steel during high temperature deformation // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. No. 631. P. 225 – 231.
7. Chen X., Huang Y. Hot deformation behavior of HSLA steel Q690 and phase transformation during compression // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. Vol. 619. P. 564 – 571.
8. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
9. Термическое упрочнение проката / К.Ф. Стародубов, И.Г. Узлов, В.Я. Савенков и др. – М.: Metallurgy, 1970. – 367 с.
10. Быхин Б.Б., Канаев А.Т., Капушак А.Ф., Канаев А.А. Совершенствование режимов термоупрочнения стержневой арматурной стали // *Сталь*. 1998. № 12. С. 46 – 48.
11. Узлов И.Г. Термомеханическое упрочнение проката – эффективный путь энергосбережения и повышения качества металлопродукции // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1999. № 5. С. 61 – 63.
12. Костерев В.Б., Белов Е.Г., Ефимов О.Ю. и др. Формирование тонкой структуры и механических свойств при ускоренном охлаждении балочного профиля // *Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки*. 2010. Т. 15. Вып. 3. С. 825, 826.
13. Костерев В.Б., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. и др. Формирование структурно-фазовых состояний поверхности термоупрочнения // *Деформация и разрушение материалов*. 2010. № 10. С. 43 – 46.
14. Костерев В.Б., Ефимов О.Ю., Иванов Ю.Ф. и др. Формирование градиентных структурно-фазовых состояний при термомеханическом упрочнении // *Изв. вуз. Черная металлургия*. 2011. № 4. С. 24 – 27.
15. Костерев В.Б., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. и др. Формирование структурно-фазовых состояний и дислокационной субструктуры при термомеханическом упрочнении стали 09Г2С // *Изв. вуз. Физика*. 2011. Т. 54. № 9. С. 80 – 90.
16. Electron microscopy of thin crystals / P.B. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley, M.J. Whelan. – Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977. – 574 p.
17. Brandon D., Kaplan W.D. Microstructural Characterization of Materials. – John Wiley & Sons Ltd., 2008. – 536 p.
18. Zou X., Hovmöller S., Oleynikov P. Electron Crystallography: Electron Microscopy and Electron Diffraction. – Oxford University Press, 2012. – 344 p.
19. Williams D.B., Carter C.B. Transmission Electron Microscopy. A Textbook for Materials Science. – Springer US, 2009. – 760 p.
20. Egerton R.F. Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM. – Springer International Publishing, 2016. – 196 p.
21. Конева Н.А., Козлов Э.В. Природа субструктурного упрочнения // *Изв. вуз. Физика*. 1982. № 8. С. 3 – 14.

Поступила 5 мая 2017 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 6, pp. 457–462.

STRUCTURE-PHASE STATES, MECHANICAL AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF THERMOMECHANICALLY STRENGTHENED BEAM

Yu.F. Ivanov^{1,2}, E.G. Belov², V.E. Gromov⁴, S.V. Konovalov⁵, D.A. Kosinov⁴

¹ Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia

² National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia

³ JSC “EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant”, Novokuznetsk, Russia

⁴ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

⁵ Samara National Research University, Samara, Russia

Abstract. Using the methods of modern materials science the researches and the comparative analysis are performed for the structural and phase states, dislocation substructure, mechanical and tribological properties of the surface of the thermo-mechanically strengthened and non-strengthened I-beam DP155 from low carbon steel used for mine monorails. It was found that accelerated cooling of the beam section in line 450 of the mill at “EVRAZ – Consolidated West-Siberian Metallurgical Plant” (rolling speed is 6 m/s, the water pressure on the sections of shelf cooling is 0.22 – 0.28 MPa, the temperature before the refrigerator is approximately 800 °C) forms a high defect surface layer structure characterized by higher (relatively to the unhardened state) values of hardness, wear resistance and scalar dislocation density. In the non-heat-resistant state, the microhardness of the samples is 2.70 ± 0.33 GPa, and Young’s modulus is 269.6 ± 27.1 GPa. Thermo-mechanical hardening of the material leads to a decrease in its microhardness up to 3.30 ± 0.29 GPa and to an increase in the Young’s modulus up to 228.2 ± 25.7 GPa, respectively. In addition, an increase in the range of microhardness values from 2.20 – 3.80 GPa to 2.64 – 4.60 GPa and a decrease in the Young’s modulus range from 208.0 to 403.0 GPa to 184.1 to 278.2 GPa is established during thermomechanical hardening of steel. It is shown that the thermomechanical strengthening of steel leads to an increase in the wear resistance of the surface layer in ap-

proximately 1.36 times (the wear rate varies from $5.3 \cdot 10^{-5}$ mm³/N·m to $2.9 \cdot 10^{-5}$ mm³/N·m) and an increase in the friction coefficient by 1.36 times (from 0.36 to 0.49). In the non-strengthened state the dislocation chaos structure is observed (the dislocation scalar density is $(0.9 \div 1.0) \cdot 10^{10}$ cm⁻²). High-temperature rolling and subsequent accelerated cooling of the samples lead to the formation of a strip dislocation substructure in the grains of ferrite and a reticular dislocation substructure in martensite grains (the average scalar dislocation density in the surface layer is $4.5 \cdot 10^{10}$ cm⁻²). The possible reasons for the observed regularities are discussed.

Keywords: thermomechanical strengthening, I-beam, structure, dislocation substructure, tribological properties.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-6-457-462

REFERENCES

1. Rethinam A., Shivakumar V.D., Harish L., Abhishek M.B., Ramana G.V., Madhusudana R., Sah R., Manjini S. Grain refinement of C-Mn steel through thermo-mechanical processing. *Journal of Engineering, Design and Technology*. 2015, vol. 13, no 2, pp. 282–297.
2. He L., Zhang H., Cui J. Effects of thermomechanical treatment on the mechanical properties and microstructures of 6013 alloy. *Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition*. 2009, vol. 24, no. 2, pp. 198–201.
3. Nemecek S., Novy Z., Stanková H. Optimization of heat treatment of TRIP steels. *Metallurgia Italiana*. 2006, vol. 98, no 2, pp. 47–51.
4. Bakkaloglu A. Effect of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of HSLA steels. *Modelling, Measurement and Control C*. 1994, vol. 44, no. 3–4, pp. 39–50.
5. Kaputkina L.M., Bernshtein M.L., Zaimovskii V.A. *Termomekhanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 480 p. (In Russ.).

6. Chen X., Huang Y., Lei Y. Microstructure and properties of 700 MPa grade HSLA steel during high temperature deformation. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, vol. 631, pp. 225–231.
7. Chen X., Huang Y. Hot deformation behavior of HSLA steel Q690 and phase transformation during compression. *Journal of Alloys and Compounds*. 2015, vol. 619, pp. 564–571.
8. Tushinskii L.I. *Teoriya i tekhnologiya uprochneniya metallicheskih splavov* [Theory and technology of metal alloys hardening]. Novosibirsk: Nauka, 1990, 306 p. (In Russ.).
9. Starodubov K.F., Uzlov I.G., Savenkov V.Ya., Polyakov S.N., Kalmykov V.V. *Termicheskoe uprochnenie prokata* [Thermal hardening of rolled products]. Moscow: Metallurgiya, 1970, 367 p. (In Russ.).
10. Bykhin B.B., Kanaev A.T., Kapushchak A.F., Kanaev A.A. Improvement of the thermal strengthening regimes of reinforcing steel bars. *Stal'*. 1998, no. 12, pp. 46–48. (In Russ.).
11. Uzlov I.G. Thermomechanical hardening of rolled metal is an effective way of energy saving and improvement of metal products quality. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 1999, no. 5, pp. 61–63. (In Russ.).
12. Kosterev V.B., Belov E.G., Efimov O.Yu., Yur'ev A.B., Chinkalov V.Ya., Ivanov Yu.F., Kononov S.V., Gromov V.E. Formation of fine structure and mechanical properties during accelerated cooling of beam profile. *Vestnik Tambovskogo universiteta. Seriya: Estestvennyye i tekhnicheskie nauki*. 2010, vol. 15, no. 3, pp. 825–826. (In Russ.).
13. Kosterev V.B., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Efimov O.Yu., Yur'ev A.B. Formation of structural-phase states of the surface of thermal hardening. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2010, no. 10, pp. 43–46. (In Russ.).
14. Kosterev V.B., Efimov, O.Yu., Ivanov Yu.F., Belov E.G., Gromov V.E. Formation of gradient structure-phase states in thermomechanical hardening. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 4, pp. 283–286.
15. Kosterev V.B., Ivanov Y.F., Gromov V.E., Efimov O.Y., Kononov S.V. Formation of structure-phase states and dislocation substructures during thermomechanical hardening of Fe-0.09C-2Mn-1Si steel. *Russian Physics Journal*. 2012, vol. 54, no. 9, pp. 1034–1045.
16. Hirsch P.B., Howie A., Nicholson R.B., Pashley D.W., Whelan M.J. *Electron microscopy of thin crystals*. Melbourne: Krieger Publishing Co., 1977, 574 p.
17. Brandon D., Kaplan W.D. *Microstructural Characterization of Materials*. John Wiley & Sons Ltd, 2008, 536 p.
18. Zou X., Hovmöller S., Oleynikov P. *Electron Crystallography: Electron Microscopy and Electron Diffraction*. Oxford University Press, 2012, 344 p.
19. Williams D.B., Carter C.B. *Transmission Electron Microscopy. A Text-book for Materials Science*. Springer US, 2009, 760 p.
20. Egerton R.F. *Physical Principles of Electron Microscopy. An Introduction to TEM, SEM, and AEM*. Springer International Publishing, 2016, 196 p.
21. Koneva N.A., Kozlov E.V. Nature of substructural hardening. *Soviet Physics Journal*. 1982, vol. 25, no. 8, pp. 681–691.

Acknowledgements. The work was financially supported by RFBR grants no. 16-48-420530 r_a and no.16-32-60048 mole_a_dk and state assignments (project no. 3.1283.2017/PCh).

Information about the authors:

Yu.F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Chief Researcher (yuf55@mail.ru)

E.G. Belov, Cand. Sci. (Eng.), Head of Rolling Production (belov_eg@zsmk.ru)

V.E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor, Head of the Chair of Science named after V.M. Finkel (gromov@physics.sibsiu.ru)

S.V. Kononov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair of Metals Technology and Aviation Materials (ksv@ssau.ru)

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

Received May 5, 2017