
Diagnostics, Resource and Mechanics *of materials and structures*

Editor-in-Chief: **Eduard S. Gorkunov**, RAS Academician (Russia)
Deputy Editors-in-Chief: **Sergey V. Smirnov**, **Sergey V. Gladkovsky**

Editorial Council

Chairman: **Eduard S. Gorkunov**, RAS Academician (Russia)

Anatoly A. Burenin (Russia)
Robert V. Goldshtein (Russia)
Irina G. Goryacheva (Russia)
Janez Grum (Slovenia)
Mikhail P. Lebedev (Russia)
Leopold I. Leontiev (Russia)
Evgeny V. Lomakin (Russia)
Valery P. Matveenko (Russia)
Nikolay A. Makhutov (Russia)
Mitko M. Mihovski (Bulgaria)
Nikita F. Morozov (Russia)
Vladimir V. Moskvichev (Russia)
Sergey V. Panin (Russia)
Sergey G. Psakhye (Russia)
Vasily M. Fomin (Russia)
Shao Wen-zhu (China)

Editorial Board

Boris V. Artemyev (Moscow)
Vladimir A. Bataev (Novosibirsk)
Aleksandr K. Belyaev (St.-Peterburg)
Vera V. Berezovskaya (Ekaterinburg)
Alexander A. Bogatov (Ekaterinburg)
Sergey V. Burov (Ekaterinburg)
Vladimir O. Vaskovsky (Ekaterinburg)
Dmitry I. Vichuzhanin (Ekaterinburg)
Mladen N. Georgiev (Sofia, Bulgaria)
Vladimir G. Degtyar (Miass)
Igor G. Emelyanov (Ekaterinburg)
Sergey M. Zadvorkin (Ekaterinburg)
Alexander G. Zalazinsky (Ekaterinburg)
Anatoly V. Kononov (Ekaterinburg)
Vladimir N. Kostin (Ekaterinburg)
Aleksey V. Makarov (Ekaterinburg)
Lev A. Merzhievsky (Novosibirsk)
Radik R. Mulyukov (Ufa)
Vitaly V. Muravyov (Izhevsk)
Aleksandr P. Nichipuruk (Ekaterinburg)
Oleg A. Plekhov (Perm)
Anna M. Povlotskaya (Ekaterinburg)
Nataliya B. Pugacheva (Ekaterinburg)
Igor Yu. Pyshmintsev (Chelyabinsk)
Anatoly B. Rinkevich (Ekaterinburg)
Roman A. Savray (Ekaterinburg)
Alexander S. Smirnov (Ekaterinburg)
Yury V. Subachev (Ekaterinburg)
Alexander I. Ulyanov (Izhevsk)
Yulia V. Khudorozhkova (Ekaterinburg)

Eelena E. Verstakova, editor of the English translation
Irina M. Tsiklina, editor of Russian texts
Galina V. Torlopova, associate editor
Raul N. Shakirov, site admin

Postal address: Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 34 Komsomolskaya st., 620049, Ekaterinburg, Russian Federation
phone: +7 (343) 375-35-83,
fax: +7 (343) 374-53-30
e-mail: dream-journal@mail.ru
<http://dream-journal.org>

Главный редактор: Горкунов Эдуард Степанович – академик РАН, д.т.н.

Заместители главного редактора: **Сергей Витальевич Смирнов**, д.т.н.; **Сергей Викторович Гладковский**, д.т.н.

Редакционный совет:

Председатель совета – Горкунов Эдуард Степанович, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Буренин Анатолий Александрович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Гольдштейн Роберт Вениаминович, д.ф.-м.н., член-корр. РАН (Россия)

Горячева Ирина Георгиевна, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Грум Янез, Ph.D, (Республика Словения)

Лебедев Михаил Петрович, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Леонтьев Леопольд Игоревич, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Ломакин Евгений Викторович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Матвеев Валерий Павлович, академик РАН, д.т.н. (Россия)

Махутов Николай Андреевич, член-корр. РАН, д.т.н. (Россия)

Миховски Митко Минков, д.т.н. (Республика Болгария)

Морозов Никита Федорович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Москвичев Владимир Викторович, д.т.н. (Россия)

Панин Сергей Викторович, д.т.н. (Россия)

Псахье Сергей Григорьевич, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Фомин Василий Михайлович, академик РАН, д.ф.-м.н. (Россия)

Шао Вэнь-чжу, профессор (Китай)

Редакционная коллегия:

Главный редактор – **Горкунов Эдуард Степанович**, академик РАН, д.т.н. (Екатеринбург)

Зам. главного редактора – **Смирнов Сергей Витальевич**, д.т.н. (Екатеринбург)

Зам. главного редактора – **Гладковский Сергей Викторович**, д.т.н. (Екатеринбург)

Артемьев Борис Викторович, д.т.н., (Москва)

Батаев Владимир Андреевич, д.т.н. (Новосибирск)

Беляев Александр Константинович, д.ф.-м.н., (Санкт-Петербург)

Березовская Вера Владимировна, д.т.н., (Екатеринбург)

Богатов Александр Александрович, д.т.н. (Екатеринбург)

Буров Сергей Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)

Васьковский Владимир Олегович, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Вичужанин Дмитрий Иванович, к.т.н. (Екатеринбург)

Георгиев Младен Николов, д.т.н. (София, Республика Болгария)

Дегтярь Владимир Григорьевич, академик РАН, д.т.н. (Миасс)

Емельянов Игорь Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Задворкин Сергей Михайлович, к.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Залазинский Александр Георгиевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Коновалов Анатолий Владимирович, д.т.н. (Екатеринбург)

Костин Владимир Николаевич, д.т.н. (Екатеринбург)

Макаров Алексей Викторович, д.т.н. (Екатеринбург)

Мержиевский Лев Алексеевич, д.т.н. (Новосибирск)

Мулюков Радик Рафикович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Уфа)

Муравьев Виталий Васильевич, д.т.н. (Ижевск)

Ничипурук Александр Петрович, д.т.н. (Екатеринбург)

Плехов Олег Анатольевич, д.ф.-м.н. (Пермь)

Поволоцкая Анна Моисеевна, к.т.н. (Екатеринбург)

Пугачева Наталия Борисовна, д.т.н. (Екатеринбург)

Пышминцев Игорь Юрьевич, д.т.н. (Челябинск)

Ринкевич Анатолий Брониславович, член-корр. РАН, д.ф.-м.н. (Екатеринбург)

Саврай Роман Анатольевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Смирнов Александр Сергеевич, к.т.н. (Екатеринбург)

Субачев Юрий Владимирович, к.т.н. (Екатеринбург)

Ульянов Александр Иванович, д.т.н. (Ижевск)

Худорожкова Юлия Викторовна, к.т.н. (Екатеринбург)

Верстакова Елена Евгеньевна – редактор перевода текста на английский язык

Циклина Ирина Михайловна – редактор текста

Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора

Шакиров Рауль Нурувич, к.т.н. – администратор сайта журнала

Адрес редакции:

Россия, 620049, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, д. 34., ИМАШ УрО РАН

телефон: +7 (343) 375 35 83, факс +7 (343) 374-53-30

e-mail: dream-journal@mail.ru

<http://dream-journal.org>

CONTENTS

Shaboldo O. P., Vitorsky Ya. M., Sagaradze V. V., Volkova E. G., Pechorkina N. L. Effect of thermomechanical treatment on the formation of the structure of high-strength Nb- and Ti-based alloys.	6
Shabashov V. A., Korshunov L. G., Litvinov A. V., Kataeva N. V., Zamatovsky A. E. Increasing the depth of the nitrided layer in the surface of austenitic alloys using friction treatment.	17
Veretennikova I. A., Vichuzhanin D. I., Michurov N. S., Smirnov S. V. Mechanical properties and fracture behavior of the "copper M1 – steel 09G2S" bimetal produced by explosion welding.	28
Makarov A. V., Yakovleva S. P., Volkova E. G., Makharova S. N., Mordovskoy P. G. Special features of the formation of the microstructure of the 09G2S steel under conditions of cold and warm equal-channel angular pressing.	39
Starikov S. A., Kuznetsov A. R., Gornostyrev Yu. N., Sagaradze V. V. Deformation-induced segregation in austenitic alloys.	48
Kaletin A. Yu., Kaletina Yu. V. Effect of low-temperature tempering on the properties of structural carbide-free bainitic steels.	63
Dobromyslov A. V., Kozlov E. A., Taluts N. I. Deformation structure of high-purity iron after explosive loading in spherical systems.	69
Spevak L. F., Nefedova O. A. Parallelizing the solution of the nonlinear heat conduction problem with the application of the OpenCL library.	80
Burov S. V., Khudorozhkova Yu. V. Dependence of mechanical and magnetic properties of hypereutectoid steel on excess cementite morphology.	92
Smirnov S. V., Zamaraev L. M. Energy of activation of the VT5 and VT1-0 titanium alloys under short-term creep in air and argon.	100

СОДЕРЖАНИЕ

Шаболдо О. П., Виторский Я. М., Сагарадзе В. В., Волкова Е. Г., Печеркина Н. Л. Влияние деформационно-термической обработки на формирование структуры высокопрочных сплавов на основе Nb и Ti.	6
Шабашов В. А., Коршунов Л. Г., Литвинов А. В., Катаева Н. В., Заматовский А. Е. Увеличение глубины азотированного слоя поверхности аустенитного сплава с использованием фрикционной обработки.	17
Веретенникова И. А., Вичужанин Д. И., Мичуров Н. С., Смирнов С. В. Механические свойства и характер разрушения биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С», полученного сваркой взрывом.	28
Макаров А. В., Яковлева С. П., Волкова Е. Г., Махарова С. Н., Мордовской П. Г. Особенности формирования микроструктуры стали 09Г2С в условиях холодного и теплого равноканального углового прессования.	39
Стариков С. А., Кузнецов А. Р., Горностырев Ю. Н., Сагарадзе В. В. Деформационно-индуцированная сегрегация в аустенитных сплавах.	48
Калетин А. Ю., Калетина Ю. В. Влияние низкого отпуска на свойства конструкционных сталей с бескарбидным бейнитом.	63
Добромыслов А. В., Козлов Е. А., Талуц Н. И. Деформационная структура высокочистого железа после взрывного нагружения в сферических системах.	69
Спевак Л. Ф., Нефедова О. А. Распараллеливание решения нелинейной задачи теплопроводности с использованием библиотеки OpenCL.	80
Буров С. В., Худорожкова Ю. В. Зависимость механических и магнитных свойств заэвтектоидной стали от морфологии избыточного цементита.	92
Смирнов С. В., Замараев Л. М. Энергия активации титановых сплавов BT1-0 и BT5 при кратковременной ползучести в воздухе и аргоне.	100

EFFECT OF THERMOMECHANICAL TREATMENT ON THE FORMATION OF THE STRUCTURE OF HIGH-STRENGTH Nb- AND Ti-BASED ALLOYS

O. P. Shaboldo¹, Ya. M. Vitorsky¹, V. V. Sagaradze²,
E. G. Volkova^{*2}, N. L. Pechorkina²

¹TsNIIM OJSC, 8 Paradnaya St., 191014, St. Petersburg, Russia

²M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., 620990, Ekaterinburg, Russia

*Corresponding author. E-mail: volkova@imp.uran.ru;

address for correspondence: 620990, ul. S. Kovalevskaya 18, Ekaterinburg, Russia.

Tel.: +7 (343) 374 40 54; fax: +7 (343) 374 52 44.

The paper studies the effect of heat treatment conditions on the microstructure of the LN-1 (Nb–10W–5Mo–1.5Zr–0.15C) and TS6 (Ti–10.5Cr–7V–4Mo–3Al–1Zr) alloys. It is shown for the LN-1 alloy that, under specific temperature conditions, a sufficiently high level of plasticity, necessary for subsequent deformation, is realized in the alloy. The structural studies have revealed the formation of finely dispersed niobium-zirconium carbides in the matrix during thermomechanical strengthening with the use of preliminary annealing. It is demonstrated that cold deformation by drawing ($\varepsilon = 24\%$) of the TS6 alloy leads to the formation of a cellular-band structure with high dislocation density along the cell boundaries. In the process of subsequent aging, the β -phase disintegrates with heterogeneous isolation of thin α -phase plates thus ensuring a considerable increase in the strength characteristics of the alloy.

Keywords: high-temperature niobium alloys, carbides, β -titanium alloy, cold deformation, aging, α -phase, electron microscopy, mechanical properties, strengthening.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.006-016

References

1. Shaboldo O.P., Vitorsky Ya.M., Karashtin E.A. Spring materials made of high-temperature niobium- and nickel-based alloys. In: *TsNII materialov – 100 let na blago Rossii* [Central Research Institute of Materials – 100 Years for the Benefit of Russia]. St. Petersburg, 2012, pp. 125–136. (In Russian).
2. Shaboldo O.P., Vitorsky Ya.M., Karashtin E.A., Vasiliev E.V., Sorokin M.V. Spring materials with special properties made of highly alloyed hard-to-deform thermomechanically hardenable high-strength alloys based on titanium, nickel and niobium. *Metallrobootka*, 2011, vol. 62, no. 2, pp. 28–35. (In Russian).
3. Savitsky E.M., Dashevskaya O.B. Dispersion hardening in niobium-based alloys. *Izvestiya AN SSSR. Metall*, 1967, no. 3, pp. 152–158. (In Russian).
4. Bershtein M.L. *Termomekhanicheskaya obrabotka metallov i splavov*. T. 1. [Thermomechanical Treatment of Metals and Alloys, vol. 1.]. M., Metallurgiya Publ., 1968, 596 p. (In Russian).
5. Khorev A.I. Creating a theory of heat treatment, thermomechanical treatment and texture hardening of promising titanium alloys. *Materialovedenie*, 2009, no. 4, pp. 28–36. (In Russian).
6. Shaboldo O.P., Vitorsky Ya.M., Karashtin E.A. Creating a spring material based on the TS6 high-strength titanium β -alloy. In: *TsNII materialov – 100 let na blago Rossii* [Central Research Institute of Materials – 100 Years for the Benefit of Russia]. St. Peterburg, 2012, pp. 158–168. (In Russian).
7. Friedrich H., Kiese J., Haldenwanger H.-G., Stich A. Titanium in Automotive Applications - Nightmare, Vision or Reality. In: *Proceedings of the 10th World Conference on Titanium*, Hamburg, Germany, 13–18 July, 2003, vol. V, edited by G. Liitjering and J. Albrecht, pp. 3393–3402.

8. Kosaka Y., Faller K. Advance of beta titanium alloy TIMETAL LCB in automotive spring applications. *Wire Journal International*, 2006, vol. 39, no.4, pp. 87–93.
9. Konno T.J., Miura E., Tanaka A., Hanada S. A TEM study on the semicoherent precipitates in Nb-19 % Mo alloy. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, iss. 6 pp. 1783–1789. DOI: 10.1016/j.actamat.2004.12.027.
10. Viswanadham R.K., Wert C.A. Precipitation from supersaturated Nb-C solid solutions. *Metallurgical transactions*, 1974, vol. 5, pp. 123–126.
11. Ivasishin O.M., Markovsky P.E., Allen P.G., Sawakin D.G., Matviychuk Yu.V. Rapid Heat Treatment of TIMETAL-LCB Alloy. In: *Proceedings of the 9th World conference on Titanium*, vol. 1, Saint-Petersburg, Russia, 7–11 June, 1999. St.-Petersburg, CRISM “PROMETHEY” Publ., 1999, pp. 505–512.
12. Bhattacharjee A., Vydehi A. Joshi, Gogia A.K. Microstructure and tensile behavior of a low cost beta alloy. In: *Proceedings of the 9th World conference on Titanium*, vol. 1, Saint-Petersburg, Russia, 7–11 June, 1999. St.-Petersburg, CRISM “PROMETHEY” Publ., 1999, pp. 537–544.

Подана в журнал: 07.11.2016

УДК 669.293'27:539.25

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.006-016

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Nb И Ti

О. П. Шаболдо¹, Я. М. Виторский¹, В. В. Сагарадзе²,
Е. Г. Волкова^{2*}, Н. Л. Печеркина²

¹АО «ЦНИИМ», Санкт-Петербург, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов
им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
620990, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Россия

*Ответственный автор. Электронная почта: volkova@imp.uran.ru;
адрес для переписки: 620990, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Россия.
Тел.: +7 (343) 374-40-54; факс: +7 (343) 374-52-44.

В работе исследовано влияние термических обработок на микроструктуру сплавов ЛН-1 (Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C) и ТС6 (Ti–10,5Cr–7V–4Mo–3Al–1Zr). Для сплава ЛН-1 показано, что при определенном температурном режиме в сплаве реализуется достаточно высокий уровень пластичности, необходимый для последующей деформации. Структурные исследования выявили формирование мелкодисперсных ниобий-циркониевых карбидов в матрице в процессе термомеханического упрочнения с использованием предварительного отжига. Показано, что холодная деформация волочением ($\varepsilon = 24\%$) сплава ТС6 приводит к формированию ячеисто-полосовой структуры и высокой плотностью дислокаций по границам ячеек. В процессе последующего старения происходит распад β -фазы с гетерогенным выделением пластин α -фазы малой толщины, что обеспечивает существенное повышение прочностных характеристик сплава.

Ключевые слова: жаропрочные ниобиевые сплавы, карбиды, β -титановый сплав, холодная деформация, старение, α -фаза, электронная микроскопия, механические свойства, упрочнение.

1. Введение

Деформационно-термическая обработка является одним из наиболее эффективных инструментов формирования структуры и свойств сталей и сплавов. Существует большое количество схем термообработок, разработанных для ниобиевых и титановых сплавов [1–3]. Использование различных способов деформационно-термических обработок является весьма перспективным для создания материалов с широким спектром свойств при низких и высоких температурах, в том числе и для пружинного производства. Наиболее широкое применение для этих целей находят ниобиевые сплавы, например Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1) и β - и псевдо β -титановые сплавы, например высокопрочный сплав ТС6 (Ti–10,5Cr–7V–4Mo–3Al–1Zr) [4, 5]. Высокие характеристики длительной прочности сплава Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1) обеспечиваются не только за счет высокой температуры плавления ниобия, но и в результате твердорастворного легирования такими тугоплавкими элементами, как молибден (5 %) и вольфрам (10 %). Дополнительное упрочнение сплава достигается в результате дисперсионного твердения с выделением наноразмерной карбидной фазы, для чего в сплав введены углерод (до 0,15 %) и карбидообразующий цирконий (до 1,5 %) [6]. Титановые сплавы с термически нестабильной β -фазой обладают высокой технологической пластичностью в β -состоянии. Упрочнение β -сплавов титана при ТМО обеспечивается за счет создания пластической деформацией дефектов кристаллической решетки различного характера, а также в результате распада β -фазы с выделением мелкодисперсных частиц

α -фазы в процессе старения. Изучение тонкой структуры в совокупности с исследованием механических свойств сплавов ЛН-1 и ТС6 на различных этапах ТМО является целью настоящей работы.

2. Материалы и методика исследования

В качестве материала для исследования использовали кованные прутки ниобиевого сплава Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1) диаметром 6,0 мм, полученные ротационной ковкой при температурах 900–1000 °С из рекристаллизованной заготовки диаметром 18,0 мм. Степень тепловой деформации составила $\varepsilon = 89\%$. В исходном состоянии и после отжига определяли механические свойства на растяжение на 5-кратных образцах с диаметром рабочей части 2,0 мм. Испытания проводили на машине Zwick 050. Образцы перед испытаниями отжигали при разных температурах (900–1550 °С) в течение 1 ч в вакуумной печи ЭСКВЭ-1.2.2,5/25-ШМ1. Обработку на твердый раствор (ОТР), закалку и старение проводили на шлифованных прутках диаметром 4,0 мм и длиной 60–80 мм. ОТР в течение 1 ч и закалку от температуры 1850 °С осуществляли в печи ЭСКВЭ-1.2.2,5/20-ШМ1 с закалочной вакуумированной камерой. Двухступенчатое старение образцов по режиму (1000 °С, 5 ч + 1200 °С, 5 ч) проводили в той же печи. Остаточное давление в рабочей зоне печи при всех термообработках составляло $1,3 \times 10^{-3}$ МПа.

Для сплава ТС6 (Ti–10,5Cr–7V–4Mo–3Al–1Zr) в качестве исследуемого материала использовали серийно выпускаемые ПАО «Корпорация ВСПО–АВИСМА» горячекатаные механически обработанные прутки из диаметром 8,0 мм. Прутки после предварительной термообработки (закалки) подвергали холодному волочению до диаметра 4,6 мм с промежуточными закалками для снятия наклепа, и финишной закалке от температуры 800 °С. Суммарная степень деформации до финишной закалки составляла $\varepsilon = 45\%$. Закаленный материал подвергали холодному волочению со степенями деформации $\varepsilon = 24,0; 48,5; 60,0$ и $75,0\%$. Старение образцов из проволоки, деформированной со степенью $\varepsilon = 24\%$, проводили при температуре 450 °С. Для реализации упрочняющей термической обработки по схеме «закалка + старение» образцы из закаленной проволоки диаметром 4,6 мм подвергали старению в электропечи при 480 °С. Все закалки осуществляли с использованием электроконтактного нагрева со скоростью 25–50 °С/с до температуры 800 °С с последующим охлаждением на воздухе. Контроль температуры проводили с помощью инфракрасной камеры. Механические свойства сплава определяли на машине Zwick Z 050 на образцах с длиной рабочей части 100 мм (испытывали 3–6 образцов на точку).

Исследование тонкой структуры выполняли на электронном микроскопе JEM 200CX в темном и светлом полях при ускоряющем напряжении 160 кВ. На рентгеновском дифрактометре ДРОН-3,0 в монохроматизированном CuK_α – излучении исследовали фазовый состав анодных осадков, полученных из сплава Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1) электрохимическим осаждением. Параметр решетки твердого раствора после проведения термообработок определяли рентгенографически.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены результаты испытаний на растяжение кованных прутков сплава ЛН-1 в деформированном состоянии и после отжигов при температурах 900–1550 °С. Как видно из представленных графиков, отжиг прутков при температурах 900–1100 °С приводит к снижению прочностных и упругих свойств и повышению пластических характеристик материала (по сравнению с деформированным состоянием). По данным электронно-микроскопических исследований, исходная полосчато-ячеистая структура кованого прутка практически сохраняется до температуры отжига 1100 °С, однако плотность дислокаций падает. Рост параметра кристаллической решетки твердого раствора в этом диапазоне температур

обусловлен выходом из него легирующих элементов (молибдена и вольфрама) с меньшими, чем у ниобия, атомными радиусами.

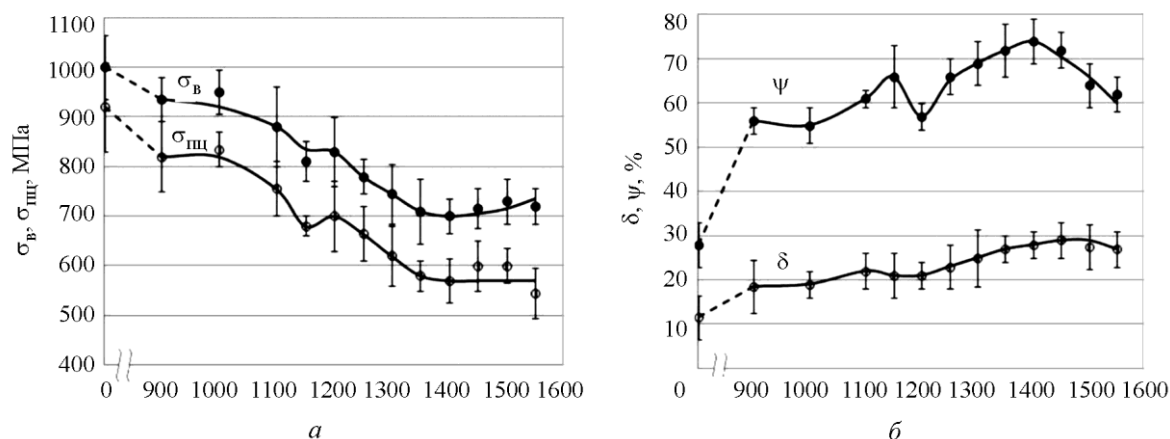


Рис. 1. Влияние температуры отжига на механические свойства кованных прутков из сплава ЛН-1, $T_{\text{исп}} = 20^\circ \text{C}$: *а* – характеристики прочности; *б* – характеристики пластичности

Последнее подтверждено результатами электронно-микроскопических исследований и рентгенофазового анализа. Так, если в кованом «втеплую» сплаве ЛН-1 присутствовали устойчивые карбиды ниобия NbC ($a = 4,52 \text{ \AA}$), циркония ZrC ($a = 4,63 \text{ \AA}$) в количестве 2,58 вес. %, то после отжига по режиму 1100°C , 1 ч в сплаве кроме перечисленных фаз обнаружены следы фазы сложных карбидов типа Me_2C , т.е. карбидов ниобия, легированных небольшим количеством молибдена и вольфрама. Общее количество выделившихся фаз возрастает до 2,86 масс. %. Монотонное изменение механических свойств сплава (снижение прочности и повышение пластичности) незначительно нарушается в диапазоне температур $1100\text{--}1200^\circ \text{C}$ (рис. 1), что обусловлено перестройкой дислокационной структуры и выделением из твердого раствора второй фазы. Снижение в результате отжигов при температурах 1150 и 1200°C параметра решетки твердого раствора, как относительно исходного состояния, так и по сравнению с состояниями после отжигов при более низких температурах, обусловлено активным выходом из твердого раствора атомов углерода и циркония – легирующего элемента с большим, чем у атомов ниобиевой матрицы радиусом [7, 8]. Выделившаяся в результате отжига при температуре 1150°C мелкодисперсная фаза, имеющая гексагональную решетку, идентифицирована как сложнолегированный (в том числе цирконием) карбид типа Me_2C .

Общее количество фаз составляет 3,57 вес. %. Кроме того, как показали электронно-микроскопические исследования, в процессе отжига при температуре 1150°C происходит перестройка границ ячеек и существенно снижается плотность дислокаций внутри них, т.е. начинаются (но не завершаются) полигонизационные процессы [1]. В результате формирования при отжиге (1150°C , 1 ч) такой структуры сплав ЛН-1 обладает следующими механическими свойствами: $\sigma_{\text{в}} = 810 \text{ МПа}$; $\sigma_{\text{ш}} = 680 \text{ МПа}$; $\delta = 21,5 \%$; $\psi = 65,5 \%$.

Проведение отжига в условиях динамического вакуума при температурах $1200\text{--}1550^\circ \text{C}$ приводит к насыщению сплава ЛН-1 кислородом и образованию в кованных прутках кислородсодержащих фаз, количество и размеры которых возрастают с повышением температуры отжига. Известно [3], что примеси внедрения (O, N) тормозят образование при старении после ОТП сложного карбида $(\text{NbZr})\text{C}$, основной упрочняющей фазы в сплавах системы $\text{Nb}\text{--}\text{W}\text{--}\text{Mo}\text{--}\text{Zr}\text{--}\text{C}$, забирая цирконий в оксиды и нитриды. Данные фазы в силу своей устойчивости не растворяются полностью при последующем нагреве под закалку ($1800\text{--}1850^\circ \text{C}$) и существенно обедняют твердый раствор легирующими карбидообразующими элементами. Обнаруженные же в сплаве после отжига при более низких температурах ($900\text{--}1150^\circ \text{C}$) фазы типа Me_2C растворяются при ОТП, обогащая при этом твердый раствор цирконием и углеро-

дом. Поэтому их выделение во время технологического отжига не оказывает какого-либо отрицательного влияния на жаропрочные свойства сплава в окончательном термоупрочненном состоянии. В связи с вышеизложенным был выбран промежуточный вакуумный отжиг кованых ниобиевых прутков сплава Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1) в интервале температур 1100–1150 °С, что обеспечивает повышенную пластичность материала ($\delta = 18\text{--}25\%$, $\psi = 60\text{--}70\%$), незначительное насыщение сплава кислородом и исключает растрескивание и разрушение материала при навивке пружин.

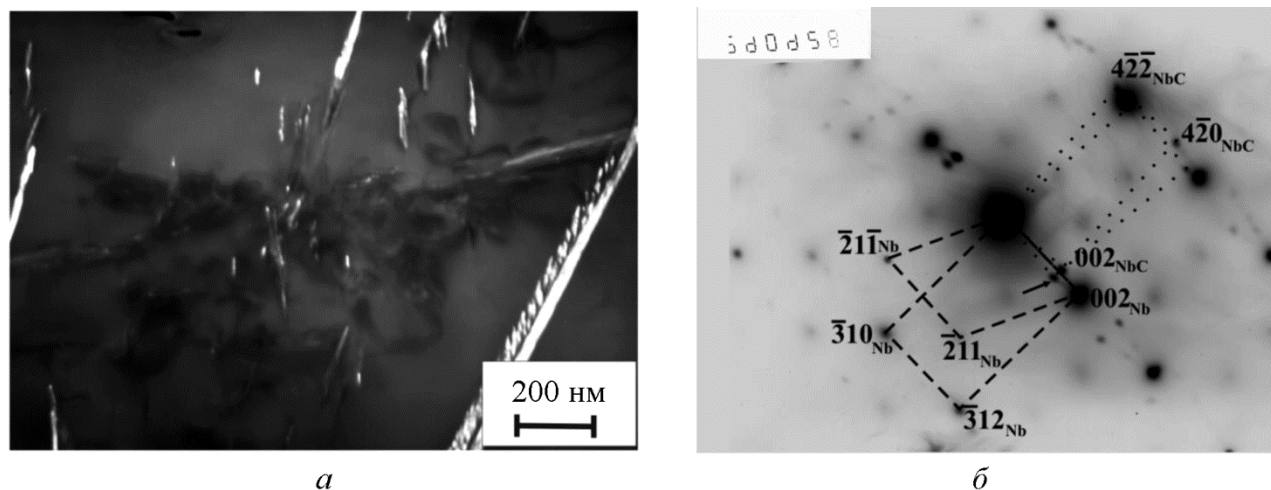


Рис. 2. Структура (а) и микродифракция (б) сплава ЛН-1 после термоупрочнения по схеме: ОТР(1850 °С, 1 ч) + закалка + старение (1000 °С, 5 ч + 1200 °С, 5 ч); а – темное поле в рефлексе 002_{NbC} (указано стрелкой), б – картина микродифракции, оси зон (120)_{NbC}, (130)_{Nb}, (120)_{Nb}

Значительный интерес представляет исследование влияния предварительного отжига на структуру закаленного и состаренного сплава Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1). Выполнен сравнительный анализ структуры образцов из сплава ЛН-1, которые были подвергнуты окончательной обработке по режиму: ОТР (1850 °С, 1 ч), закалка со скоростью охлаждения 50 °С/с, двухступенчатое старение (1000 °С, 5 ч + 1200 °С, 5 ч) с проведением предварительного отжига при температуре 1150 °С (1 ч) и без него. Результаты исследования структуры после ОТР и закалки показали в обоих случаях наличие в ОЦК матрице мелкодисперсных карбидов типа (NbZr)C размером 10–15 нм. Старение закаленного сплава с предварительным отжигом (1150 °С, 1 ч) и без него привело к формированию различной структуры. В результате двухступенчатого старения образцов без предварительного отжига наблюдается преимущественно гетерогенное образование (в основном на границах зерен и полосчатых субзерен) пластинчатых кристаллов карбида NbC (рис. 2), что соответствует диаграмме превращений в сплаве ЛН-1 [1] и фазовым диаграммам систем Nb–Me_{IV}–C и Nb–Zr–C [9, 10]. Часть таких пластин фрагментируется. Наличие тяжей на микродифракции (рис. 2 б) свидетельствует о малой толщине карбидных пластин. На рис. 2 а вблизи границы зерна видны строочечные выделения, которые по межплоскостным расстояниям (111), составляющим около 2,6 Å, можно идентифицировать как сложнолегированный карбид типа (NbZr)C. Двухступенчатое старение закаленного от 1850 °С сплава ЛН-1 (с проведением предварительного отжига при температуре 1150 °С, 1 ч) приводит, напротив, к более гомогенному выделению мелкодисперсных частиц (NbZr)C (рис. 3). По форме эти выделения подобны тонким дискам, что видно по особенностям контраста на светлопольных темнопольных изображениях. При повороте фольги на несколько градусов изображения из пластин толщиной менее 10 нм превращаются в диски диаметром 20–40 нм. На картине микродифракции (рис. 3 б) видны тяжи в направлении [110]. Влияние предварительного отжига на структурно-фазовый состав спла-

ва после закалки и старения можно объяснить следующим образом. Как отмечалось выше, выделение второй фазы при температурах предварительного отжига 1100–1150 °С одновременно с перестройкой дислокационной структуры приводит к равномерному распределению и росту частиц типа $(\text{NbZr})\text{C}$ и Me_2C , чего еще нет в исходной структуре ковального сплава. При последующем кратковременном высокотемпературном нагреве до 1850 °С (ОТР) данные частицы растворяются, но матрица не успевает гомогенизироваться и в ней сохраняются равномерно распределенные зоны с повышенной концентрацией циркония и, возможно, углерода. В процессе дальнейшего старения в этих участках гомогенно образуются тонкие диски стабильного карбида типа $(\text{NbZr})\text{C}$. Можно полагать, что такая структура обеспечит наиболее высокую жаропрочность сплава ЛН-1 при температурах до 1100 °С.

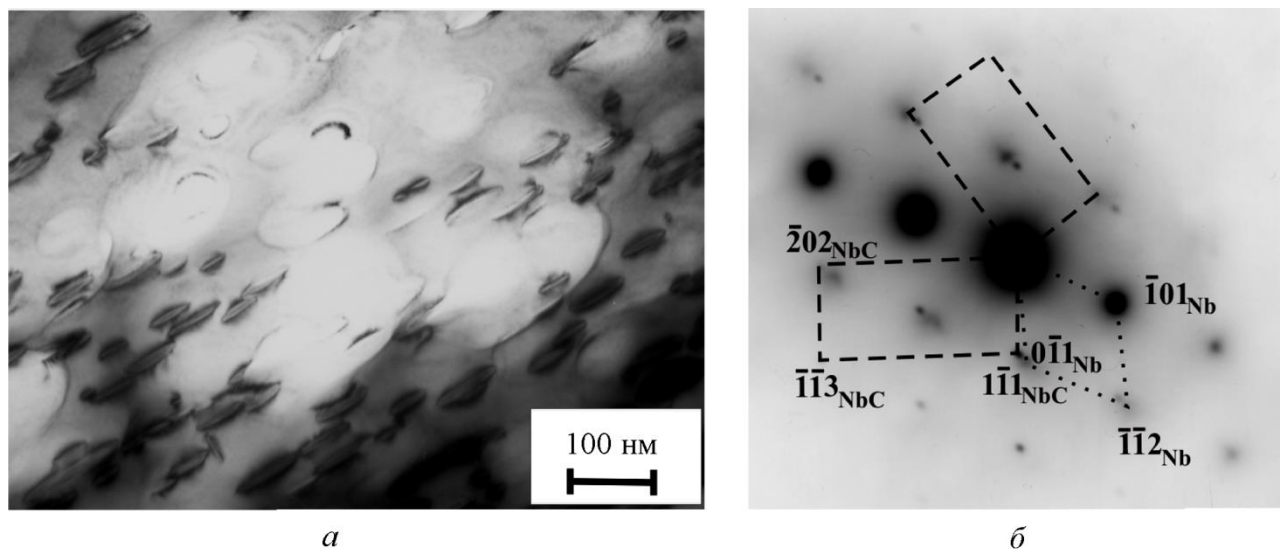


Рис. 3. Структура (а) и микродифракция (б) сплава ЛН-1 после термоупрочнения по схеме: отжиг при 1150 °С + ОТР + закалка + старение (1000 °С, 5 ч + 1200 °С, 5 ч); а – светлпольное изображение; б – картина микродифракции, ось зоны $(001)_{\text{Nb}}$

Сплав TC6 ($\text{Ti}-10,5\text{Cr}-7\text{V}-4\text{Mo}-3\text{Al}-1\text{Zr}$) после закалки от температуры 800 °С с использованием скоростного электроконтактного нагрева имеет преобладающую рекристаллизованную структуру со средним размером β -зерен 26,3 мкм. Сплав с подобной частично рекристаллизованной структурой обладает следующим комплексом механических свойств: временное сопротивление $\sigma_{\text{в}} = 1030$ МПа, условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 958$ МПа, относительное удлинение $\delta = 5$ %, относительное сужение $\psi = 58$ %. Анализ кривых деформация-напряжение при испытании образцов на растяжение показывает близость значений временного сопротивления, пределов текучести и пропорциональности при достаточно высоких значениях пластических характеристик. Аналогичные результаты были получены в ряде работ, посвященных термоупрочнению β - и псевдо β -титановых сплавов [11, 12].

Как показали исследования с помощью световой микроскопии, в сплаве TC6 в результате холодного волочения рекристаллизованное зерно вытягивается в направлении волочения, внутри зерен выявляются многочисленные следы сдвиговой деформации по различным плоскостям скольжения β -фазы с ОЦК решеткой. При деформации $\varepsilon = 24$ % размер зерна в направлении волочения достигает ~ 31 мкм. В результате холодной деформации сплав TC6 упрочняется. При суммарной степени деформации $\varepsilon = 24$ % прочностные и упругие характеристики возрастают. Суммарная деформация $\varepsilon = 60$ –75 % приводит к увеличению временного сопротивления до значений $\sigma_{\text{в}} = 1400$ МПа. Такой характер упрочнения обусловлен возрастанием плотности дислокаций. Как показали электронно-микроскопические исследования (рис. 4), в сплаве TC6 после холодного волочения со степенями деформации $\varepsilon = 24,0$ % внутри вытянутых в направлении волочения зёрен формируются полосовая структура с образо-

ванием дислокационных ячеек внутри полос. Размер дислокационных ячеек (светлые участки на рис. 4 а) после деформации со степенью $\varepsilon = 24,0\%$ составляет $\sim 200 \times 400$ нм. С увеличением степени деформации до $\varepsilon = 48,5\%$ размер дислокационных ячеек уменьшается в несколько раз. При степенях деформации $\varepsilon = 24,0$ и $48,5\%$ плотность дислокаций по границам ячеек достигает 5×10^{10} и $7 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ соответственно. На электронограмме от деформированного сплава ТС6 (рис. 4 б).

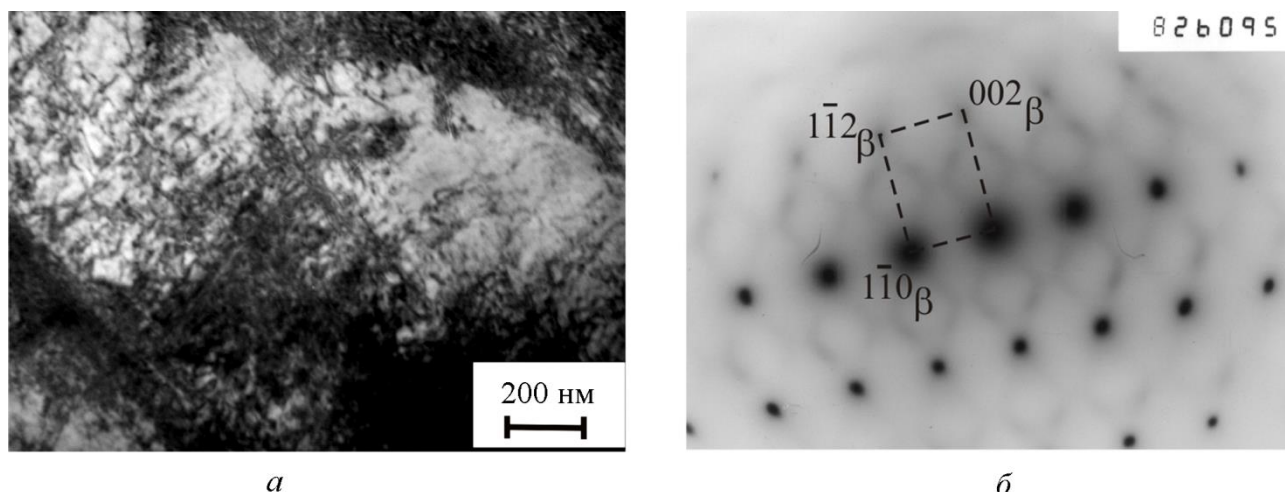


Рис. 4. Дислокационная ячеисто-полосовая структура сплава ТС6 в β -состоянии после холодной деформации $\varepsilon = 24\%$ (а) и соответствующая электронограмма (б) с осью зоны [110] β -фазы титана присутствуют рефлексы только от β -фазы.

На рис. 5 представлены зависимости механических свойств деформированного ($\varepsilon = 24\%$) сплава ТС6 от продолжительности старения при температуре 450°C , при которой наблюдается выделение α -фазы. Нагрев сплава ТС6 до 450°C уже при выдержке 1 ч приводит к повышению прочности на 5–10 %. Старение в течение 4 ч даёт прирост временного сопротивления на 275 МПа ($\sim 22\%$). Характеристики пластичности составляют: $\delta = 5,1\%$, $\psi = 24,0\%$. С увеличением времени выдержки до 6–8 часов прочностные и упругие характеристики сплава возрастают до значений $\sigma_B = 1640$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1545$ МПа, $\sigma_{\text{пл}} = 1495$ МПа. Пластичность остается практически на том же уровне ($\delta = 5,0\%$, $\psi = 22\text{--}23\%$). Незначительное снижение прочностных и упругих характеристик и одновременное повышение пластичности сплава при увеличении продолжительности старения до 10–12 часов связано, по-видимому, с коагуляцией частиц α -фазы.

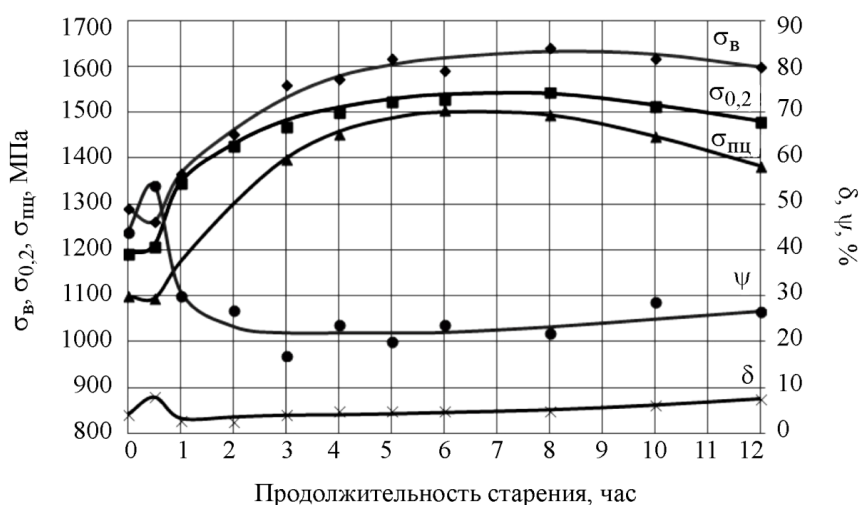


Рис. 5. Механические свойства сплава ТС6 после закалки от 800°C , холодного волочения ($\varepsilon = 24\%$) и разного времени старения при 450°C

Высокий комплекс механических свойств деформированного сплава ТС6 после старения обусловлен особенностями распада β -фазы при 450 °С. Световой микроскопией выявлено, что линии скольжения сплава ТС6 декорированы частицами дисперсной α -фазы. При электронно-микроскопическом исследовании удастся определить морфологию, расположение и решетку выделяющихся α -частиц. На рис. 6 *а, б* представлены структура и электронограмма сплава ТС6 после деформации ($\varepsilon = 24\%$) и старения в течение 4 часов при температуре 450 °С. На электронограмме (рис. 6 *б*) присутствуют только рефлексы α - и β - фаз. Как видно из темнопольного изображения, выделившиеся кристаллы α -фазы имеют форму пластин толщиной 10–30 нм и длиной 50–100 нм. Они располагаются в полосовой структуре по дислокационным границам ячеек и имеют плотность $5 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$ (внутри ячеек α -фаза практически отсутствует). Преобладающая ориентация α -пластин в соседних полосах почти одинаковая, что говорит о малой разориентации этих областей матричной β -фазы. Дисперсность α -фазы и ее достаточно равномерное распределение, обусловленное распределением дислокаций, положительно отражается на механических свойствах сплава ТС6.

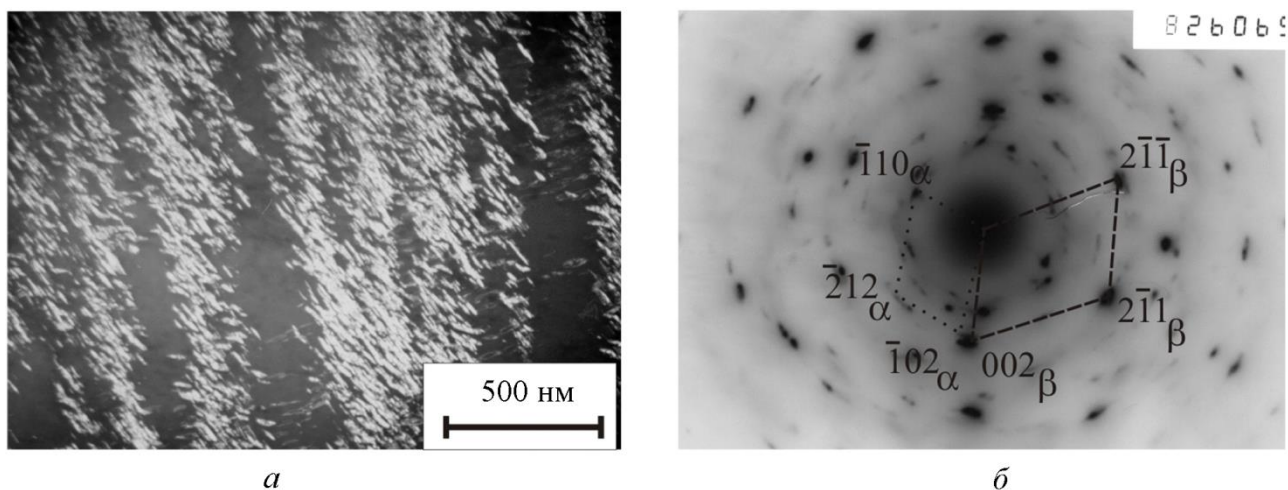


Рис. 6. Темнопольное изображение упрочняющих частиц в рефлексе $(\bar{1}10)_\alpha$ (*а*) и электронограмма (*б*) сплава ТС6 после закалки от 800 °С, холодного волочения ($\varepsilon = 24\%$) и старения при 450 °С, 4 ч. Оси зон фазы $[221]_\alpha$ и $[120]_\beta$

Как следует из рис. 4, в холоднотянутой со степенью деформации $\varepsilon = 24,0\%$ проволоке в начале старения при температуре 450 °С (выдержка 0,5 часа) происходит незначительное снижение прочностных и упругих свойств сплава и повышение пластических характеристик. Это вызвано тем, что в сплаве при нагреве одновременно протекают два структурных процесса, влияющих противоположным способом на механические свойства: термический возврат и выделение упрочняющей α -фазы. При выдержке 0,5 ч преобладают процессы дислокационного разупрочнения, при выдержке 1 ч уже наблюдается упрочнение сплава за счет распада β -фазы.

В недеформированном сплаве ТС6 после закалки от температуры рекристаллизации (800 °С) и старения повышение прочности материала с увеличением продолжительности старения происходит менее интенсивно, чем в деформированном материале. Максимальный уровень прочностных свойств существенно ниже, чем при старении в деформированном состоянии.

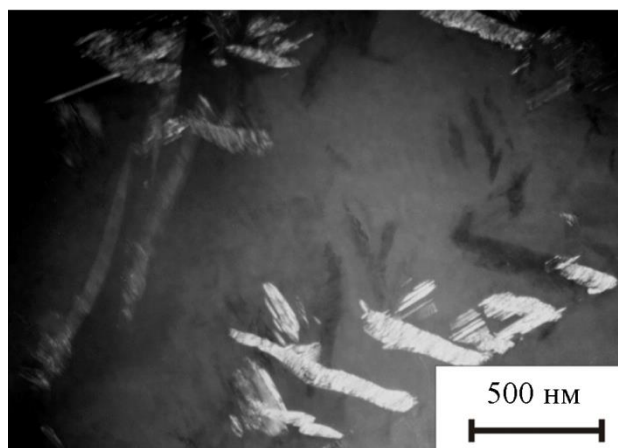


Рис. 7. Темнопольное (в пучке $\bar{1}01_\alpha$) изображение α -фазы в сплаве ТС6 после старения в рекристаллизованном состоянии по режиму: 480 °С, 20 ч

К изменению кинетики распада, динамики упрочнения и уменьшению уровня свойств сплава ТС6 приводит смена механизма зарождения α -фазы при старении в рекристаллизованном состоянии (по сравнению со старением в деформированном материале). На рис. 7 представлено темнопольное (в рефлексе $\bar{1}01_\alpha$) изображение кристаллов α -фазы, образующихся в результате старения при 480 °С, 20 ч в предварительно закаленном сплаве ТС6. Как видно из приведенных структур, распад в рекристаллизованном зерне с очень малой плотностью дислокаций происходит, в основном, по механизму гомогенного зарождения α -фазы. Уменьшение количества центров образования α -фазы приводит к низкой плотности частиц ($6 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$), а большая продолжительность старения – к увеличению размера частиц. Крупные частицы толщиной 30–70 нм и длиной 300–600 нм представляют собой набор из более тонких параллельных пластинок. Выделение крупных пластин малой плотности вполне объясняет умеренную прочность и низкую пластичность сплава после старения.

4. Заключение

1. Прослежена эволюция структуры и механических свойств жаропрочного сплава Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1) после тепловой деформации и отжига при температурах 900–1550 °С с выдержкой 1 ч. При температурах 1200–1550 °С интенсифицируется насыщение сплава кислородом, приводящее к образованию фаз ZrO и ZrO₂, снижающих жаропрочность сплава. Температура отжига 1150 °С (1 ч), обеспечивающая достижение достаточно высокого уровня пластичности сплава ($\delta \sim 21\%$, $\psi \sim 65\%$), позволяет выполнять деформирование образцов (в частности, наливку жаропрочных пружин) без образования поверхностных трещин.

2. Показано, что двухступенчатое старение (1000 °С, 5 ч + 1200 °С, 5 ч) закаленного от 1850 °С сплава Nb–10W–5Mo–1,5Zr–0,15C (ЛН-1) приводит к благоприятному (для сохранения жаропрочности) гомогенному выделению дисперсных дископодобных частиц (NbZr)C толщиной менее 10 нм и диаметром 20–40 нм, если до закалки выполнен предварительный отжиг при температуре 1150 °С, 1 ч, приводящий к выделению частиц типа (NbZr)C и Me₂C.

3. В сплаве ТС6 (Ti–10,5Cr–7V–4Mo–3Al–1Zr) в результате скоростной закалки от температуры рекристаллизации (800 °С) и холодной деформации ($\varepsilon = 24\%$) формируется вытянутая ячеисто-полосовая структура с размерами ячеек 200×400 нм и высокой плотностью дислокаций ($\sim 5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) по границам ячеек. В процессе последующего старения при 450 °С происходит распад β -фазы с гетерогенным выделением (на дислокациях) пластин α -фазы толщиной 10–30 нм и длиной 50–100 нм. Малые размеры и высокая плотность α -кристаллов

($5 \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$) обеспечивают существенное повышение прочностных характеристик сплава при сохранении удовлетворительных пластических свойств.

4. Смена гетерогенного механизма образования α -фазы на гомогенный (в процессе распада β -фазы не в деформированном, а в закаленном сплаве ТС6 приводит к значительному укрупнению пластин α -кристаллов и уменьшению их плотности ($6 \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$). Это обстоятельство вызывает существенное снижение максимально достижимых характеристик прочности в состаренном сплаве ТС6.

Благодарность

Электронно-микроскопические исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура», № 01201463331) и при частичной поддержке Уральского отделения РАН (проект № 15-9-2-16).

Литература

1. Шаболдо О. П., Виторский Я. М., Караштин Е. А. Пружинные материалы из жаропрочных сплавов на основе ниобия и никеля // ЦНИИ материалов – 100 лет на благо России. – Санкт-Петербург, 2012. – С. 125–136.
2. Пружинные материалы со специальными свойствами из труднодеформируемых высокопрочных высоколегированных термомеханически упрочняемых сплавов на основе титана, никеля и ниобия / О. П. Шаболдо, Я. М. Виторский, Е. А. Караштин, Е. В. Васильев, М. В. Сорокин // Металлообработка. – 2011. – Т. 62, № 2. – С. 28–35.
3. Савицкий Е. М., Дашевская О. Б. Дисперсионное упрочнение в сплавах на основе ниобия // Известия АН СССР. Металлы. – 1967. – № 3. – С. 152–158.
4. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. – М. : Металлургия, 1968. – 596 с. – Т. 1.
5. Хорев А. И. Создание теории термической, термомеханической обработок и текстурного упрочнения перспективных титановых сплавов // Материаловедение. – 2009. – № 4. – С. 28–36.
6. Шаболдо О. П., Виторский Я. М., Караштин Е. А. Создание пружинного материала на основе высокопрочного титанового β -сплава марки ТС6 // ЦНИИ материалов – 100 лет на благо России. – Санкт-Петербург, 2012. – С. 158–168.
7. Titanium in Automotive Applications - Nightmare, Vision or Reality / H. Friedrich, J. Kiese, H.-G. Haldenwanger, A. Stich // The 10th World Conference on Titanium, Hamburg, Germany, 13–18 July, 2003 : proceedings / edited by G. Lütjering and J. Albrecht. – Vol. V. – P. 3393–3402.
8. Kosaka Y., Faller K. Advance of beta titanium alloy TIMETAL LCB in automotive spring applications // Wire Journal International. – 2006. – Vol. 39, no. 4. – P. 87–93.
9. Konno T. J., Miura E., Tanaka A., Hanada S. A TEM study on the semicoherent precipitates in Nb-19 % Mo alloy // Acta Materialia. – 2005. – Vol. 53. – P. 1783–1789. – DOI: 10.1016/j.actamat.2004.12.027.
10. Viswanadham R. K., Wert C. A. Precipitation from supersaturated Nb-C solid solutions // Metallurgical transactions. – 1974. – Vol. 5. – P. 123–126.
11. Rapid Heat Treatment of TIMETAL^R LCB Alloy / O. M. Ivasishin, P. E. Markovsky, P. G. Allen, D. G. B. Sawakin, Yu. V. Matviychuk // The Ninth World Conference on Titanium “Titanium’ 99, Science and Technology”, Saint-Petersburg, Russia, 7–11 June, 1999 : proceedings. – Saint-Petersburg : Central Research Institute of Structural Materials (CRISM) “PROMETEEY”, 1999. – Vol. I. – P. 505–512.
12. Bhattacharjee A., Vydehi A. J., Gogia A. K. Microstructure and tensile behavior of a low cost beta alloy // The Ninth World Conference on Titanium “Titanium’ 99, Science and Technology”, Saint-Petersburg, Russia, 7–11 June, 1999 : proceedings. – Saint-Petersburg : Central Research Institute of Structural Materials (CRISM) “PROMETEEY”, 1999. – Vol. I. – P. 537–544.

INCREASING THE DEPTH OF THE NITRIDED LAYER IN THE SURFACE OF AUSTENITIC ALLOYS USING FRICTION TREATMENT

V. A. Shabashov*, L. G. Korshunov, A. V. Litvinov, N. V. Kataeva, A. E. Zamatovsky

M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: shabashov@imp.uran.ru; address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy 18, 620990, Ekaterinburg, Russian Federation

In the Fe–12Cr–30Ni and Fe–15Cr–38Ni ion-plasma nitrided austenitic alloys the depth of the surface, gradient in concentration and phase composition, has been increased from 5 μm to 20 μm using dry sliding friction and high-pressure torsion in Bridgman anvils. The treatment is based on deformation-induced chromium nitride dissolution-precipitation cyclic phase transitions. As a result of 1 h nitriding at 500 °C, a nitrogen solution in the Fe–Ni–Cr–N matrix and disperse nitrides of chromium CrN and iron Fe₄N are formed in the alloy surface layers. Subsequent dry sliding friction or high-pressure torsion leads to nanostructuring, deformation-induced dissolution of chromium and iron nitrides, as well as to the mechanical alloying of the surface and the inner non-nitrided alloy layers. Besides, in the deformed austenitic matrix secondary chromium nitrides are formed. With additional 2 h annealing at 600 °C, the additional exit of nitrogen from the austenitic Fe–Ni–Cr–N solid solution occurs, with the preferential formation of Cr₂N nitride and the increase of the volume (depth) of the alloy matrix changed in terms of its structure and composition.

The reverse sequence, that is, preliminary friction and subsequent nitriding of the surface, does not noticeably increase the depth of the nitrided layer. It is explained by the accelerated migration of non-equilibrium grain boundaries in the surface nanostructured by friction, which reduces the time required for complete recrystallization to much less than the time of 1 h nitriding at 500 °C. The result of fast recrystallization is the slight effect of fast diffusion in the surface nanostructured by friction.

Keywords: nitriding, deformation, Fe–Cr–Ni alloys, chromium nitrides.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.017-027

References

1. Shabashov V.A., Borisov S.V., Litvinov A.V., Kataeva N.V., Afanas'ev S.V., Titova S.G. Producing a gradient-composition nanocrystalline structure on nitrided surfaces of invar-type Fe–Ni alloys using megaplastic deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 9, pp. 871–883. DOI: 10.1134/S0031918X14090117.
2. Shabashov V.A., Korshunov L.G., Sagaradze V.V., Kataeva N.V., Zamatovsky A.E., Litvinov A.V., Lyashkov K.A. Mossbauer analysis of deformation dissolution of the products of cellular decomposition in high-nitrogen chromium manganese austenite steel. *Philosophical Magazine*, 2014, vol. 94, no. 7, pp. 668–682. DOI: 10.1080/14786435.2013.859758.
3. Shabashov V.A., Borisov S.V., Litvinov A.V., Zamatovsky A.E., Lyashkov K.A., Sagaradze V.V., Vildanova N.F. Mechanomaking of nanostructure in nitrided Fe–Cr alloys by cyclic "dissolution-precipitation" deformation-induced transformations. *High Pressure Research*, 2013, vol. 33, no. 4, pp. 795–812. DOI: 10.1080/08957959.2013.844230.
4. Korshunov L.G., Shabashov V.A., Chernenko N.L., Pilyugin V.P. Effect of contact stresses on the phase composition, strength, and tribological properties of nanocrystalline structures formed in steels and alloys under sliding friction. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, no. 11–12, pp. 583–592. DOI: 10.1007/s11041-009-9103-2.

5. Shabashov V.A., Borisov S.V., litvinov A.V., Zamatovsky A.E., Vil'danova N.F., Voronin V.I., Shepatkovsky O.P. Nanostructure formation and phase transformations in nitrided stainless steel Kh18N8 during severe cold deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2009, vol. 107, no. 6, pp. 601–612. DOI: 10.1134/S0031918X09060106.
6. Teplov V.A., Pilyugin V.P., Kuznetsov R.I., Tupitsa D.I., Shabashov V.A., Gundyrev V.M. BCC→FCC phase translation induced by deformation under pressure in a Fe–Ni alloy. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1987, vol. 64, no. 1, pp. 93–100. (In Russian).
7. Rusakov V.S. *Mesbauerovskaya spektroskopiya lokalno-neodnorodnykh system* [Mössbauer Spectroscopy of Locally Inhomogeneous Systems]. Almaty, OPNI IYaF NYaTs RK Publ., 2000, 431 p. (In Russian).
8. Bozort R.M. *Ferromagnetizm. Gl. 5. Splavy zhelezo-nikel* [Ferromagnetism, D. van Nostrand Company, 1951]. M., Inostrannaya literature Publ., 1975, p. 123. (In Russian).
9. Men'shikov A.Z., Teplykh A.E. Magnetic state diagram of γ -FeNiCr alloys. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1977, vol. 44, no. 6, pp. 1215–1221. (In Russian).
10. Bansal C., Chandra J. Mössbauer studies in disordered $(\text{NiFe})_{1-x}\text{Cr}_x$ alloys. *Solid State Communications*, 1976, vol. 19, iss. 2, pp. 107–109. DOI: 10.1016/0038-1098(76)90445-2.
11. Rochegude P., Foct J. Influence of interstitial nitrogen on the thermal expansion of $\text{Fe}_{64}\text{Ni}_{36}\text{N}_{x_n}$ alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1992, vol. 27, iss. 3, pp. 325–328. DOI: 10.1016/0956-716X(92)90520-O.
12. Ali-Zade I.I., Aliyev S.S., Karayeva Sh.N., Shamilov T.G., Shukyurov T.A. Effect of nitriding on the magnetic structure and properties of invar iron-nickel alloys. In: *Trudy mezhdunarodnoy konferentsii "Fizika 2005"* ["Physics 2005": International Conference Proceedings, Azerbaijan, Baku, 7–9 June, 2005]. Baku, 2005, pp. 394–395. (In Russian).
13. Shabashov V.A., Sagaradze V.V., Morozov S.V., Volkov G.A. A Mossbauer study of the kinetics of deformation-induced dissolution of intermetallics in Fe–Ni–Ti austenite. *Metallofizika*, 1990, vol. 12, no. 4, pp. 107–114. (In Russian).
14. Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaya G.P., Zhilyaev A.P., Dudarev E.F., Ivanov K.V., Kashin O.A., Naidenkin E.V. *Zernogranichnaya diffuziya i svoistva nanostrukturnykh materialov* [Grain Boundary Diffusion and Properties of Nanostructured Materials]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2001, 232 p. (In Russian).
15. Smolyakova M.Yu., Vershinin D.S., Kolobov Yu.R., Chernikov S.V., Stogney O.V., Tregubov I.M. The effect of nitriding at low temperatures on tribological and magnetic properties of austenitic stainless steel. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2012, vol. 3, iss. 5, pp. 440–445. DOI: 10.1134/S2075113312050164.

Подана в журнал: 14.11.2016
УДК 669.1'24:539.89:543.429.3
DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.017-027

УВЕЛИЧЕНИЕ ГЛУБИНЫ АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ ПОВЕРХНОСТИ АУСТЕНИТНОГО СПЛАВА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

В. А. Шабашов*, Л. Г. Коршунов, А. В. Литвинов, Н. В. Катаева, А. Е. Заматовский

Институт физики металлов УрО РАН им. М.Н. Михеева, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Россия

*Ответственный автор. Электронная почта: shabashov@imp.uran.ru; адрес для переписки: 620990, Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18. ФГБУН ИФМ им. М.Н. Михеева УрО РАН

В азотированных ионно-плазменным методом аустенитных сплавах Fe–12Cr–30Ni и Fe–15Cr–38Ni с использованием сухого трения скольжения и сдвига под давлением в наковальнях Бриджмэна осуществлено увеличение глубины (от 5 до 20 мкм) градиентной по концентрации и фазовому составу поверхности. В основу обработки положены циклические фазовые деформационно-индуцированные переходы *растворение–выделение* нитридов хрома. В результате азотирования при 500 °С, 1 ч в поверхностном слое сплавов формируется раствор азота в матрице Fe–Cr–Ni–N и дисперсные нитриды хрома CrN и железа Fe₄N. Последующее сухое трение скольжения или сдвиг под давлением приводят к наноструктурированию, деформационному растворению нитридов железа и хрома, а также механическому сплавлению поверхностных и внутренних, неподверженных азотированию, слоев сплава. Кроме того, в деформированной матрице аустенита формируются вторичные нитриды хрома Cr₂N. При дополнительном отжиге 600 °С, 2 ч происходит дополнительный выход азота из аустенитного Fe–Cr–Ni–N твердого раствора с преимущественным формированием нитрида Cr₂N и увеличением объема (глубины) измененной по составу и структуре матрицы сплава. Обратная последовательность, а именно, предварительное фрикционное воздействие и последующее азотирование поверхности не дают заметного увеличения глубины азотированного слоя. Это объясняется ускоренной миграцией неравновесных границ зёрен в наноструктурированной трением поверхности, приводящей к завершению рекристаллизации за время, существенно меньшее времени азотирования 1 ч при 500 °С. Следствием быстрой рекристаллизации становится незначительным эффект быстрой диффузии в наноструктурированной трением поверхности.

Ключевые слова: азотирование, деформация, Fe–Cr–Ni сплавы, нитриды хрома.

1. Введение

В качестве способа модификации поверхности для улучшения функциональных свойств сталей и сплавов широко применяется ионно-плазменное (ИП) напыление и, в частности, азотирование. При ИП-азотировании в поверхностном слое формируются нитриды, распределение которых неоднородно и ограничено по глубине в несколько микрон. В работах [1, 2] было обнаружено увеличение глубины распределения нитридов в матрице азотированных сталей с использованием большой холодной пластической деформации фрикционным воздействием и сдвигом под давлением (СД) в наковальнях Бриджмэна. Объяснение этого было дано на основе механизма циклических фазовых деформационно-индуцированных переходов *растворение–выделение* нитридов [3]. Деформация СД приводит к растворению нитридов CrN, сформированных в поверхностных слоях матрицы, насыщая структуру дефектами [1, 2]. Последующий отжиг вызывает диффузию азота в объем образца на глубину, существенно превосходящую исходный азотированный слой. Предложенная де-

формационная обработка позволяет получать на поверхности стали упрочненную дисперсными нитридами градиентную наноструктуру с изменяющимся составом и магнитным состоянием матрицы. Деформация СД в определенных отношениях моделирует условия практически значимых интенсивных деформационных воздействий, таких как фрикционное или ударное воздействия на поверхности металлов и сплавов [1–4]. В работе [4] предлагалось рассматривать деформацию СД как макромодель воздействия сухого трения скольжения.

В настоящей работе поставлена задача увеличения глубины градиентной по фазовому и концентрационному составу структуры с использованием растворения частиц нитридов хрома при фрикционной обработке или СД предварительно азотированной поверхности аустенитных нержавеющей сталей Fe–Cr–Ni, аналогично [1–3, 5].

2. Материалы и методика

В качестве сплава использовали аустенитные нержавеющей сплавы Fe–12Cr–30Ni (мас. %, 30,4 Ni, 11,8 Cr, ост. Fe) и Fe–15Cr–38Ni (мас. %, 37,6 Ni, 15,2 Cr, ост. Fe). Содержание никеля выбрано так, что в отсутствие хрома сплав будет иметь состав, близкий к составу классического инвара Fe–35Ni. Образцами служили прокатанные ($\psi \sim 60\%$) фольги прямоугольной формы толщиной 60...100 мкм, которые подвергались одностороннему ионно-плазменному азотированию [1–3, 5]. Азотирование проводилось в азотно-водородной смеси в диапазоне давлений 0,4...1,3 ГПа. Парциальное давление водорода 8×10^{-2} Па. Ток разряда составлял 40–50 А при напряжении на образце 600 В. Температура образца 500 °С, время азотирования – 1 ч. Толщина фольг после азотирования с обеих сторон увеличивалась в пределах десятых долей микрона.

Деформацию азотированной поверхности проводили путем трения скольжения по схеме «цилиндрический индентор (кубический нитрида бора диаметром 7 мм и длиной 5 мм) – пластина» при возвратно-поступательном движении индентора рис. 1. Трение осуществляли на воздухе без смазки, при комнатной температуре, при средней скорости скольжения 0,03 м/с и нормальной нагрузке 29,4 Н. Поперечное смещение образца при одном проходе индентора составляло 0,12 мм. Общее количество проходов индентора составляло 100–120. Образцы исследуемых сплавов размером 15×20 мм были зафиксированы на титановой подложке толщиной 2 мм с использованием механического зажима и клея «Монолит». Коэффициент трения индентора относительно фольги составлял 0,6–0,8.

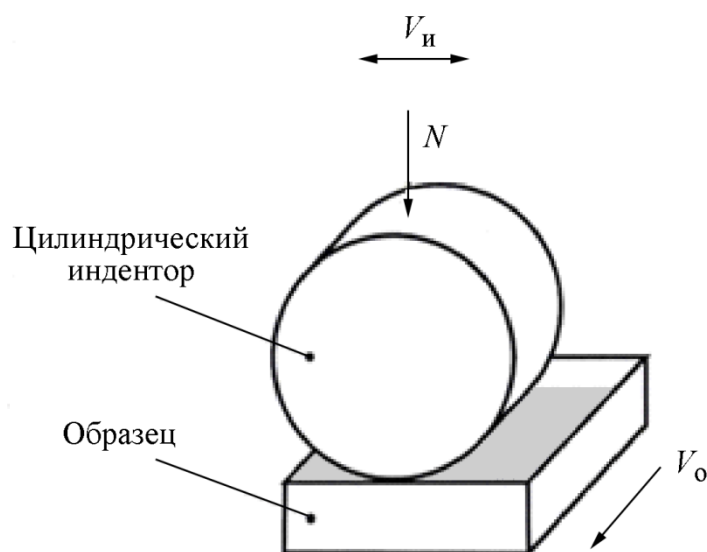


Рис. 1. Схема воздействия – трение скольжения без смазки

Деформацию СД осуществляли по методике, описанной в [6]. Степень истинной деформации при СД оценивали по формуле:

$$\varepsilon = \varepsilon_{\text{сж}} + \ln\left(1 + \frac{\varphi^2 r^2}{d^2}\right)^{1/2},$$

где $\varepsilon_{\text{сж}}$ – деформация сжатием; $\varphi = n \times 2\pi$ – угол поворота наковален при сдвиге (n – число оборотов); r – расстояние от центра образца до исследуемого участка; d – толщина образца после деформации. Предварительное сжатие образцов со степенью $\varepsilon_{\text{сж}}$ не приводило к заметному изменению мёссбауэровских спектров. Оценку степени деформации ε по формуле рассматривали как среднюю – с учетом площади образца с определенным радиусом r .

Структурное исследование образцов проводили методом мёссбауэровской спектроскопии на прохождение γ -квантов с энергией 14,4 кЭв от источника $^{57}\text{Co(Rh)}$. Для анализа мёссбауэровских спектров применяли пакет специальных программ [7], улучшающих разрешение спектров. Реставрировали плотность распределения внутренних эффективных полей $\rho(H)$. Для оценки состава матрицы использовали данные по влиянию хрома на магнитную фазовую диаграмму и эффективное магнитное поле аустенита Fe–Ni–Cr сплавов [8–10], а для оценки влияния азота – данные работ [11–12]. Выбор толщины фольги – 60...100 мкм, связанный с требованиями трещинового воздействия и измерения механических свойств, не является оптимальным для трансмиссионной мёссбауэровской спектроскопии вследствие значительного поглощения мёссбауэровского излучения. В связи с этим, в дополнение использовали образцы сплава толщиной 25...30 мкм, оптимальной для мёссбауэровских измерений. Мёссбауэровская спектроскопия дает интегральную по всему объему информацию обо всех неэквивалентных положениях атомов железа в структуре на поверхности и внутри образца, что позволяет проводить количественный фазовый анализ в железосодержащих областях слоистых композитов.

Кроме мёссбауэровской спектроскопии на тех же образцах проводили исследование с использованием рентгеноструктурного анализа (РСА) и трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ). Рентгеновское исследование осуществлено с помощью дифрактометра ДРОН–4 в $\text{Cu(K}\alpha\text{)}$ -излучении. ТЭМ анализ проводился на электронном микроскопе JEM–200СХ.

3. Результаты и обсуждение

Спектр парамагнитного аустенита сплава Fe–12Cr–30Ni представляет собой уширенную одиночную линию – синглет (рис. 2 а). Результатом ИП азотирования фольги, прокатанной со степенью $\psi = 97\%$ до 30 мкм, также, как и сплава, становится появление в спектре дополнительного секстета с уширенными линиями, полем $\langle H \rangle \sim 250$ кЭ и относительной интегральной интенсивностью до 0,75 (рис. 2 б). ИП азотирование сплава Fe–15Cr–38Ni также приводит к формированию в спектре секстета ферромагнитного аустенита (рис. 3 а). Результаты рентгеноструктурного анализа свидетельствуют об образовании в азотированной фольге нитридов CrN (рис. 4 а, б). В соответствии с данными по влиянию хрома на магнитные характеристики Fe–Cr–Ni аустенита [8–10], образование ферромагнитного секстета в спектрах объясняется снижением содержания хрома в матрице сплава. Таким образом, секстету в азотированных фольгах соответствует Fe–Ni аустенит, в котором, по результатам РСА, присутствуют нитриды CrN, а синглету – незадействованная при ИП азотировании часть матрицы. Дополнительный отжиг при 600 °С практически не изменяет интенсивность секстетов, несколько снижая его среднее поле.

Вид спектра фольги толщиной 80 мкм (прокатка с $\psi \sim 60\%$), подвергнутой одностороннему азотированию, в отличие от азотированной фольги в 30 мкм не дает возможности однозначно интерпретировать параметры ферромагнитного секстета вследствие его малой интенсивности (рис. 5 а). Дополнительный отжиг фольги при 600 °С, 2 ч практически не меняет вида спектра.

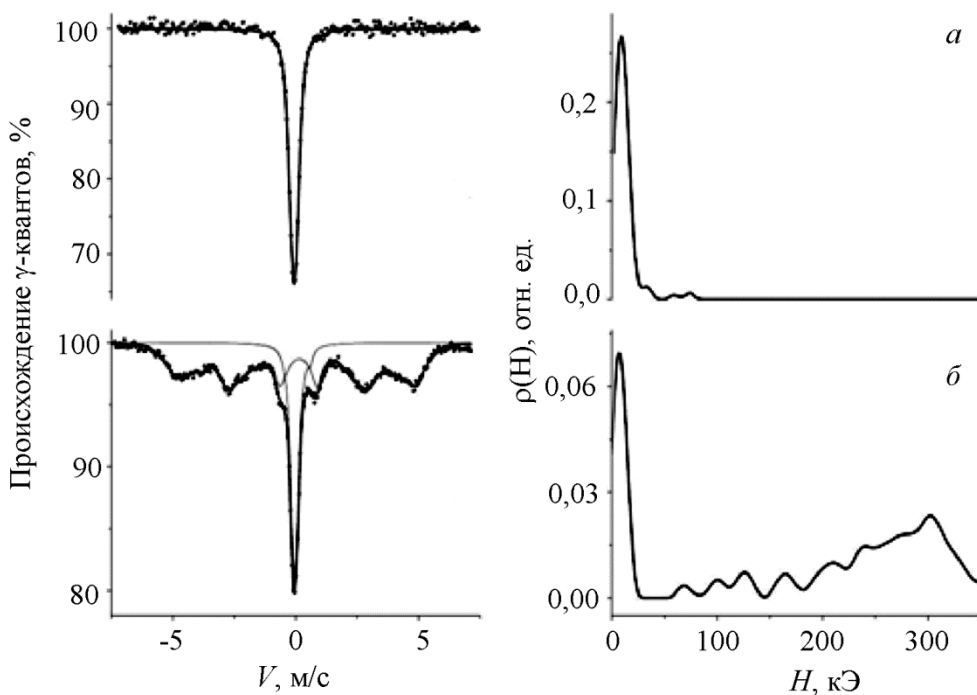


Рис. 2. Мёссбауэровские спектры и распределения $\rho(H)$ фольги сплава Fe-12Cr-30Ni толщиной 30 мкм. Обработка последовательно: *a* – прокатка, $\psi = 97\%$; *б* – *a* + одностороннее ИП азотирование

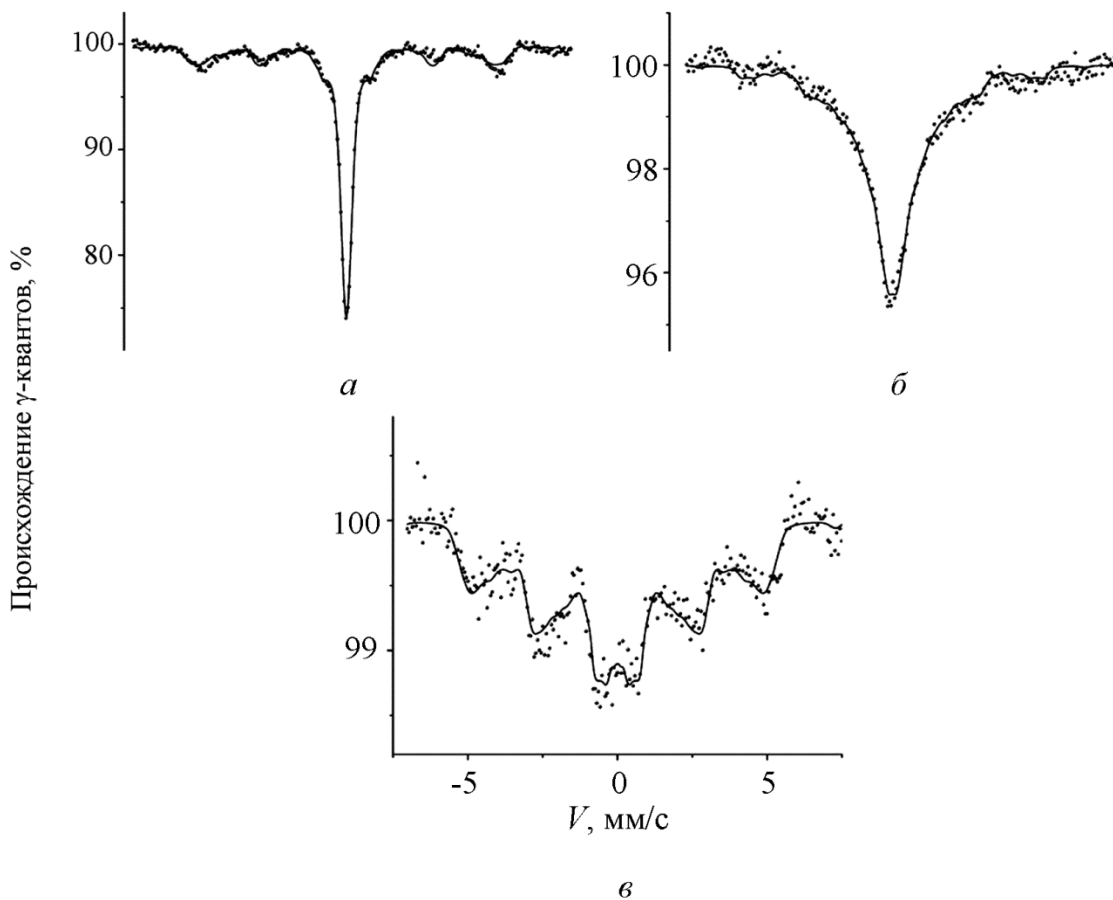


Рис. 3. Мёссбауэровские спектры сплава Fe-15Cr-38Ni. Обработка последовательно: *a* – прокатка + азотирование; *б* – СД (6 оборотов при 8 ГПа); *в* – отжиг при 520 °С, 2 ч

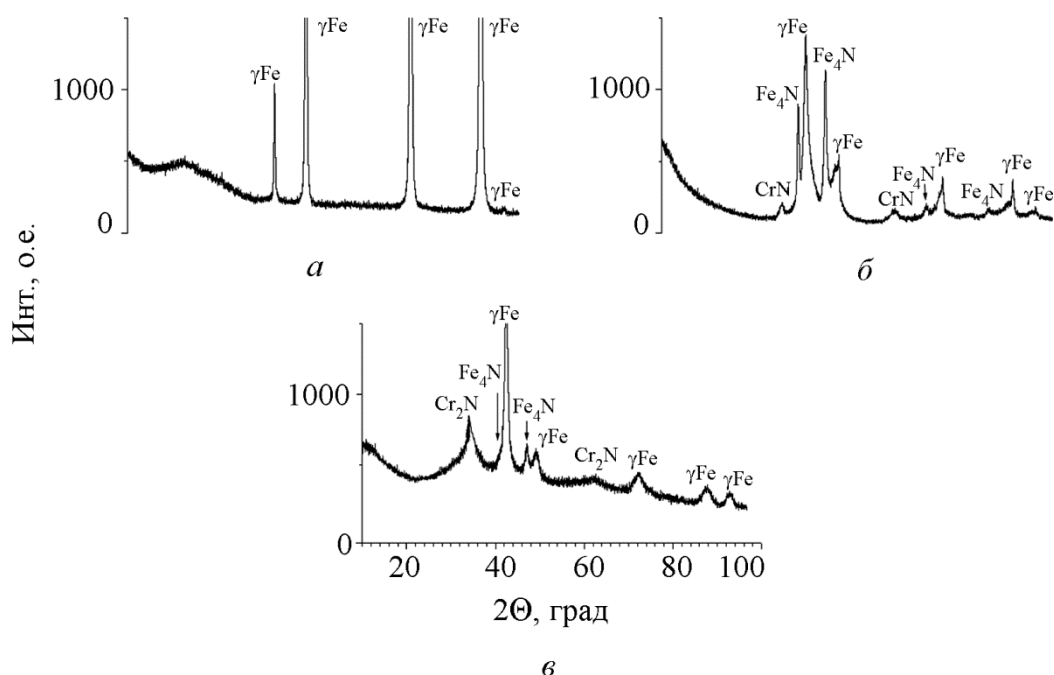


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы сплава Fe–15Cr–38Ni после следующих обработок: *a* – прокатка; *б* – *a* + двухстороннее ИП-азотирование; *в* – *a* + *б* + СД, 6 оборотов при 8 ГПа

Результатом фрикционной обработки азотированной поверхности фольги толщиной 80 мкм становится появление в спектре ферромагнитного расщепления, в котором по виду распределения $\rho(H)$ можно выделить пики интенсивности в области полей γ -(ГЦК), а также α -(ОЦК) фаз (рис. 5 б). В качестве основной причины появления ферромагнитной составляющей следует рассматривать вовлечение дополнительных объемов матрицы в формирование нитридов хрома. В работах [1–3, 5] было показано, что трение скольжения и сдвиг под давлением могут приводить к деформационному растворению нитридов CrN и Fe₄N в матрице и способствовать диффузии азота из поверхностных слоев внутрь образца.

Рост количества ферромагнитного аустенита после фрикционного воздействия происходит также вследствие растворения первичных нитридов Fe₄N и формирования дополнительных вторичных нитридов с более активным, чем железо, хромом – CrN и Cr₂N. Механическое сплавление азотированных приповерхностных и внутренних не азотированных слоев сплава приводит к увеличению общего объема азотированной матрицы и, как следствие, уменьшению интенсивности центральной линии, отвечающей исходному составу сплава (рис. 3 а, б).

Наибольшее количество ферромагнитного аустенита (до 0,2 о.е.) в сплаве Fe–12Cr–30Ni формируется в подвергнутой трению скольжения фольге после дополнительного отжига при 600 °С, 2 ч (рис. 5 в). Вид спектра, $\rho(H)$ и величина $\langle H \rangle$ (~210 кЭ) ферромагнитной части спектра фольги сплава Fe–12Cr–30Ni в этом случае соответствуют бинарному Fe–Ni сплаву с содержанием никеля 34,5 ат. % [13]. Очевидно, что появление ферромагнитного секстета, близкого спектру бинарного Fe–Ni сплава инварного состава является следствием дополнительного выхода из матрицы хрома и азота в результате распада аустенита [8–12].

Отжиг при 600 °С, 2 ч ускоряет выход азота и хрома из матрицы с образованием нитридов хрома и способствует переходу метастабильного моонитрида CrN в нитрид Cr₂N, что дополнительно понижает содержание хрома в аустените. Подобный отжиг деформированной сдвигом под давлением азотированного сплава Fe–15Cr–38Ni приводил к полному исчезновению парамагнитного аустенита и появлению ферромагнитного секстета, соответствующего

бинарному Fe–Ni сплаву с содержанием никеля 39...40 ат. % (рис. 3 в). Фазовый состав сплава и появление нитридов хрома видно на рентгеновской дифрактограмме до и после обработки СД (рис. 4 б, в). Микроструктура сплава после азотирования и обработки СД с последующим сдвигом представлена на рис. 6.

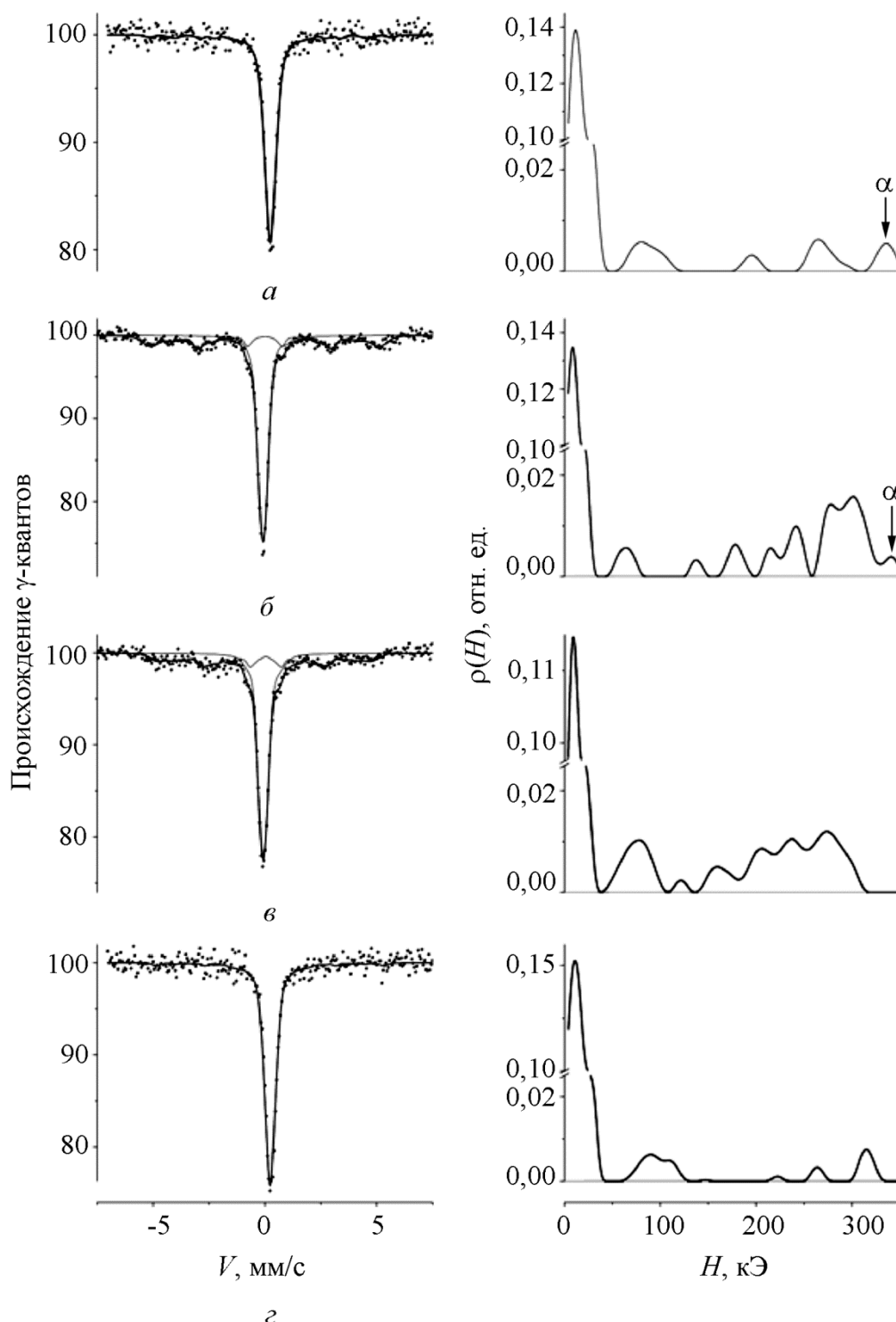


Рис. 5. Мёссбауэровские спектры фольги сплава Fe–12Cr–30Ni толщиной 80 мкм. Обработка последовательно: *а* – прокатка, $\psi = 60\%$ и азотирование; *б* – сухое трение; *в* – отжиг 600 °С, 2 ч; *г* – иная последовательность: прокатка; $\psi = 60\%$ + сухое трение + азотирование

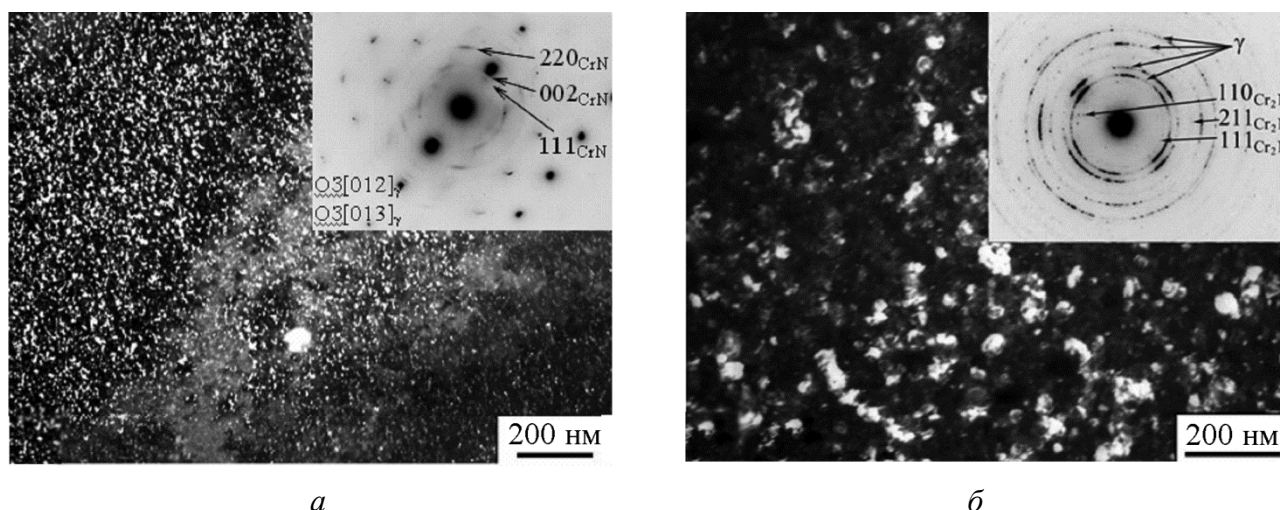


Рис. 6. Микроструктура сплава Fe–15Cr–38Ni: *a* – прокатка + азотирование; *б* – *a* + СД + отжиг при 520 °С. Приведены темнопольные изображения в рефлексах соответствующих нитридов

Как следует из приведенных выше экспериментальных данных, фрикционная обработка и отжиг азотированной с одной стороны фольги толщиной 80 мкм сплава Fe–12Cr–30Ni, увеличивают объем ферромагнитной части металлической матрицы до 0,2 о.е. с составом, близким к классическому инвару Fe–35Ni. Оценим объем азотированного слоя в зависимости от степени предварительной прокатки фольги. На рис. 2 *б* и 5 *а* приведены результаты азотирования сплава Fe–12Cr–30Ni, прокатанной с различными степенями, а именно, $\psi = 97\%$ (толщина 30 мкм) и $\psi = 60\%$ (толщина 80 мкм). Азотированной фольге толщиной 30 мкм, прокатанной со степенью $\psi = 97\%$ соответствует секстет с интегральной интенсивностью порядка 0,7 о.е. (рис. 2 *б*), а фольге толщиной 80 мкм, прокатанной со степенью $\psi = 60\%$ – не более 0,05...0,1 (рис. 5 *а*). Оценивая глубину модифицированного слоя по относительному объему ферромагнитной составляющей, можно сделать заключение, что рост степени прокатки от 60 до 97 % увеличивает глубину модифицированного слоя от 4...10 до 20 мкм, т.е., более чем в 2 раза. С учетом роста величины самопоглощения резонансного излучения для аустенита, представленного одиночной линией, по отношению к секстету, эта разница может быть ещё более существенной. Таким образом, можно сделать заключение, что деформация поверхности фольги, в том числе с использованием фрикционной обработки, может способствовать активизации диффузии азота в объем сплава и образованию нитридов хрома.

Представляет интерес тот факт, что в мёссбауэровском спектре фольги толщиной 80 мкм процесс ИП-азотирования, проведенный после фрикционной обработки, т.е., в обратной последовательности фрикционной обработки и азотирования, не выявляется заметного (в пределах погрешности измерения) количества ферромагнитной структуры (рис. 5 *з*). Фрикционное воздействие формирует на глубине 5...10 мкм метастабильную неравновесную структуру, которая содержит значительное число неравновесных границ зерен. В процессе миграции эти границы могут дать аномально быструю зернограницную диффузию при относительно низких температурах (400...600 °С) [14]. Нагрев образца в процессе ИП-азотирования (500 °С) вызывает рекристаллизацию этой метастабильной наноструктуры благодаря миграции неравновесных границ, которая в свою очередь приводит к ускорению диффузии и завершается после рекристаллизации. Однако если процесс рекристаллизации очень быстрый, по сравнению со временем азотирования (2 ч), эффект быстрой диффузии может быть незначительным. Можно предположить, что в этом случае имеет место быстрая рекристаллизация, приводящая к видимому ограничению объема азотирования.

Как показано в [15], при азотировании аустенита Fe–18Cr–10Ni–Ti диффузия проходит в одном направлении от границ в объем зерна. Нитриды формируются преимущественно вдоль границ зерен. Фрикционное воздействие дробит и растворяет нитриды хрома и железа в поверхностных слоях и приводит к сплавлению этих слоев с более глубокими не азотированными слоями матрицы. Азот из растворенных нитридов железа связывается с более химически активным хромом, образуя дополнительное количество нитридов хрома. Последующий отжиг ускоряет эти процессы и способствует формированию из моонитридов хрома более стабильных нитридов Cr₂N. Деформационное растворение продуктов ячеистого распада (Cr₂N) в аустенитном сплаве Fe–22Mn–18Cr–0,8N с использованием фрикционного воздействия и сдвига под давлением, а также показано увеличение глубины азотированного слоя сплава после фрикционной обработки поверхности было показано в работе [2]. Таким образом, постдеформационный отжиг подвергнутой трением азотированной поверхности фольги приводит к проникновению азота на глубину, существенно превосходящую слой после исходного азотирования. Подтверждением этого является эксперимент по отжигу предварительно деформированной сдвигом под давлением азотированной фольги сплава Fe–15Cr–38Ni, в котором весь объем образца становится ферромагнитным (рис. 3 в).

Из полученных выше результатов следует, что объем модифицированного слоя матрицы сплавов Fe–12Cr–30Ni и Fe–15Cr–38Ni с использованием фрикционной обработки или СД с последующим отжигом азотированной поверхности позволяет увеличить объем структуры с измененным концентрационным и фазовым составом. Как следует из структурного мёсбауэровского анализа, в фольге толщиной 80 мкм формируется слой глубиной до 20 мкм состава, близкого к классическому инвару Fe–35Ni.

5. Заключение

Регулирование глубины, фазового и концентрационного состава поверхностных слоев матрицы сплавов Fe–12Cr–30Ni и Fe–15Cr–38Ni осуществлено с использованием деформационно-индуцированной трением скольжения циклических фазовых переходов «растворение-выделение» нитридов в азотированной поверхности.

ИП азотирование поверхности сплавов Fe–12Cr–30Ni и Fe–15Cr–38Ni с последующими деформацией трением скольжения или СД и отжигом формируют в объеме наноструктурированной матрицы ферромагнитный аустенит состава Fe–(34,5...40)Ni в смеси с дисперсными нитридами CrN и Cr₂N.

Увеличение глубины азотсодержащего слоя при использовании трения скольжения происходит вследствие насыщения структуры дефектами деформации, механического сплавления азотированной поверхности и не азотированных внутренних слоев, растворения первичных нитридов железа и формирования дополнительного количества нитридов с более активным хромом – CrN и Cr₂N.

Благодарность

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947) и гранта УрО РАН (№ 15-9-12-45).

Литература

1. Producing a gradient-composition nanocrystalline structure on nitrided surfaces of invar-type Fe–Ni alloys using megaplastic deformation / V. A. Shabashov, S. V. Borisov, A. V. Litvinov, N. V. Kataeva, S. V. Afanas'ev, S. G. Titova // The Physics of Metals and Metallography. – 2014. – Vol. 115, no. 9. – P. 871–883. – DOI: 10.1134/S0031918X14090117.
2. Mossbauer analysis of deformation dissolution of the products of cellular decomposition in high-nitrogen chromium manganese austenite steel / V. A. Shabashov, L. G. Korshunov,

- V. V. Sagaradze, N. V. Kataeva, A. E. Zamatovsky, A. V. Litvinov, K. A. Lyashkov // Philosophical Magazine. – 2014. – Vol. 94, no. 7. – P. 668–682. – DOI: 10.1080/14786435.2013.859758.
3. Mechanomaking of nanostructure in nitrided Fe–Cr alloys by cyclic "dissolution-precipitation" deformation-induced transformations / V. A. Shabashov, S. V. Borisov, A. V. Litvinov, A. E. Zamatovsky, K. A. Lyashkov, V. V. Sagaradze, N. F. Vildanova // High Pressure Research. – 2013. – Vol. 33, no. 4. – P. 795–812. – DOI: 10.1080/08957959.2013.844230.
4. Effect of contact stresses on the phase composition, strength, and tribological properties of nanocrystalline structures formed in steels and alloys under sliding friction. Metal Science and Heat Treatment / L. G. Korshunov, V. A. Shabashov, N. L. Chernenko, V. P. Pilyugin. – 2008. – Vol. 50, no. 11–12. – P. 583–592. – DOI: 10.1007/s11041-009-9103-2.
5. Nanostructure formation and phase transformations in nitrided stainless steel Kh18N8 during severe cold deformation / V. A. Shabashov, S. V. Borisov, A. V. litvinov, A. E. Zamatovsky, N. F. Vil'danova, V. I. Voronin, O. P. Shepatkovsky // The Physics of Metals and Metallography. – 2009. – Vol. 107, no. 6. – P. 601–612. – DOI: 10.1134/S0031918X09060106.
6. Фазовый ОЦК→ГЦК переход, вызываемый деформацией под давлением сплава железо–никель / В. А. Теплов, В. П. Пилюгин, Р. И. Кузнецов, Д. И. Тупица, В. А. Шабашов, В. М. Гундырев // Физика металлов и металловедение. – 1987. – Т. 64. – № 1. – С. 93–100.
7. Русаков В. С. Мёссбауэровская спектроскопия локально-неоднородных систем. – Алматы: Изд-во ОПНИ ИЯФ НЯЦ РК, 2000. – 431 с. – ISBN 9965-9111-2-6.
8. Бозорт Р. М. Ферромагнетизм / под ред. Е. Н. Кондорского, Б. Г. Лифшица // М.: Иностранная литература, 1975. – С. 123. – (Гл. 5: Сплавы железо – никель).
9. Men'shikov A. Z., Teplykh A. E. Magnetic state diagram of γ -FeNiCr alloys // Fizika Metallov i Metallovedenie. – 1977. – Vol. 44, no. 6. – P. 1215–1221.
10. Bansal C., Chandra J. Mössbauer studies in disordered $(\text{NiFe})_{1-x}\text{Cr}_x$ alloys // Solid State Communications. – 1976. – Vol. 19, iss. 2. – P. 107–109. – DOI: 10.1016/0038-1098(76)90445-2.
11. Rochegude P., Foct J. Influence of interstitial nitrogen on the thermal expansion of $\text{Fe}_{64}\text{Ni}_{36}\text{N}_{x_n}$ alloys // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1992. – Vol. 27, iss. 3. – P. 325–328. DOI: 10.1016/0956-716X(92)90520-O.
12. Влияние азотирования на магнитную структуру и свойства инварных железо-никелевых сплавов / И. И. Али-Заде, С. С. Алиев, Ш. Н. Караева, Т. Г. Шамилов, Т. А. Шукюров // Международная конференция «Fizika–2005», Азербайджан, Баку, 7–9 июня 2005 г.: труды конференции. – 2005. – С. 394–395.
13. A Mossbauer study of the kinetics of deformation-induced dissolution of intermetallics in Fe–Ni–Ti austenite / V. A. Shabashov, V. V. Sagaradze, S. V. Morozov, G. A. Volkov // Metallofizika. – 1990. – Vol. 12, no. 4. – P. 107–114.
14. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю. Р. Колобов, Р. З. Валиев, Г. П. Грабовецкая, А. П. Жилиев, Е. Ф. Дударев, К. В. Иванов, М. Б. Иванов, О. А. Кашин, Е. В. Найденкин. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.
15. The effect of nitriding at low temperatures on tribological and magnetic properties of austenitic stainless steel / M. Yu. Smolyakova, D. S. Vershinin, Yu. R. Kolobov, S. V. Chernikov, O. V. Stogney, I. M. Tregubov // Inorganic Materials: Applied Research. – 2012. – Vol. 3, iss. 5. – P. 440–445. – DOI: 10.1134/S2075113312050164.

MECHANICAL PROPERTIES AND FRACTURE BEHAVIOR OF THE "COPPER M1 – STEEL 09G2S" BIMETAL PRODUCED BY EXPLOSION WELDING

I. A. Veretennikova*, D. I. Vichuzhanin, N. S. Michurov, S. V. Smirnov

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: irincha@imach.uran.ru;
address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation.
Tel.: +7 (343) 375 35 96; fax: +7 (343) 374 53 30

The paper studies the mechanical properties of the "copper M1 – steel 09G2S" bimetal obtained by explosion welding. The features of the fracture of the welded joint after mechanical tests are considered.

Keywords: multilayer metal, explosive welding, strength, fracture.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.028–038

References

1. Deribas A.A. *Fizika uprochneniya i svarki vzryvom* [The Physics of Explosive Hardening and Welding]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1980, 220 p. (In Russian).
2. Lysak V.I., Kuzmin S.V. *Svarka vzryvom* [Explosion Welding]. Moscow, Mashinostroyeniye Publ., 2005, 543 p. (In Russian).
3. Kobelev A.G., Lysak V.I., Chernyshev V.N. *Proizvodstvo sloistyykh kompozitsionnykh materialov* [Production of Layered Composite Materials]. Moscow, Internet Inzhiniring Publ., 2002, 496 p. (In Russian).
4. Findik F. Recent developments in explosive welding. *Material and Design*, 2011, vol. 32, iss. 3, pp. 1081–1093. DOI: 10.1016/j.matdes.2010.10.017.
5. Olson D.L., Siewert T.A., Liu S., Edwards G.R. *ASM Handbook*. Volume 6. Welding, Brazing, and Soldering. ASM International, 1993, 1299 p.
6. Rybin V.V., Ushanova Je.A., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Explosively welded materials bond zone: Morphology and crystallography. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2012, vol. 31, no. 1, pp. 74–77.
7. Smirnov S.V., Veretennikova I.A., Vichuzhanin D.I. Modeling of delamination in multilayer metals produced by explosive welding under plastic deformation. *Computational Continuum Mechanics*, 2014, vol. 7, no. 4, pp. 398–411. DOI: 10.7242/1999-6691/2014.7.4.38. (In Russian).
8. Gladkovsky S.V., Trunina T.A., Kokovikhin E.A., Smirnova S.V., Vichuzhanin D.I. Strength and fracture of a metal composite based on copper M1 and steel 20. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2010, vol. 12, no. 1 (2), pp. 321–325. (In Russian).
9. Gladkovsky S.V., Trunina T.A., Kokovikhin E.A., Smirnova S.V., Kamantsev I.S., Borodin E.M. Mechanical properties and structure of layered steel-aluminum composites based on the 09G2S steel produced by pack rolling. *Proizvodstvo prokata*, 2012, no. 4, pp. 32–37. (In Russian).
10. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journals of Materials Research*, 1992, vol. 7, iss. 06, pp. 1564–1583. DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.
11. Smirnov S.V., Veretennikova I.A., Kamantsev I.S., Trushina E.B. Studying the fracture of the interface between the layers in a "Steel 08Kh18N10T + Steel 10" bimetal strip, produced by explosive welding, under rolling. *Proizvodstvo prokata*, 2014, no. 7, pp. 14–19. (In Russian).

12. Smirnov S.V., Veretennikova I.A. Anisotropy of the mechanical properties of a “08Cr18Ni10Ti steel – St10 steel” bimetal strip produced by explosion welding. *Proizvodstvo prokata*, 2017, no. 1, pp. 30–36. (In Russian).
13. Smirnov S.V., Shveikin V.P. *Plastichnost i deformiruemost uglerodistoy stali* [Plasticity and Deformability of Carbon Steel]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2008, 256 p. (In Russian).
14. Zolotarevsky V.S. *Mekhanicheskie svoystva metallov* [Mechanical Properties of Metals]. Moscow, MISIS Publ., 1998, 400 p. (In Russian).
15. Veretennikova I.A., Konovalov D.A., Smirnov S.V. Patterns of the change in the mechanical properties of a bimetallic welded joint under plastic deformation. *AIP Conf. Proc.*, 2016, vol. 1785, iss. 1, pp. 040089. DOI: 10.1063/1.4967146.
16. Grinberg B.A., Ivanov M.A., Rybin V.V., Kuzmin S.V., Lysak V.I., Elkina O.A., Patselov A.M., Antonova O.V., Inozemtsev A.V., Volkova A.Yu., Plotnikov A.V. Dissipative structures in explosion welding. *Izvestiya VolgGTU*, 2012, no. 14 (101), pp. 27–43. (In Russian).

Подана в журнал: 29.11.2016

УДК 621.791.13

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.028–038

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ БИМЕТАЛЛА «МЕДЬ М1 – СТАЛЬ 09Г2С», ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

И. А. Веретенникова*, Д. И. Вичужанин, Н. С. Мичуров, С. В. Смирнов

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: irincha@imach.uran.ru;
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация.
Телефон: +7 (343) 375–35–96; факс: 374–53–30

В работе исследованы основные механические свойства биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С», полученного сваркой взрывом. Рассмотрены особенности разрушения сварного шва и строение изломов после механических испытаний.

Ключевые слова: биметалл, сварка взрывом, прочность, разрушение.

1. Введение

Важная роль при создании новых материалов со специальными свойствами принадлежит слоистым металлическим композициям, способным совмещать комплекс уникальных свойств, таких как высокая прочность, коррозионная стойкость, электро- и теплопроводность, жаропрочность, износостойкость и другие. Кроме того, применение биметаллов позволяет не только повысить надежность и долговечность большого класса деталей и оборудования, но и значительно сократить расходы на их изготовление в результате экономии дорогостоящих цветных металлов. Использование слоистых металлов способствует разработке более совершенных конструктивных решений при создании современных машин, приборов, аппаратов. Такие материалы представляют собой монолитную композицию, сохраняющую надежную связь составляющих при дальнейшей технологической обработке и в условиях эксплуатации. Одним из надежных и проверенных способов соединения металлов является сварка взрывом [1–7]. Сварку взрывом используют для изготовления многослойных листов, полос, цилиндрических изделий, которые в дальнейшем могут подвергаться обработке давлением (прокатке, прессованию, штамповке, волочению и др.) [2]. Однако, несмотря на высокую техническую и экономическую эффективность применения биметаллических материалов и изделий их производство не так широко. Это во многом связано с недостатками существующих технологических процессов производства биметалла, которые в ряде случаев не позволяют получить биметаллы требуемого качества, что в свою очередь является следствием наличия неполной информации о процессе соединения, формоизменении и изменении свойств металлических композиций при их изготовлении, обработке и применении.

Цель данной работы – оценка механических свойств биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С», полученного сваркой взрывом, а также характера разрушения сварного шва и строения изломов после механических испытаний [7].

2. Материалы и методы исследований

Для получения биметалла использовали металлические листы из конструкционной низколегированной стали 09Г2С и меди марки М1. Химический состав исходных материалов приведен в табл. 1 и 2. Сталь 09Г2С применяется при производстве металлопроката для

различных деталей и элементов сварных металлоконструкций, работающих при температуре от -70 до $+425$ °С под давлением. Медь М1 обладает высокими антикоррозионными свойствами как при нормальных атмосферных условиях, так в пресной и морской воде и других агрессивных средах. Выбор материалов для исследования обусловлен их широким применением в промышленности [8, 9], а также данное (их) сочетание перспективно для применения в судостроение, машиностроение, в качестве материала для арматуры, теплообменных аппаратов и др. Лист «медь М1 – сталь 09Г2С» толщиной 6 мм был изготовлен методом сварки взрывом из листов толщиной 2 мм (медь М1) и 4 мм (сталь 09Г2С). Сварка взрывом осуществлена на предприятии «Уралтехнопроект» (г. Екатеринбург) по оптимальной технологии, обеспечивающей отсутствие дефектов в виде вмятин, расслоений и нарушений геометрической формы.

Таблица 1 – Химический состав меди М1, содержание элементов в %

Fe	Ni	S	As	Pb	Sb	Bi	Sn	Ag	Cu
0,002	0,0014	0,004	0,002	0,002	0,0012	0,001	0,002	0,002	99,9

Таблица 2 – Химический состав стали 09Г2С, содержание элементов в %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Co
0,116	0,69	1,48	0,019	0,01	0,058	0,032	0,059	0,0079

Эксперименты проведены на оборудовании в Центре коллективного пользования «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН (г. Екатеринбург). Механические свойства исходных материалов и композита определяли при испытаниях плоских образцов на одноосное растяжение при комнатной температуре по ГОСТ 1497–84 с применением универсальной испытательной машины Instron-8801. Структуру, распределение элементов, локальный химический состав материалов сварного шва и прилегающих к нему зон исследовали методами оптической металлографии (микроскоп НЕОРНОТ 21) и с помощью растрового электронного микроскопа TESCAN VEGA II XMU. Исследование распределения микротвердости на поперечных шлифах осуществляли с использованием наномеханического комплекса Nano-Triboindenter TI 950, где твердость определяется по методике Оливера – Фарра [10].

3. Результаты и их обсуждение

В результате сварки взрывом биметалл «медь М1 – сталь 09Г2С» представляет собой неразъемное сварное соединение, граница которого имеет характерное «волнообразное» строение (рис. 1) [11]. В различных моделях, описывающих среду как несжимаемую жидкость, волнообразование, согласно общепринятой точке зрения, связано с разными формами гидродинамической неустойчивости [1, 2]. Данные по распределению меди и железа (рис. 2), полученные на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II XMU, свидетельствуют о малой протяженности диффузионной зоны на границе сварного шва и наличии области резкого концентрационного перехода.

В результате испытаний на растяжение плоских образцов, вырезанных из исходных заготовок стали 09Г2С, меди М1 и листа «медь М1 – сталь 09Г2С» вдоль сварного шва, получены кривые сопротивления деформации (рис. 3) и основные механические характеристики материалов (табл. 3).

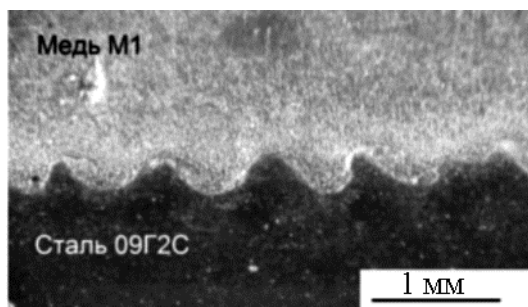


Рис. 1. Общий вид волнового профиля на границы раздела в биметалле «медь М1 – сталь 09Г2С»

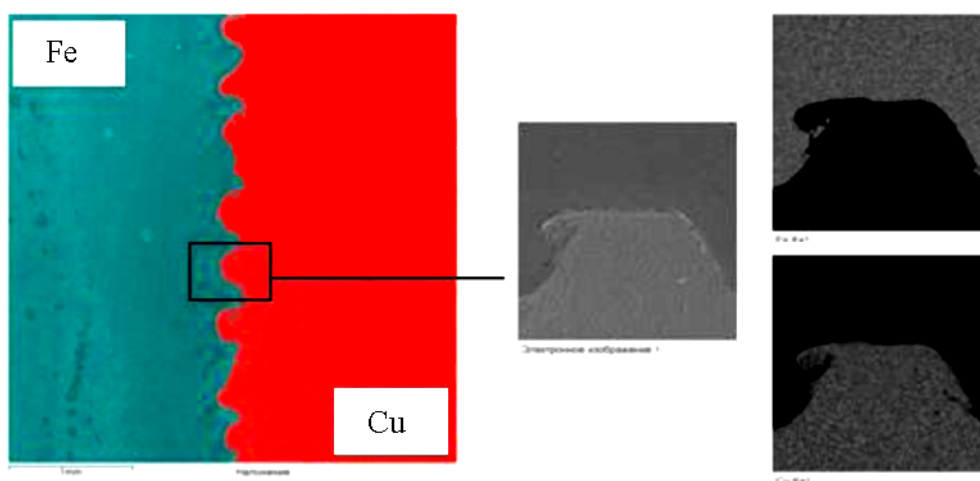


Рис. 2. Распределение химических элементов по поперечному сечению шва

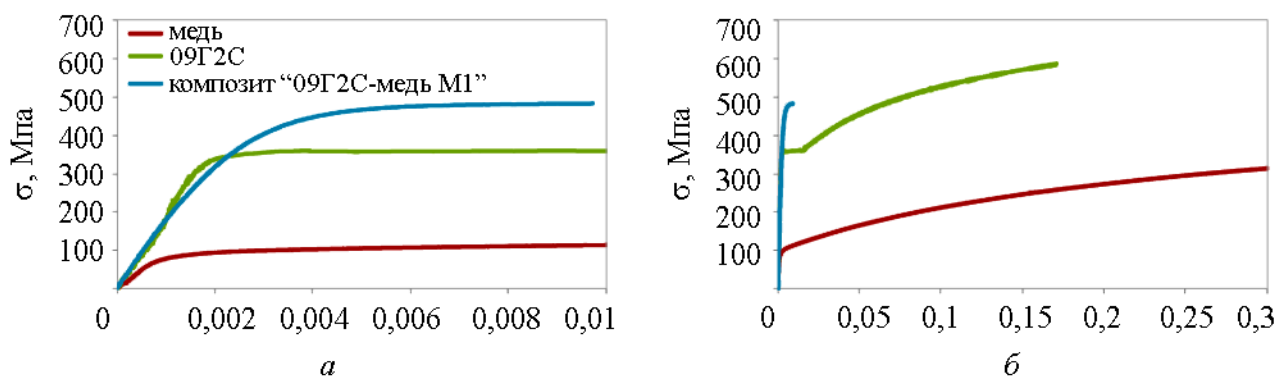


Рис. 3. Кривые сопротивления деформации материалов в исходном состоянии и биметалла после сварки взрывом: а – начальный участок, б – полная диаграмма деформации

Таблица 3 – Механические свойства материалов

Образец	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
Медь М1	100	235	53	47
Сталь 09Г2С	380	505	38	45
«Медь М1 – сталь 09Г2С»	460	475	14	36

Обозначения: $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести; σ_B – предел прочности; δ – относительное удлинение после разрыва; ψ – относительное сужение после разрыва.

Важными составляющими конструкционной прочности являются прочностные (условный предел текучести, предел прочности) и пластические (относительное удлинение и сужение после разрыва) характеристики.

Установлено, что полученный композит имеет значение условного предела текучести на 80 МПа выше по сравнению с наиболее прочным материалом соединения – сталью 09Г2С. В то же время предел прочности композита на 30 МПа ниже, чем предел прочности стали 09Г2С. Пластические свойства для биметалла значительно ниже, чем пластические свойства исходных материалов. Аналогичные закономерности по механическим свойствам были получены в работе [12]. Данный факт объясняется тем, что в процессе сварки взрывом в биметаллическом образце образуется упрочненный слой, что подтверждается данными распределения микротвердости на рис. 4 и [15]. Слой включает в себя непосредственно сварной шов и прилегающие к нему зоны, ресурс пластичности которых уже частично исчерпан в процессе образования сварного соединения. Стоит заметить, что относительное удлинение 14 % для конструкционного материала это очень хорошо. Например, для авиационных конструкционных материалов удлинение должно быть не менее 5 % [13, 14]. Таким образом, прочностные характеристики композита находятся на уровне самой прочной составляющей в композите. По пластическим характеристикам композит «медь М1 – сталь 09Г2С» уступает его составляющим.

Для определения микротвердости упрочненного слоя в области сварного шва использовали данные, полученные при индентировании с максимальной нагрузкой 500 мН и шагом индентирования 0,1 мм, что обеспечивало отсутствие влияния соседних уколов индентора на результаты испытаний. Измерения проводились в направлении, перпендикулярном сварному шву вдоль линий сканирования по поперечному сечению образца. Ширина области измерений составляла 6 мм. По результатам испытаний было построено поле распределения микротвердости в поперечном сечении биметаллической полосы в области сварного шва и примыкающих к нему участков каждого из слоев (рис. 4). Значительный объем экспериментальных данных позволил определить размеры околошовной зоны, в которой механические свойства отличаются от свойств металлов слоев композита, а также оценить степень их деформационного упрочнения.

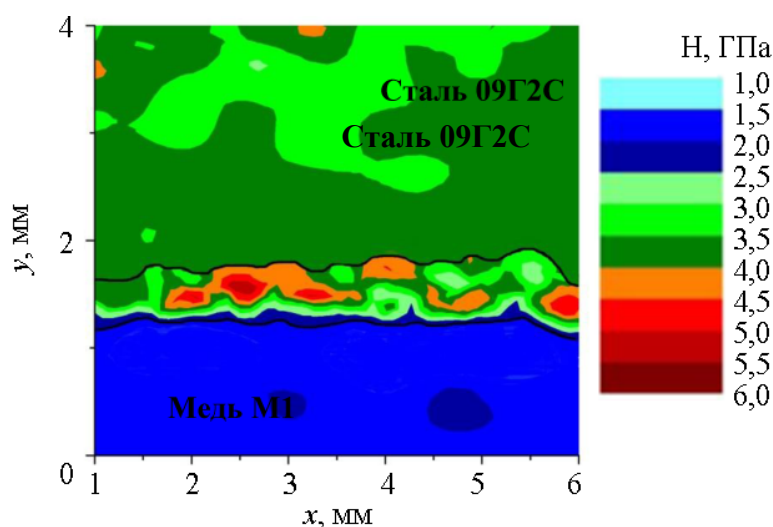


Рис. 4. Карта распределения микротвердости в области сварного шва по поперечному сечению биметаллической полосы «медь М1 – сталь 09Г2С» (черными линиями указаны границы околошовной зоны)

Распределение микротвердости для биметалла после сварки взрывом выявило неравномерное упрочнение материалов в области сварного шва (рис. 4). Вблизи границы соединения слоев образовалась зона максимального упрочнения шириной около 0,5 мм. Распределение микротвердости в области сварного шва повторяет волнообразный характер границы соединения слоев. Микротвердость в этой области выше микротвердости для составляющих биметалла.

Так микротвердость участков сталей 09Г2С и меди М1, находящихся вдали от околошовной зоны, составляет 3–4 ГПа и 1–2 ГПа соответственно. В слое из стали 09Г2С наблюдается понижение микротвердости в направлении от сварного шва к краю биметалла, что скорее всего обусловлено механическими свойствами исходного листа, примененного для изготовления биметалла. В интенсивно деформированной области стали 09Г2С, прилегающей к сварному шву, наблюдается увеличение уровня микротвердости до 6 ГПа. Микротвердость сварного шва варьируется от 2 ГПа на границе с медью до 6 ГПа на локальных участках в центральной области шва. Столь высокие значения микротвердости являются следствием интенсивной локальной пластической деформации происходящей во время взрывного сваривания.

Детальное исследование сварного шва было проведено с использованием электронно-сканирующего микроскопа. Было выявлено большое количество зон интенсивного перемешивания меди с железом (рис. 5).

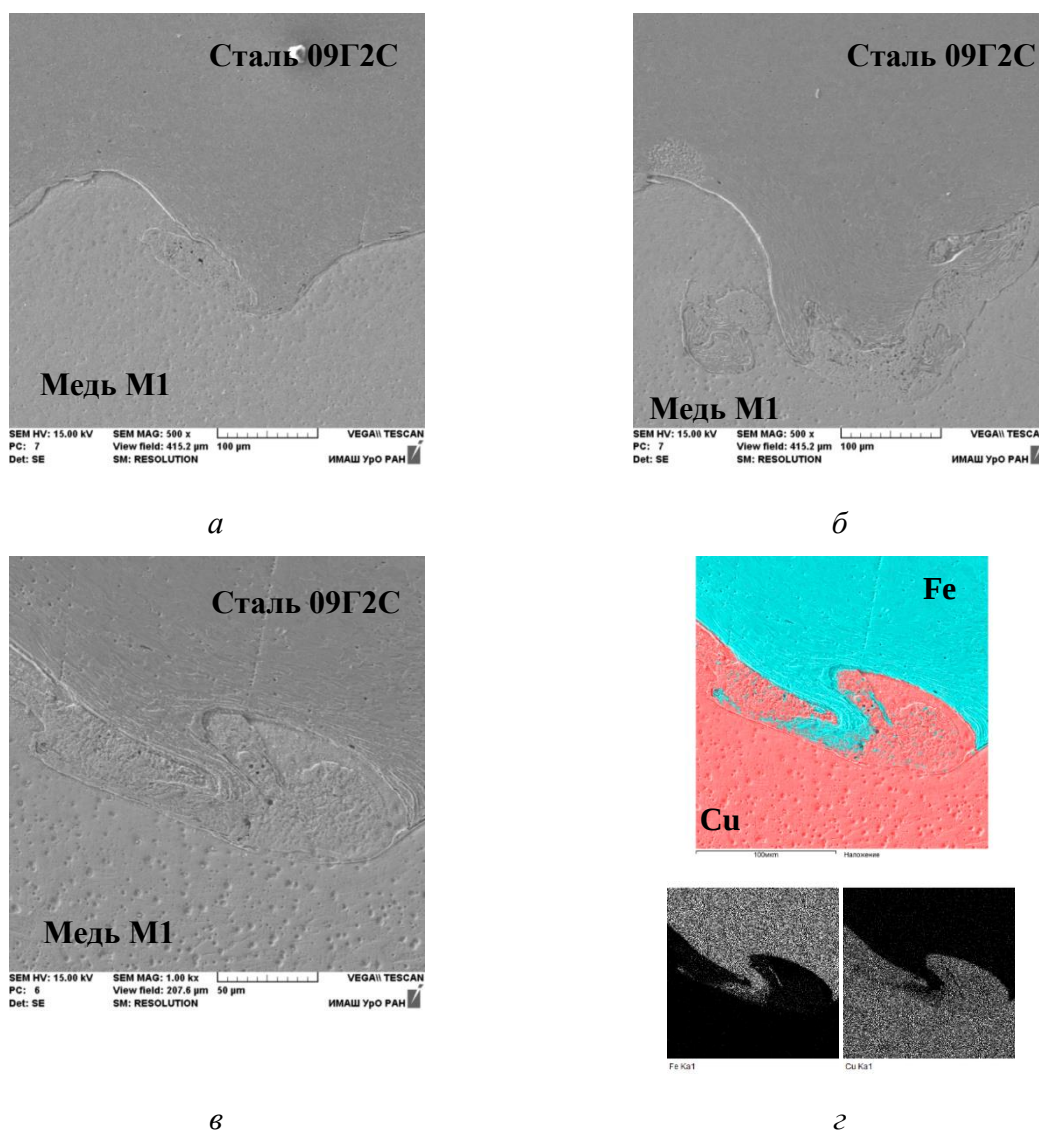


Рис. 5. Зоны сварного шва биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С»: а–в – участки перемешивания меди с железом; г – химический анализ зоны, приведенной на рис. 5 в

Перемешивание происходит в результате прохождения взрывной волны за счет большой пластической деформации, трения поверхностей, направления и скорости кумулятивной струи и других факторов. В работе [16] для такого перемешивания использовали термин

фрагментация типа дробления (ФТД). ФТД представляет собой процесс разделения на частицы, которые либо разлетаются, либо стыкуются друг с другом. ФТД представляет собой быстротечный процесс, который успевает произойти за время взрыва. В области ФТД вылетают частицы произвольной формы, при этом остается фрагментированный слой, прилегающий к границе соединения. Данный факт особенно хорошо виден на рис. 5 *з*, где субмикронные частицы железа произвольной формы обнаруживаются в соседних областях меди.

Температура в зоне контакта при сварке взрывом может быть достаточно высокой, но при столь быстротечном воздействии протекание термоактивированных процессов не представляется возможным. Можно полагать [16], что эти процессы, как и диффузия, становятся возможными лишь при остаточных температурах и напряжениях, и вероятнее всего определяют наличие на сварной границе фрагментов узкой зоны оплавления (рис. 6 *а, б*).

Исследование микротвердости фрагментированных областей, прилегающих к границе (рис. 6 *в, з*) выявило пониженную микротвердость по сравнению со сталью 09Г2С и медью М1. Так при нагружении глубина внедрения для зоны перемешивания больше, чем для меди М1 и стали 09Г2С (рис. 6 *з*), в соответствии с чем микротвердость этой зоны ниже, чем для твердость данных материалов [10], однако не на много отличается от твердости меди М1.

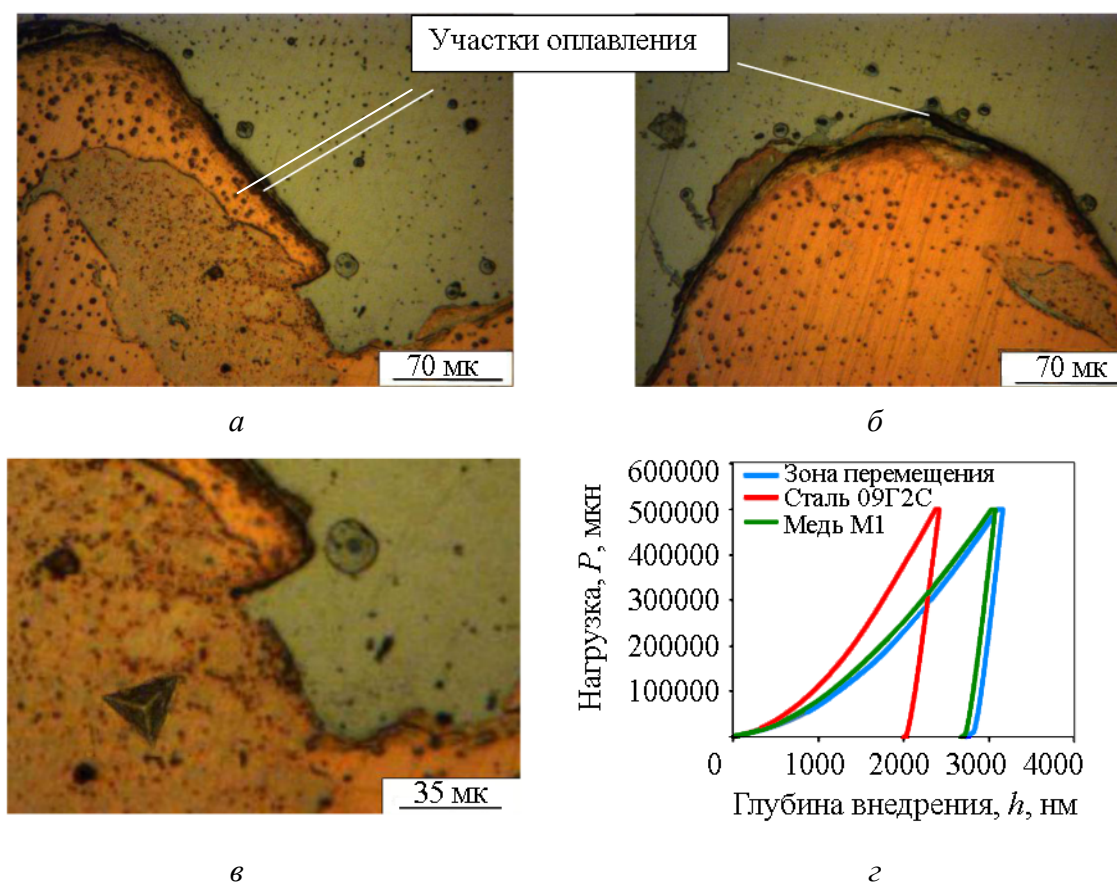
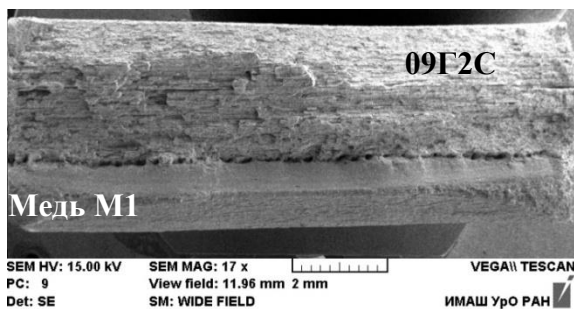


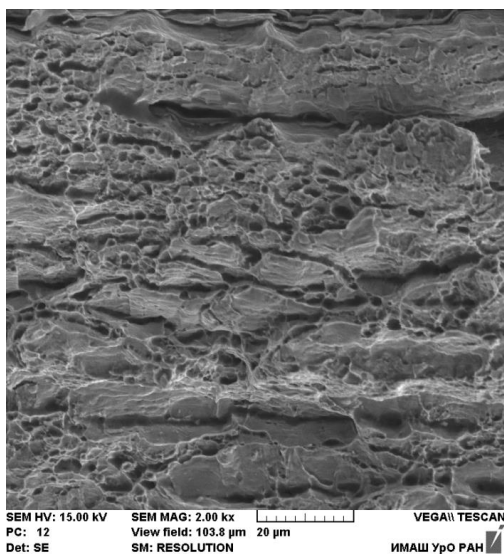
Рис. 6. Зоны сварного шва биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С»: *а, б* – участки оплавления; *в* – отпечаток в области интенсивного перемешивания железа с медью; *з* – кривые нагружения

Микрофрактографический анализ поверхностей излома на образцах биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С» после растяжения при комнатной температуре (рис. 7 *а*) показал, что разрушения слоя стали 09Г2С в сварном композите носит вязкий ямочный характер (рис. 7 *б*). Помимо этого в стальном слое наблюдаются продольные участки микрорасслоения, сформированные в процессе изготовления исходного листа стали 09Г2С методом прокатки (рис. 7 *а*). В меди разрушение путем отрыва формирует почти бесструктурные участки рельефа, но с хорошо выраженными вязки-

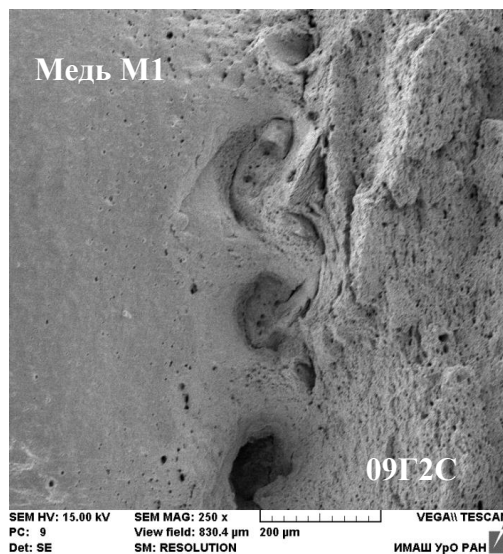
ми ямками (рис. 7 б). Заметное скопление ямок наблюдается на границе сварного шва, что свидетельствует о повышении энергоемкости процесса разрушения на этом участке (рис. 7 з).



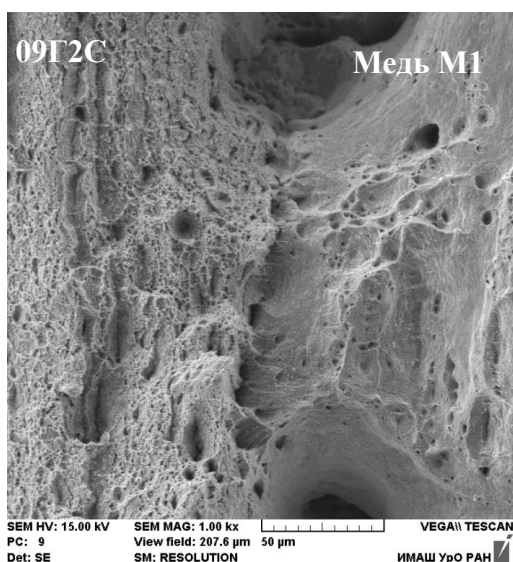
a



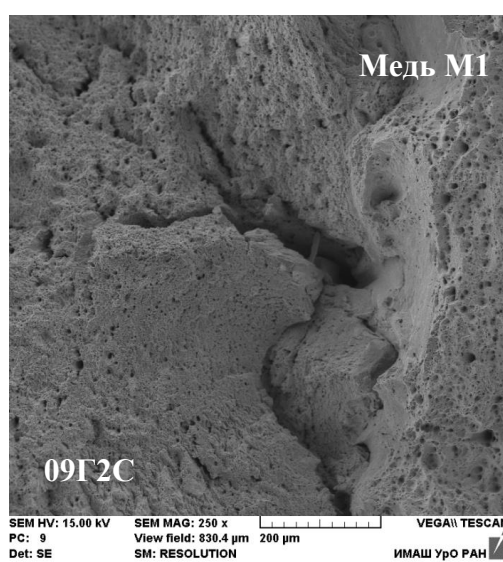
б



в



г



д

Рис.7. Микростроение поверхности разрушения слоев в разрывном образце «медь М1 – сталь 09Г2С»: *a* – общий вид разрывного образца; *б* – слой стали 09Г2С; *в–г* – зона сварного шва биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С»; *д* – рост трещины в сталь 09Г2С перпендикулярно сварному шва биметалла «медь М1 – сталь 09Г2С»

При растяжении биметалла разрыв происходит за счет отрыва по основным составляющим материалам и по сварному шву. В области сварного шва наблюдаются участки расслоения (рис. 7 в), в направлении перпендикулярном приложенной нагрузке, а так же области, где сварной шов остается прочно соединенным (рис. 7 г). Кроме того, наблюдаются участки, где трещины со сварной границы начинают распространяться в сталь 09Г2С (рис. 7 д).

4. Заключение

С использованием сварки взрывом получено биметаллическое соединение «медь М1 – сталь 09Г2С». Сварной шов на границе соединения характеризуется «волнообразным» строением, малой протяженностью диффузионной зоны, наличием области резкого концентрационного перехода, областей интенсивного перемешивания меди с железом и участков оплавления. Вблизи границы соединения слоев образовалась зона максимального упрочнения шириной около 0,5 мм, которая отличается по механическим свойствам от составляющих биметалла.

По результатам испытаний установлено, что исследуемое биметаллическое соединение имеет комплекс механических свойств, достаточный для того, чтобы рекомендовать его для использования в качестве промышленного конструкционного материала.

Благодарность

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-60169 мол_a_дк.

Литература

1. Дерибас А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск : Наука, 1980. – 220 с.
2. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. – М. : Машиностроение, 2005. – 543 с.
3. Кобелев А. Г., Лысак В. И., Чернышев В. Н. Производство слоистых композиционных материалов. – М. : Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с.
4. Findik F. Recent developments in explosive welding // Material and Design. – 2011. – Vol. 32, iss. 3. – P. 1081–1093. – DOI: 10.1016/j.matdes.2010.10.017.
5. ASM Handbook. Volume 6 : Welding, Brazing, and Soldering / D. L. Olson, T. A. Siewert, S. Liu, G. R. Edwards. – ASM International, 1993. – 1299 p.
6. Explosively welded materials bond zone. Morphology and crystallography / V. V. Rybin, Je. A. Ushanova, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak // Reviews on Advanced Materials Science. – 2012. – Vol. 31, no. 1. – С. 74–77.
7. Smirnov S. V., Veretennikova I. A., Vichuzhanin D. I. Modeling of delamination in multi-layer metals produced by explosive welding under plastic deformation // Computational Continuum Mechanics. – 2014. – Vol. 7, no. 4. – P. 398–411. – DOI: 10.7242/1999-6691/2014.7.4.38.
8. Прочность и разрушение металлического композита на основе меди М1 и стали 20 / С. В. Гладковский, Т. А. Трунина, Е. А. Коковихин, С. В. Смирнова, Д. И. Вичужанин // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2010. – Т. 12, № 1 (2). – С. 321–325.
9. Механические свойства и структура слоистых сталеалюминиевых композитов на основе стали 09Г2С, полученных пакетной прокаткой / С. В. Гладковский, Т. А. Трунина, Е. А. Коковихин, С. В. Смирнова, И. С. Каманцев, Е. М. Бородин // Производство проката. – 2012. – № 4. – С. 32–37.
10. Oliver W. C., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. – 1992. – Vol. 7, no. 6. – P. 1554–1583. – DOI: 10.1557/JMR.1992.1564.

11. Исследование разрушения границы соединения слоев у полученной сваркой взрывом биметаллической полосы «08X18H10Т-сталь 10» при прокатке / С. В. Смирнов, И. А. Веретенникова, И. С. Каманцев, Е. Б. Трушина // Производство проката. – 2014. – № 7. – С. 14–19.
12. Смирнов С. В., Веретенникова И. А. Анизотропия механических свойств листа из биметалла сталь 08X18H10Т – сталь Ст10, изготовленного сваркой взрывом // Производство проката. – 2017. – № 1. – С 30–36. (В печати).
13. Смирнов С. В., Швейкин В. П. Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением. – Екатеринбург : УрО РАН, 2009. – 255 с.
14. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. – М. : МИСИС, 1998. – 400 с.
15. Veretennikova I. A., Konovalov D. A., Smirnov S. V. Patterns of the change in the mechanical properties of a bimetallic welded joint under plastic deformation // AIP Conf. Proc. – 2016. – Vol. 1785, iss. 1, pp. 040089. – DOI: 10.1063/1.4967146.
16. Диссипативные структуры при сварке взрывом / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, В. В. Рыбин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, О. А. Елкина, А. М. Пацелов, О. В. Антонова, А. В. Иноземцев, А. Ю. Волкова, А. В. Плотников // Известия ВолгГТУ. – 2012. – № 14 (101). – С. 27–43.

SPECIAL FEATURES OF THE FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE OF THE 09G2S STEEL UNDER CONDITIONS OF COLD AND WARM EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING

A. V. Makarov^{1,2}, S. P. Yakovleva³, E. G. Volkova^{1*}, S. N. Makharova³, P. G. Mordovskoy³

¹M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation

²Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation

³V.P. Larionov Institute of the Physical-Technical Problems of the North, SO RAS,
1 Oktyabrskaya St., Yakutsk, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: volkova@imp.uran.ru; address for correspondence: 18, ul. S. Kovalevskoy,
Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 (343) 378 35 27

Translucent electron microscopy is used to make a comparative analysis of the microstructure of the 09G2S steel in the initial state, after equal-channel angular pressing (ECAP) at 20 °C and after warm ECAP at 450 °C. The effect of ECAP at 20 °C leads to the formation of a mixed (sub-granular and cellular) ferrite structure and the destruction of pearlite colonies. There occur the crushing and spheroidization of cementite particles. Warm ECAP deformation at 450 °C contributes to the formation of a polygonized structure with submicron scale elements in ferrite. In the main, the pearlite colonies undergo insignificant changes, and there are individual sections with destroyed pearlite colonies and severe dispersion of cementite. The mechanical properties of the steel in three examined structural states are presented.

Keywords: low-carbon steel, microstructure, equal-channel angular pressing, electron microscopy, mechanical properties.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.039-047

References

1. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Obyomnye nanostrukturnye metallicheskie materialy* [Bulk Nanostructured Metal Materials]. Moscow, Akademkniga Publ., 2007, 398 p. ISBN 978-5-94628-217-8. (In Russian).
2. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, iss. 1, pp. 1–29. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.
3. Andrievskii R.A., Glezer A.M. Strength of nanostructures. *Physics-Uspekhi*, 2009, vol. 52, no. 4, pp. 315–334. DOI: 10.3367/UFNe.0179.200904a.0337.
4. Makarov A.V., Savrai R.A., Malygina I.Yu., Pozdeeva N.A. Effect of strengthening friction treatment on the mechanical properties and specific features of the deformation of low-carbon steel under static and cyclic loading. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 2009, no. 1. pp. 92–102. (In Russian).
5. Makarov A.V., Savrai R.A., Gorkunov E.S., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu., Davydova N.A. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fractures of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment. *Physical Mesomechanics*, 2015, vol. 18, no. 1, pp. 43–57. DOI: 10.1134/S1029959915010063.
6. Noskova N.I., Mulyukov R.R. *Submikrokristallicheskie i nanokristallicheskie metally i splavy* [Submicrocrystalline and Nanocrystalline Metals and Alloys]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2003, 279 p. (In Russian).
7. Rudskoi A.I. Kodzhaspirov G.E. *Ultramelkozernistye metallicheskie materialy* [Ultra-Finely Dispersed Metal Materials]. SPb., Izd-vo Politekh. un-ta Publ., 2015, 360 p. (In Russian).

8. Degtyarev M.V., Chashchukhina T.I., Voronova L.M. Grain Growth in Dynamically Recrystallized Copper During Annealing above and below the Temperature of Thermally Activated Nucleation. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2016, iss. 5, pp. 15–29. DOI: 10.17804/2410-9908.2016.5.015-029. Available at: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2016_Degtyarev_M.V._et_al._015_029.pdf.
9. Makarov A.V., Pozdeeva N.A., Savrai R.A., Yurovskikh A.S., Malygina I.Yu. Improvement of wear resistance of hardened structural steel by nanostructuring frictional treatment. *Journal of Friction and Wear*, 2012, vol. 33, no. 6, pp. 433–442. DOI: 10.3103/S10683666120600.
10. Makarov A.V., Davydova N.A., Malygina I.Y., Lyzhin V.V., Korshunov L. G. Improving the thermal stability and heat wear resistance of carburized chromium-nickel steel by nanostructuring frictional treatment. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2016, iss. 5, pp. 49–66. DOI: 10.17804/2410-9908.2016.5.049-066. Available at: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2016_Makarov_A.V._et_al._049_066.pdf.
11. Yakovleva S.P., Makharova S.N., Mordovskoi P.G., Borisova M.Z. Effect of the conditions of bulk nanostructuring by megaplastic deformation on the properties of structural steel. *Perspektivnye materialy*, 2011, no. 13, pp. 961–967. (In Russian).
12. Yakovleva S.P., Makharova S.N., Mordovskoi P.G. Effect of combined megaplastic deformation on the structure and properties of steel 09G2S. *Obrabotka metallov*, 2016, no. 1 (70), pp. 52–56. (In Russian).
13. Astafurova E.G., Zakharova G.G., Naydenkin E.V., Dobatkin S.V., Raab G.I. Influence of equal-channel angular pressing on the structure and mechanical properties of low-carbon steel 10G2FT. *The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 110, no. 3, pp. 260–268. DOI: 10.1134/S0031918X10090097.
14. Sestri Sh.M.L., Dobatkin S.V., Sidorova S.V. Formation of a submicrocrystalline structure in steel 10G2FT under cold equal-channel angular pressing followed by heating. *Metally*, 2004, no. 2, pp. 28–35. (In Russian).
15. Dobatkin S.V., Odessky P.D., Pippan R., Raab G.I., Krasilnikov N.A., Arsenkin A.M. Warm and hot equal-channel angular pressing of low-carbon steels. *Metally*, 2004, no. 1, pp. 110–119. (In Russian).
16. Tereshchenko N.A., Yakovleva I.L., Chukin M.V., Efimova Y.Y. Development of the rotational mode of plastic deformation upon drawing of pearlitic steels of various alloying systems. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 3, pp. 274–284. DOI: 10.1134/S0031918X15030151.
17. Gavrilyuk V.G. *Raspredelenie ugleroda v stali* [Distribution of Carbon in Steel]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1987, 208 p. (In Russian).
18. Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. Maps of structural states for the optimization of hot-working regimes of steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2001, vol. 91, no. 1, pp. 75–84.
19. Zakharova G.G., Astafurova E.G., Tukeeva M.S., Naydenkin E.V., Raab G.I., Dobatkin S.V. Mechanical properties of ferritic-pearlitic and martensitic steel 10G2FT after equal-channel angular pressing and high-temperature annealings. *Izvestiya vysshykh uchebnykh zavedeniy. Fizika*, 2011, no. 4, pp. 23–28. (In Russian).

Подана в журнал: 12.12.2016
УДК 669.15:621.777:620.186
DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.039-047

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 09Г2С В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОГО И ТЕПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

А. В. Макаров^{1,2}, С. П. Яковлева³, Е. Г. Волкова^{1*}, С. Н. Махарова³, П. Г. Мордовской³

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов
имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения
Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Россия

³Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, ул. Октябрьская, 1,
Якутск, Россия

*Ответственный автор. Электронная почта: volkova@imp.uran.ru, адрес для переписки: 620990,
ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Россия. Телефон: +7 (343) 374-40-54; Факс: +7 (343) 374-52-44.

В настоящей работе с использованием просвечивающей электронной микроскопии проведен сравнительный анализ микроструктуры стали 09Г2С в исходном состоянии после холодного равноканального углового прессования (РКУП) при 20 °С и после теплового РКУП при 450 °С. Воздействие методом РКУП при 20 °С приводит к формированию смешанной (субзеренной и ячеистой) структуры феррита и разрушению перлитных колоний. Происходит измельчение и сфероидизация цементитных частиц. Теплая деформация РКУП при 450 °С способствует формированию полигонизированной структуры с элементами субмикронного масштаба в феррите. Перлитные колонии в основном претерпевают незначительные изменения, наблюдаются также и отдельные участки с разрушенными колониями перлита и сильным диспергированием цементита. Представлены механические свойства стали в трех рассмотренных структурных состояниях.

Ключевые слова: низколегированная сталь, микроструктура, равноканальное угловое прессование, электронная микроскопия, механические свойства.

1. Введение

Низколегированные и простые углеродистые конструкционные стали широко применяются в различных областях производства. Они не требуют легирования такими элементами как хром, ванадий или алюминий, что существенно удорожает производство стали. Но в то же время их прочностные характеристики значительно уступают свойствам высокоуглеродистых и высоколегированных сталей. Одним из путей повышения прочности и пластичности углеродистых и низколегированных конструкционных сталей является применение больших пластических деформаций, позволяющих создавать в материалах наноструктурное и субмикрокристаллическое состояния [1–5]. В настоящее время существует множество способов для реализации больших пластических деформаций в объеме [6–8] и на поверхности [9, 10] металлических материалов. Для повышения прочностных характеристик низколегированных сталей широко применяется такая обработка как равноканальное угловое прессование (РКУП) [11–14]. Указанный метод позволяет создать в низколегированных сталях микрокристаллическое или субмикрокристаллическое состояние с высокими прочностными характеристиками. Формирующееся в низкоуглеродистых конструкционных сталях структурное состояние в сильной степени зависит от температуры, при которой реализуется РКУП [15].

Цель настоящей работы – проведение с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии сравнительного анализа структуры феррито-перлитной низколегированной стали 09Г2С после РКУП при температурах прессования 20 °С и 450 °С.

2. Материал и методика эксперимента

Исследования проводили на низколегированной конструкционной стали 09Г2С: 1^й состав (1,26 Мп; 0,64 Si; 0,08 Cr; 0,1 Ni; 0,09 С, Fe ост. мас. %), 2^й состав (1,34 Мп; 0,64 Si; 0,14 Cr; 0,09 Ni; 0,09 С, Fe ост. мас. %). Форма заготовок цилиндрическая, диаметр 20 мм, длина 100 мм. РКУП проведено по маршруту «Вс» (поворот на 90° после каждого цикла прессования) на установке с углом пересечения каналов 120°, температуры прессования 20 °С (1^й состав) или 450 °С (2^й состав), число циклов прессования 2 и 4 соответственно. Химический анализ стали определен на спектрометре «FOUNDRY MASTER UVR WAS AG». Испытания для определения механических свойств проводились на универсальной электро-механической испытательной машине «ZWICK/ROELL Z600» при скорости деформирования 1 мм/мин и величине предельной нагрузки 1 т. Исследование тонкой структуры осуществляли методом электронной просвечивающей микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-200СХ с применением механического и электролитического утонения заготовок (фольг).

3. Экспериментальные результаты и обсуждение

Исследование методом просвечивающей микроскопии исходной структуры стали показало, что основную часть структуры занимает ферритная составляющая. Ферритные зерна достаточно крупные, внутри зерен присутствует небольшое количество дислокаций рис. 1 а, плотность дислокаций небольшая. Общий вид перлитных колоний показан на рис. 1 б. Средний размер перлитных колоний 2–4 мкм. Межпластинчатое расстояние внутри перлитной колонии 0,10–0,25 мкм. Колонии не идеальны, но часть колоний имеет правильное регулярное строение. Часто наблюдается обрыв цементитных пластин, имеются участки с изгибом пластин. Межфазная граница феррит-цементит не всегда плоская, изредка встречаются ступени, скопления дислокаций отсутствуют. Плотность дислокаций в феррите перлитной колонии низкая (рис. 1 б). Особенности дифракционного контраста на электронно-микро-скопических снимках свидетельствуют о небольшой разориентации структурных элементов внутри перлитных колоний.

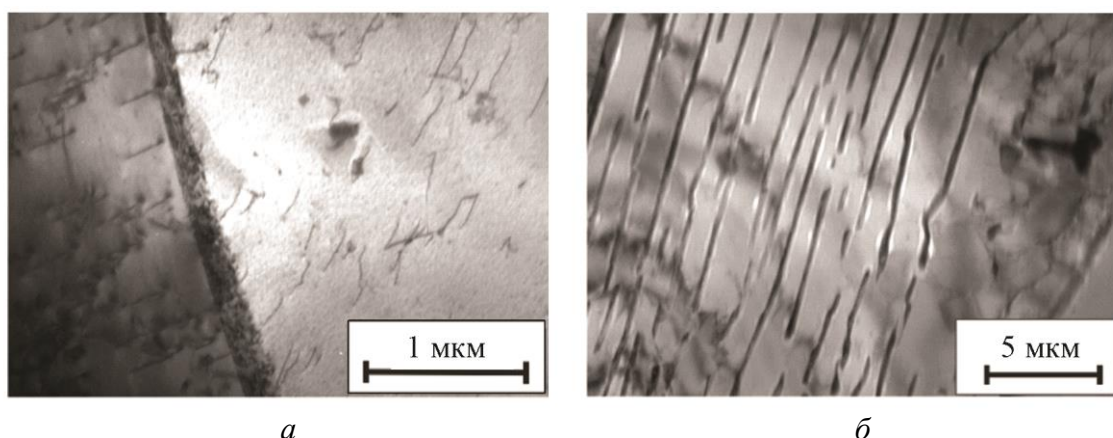


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 09Г2С в исходном состоянии: а – ферритные зерна; б – перлитная колония; светлопольные изображения

На рис. 2 а показана структура, характерная для образца после РКУП при температуре 20 °С. Размер зерна сильно изменился, произошло формирование преимущественно субзеренной и ячеистой структуры, отдельные небольшие участки можно даже характеризовать

как субмикроструктурные с большеугловой разориентировкой зерен. Наблюдаются как участки с вытянутой структурой с преимущественно малоугловыми границами, так и равноосные структурные элементы с большеугловыми границами. Плотность дислокаций внутри зерен увеличилась, границы стали размытыми. На снимках присутствуют зерна размером 720–130 нм, средний размер зерна для подобных участков ~ 320 нм, картины микродифракции могут содержать несколько осей зон от разных зерен. Небольшое радиальное размытие всех рефлексов на рис. 2 б свидетельствует о постепенном изменении ориентировок между отдельными структурными элементами.

В структуре стали после РКУП при комнатной температуре отсутствуют перлитные колонии, наблюдавшиеся в исходной структуре. Присутствуют участки с вытянутыми зернами (рис. 2 в), размер зерна на таких участках составляет 380–50 нм, средний размер зерна ~ 140 нм. Картина микродифракции становится кольцевой (рис. 2 г), что может свидетельствовать об измельчении зерна. Внутри первого кольца видны отдельные рефлексы цементита (показано стрелкой на рис. 2 г). На рис. 2 д наблюдаются цементитные частицы размером 80–7 нм, средний размер цементитных частиц ~ 30 нм. Произошло разбиение колоний и «разнос» цементита по ферриту. Встречаются как отдельные фрагменты цементитных пластин, так и мелкодисперсные частицы цементита.

Таким образом, холодное РКУП привело к образованию смешанной (субзеренной и ячеистой) структуры α -фазы. Произошло также перераспределение и разрушение цементита перлитных колоний. Вместо тонкопластинчатых колоний возникают мелкодисперсные сферические частицы цементита.

В таблице приведены прочностные характеристики стали 09Г2С. Видно, что РКУП при 20 °С приводит к трехкратному увеличению пределов текучести и прочности, однако резко уменьшает пластичность стали. Такие высокие прочностные свойства связаны как с существенным уменьшением среднего размера структурных элементов, так и с созданием высоких внутренних напряжений в процессе РКУП [16]. Происходит практически полное разрушение перлитных колоний и сфероидизация пластин цементита, подобное явление при холодной деформации с большой степенью наблюдалось в разных работах, например в [14]. Деформация и сфероидизация пластин цементита в перлите сопровождается растворением цементита и диффузией углерода в ферритную матрицу. Считается, что эти процессы могут снижать пластичность стали [17].

Механические характеристики стали 09Г2С в различных состояниях

Состояние материала	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходное	350	480	32
РКУП при 20°С, 2 цикла	930	1300	4,0
РКУП при 450°С, 4 цикла	1005	1010	4,9

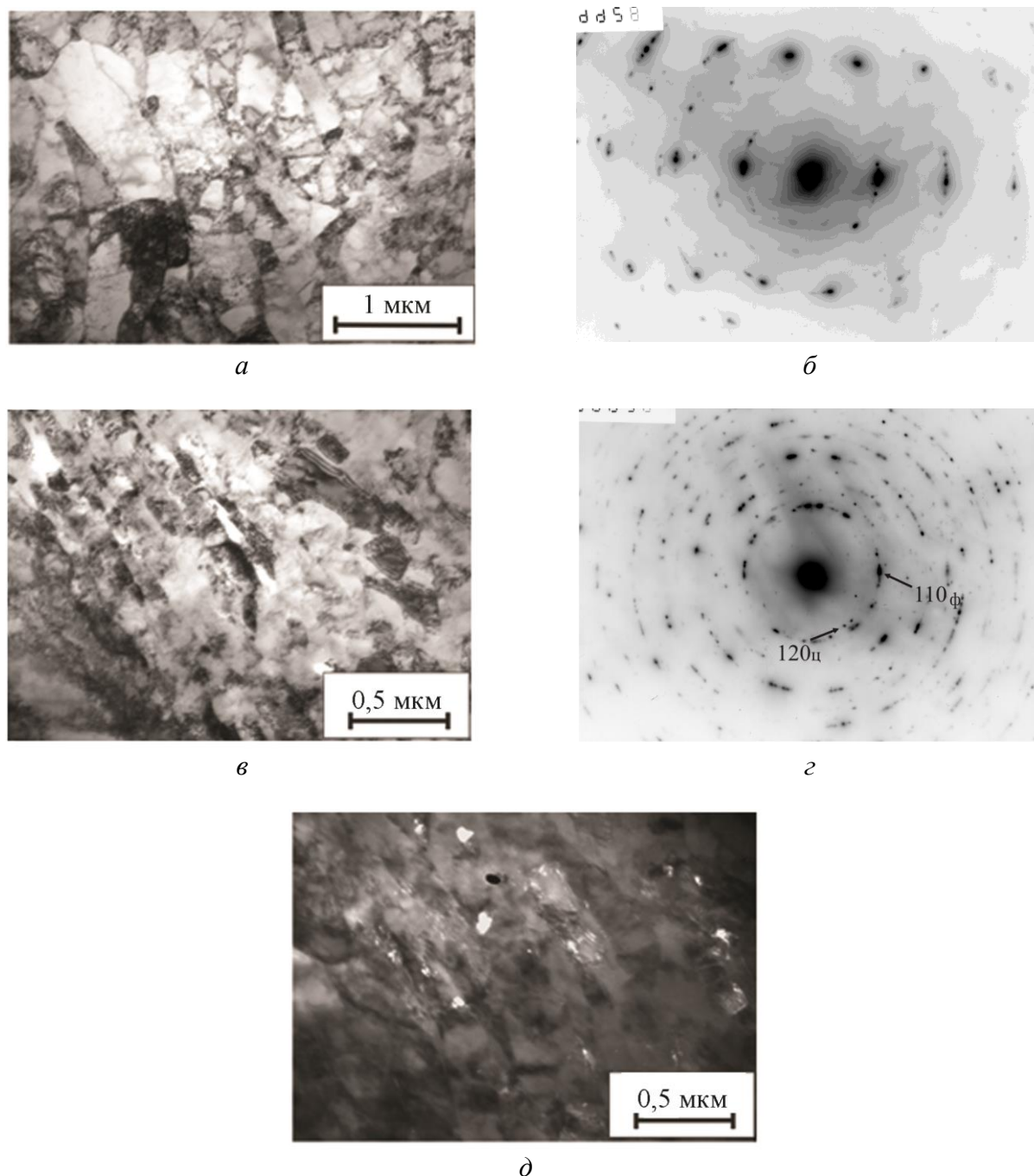


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 09Г2С после РКУП при температуре 20 °С, 2 цикла: *а* – ферритные зерна, светлопольное изображение; *б* – картина микродифракции; *в* – остатки перлитной колонии, светлопольное изображение; *г* – картина микродифракции; *д* – темнопольное изображение в рефлексе цемента

На рис. 3 представлена структура стали после РКУП (4 прохода) при температуре 450 °С. Видно (рис. 3 *а, б*), что в результате теплого РКУП формируется динамически полигонизованная преимущественно равноосная структура феррита, подобная структура была получена в работах [15, 18] на стадии установившейся деформации. Размер зерна α -фазы уменьшился по сравнению с размером зерна исходного образца (рис. 1 *а*). Внутри отдельных зерен микронного масштаба формируются субзерна с малоугловыми разориентировками. Встречаются также отдельные области с субмикрокристаллической структурой. Внутри зерен повысилась плотность дислокаций. Дислокации выстраиваются в сетки и стенки, грани-

цы становятся более округлыми. Таким образом, в процессе РКУП при 450 °С произошло формирование микрокристаллической структуры α -фазы с развитой субструктурой и элементами субмикронного масштаба.

На рис. 3 в, г показана структура перлитных колоний после теплого РКУП. Рис. 3 в демонстрирует сохранившиеся колонии перлита, межпластинчатое расстояние внутри перлитной колонии осталось практически неизменным (0,1–0,3 мкм) по сравнению с межпластинчатым расстоянием перлита в исходном состоянии (рис. 1 б). После теплого РКУП пластины цементита внутри перлитных колоний расположены не параллельно (рис. 3 в). Увеличивается количество оборванных пластин. Сами пластины сильно колеблются по толщине. Межфазная граница феррит-цементит изогнутая, встречаются ступени и сколы. Увеличивается плотность дислокаций внутри ферритных прослоек. Имеются участки структуры, где произошло разрушение колоний и разнос цементита (рис. 3 г). В рефлексе цементита светятся не только крупные фрагменты, но и мелкие частицы цементита размером ~ 20–50 нм.

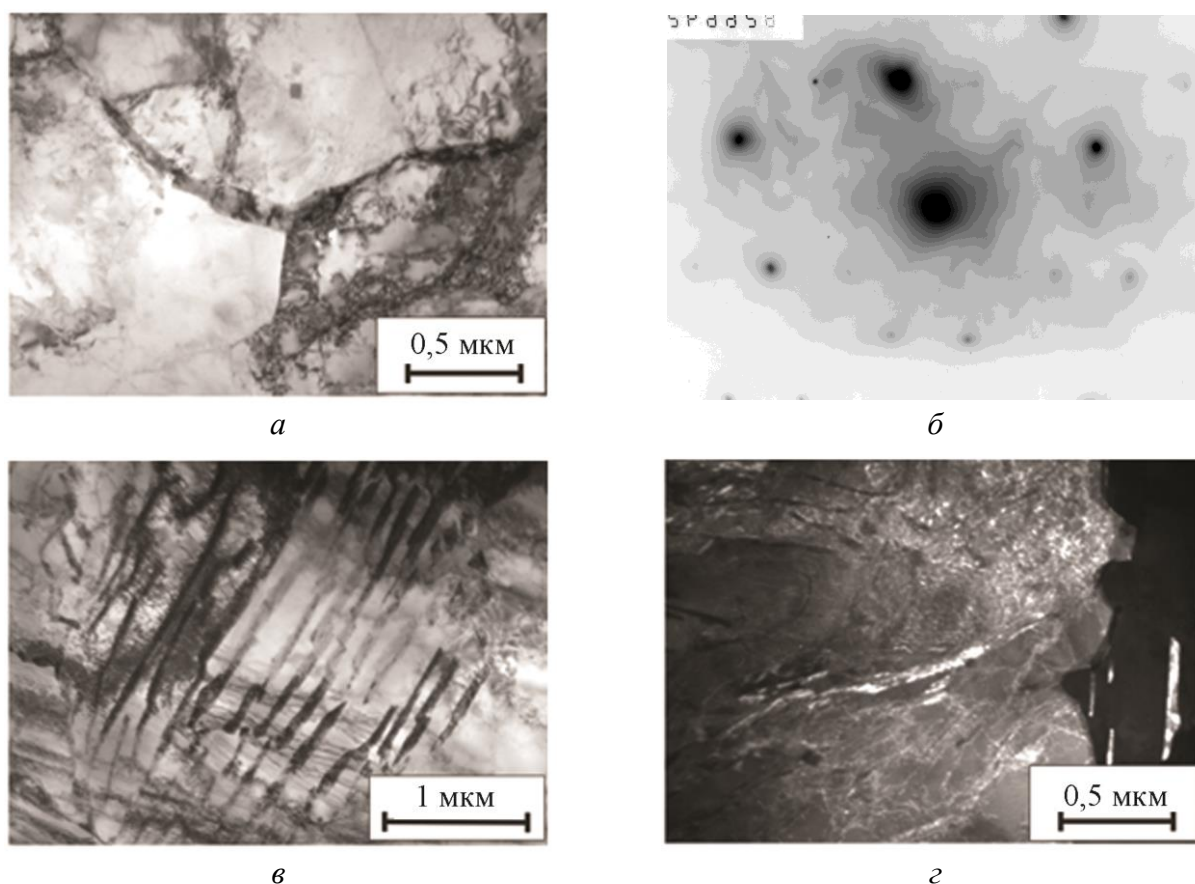


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения структуры стали 09Г2С после РКУП при температуре 450 °С, 4 цикла: а – ферритные зерна, светлопольное изображение; б – картина микродифракции; в – перлитная колония, общий вид, светлопольное изображение; г – темнопольное изображение разрушенной перлитной колонии в рефлексе цементита

Данные таблицы свидетельствуют о достижении высоких прочностных характеристик (~1000 МПа) стали в результате теплого РКУП. Существенно более низкий уровень предела прочности после РКУП при 450 °С ($\sigma_{0,2} = 1010$ МПа), чем после РКУП при 20 °С ($\sigma_B = 1300$ МПа), можно объяснить меньшим измельчением структурных элементов (феррита, цементита перлитных колоний) при теплом РКУП, несмотря на большее количество циклов прессования при температуре 450 °С. Это может быть связано с развитием процессов возврата при более высоких температурах деформации. Например, в работе [19] РКУП стали 10Г2ФТ

приводит к измельчению зерна в феррито-перлитном состоянии с 4200 нм до 260 нм, а последующие отжиги при 300, 400 и 500 °С, когда еще нет рекристаллизации, приводят к росту зерна до 320, 380 и 410 нм соответственно, что авторы работы [19] связывают с возвратом структуры.

Из данных таблицы следует также, что теплое РКУП не обеспечило по сравнению с холодным РКУП роста пластичности (относительное удлинение $\delta = 4,0\text{--}4,9\%$), которая существенно уступает пластичности стали с исходной крупнокристаллической структурой ($\delta = 29\%$).

4. Заключение

Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в стали 09Г2С с исходной феррито-перлитной структурой 2 цикла РКУП при температуре 20 °С приводят к образованию смешанной (субзеренной и ячеистой) структуры феррита. Перлитные колонии разбиваются, вместо пластинчатой структуры цементита возникают мелкодисперсные наноразмерные частицы цементита (средний размер ~ 30 нм), которые упрочняют ферритную составляющую деформированной структуры. Это обеспечивает значительный рост прочностных характеристик стали при испытаниях на растяжение до $\sigma_{0,2} = 930$ МПа и $\sigma_B = 1300$ МПа при значительном снижении пластичности стали.

РКУП, 4 цикла, при температуре 450 °С приводит к формированию менее дисперсной динамически полигонизованной структуры феррита с зернами микронного масштаба с развитой субструктурой субмикронного масштаба. Теплая деформация сопровождается сохранением значительной доли перлитных колоний. Однако присутствуют и отдельные участки, на которых произошло разрушение перлитных колоний и сильное диспергирование цементита. Указанная эволюция структуры при теплом РКУП обусловила рост прочностных характеристик стали до $\sigma_{0,2} = 1005$ МПа, $\sigma_B = 1010$ МПа, однако не обеспечила по сравнению с холодным РКУП роста пластичности.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № 01201463331. Электронная просвечивающая микроскопия выполнена в Центре коллективного пользования «Электронная микроскопия» УрО РАН – отделе электронной микроскопии «Испытательного центра нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Литература

1. Валиев Р. З., Александров И. В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: Академкнига, 2007. – 398 с.
2. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48, iss. 1. – P. 1–29. – DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00285-2.
3. Andrievskii R. A., Glezer A. M. Strength of nanostructures // *Physics-Uspekhi*. – 2009. – Vol. 52, no. 4. – P. 315–334. – DOI: 10.3367/UFNe.0179.200904a.0337.
4. Влияние упрочняющей фрикционной обработки на механические свойства и особенности деформирования при статическом и циклическом нагружении низкоуглеродистой стали / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, И. Ю. Малыгина, Н. А. Поздеева // *Физика и химия обработки материалов*. – 2009, № 1. – С. 92–102.
5. Structure, mechanical characteristics, and deformation and fractures of quenched structural steel under static and cyclic loading after combined strain-heat nanostructuring treatment / A. V. Makarov, R. A. Savrai, E. S. Gorkunov, A. S. Yurovskikh, I. Yu. Malygina,

- N. A. Davydova // Physical Mesomechanics. – 2015. – Vol. 18, no. 1. – P. 43–57. – DOI: 10.1134/S1029959915010063.
6. Носкова Н. И., Мулюков Р. Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
7. Рудской А. И., Коджаспиров Г. Е. Ультрамелкозернистые металлические материалы. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2015. – 360 с.
8. Degtyarev M. V., Chashchukhina T. I., Voronova L. M. Grain Growth in Dynamically Recrystallized Copper During Annealing above and below the Temperature of Thermally Activated Nucleation // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2016. – Iss. 5. – P. 15–29. – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.5.015-029. – URL: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2016_Degtyarev_M.V._et_al._015_029.pdf.
9. Improvement of wear resistance of hardened structural steel by nanostructuring frictional treatment / A. V. Makarov, N. A. Pozdeeva, R. A. Savrai, A. S. Yurovskikh, I. Yu. Malygina // *Journal of Friction and Wear*. – 2012. – Vol. 33, no. 6. – P. 433–442. – DOI: 10.3103/S10683666120600.
10. Improving the thermal stability and heat wear resistance of carburized chromium-nickel steel by nanostructuring frictional treatment / A. V. Makarov, N. A. Davydova, I. Y. Malygina, V. V. Lyzhin, L. G. Korshunov // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2016. – Iss. 5. – P. 49–66. – DOI: 10.17804/2410-9908.2016.5.049-066. – URL: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_5_2016_Makarov_A.V._et_al._049_066.pdf.
11. Влияние режимов объемного наноструктурирования мегапластической деформацией на свойства конструкционной стали / С. П. Яковлева, С. Н. Махарова, П. Г. Мордовской, М. З. Борисова // *Перспективные материалы*. – 2011. – № 13. – С. 961–967.
12. Яковлева С. П., Махарова С. Н., Мордовской П. Г. Влияние комбинированной мегапластической деформации на структуру и свойства стали 09Г2С // *Обработка металлов*. – 2016. – № 1 (70). – С. 52–56.
13. Influence of equal-channel angular pressing on the structure and mechanical properties of low-carbon steel 10G2FT / E. G. Astafurova, G. G. Zakharova, E. V. Naydenkin, S. V. Dobatkin, G. I. Raab // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2010. – Vol. 110, no. 3. – P. 275–284. – DOI: 10.1134/S0031918X10090097.
14. Сэстри Ш. М. Л., Добаткин С. В., Сидорова С. В. Формирование субмикроструктурной структуры в стали 10Г2ФТ при холодном равноканальном угловом прессовании и последующем нагреве // *Металлы*. – 2004. – № 2. – С. 28–35.
15. Теплое и горячее равноканальное угловое прессование низкоуглеродистых сталей / С. В. Добаткин, П. Д. Одесский, Р. Пиппан, Г. И. Рааб, Н. А. Красильников, А. М. Арсенкин // *Металлы*. – 2004. – № 1. – С. 110–119.
16. Development of the rotational mode of plastic deformation upon drawing of pearlitic steels of various alloying system / N. A. Tereshchenko, I. L. Yakovleva, M. V. Chukin, Y. Y. Efimova // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116, no. 3. – P. 289–299. – DOI: 10.1134/S0031918X15030151.
17. Гаврилюк В. Г. Распределение углерода в стали. – Киев : Наукова думка, 1987. – 208 с.
18. Dobatkin S. V., Kaputkina L. M. Maps of structural states for the optimization of hot-working regimes of steels // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2001. – Vol. 91, no. 1. – P. 75–84.
19. Механические свойства феррито-перлитной и мартенситной стали 10Г2ФТ после равноканального углового прессования и высокотемпературных отжигов / Г. Г. Захарова, Е. Г. Астафурова, М. С. Тулеева, Е. В. Найденкин, Г. И. Рааб, С. В. Добаткин // *Известия высших учебных заведений. Физика*. – 2011. – № 4. – С. 23–28.

DEFORMATION-INDUCED SEGREGATION IN AUSTENITIC ALLOYS

S. A. Starikov, A. R. Kuznetsov*, Yu. N. Gornostyrev, V. V. Sagaradze

*M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: a_kuznetsov@imp.uran.ru; address for correspondence: 18, ul. S. Kovalevskoy, 620990 Ekaterinburg, Russian Federation; phone: +7 (343) 374 42 14; fax: +7 (343) 374 52 44

This article covers an overview of recent works devoted to the theoretical study of deformation-induced segregation in austenitic alloys as an example. A theoretical model describing non-equilibrium strain-induced segregation in a ternary alloy during severe plastic deformation is discussed. The model accounts for the generation of point defects, their annihilation at the sinks (such as grain boundaries), as well as mutual recombination. Based on the proposed model, the redistribution of the atoms of the alloying elements and the formation of grain boundary segregations during severe plastic deformation are investigated on the example of the Fe-12Cr-30Ni austenitic alloy. It is shown by the molecular dynamics method that in the Fe-30Ni binary alloy nickel atoms do not have their own thermodynamic incentives for segregation to the grain boundaries. The calculations demonstrate that the main contribution to the formation of segregations is due to the non-equilibrium flows of point defects (vacancies and interstitial atoms), which develop during severe plastic deformation. The obtained results explain the features of the formation of segregations in the Fe-Cr-Ni alloy during severe plastic deformation.

Keywords: severe plastic deformation, grain boundary, deformation-induced segregation, austenitic alloy.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.048–062

References

1. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. *Uprochnenie i svoystva austenitnykh stalei* [Hardening and Properties of Austenitic Steels]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2013, 720 p. (In Russian).
2. Watanabe S., Takamatsu Y., Sakaguchi N., Takahashi H. Sink effect of grain boundary on radiation-induced segregation in austenitic stainless steel. *Journal of Nuclear Materials*, 2000, vols. 283–287, part 1, pp. 152–156. DOI: 10.1016/S0022-3115(00)00204-X.
3. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. *Bulk nanostructured materials: Fundamentals and Applications*, John Wiley & Sons, Hoboken, NJ, USA, 2014, 436 p.
4. Deryagin A.I., Zavalishin V.A., Sagaradze V.V., Kuznetsov A.R. Low-temperature strain-induced atomic segregation in chromium-nickel steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2000, vol. 89, no. 6, pp. 610–621.
5. Deryagin A.I., Zavalishin V.A., Sagaradze V.V., Kuznetsov A.R., Ivchenko V.A., Vildanova N.F., Efros B.M. Effect of composition and temperature on the redistribution of alloying elements in Fe-Cr-Ni alloys during cold deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008, vol. 106, no. 3, pp. 291–311. DOI: 10.1134/S0031918X08090093.
6. Ermakov A.E., Gapontsev V.L., Kondratiev V.V., Gornostyrev Yu.N. Deformation-induced phase instability in nanocrystalline alloys. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1999, vol. 88, no. 3, pp. 5–12.
7. Gapontsev V.L., Deryagin A.I., Gapontseva T.M. Interpretation of temperature dependences of the composition distribution in nanostructured alloys under severe plastic deformation. *Fizicheskaya mezomekhanika*, 2009, vol. 12, no. 6, pp. 53–62. (In Russian).
8. Rozhanskiy V.N., Sizova N.L., Urusovskaya A.A. Crowdion plasticity CsI. *Fizika tverdogo tela*, 1971, vol. 13, iss. 2, pp. 411–415. (In Russian).

9. Chaudhri M.N., Hagan J.T., Wells J.K. Observations of contact damage in MgO and LiF crystals by cathodoluminescence. *Journal of Materials Science*, 1980, vol. 15, no. 5, pp. 1189–1193.
10. Veleznitskaya M.A., Rozhanskii V.N., Comolova L.F., Saporin G.V., Schreiber J., Brümmer O. Investigation of the deformation mechanism of MgO crystals affected by concentrated load. *Physica Status Solidi (a)*, 1975, vol. 32, no. 1, pp. 123–132.
11. Golovin Yu.I., Tyurin A.I. Nondislocation plasticity and its role in the mass transfer and formation of the indentation under dynamic conditions. *Physics of the Solid State*, 2000, vol. 42, iss. 10, pp. 1865–1867. DOI: 10.1134/1.1318878.
12. Sosin A., Koehler J.S. Electrical resistivity tensor for aluminum single crystals deformed at helium temperature. *Physical Review*, 1956, vol. 101, no. 3, pp. 972–977.
13. Sosin A., Brinkman J.A. Electrical resistivity recovery in cold-worked and electron-irradiated nickel. *Acta Metallurgica*, 1959, vol. 7, no. 7, pp. 478–494.
14. Meechan C.J., Sosin A. Recovery of electrical resistivity of Cu, Au, and Ni following cold work at 4°K. *Journal of Applied Physics*, 1958, vol. 29, pp. 738–739.
15. Starikov S.A., Kuznetsov A.R., Karkina L.E., Sagaradze V.V. Ultimate theoretical strength of FCC Fe-Ni alloy polycrystals. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 6, pp. 58–62. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.058-062. Available at: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2015_Starikov_S.A._et_al._058_062.pdf.
16. Kuznetsov A.R., Starikov S.A., Sagaradze V.V., Stepanov I.A., Pechenkin V.A., Giersig M. Studying deformation-induced segregation in the Fe-Cr-Ni alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 98, no. 3, pp. 294–299.
17. Starikov S.A., Kuznetsov A.R., Sagaradze V.V., Pechenkin V.A., Stepanov I.A. The model of deformation-induced segregation near a moving grain boundary in the Fe-Cr-Ni alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 102, no. 2, pp. 135–139. DOI: 10.1134/S0031918X06080035.
18. Starikov S.A., Kuznetsov A.R., Sagaradze V.V., Pechenkin V.A., Stepanov I.A. Influence of the temperature and rate of generation of point defects on the process of deformation-induced segregation in the Fe-Cr-Ni alloy. *The Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 109, no. 4, pp. 376–382. DOI: 10.1134/S0031918X10040113.
19. Starikov S.A., Kuznetsov A.R., Sagaradze V.V., Gornostyrev Yu.N., Pechenkin V.A., Stepanov I.A. Formation of grain boundary segregations in alloy Fe-Cr-Ni during strong deformation and radiation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 3, pp. 241–245. DOI: 10.1134/S0031918X12030155.
20. XMD – *Molecular Dynamics for Metals and Ceramics*, computer software 2011. Available at: <http://xmd.sourceforge.net/about.html>. [18 February 2011].
21. Meyer R., Entel P. Martensite-austenite transition and phonon dispersion curves of Fe_{1-x}Ni_x studied by molecular-dynamics simulations. *Physical Review B*, 1998, vol. 57, iss. 3, pp. 5140–5143. DOI: 10.1103/PhysRevB.57.5140.
22. Stepanov I.A., Pechenkin V.A. Kinetics of Radiation-Induced Segregation at Grain Boundaries in Fe-Cr-Ni Alloys. *Metally*, 2003, no. 6, pp. 84–90. (In Russian).
23. Marwick A.D. Calculation of bias due to solute redistribution in an irradiated binary alloy: surfaces of a thin foil. *Journal of Nuclear Materials*, 1985, vol. 135, iss. 1, pp. 68–76. DOI: 10.1016/0022-3115(85)90438-6.
24. Watanabe S., Sakaguchi N., Kurome K., Nakamura M., Takahashi H. On the mechanism of radiation-induced segregation. *Journal of Nuclear Materials*, 1997, vol. 240, iss. 3, pp. 251–253. DOI: 10.1016/S0022-3115(96)00710-6.
25. Lysova G.V., Birzhevoy G.A., Khramushin I.A. The investigation of the radiation-induced segregation of the elements near the surface of the Fe-20Cr-20Ni alloy after irradiation with iron ions. *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2001, vol. 16, pp. 787–793.

26. Sagaradze V.V., Shabashov V.A. Anomalous Diffusion Phase Transformations in Steels upon Severe Cold Deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2011, vol. 112, no. 2, pp. 146–164. DOI: 10.1134/S0031918X11020256.
27. Starenchenko V.A., Pantyukhova O.D., Solov'eva Yu.V. Generation and accumulation of point defects in alloys with an L1(2) superstructure upon plastic deformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2004, vol. 97, no. 6, pp. 545–551.
28. Smirnov B.I. Vacancy Generation and Variation of Alkali Halide Crystal Density under Plastic Deformation. *Fizika tverdogo tela*, 1991, vol. 33, no. 9, pp. 2513–2526. (In Russian).
29. Kolupaeva S.N., Starenchenko V.A., Popov L.E. *Neustoychivaya plasticheskaya deformatsiya kristallov* [Instabilities of Plastic Deformation of Crystals]. Tomsk, Tomsk University Publ., 1994, 301 p. (In Russian).
30. Akhiezer I.A., Davydov L.N. *Vvedenie v teoreticheskuyu radiatsionnuyu fiziku metallov i splavov* [Introduction into the Theoretical Radiation Physics of Metals and Alloys]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1985, 144 p. (In Russian).
31. Lejcek P. *Grain Boundary Segregation in Metals*, Springe, Heidelberg, Dordrecht, London, New York, 2010, 239 p.
32. Johnson R.A., Lam N.Q. Solute segregation in metals under irradiation. *Physical Review B*, 1976, vol. 13, iss 10, pp. 4364–4375. DOI: 10.1103/PhysRevB.13.4364.
33. Okamoto P.R., Rehn L.E. Radiation-induced segregation in binary and ternary alloys. *Journal of Nuclear Materials*, 1979, vol. 83, iss. 1, pp. 2–23. DOI: 10.1016/0022-3115(79)90587-7.
34. Stepanov I.A., Pechenkin V.A. Modeling of radiation-induced segregation at grain boundaries in Fe-Cr-Ni alloys. In: *Trudy sedmoy Rossiyskoy konferentsii po reaktornomu materialovedeniyu*. T. 3. Ch. 3 [Proceedings of the 7th Conference on Reactor Material Science, vol. 3, part 3]. Dimitrovgrad, NIIAR Publ., 2004, pp. 212–230. (In Russian).

Подана в журнал: 11.11.2016
УДК 669.1'26'24:620.186.2
DOI: 10.17804/2410–9908.2016.6.048–062

ДЕФОРМАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННАЯ СЕГРЕГАЦИЯ В АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВАХ

С. А. Стариков, А. Р. Кузнецов*, Ю. Н. Горностырев, В. В. Сагарадзе

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С.Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: a_kuznetsov@imp.uran.ru;
адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация.
Телефон: +7 (343) 374–42–14; Факс: +7 (343) 374–52–44

Представлен обзор недавних работ, посвященных теоретическому исследованию деформационно-индуцированной сегрегации на примере аустенитных сплавов. Обсуждается теоретическая модель, описывающая неравновесную деформационно-индуцированную сегрегацию в трехкомпонентном сплаве при интенсивной пластической деформации. Модель учитывает рождение точечных дефектов в процессе интенсивной деформации, их аннигиляцию на стоках (таких как границы зерен), а также взаимную рекомбинацию. С использованием предложенной модели исследованы перераспределения атомов легирующих элементов и образования зернограницных сегрегаций при интенсивной пластической деформации на примере аустенитного сплава Fe–12Cr–30Ni. Методом молекулярной динамики показано, что в бинарном сплаве Fe–30Ni атомы никеля не имеют собственных термодинамических стимулов для сегрегации на границы зерен. Расчеты показывают, что основной вклад в образование сегрегаций вносят неравновесные потоки точечных дефектов (вакансий и междоузельных атомов), формирующиеся при интенсивной пластической деформации. Полученные результаты позволяют объяснить особенности формирования сегрегаций при интенсивной пластической деформации сплава Fe–Cr–Ni.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, граница зерна, деформационно-индуцированная сегрегация, аустенитный сплав.

1. Введение

Интенсивная пластическая деформация (ИПД), как и радиационное облучение (РО), является одним из способов интенсивного внешнего воздействия на структуру и свойства сплавов. Во многих сплавах, подвергнутых как ИПД, так и РО, наблюдаются различные фазовые превращения, изменяющие физические и механические свойства этих материалов. При этом в поликристаллах существенную роль играет образование сегрегаций на границах зерен (ГЗ), особенно в случае ультрамелкозернистых материалов, структура которых формируется при ИПД [1, 2, 3]. Образующиеся при этом зернограницные сегрегации легирующих элементов могут существенно изменять их как механические, так и физические свойства. По этой причине исследование фазовых и структурных превращений при интенсивных внешних воздействиях является важным направлением физики материалов. Изучению этих явлений посвящены как экспериментальные [4, 5], так и теоретические работы [6, 7]. Однако попытки теоретического описания наблюдаемого индуцированного расслоения твердого раствора были ограничены рассмотрением бинарного сплава и влияния на расслоение неравновесных вакансий без учета влияния междоузельных атомов, которые также генерируются при ИПД, о чем свидетельствуют экспериментальные работы [8–11], доказывающие междоузельную пластичность методом динамического индентирования. Помимо упомянутых выше экспери-

ментов о генерации междоузлий говорят эксперименты, посвященные измерению электросопротивления деформированных образцов [12–14].

Таким образом, для более полного понимания механизмов, оказывающих влияние на изменения механических и физических свойств исследуемых сплавов при ИПД, необходимо более детальное изучение процессов деформационно-индуцированной сегрегации (ДИС) – изменения распределения состава сплава при деформации вблизи стоков точечных дефектов.

2. Постановка задачи и методы решения

В настоящей статье рассматриваются как равновесная, так и неравновесная сегрегации, результаты исследований которых приведены соответственно в работах [15] и [16–19]. Для анализа равновесных сегрегаций [15] на ГЗ применен метод молекулярной динамики (МД) с использованием известного пакета программ XMD, разработанного в Центре компьютерного моделирования Университета Коннектикута (США) [20]. Использовались ЕАМ-потенциалы [21], хорошо апробированные для описания системы Fe–Ni. Моделирование проводилось для достаточно большого поликристалла, содержащего несколько зерен с границами наклона различного типа. В работе рассмотрена несимметричная специальная граница $\Sigma 5[001]\{710\}/\{110\}$ (ось разориентации $[001]$, угол разориентации $\Theta = 53,13^\circ$). На рис. 1 изображен тройной стык зерен, а также кристаллиты с изучаемой границей зерна ($\Sigma 5$).

С целью определения термодинамических стимулов образования сегрегаций на ГЗ проведен расчет энергии взаимодействия атомов Ni с ГЗ в ГЦК-сплаве Fe–30Ni. Поскольку в сплаве энергия легирующего элемента зависит от его локального окружения, энергия его взаимодействия с границей вычислялась путем усреднения по набору конфигураций (атом Ni замещал атом Fe на заданном расстоянии от ГЗ и считалась энергия кристаллита; такой расчет повторялся десятки раз для различных позиций атома легирующего элемента на заданном расстоянии от ГЗ, а затем полученная энергия усреднялась).

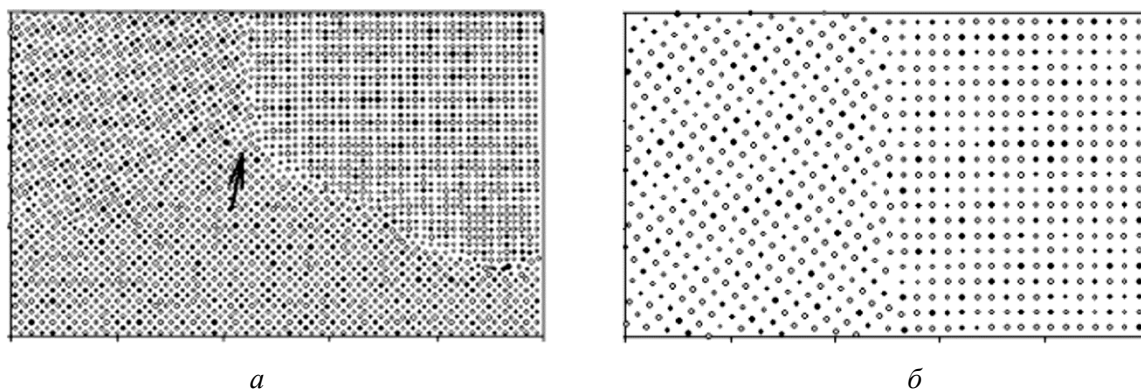


Рис. 1. Кристаллиты сплава Fe–30Ni (темные кружки – Ni) с тройным стыком (а) (обозначен стрелкой) и с ГЗ $\Sigma 5[001]\{710\}/\{110\}$ (б) [15]

Для нахождения распределения компонент сплава, формирующегося под воздействием ИПД в модели неравновесной сегрегации [16] принято, как и в [4], что сегрегационные процессы, проходящие при деформации, аналогичны сегрегационным процессам, проходящим при облучении сплава. Отметим, что в настоящий момент нет разногласий касательно механизмов, вызывающих РИС. Однако, как отмечается в статье за 2003 год [22], до недавнего времени расчеты, связанные с РИС, проводили только с учетом вакансионного механизма РИС [23]. Однако тут же отмечается, что согласно последним исследованиям на примере сплава типа Fe–Cr–Ni были получены данные о РИС после низкотемпературного (25–50 °С) электронного и ионного облучения [24, 25]. Поскольку при указанных выше температурах вакансии практически неподвижны, данные [24, 25] однозначно указывают на

междоузельный механизм РИС. Таким образом, и при низкотемпературной деформации междоузельный механизм сегрегации также становится доминирующим.

Образующиеся при деформации точечные дефекты (вакансии и междоузельные атомы) стекают на стоки, которыми являются в данном случае границы мелких зерен, а не движущиеся, образующиеся в процессе холодной деформации, дислокации, которые приводят к растворению сегрегаций, как это происходит с частицами интерметаллидов, растворяющимися в матрице аустенитных сплавов при взаимодействии с дислокациями при холодной деформации [1, 26].

Следуя результатам работы [27] мы полагаем, что при деформации генерируется сопоставимое количество вакансий и междоузельных атомов. Среди всех предложенных механизмов генерации точечных дефектов при деформации в настоящей работе принята точка зрения [28], согласно которой генерация точечных дефектов происходит главным образом за счет движения винтовых дислокаций со ступеньками атомных размеров. Образование этих ступенек осуществляется прежде всего путем двойного поперечного скольжения дислокаций, в результате которого происходит также размножение дислокаций и рождение дислокационных диполей. Как показано в [29] зависимость скорости изменения плотности винтовых дислокаций $d\rho/dt$ от температуры имеет вид

$$d\rho/dt = -A_1 \exp\left[-\frac{U}{kT}\right], \quad (1)$$

где A_1 – коэффициент, зависящий в том числе от плотности дислокаций; U – энергия активации; k – постоянная Больцмана; T – температура сплава.

При выводе формулы (1) было учтено, что: 1) преимущественно аннигилируют те винтовые дислокации, которые образуют устойчивый диполь по отношению к внешнему напряжению; 2) на одной из дислокаций диполя вследствие термической флуктуации происходит рекомбинация участка дислокации, в результате чего дислокация переходит в плоскость поперечного скольжения; 3) аннигилируют те диполи, расстояние между которыми таково, что силы притяжения превышают силы трения, препятствующие встречному скольжению разноименных дислокаций.

Моделировался трехкомпонентный сплав Fe–Cr–Ni, который подвергался большой пластической деформации на наковальнях Бриджмена. Считали, что атомы компонентов сплава до деформации равномерно распределены по всему объему и их начальные концентрации составляют $C_{a0} = 0,30$, $C_{b0} = 0,12$, $C_{c0} = 0,58$ (атомные доли), где индекс a относится к никелю, b – хрому, c – железу.

В терминах парциальных коэффициентов диффузии выражения для потоков атомов и точечных дефектов (в системе координат, связанной с движущейся со скоростью u границей зерна) имеют вид [22, 36, 17]

$$\vec{j}_\alpha = -(d_{av}C_v + d_{ai}C_i)\vec{\nabla}C_\alpha + C_\alpha(d_{av}\vec{\nabla}C_v - d_{ai}\vec{\nabla}C_i) - \bar{u}C_\alpha. \quad (2)$$

Для потока вакансий $\vec{j}_v$ и суммарного потока междоузельных атомов $\vec{j}_i$ в той же системе координат справедливы следующие соотношения:

$$\vec{j}_v = (d_{av} - d_{cv})C_v\vec{\nabla}C_a + (d_{bv} - d_{cv})C_v\vec{\nabla}C_b - D_v\vec{\nabla}C_v - \bar{u}C_v; \quad (3)$$

$$\vec{j}_i = (d_{ai} - d_{ci})C_i\vec{\nabla}C_a + (d_{bi} - d_{ci})C_i\vec{\nabla}C_b - D_i\vec{\nabla}C_i - \bar{u}C_i. \quad (4)$$

Для нахождения распределений концентраций компонентов сплава и точечных дефектов использовалось гидродинамическое приближение, а именно уравнение непрерывности. При этом в уравнения для точечных дефектов (6) вводились дополнительные слагаемые, описывающие рождение и поглощение точечных дефектов, а также их взаимную рекомбинацию. Имеем

$$\partial C_{\alpha} / \partial t = -\vec{\nabla} \vec{j}_{\alpha}; \quad (5)$$

$$\partial C_n / \partial t = -\vec{\nabla} \vec{j}_n + K_{gen}^n - \mu_R D_i C_i C_v - k_{ns}^2 D_n (C_n - C_{n0}), \quad (6)$$

где $n = i, v$ – индекс, обозначающий точечные дефекты (например, суммарную концентрацию междоузельных атомов C_i и концентрацию вакансий C_v соответственно); $\vec{j}_{\alpha}$ – вектор потока компонента α сплава; $\vec{j}_n$ – вектор потока точечных дефектов; K_{gen}^n – скорость генерации точечных дефектов типа n при деформации; μ_R – постоянная рекомбинации; k_{ns}^2 – эффективность стоков точечных дефектов; $D_n = C_a d_{an} + C_b d_{bn} + C_c d_{cn}$; здесь d_{an} – парциальные коэффициенты диффузии α -компоненты; C_{α} – концентрация α -компоненты после деформации; C_n – концентрация точечных дефектов сорта n ; C_{n0} – термически равновесная концентрация точечных дефектов сорта n , которая определяется следующим образом:

$$C_{n0} = \exp(S_n^f / kT) \times \exp(-E_n^f / kT)$$

где S_n^f и E_n^f – энтропия и энергия образования, соответственно, точечных дефектов сорта n .

Учитывая, что при деформации генерируется сопоставимое количество вакансий и междоузельных атомов [27], о чем мы говорили выше, для скорости генерации точечных дефектов можно принять $K_{gen}^v = K_{gen}^i = K_{gen}$.

Отметим, что второе, третье и четвертое слагаемые в правой части уравнения (6) описывают рождение, взаимную рекомбинацию и захват какими-либо поглотителями точечных дефектов соответственно. В уравнениях (3) и (4) первое и второе слагаемые описывают потоки Киркендалла вакансий и междоузельных атомов соответственно, возникающие в неоднородном по составу сплаве [30].

Систему диффузионных уравнений (4) и (5) необходимо дополнить начальными и граничными условиями [17]. Учитывая, что на границах зерен концентрация точечных дефектов равна термически равновесной, а в середине зерна потоки точечных дефектов равны нулю (в случае неподвижной границы зерна), можно записать:

$$C_n(x, 0) = C_{n0}; \quad (7)$$

$$C_n(0, t) = C_{n0}; \quad (8)$$

$$J_n(L/2, t) = 0, \quad (9)$$

где L – размер зерна, принятый равным 100 нанометрам; t – время деформации. Начальные и граничные условия для компонентов сплава имеют вид:

$$C_{\alpha}(x, 0) = C_{\alpha 0}(x); \quad (10)$$

$$J_{\alpha}(0,t)=0; \quad (11)$$

$$J_{\alpha}(L/2,t)=0, \quad (12)$$

где начальные концентрации $C_{\alpha 0}(x)$ – произвольные функции координат ($C_{\alpha 0}(x) + C_{b0}(x) + C_{c0}(x) = 1$).

В случае движущейся границы зерна краевые условия записываются иначе за исключением условия (8). Предполагая концентрационную непрерывность компонентов сплава на границе зерна и считая, что граница зерна абсолютно прозрачна для потоков компонентов сплава, имеем:

$$C_{\alpha}(-0,t)=C_{\alpha}(+0,t); \quad (13)$$

$$J_{\alpha}(-0,t)=J_{\alpha}(+0,t). \quad (14)$$

Другим краевым условием служит периодичность концентраций компонентов сплава и точечных дефектов:

$$C_{\alpha}(-L/2,t)=C_{\alpha}(+L/2,t); \quad (15)$$

$$C_n(-L/2,t)=C_n(+L/2,t). \quad (16)$$

Система диффузионных уравнений (5) и (6) с краевыми условиями (7)–(16) решалась методом конечных разностей и аппроксимировалась интегро-интерполяционным методом на неравномерно пространственной сетке по чисто неявной схеме с помощью компьютерной программы RIS [22].

3. Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлена полученная методом МД моделирования [16] зависимость разности средних энергий $E-E_0$ от расстояния X до ГЗ (указаны доверительные интервалы), что соответствует средней энергии взаимодействия Ni с ГЗ; здесь E – средняя по конфигурациям энергия кристаллита, в котором наблюдаемый атом Ni в сплаве Fe–30Ni находился на заданном расстоянии; E_0 – средняя по конфигурациям энергия кристаллита, в котором наблюдаемый атом Ni находился вдали от ГЗ. $X=0$ соответствует точке, расположенной в центре ГЗ.

Из рис. 2 следует, что атомы никеля довольно слабо взаимодействуют с данной специальной ГЗ (энергия сегрегации не превышает 0,05 эВ), поскольку имеют близкие к атомам матрицы ионный радиус и электронную структуру. По этой причине вклад равновесной сегрегации в общее обогащение ГЗ должен быть незначительным. В этом можно убедиться, проведя по полученным данным оценку равновесной сегрегации, используя individual site model [31]. Расчет показал, что при температуре $T = 400^{\circ}\text{K}$ концентрация никеля на ГЗ не превышает 35 %.

Таким образом, атомы никеля в сплаве Fe–30Ni не имеют собственных термодинамических стимулов для сегрегации на ГЗ. Это обстоятельство говорит о необходимости использовать теорию неравновесных сегрегаций для описания сегрегаций никеля на ГЗ в сплаве Fe–30 ат. % Ni, используемом в МД-моделировании в качестве модельного для тройного сплава Fe–Cr–Ni.

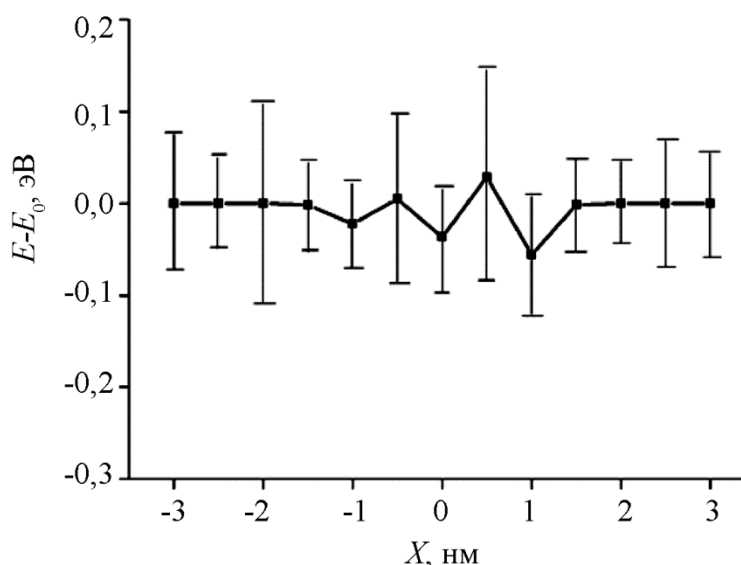


Рис. 2. Средняя энергия взаимодействия атомов Ni с ГЗ $\Sigma 5[001]\{710\}/\{110\}$

Профили концентраций компонентов сплава X12H30 в окрестности покоящейся ГЗ после деформации при $T = 400^\circ \text{ K}$ представлены на рис. 3 [16]. Время деформации составляло 600 с. Скорость генерации точечных дефектов K_{gen} была оценена в [4] и составила значение, равное 10^{-4} с^{-1} . Видно, что в окрестности ГЗ происходит увеличение концентрации никеля по сравнению с начальным его значением за счет обеднения железом и хромом. Ширина обогащенной никелем зоны составляет несколько нанометров. В эту зону входит граница зерна и область сплава с существенно измененными концентрациями компонентов сплава по обе стороны от границы вплоть до значений концентраций, соответствующих значениям концентраций компонентов сплава до деформации. Данная зона влияет на изменение магнитных свойств изучаемого сплава.

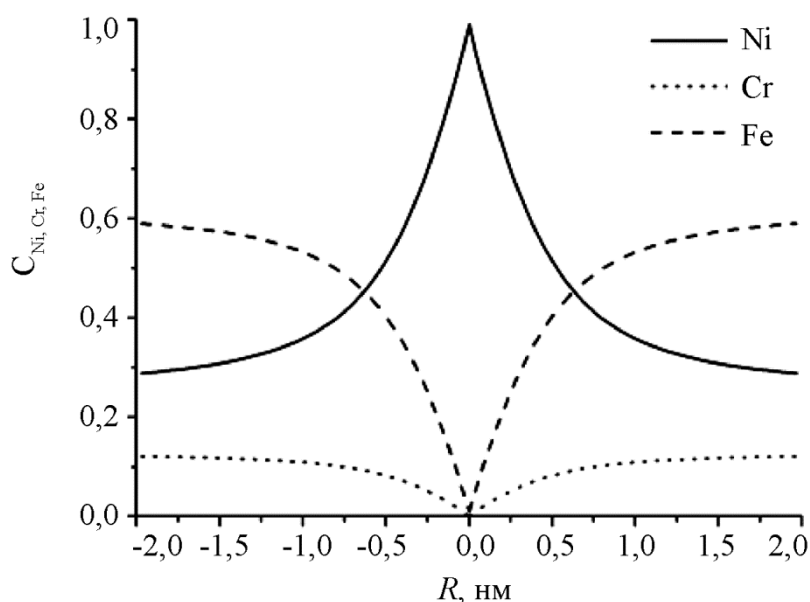


Рис. 3. Профили концентраций компонентов сплава X12H30 в окрестности покоящейся ГЗ (пояснения в тексте) [16]

Учет движения ГЗ [17] приводит к асимметрии в распределении вещества в приграничной зоне по сравнению с профилем концентрации, полученным для этого же сплава в случае покоящейся границы, которая представлена на рис. 4. Скорость движения ГЗ равна $0,003 \text{ нм/с}$ и направлена слева направо.

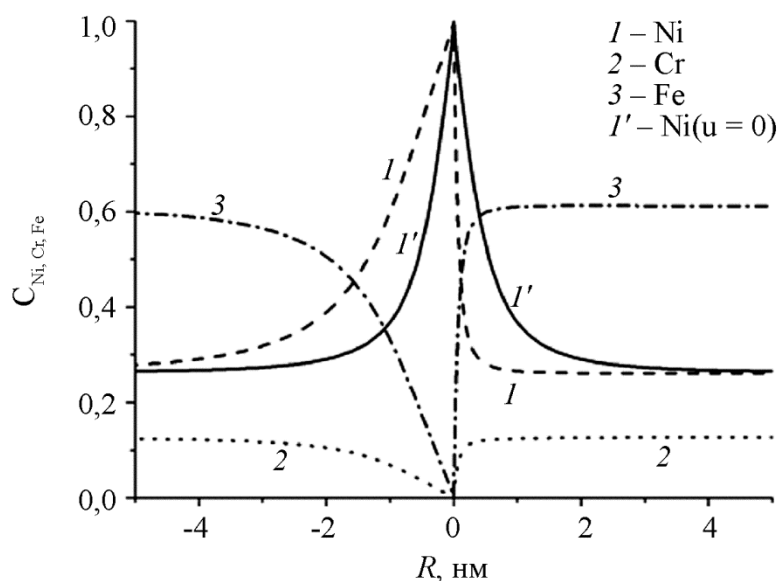


Рис. 4. Профили концентраций компонентов сплава X12H30 в случае движущейся ГЗ [17]

На рис. 5 представлена зависимость усредненных значений концентраций компонентов сплава от температуры деформации в обогащенной никелем (и обедненной другими элементами) зоне, полученные путем усреднения в этой зоне после полного проведения деформации [16]. В качестве усредненного значения приближенно брали концентрацию на полувысоте пиков распределений $C(R)$, аналогичных приведенным на рис. 3. Иными словами, полувысота отсчитывалась от значения концентрации никеля до деформации. Эта зависимость здесь представлена в предположении, что скорость генерации точечных дефектов не зависит от температуры. Именно такая ситуация реализуется при рассмотрении радиационно-индуцированной сегрегации [22]. Вид полученных кривых качественно совпадает с аналогичными кривыми, которые приведены в работе для трехкомпонентного сплава [22]. Стоит отметить, что в пределе высоких температур ($T = 950^\circ \text{K}$), концентрации компонентов стремятся к своему первоначальному значению. Иными словами, при высоких температурах деформация образца не приводит к пространственной неоднородности распределения компонентов сплава.

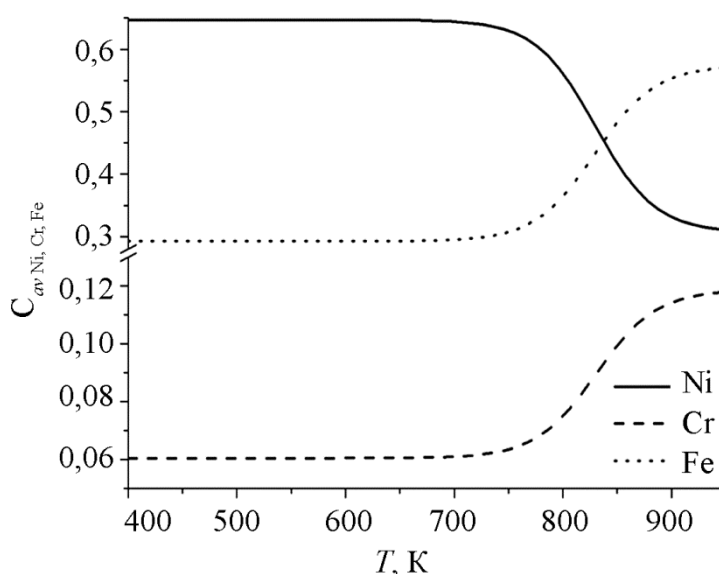


Рис. 5. Зависимость усредненных значений концентраций компонентов сплава X12H30 в случае покоящейся границы зерна от температуры деформации в предположении постоянства скорости генерации точечных дефектов во всем исследуемом температурном интервале, равной 10^{-4}c^{-1} [16]

Отметим, что учет движения ГЗ не приводит к качественному и количественному изменению зависимости, представленной на рис. 5 для рассмотренного интервала скоростей.

Как показали эксперименты [5], увеличение температуры деформации действительно приводит к уменьшению сегрегационных процессов, проходящих в сплаве типа X11H30. Однако полное исчезновение эффекта сегрегации происходит при более низких температурах, чем это предсказывает зависимость на рис. 5. А именно при достижении температуры, равной 600° К, концентрация никеля на границах зерен не отличается от его концентрации, которая была до деформации.

Для согласования теории и эксперимента, по нашему мнению, необходимо учесть тот факт, что скорость генерации точечных дефектов при деформации сильно понижается при повышении температуры вследствие протекания релаксационных процессов [28]. Это дает основание предложить [18], используя дополнительно соотношение (1), предполагая пропорциональную зависимость между скоростью генерации точечных дефектов и скоростью изменения плотности винтовых дислокаций, следующее выражение для скорости генерации точечных дефектов при деформации в зависимости от температуры

$$K_{gen} = K_0 - K_1 \exp \left[-\frac{U}{kT} \right], \quad (17)$$

где K_0 – скорость генерации точечных дефектов при низких температурах, зависящая от скорости деформации. Отметим, что, хотя коэффициент K_1 и зависит от плотности дислокаций, в данной работе для упрощения он считался постоянным. При температурах $T > 600$ К и при $K_1 > K_0$ из-за предположения о постоянстве коэффициента K_1 получаются отрицательные значения K_{gen} ; в этом случае мы принимаем $K_{gen} = 0$.

Были проанализированы [18] экспериментальные данные по скорости генерации точечных дефектов при деформации в зависимости от температуры и оказалось, что формула (17) хорошо описывает эксперимент.

На основе работы [5] для сплава X12H30 можно отметить следующие два значения на зависимости $K_{gen}(T)$: $K_{gen} \approx 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре и $K_{gen} \approx 0$ при 600 К. Исходя из этого, были получены следующие значения параметров в выражении (3.1): $K_0 = 1,47 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $K_1 = 3,38 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $U = 0,04 \text{ эВ}$.

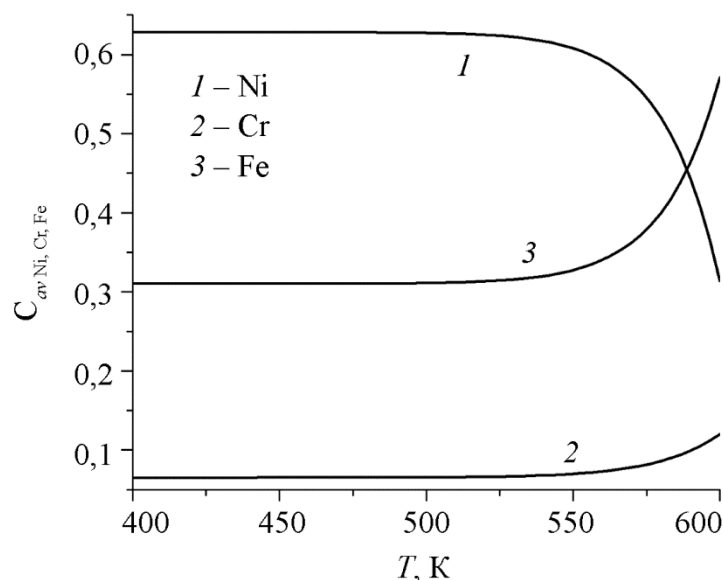


Рис. 6. Зависимости усредненных значений концентраций компонентов сплава X12H30 от температуры деформации, рассчитанные с учетом (17) [18]

Используя выражение (17) для $K_{gen}(T)$, мы провели расчет зависимостей усредненных значений концентраций компонентов $C_{av Ni, Cr, Fe}$ сплава X12H30 от температуры деформации [18]. Как видно из рис. 6, полученные результаты качественно согласуются с экспериментом [4] и сегрегация никеля на границу при температурах в районе температуры 600 К и более высоких не наблюдается.

На рис. 7 представлена зависимость [18] усредненных значений концентрации никеля

$$\frac{\Delta C_{av}}{\Delta C_{avmax}} = \frac{C_{avNi} - C_{a0}}{C_{Ni max}^{av} - C_{a0}} \quad (\text{здесь } C_{Ni max}^{av} - \text{максимально возможное усредненное значение концентрации никеля}),$$

от скорости генерации точечных дефектов, когда постоянна суммарная концентрация сгенерированных точечных дефектов без учета их ухода на границу зерна, равная 0,06 (такой суммарной концентрации достаточно для того, чтобы проявился характер зависимости). На рис. 7 можно заметить, что увеличение скорости генерации точечных дефектов, начиная с некоторого его значения, приводит к уменьшению концентрации никеля на границе зерна (т.е. зависимость имеет максимум), качественно повторяя аналогичную зависимость при радиационно-индуцируемой сегрегации как от скорости генерации дефектов, так и от температуры [32]. Характерный вид зависимости на рис. 7 можно объяснить, приняв во внимание известный из исследований радиационно-индуцированной сегрегации факт, что в процессе увеличения скорости генерации точечных дефектов при фиксированной температуре увеличивается и скорость их рекомбинации [32, 33]. Последнее заметно замедляет процесс сегрегации (в нашем случае – никеля) на границу зерна (следует также учитывать, что при повышении температуры возрастает обратная диффузия сегрегировавшего никеля от границы [33]).

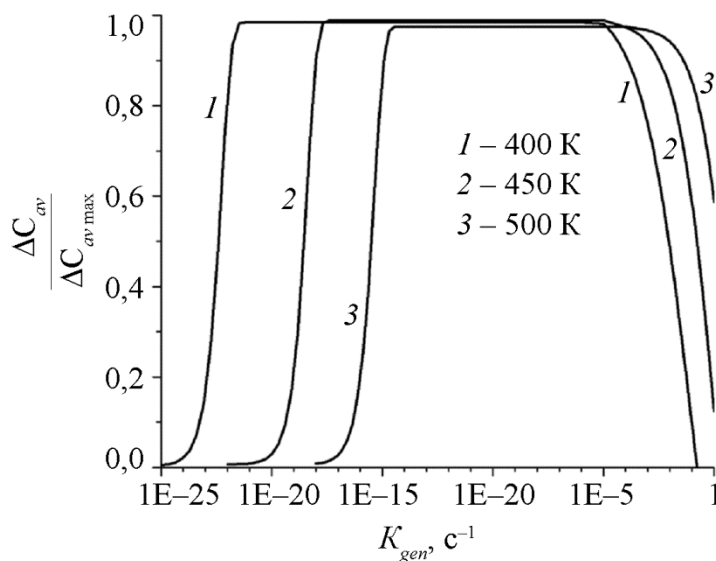


Рис. 7. Зависимость приведенных усредненных значений концентрации никеля $\frac{\Delta C_{av}}{\Delta C_{avmax}}$

от скорости генерации точечных дефектов при разных температурах деформации, когда постоянна суммарная концентрация сгенерированных точечных дефектов, равная 0,06 [18]

На рис. 8 представлена [19] зависимость усредненных значений концентрации никеля от времени деформации в обогащенной никелем зоне $C_{av Ni}$ покоящейся ГЗ при скорости генерации точечных дефектов $K_{gen} = 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ и температуре деформации 400 К, что соответствует экспериментальным условиям, реализующимся при сдвиге под давлением [4]. Сплав – X12H30. Из рис. 8 видно, что концентрация $C_{av Ni}$ монотонно возрастает со временем деформации, достигая стационарного значения примерно за 10 минут.

Символами на рис. 8 показаны усредненные значения концентрации никеля в обогащенной никелем зоне, полученные из эксперимента [4], соответствующие разным временам деформации. При выбранных значениях параметров расчетные кривые удовлетворительно согласуются с экспериментом. Монотонный характер кинетики ДИС сохраняется и при переходе к движущейся ГЗ (скорость движения принималась равной 0,003 нм/с). В то же время увеличение скорости генерации точечных дефектов до значения 10^{-2} с^{-1} (такая величина K_{gen} реализуется, например, при холодной прокатке) приводит к немонотонной зависимости $C_{av Ni}(t)$ (рис. 8, кривая 2) вследствие режима «быстрой» ДИС [34]; при этом максимальное значение $C_{av Ni}$ достигается за короткие времена $\sim 10^2 \text{ с}$.

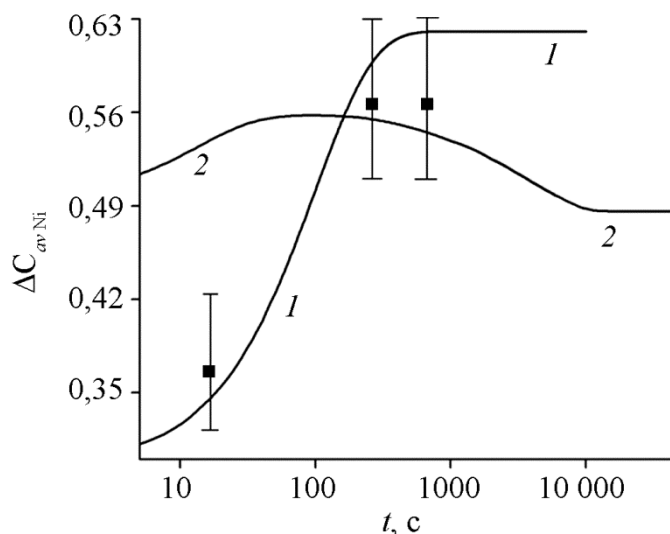


Рис. 8. Зависимости усредненных значений концентрации никеля от времени деформации [19]:
1 – $K_{gen} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, $T = 400 \text{ K}$, $u = 0$; экспериментальные значения по данным [4] (■);
2 – $K_{gen} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, $T = 400 \text{ K}$, $u = 0,003 \text{ нм/с}$

4. Заключение

Моделирование методом молекулярной динамики показало, что атомы никеля в аустенитном сплаве Fe–30Ni не имеют собственных термодинамических стимулов для сегрегации на ГЗ. Поэтому для описания сегрегаций никеля на ГЗ необходимо использовать теорию неравновесных сегрегаций. Предложенная модель неравновесной ДИС, учитывающая рождение и поглощение точечных дефектов, а также их взаимную рекомбинацию, распространена на случай трехкомпонентного сплава. Показана принципиальная возможность описания экспериментальных данных по ДИС с использованием разработанной теоретической модели. Выявлены основные механизмы неравновесной ДИС на примере тройного сплава Fe–Cr–Ni и проанализировано влияние основных параметров на ДИС. Показано, что кинетика ДИС может носить немонотонный характер.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331.

Литература

1. Сагарадзе В. В., Уваров А. И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. – Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. – 720 с.
2. Sink effect of grain boundary on radiation-induced segregation in austenitic stainless steel / S. Watanabe, Y. Takamatsu, N. Sakaguchi, H. Takahashi // *Journal of Nuclear Materials*. – 2000. – Vols. 283–287, part 1. – P. 152–156. – DOI: 10.1016/S0022-3115(00)00204-X.
3. Valiev R. Z., Zhilyaev A. P., Langdon T. G. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and Applications. – NJ: John Wiley and Sons, Hoboken, 2014. – 436 p.
4. Low-temperature strain-induced atomic segregation in chromium-nickel steels / A. I. Deryagin, V. A. Zavalishin, V. V. Sagaradze, A. R. Kuznetsov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2000. – Vol. 89, no. 6. – P. 610–621.
5. Effect of composition and temperature on the redistribution of alloying elements in Fe–Cr–Ni alloys during cold deformation / A. I. Deryagin, V. A. Zavalishin, V. V. Sagaradze, A. R. Kuznetsov, V. A. Ivchenko, N. F. Vildanova, B. M. Efros // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2008. – Vol. 106, no. 3. – P. 291–311. – DOI: 10.1134/S0031918X08090093.
6. Deformation-induced phase instability in nanocrystalline alloys / A. E. Ermakov, V. L. Gapontsev, V. V. Kondratiev, Yu. N. Gornostyrev // *Fizika Metallov i Metallovedenie*. – 1999. – Vol. 88, no. 3. – P. 5–12.
7. Интерпретация зависимостей распределения состава наноструктурных сплавов, формируемых интенсивной пластической деформацией, от температуры деформации / В. Л. Гапонцев, А. И. Дерягин, Т. М. Гапонцева // *Физическая мезомеханика*. – 2009. – Т. 12, № 6. – С. 53–62.
8. Рожанский В. Н., Сизова Н. Л., Урусовская А. А. Краудинная пластичность CsI // *Физика твердого тела*. – 1971. – Т. 13, вып. 2. – С. 411–415.
9. Chaudhri M. N., Hagan J. T., Wells J. K. Observations of contact damage in MgO and LiF crystals by cathodoluminescence // *Journal of Materials Science*. – 1980. – Vol. 15, no. 5. – P. 1189–1193.
10. Investigation of the deformation mechanism of MgO crystals affected by concentrated load / M. A. Velednitskaya, V. N. Rozhanskii, L. F. Comolova, G. V. Saparin, J. Schreiber, O. Brümmer // *Physica Status Solidi (a)*. – 1975. – Vol. 32, no. 1. – P. 123–132.
11. Golovin Yu. I., Tyurin A. I. Nondislocation plasticity and its role in the mass transfer and formation of the indentation under dynamic conditions // *Physics of the Solid State*. – 2000. – Vol. 42, iss. 10. – P. 1865–1867. – DOI: 10.1134/1.1318878.
12. Sosin A., Koehler J. S. Electrical resistivity tensor for aluminum single crystals deformed at helium temperature // *Physical Review*. – 1956. – Vol. 101, no. 3. – P. 972–977.
13. Sosin A., Brinkman J. A. Electrical resistivity recovery in cold-worked and electron-irradiated nickel // *Acta Metallurgica*. – 1959. – Vol. 7, no. 7. – P. 478–494.
14. Meehan C. J., Sosin A. Recovery of electrical resistivity of Cu, Au, and Ni following cold work at 4°K // *Journal of Applied Physics*. – 1958. – Vol. 29. – P. 738–739.
15. Ultimate theoretical strength of FCC Fe–Ni alloy polycrystals / S. A. Starikov, A. R. Kuznetsov, L. E. Karkina, V. V. Sagaradze // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 6. – P. 58–62. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.058-062. – URL: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_6_2015_Starikov_S.A._et_al._058_062.pdf.
16. Studying deformation-induced segregation in the Fe–Cr–Ni alloy / A. R. Kuznetsov, S. A. Starikov, V. V. Sagaradze, I. A. Stepanov, V. A. Pechenkin, M. Giersig // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2004. – Vol. 98, no. 3. – P. 294–299.
17. The model of deformation-induced segregation near a moving grain boundary in the Fe–Cr–Ni alloy / S. A. Starikov, A. R. Kuznetsov, V. V. Sagaradze, V. A. Pechenkin, I. A. Stepanov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2006. – Vol. 102, no. 2. – P. 135–139. – DOI: 10.1134/S0031918X06080035.

18. Influence of the temperature and rate of generation of point defects on the process of deformation-induced segregation in the Fe–Cr–Ni alloy / S. A. Starikov, A. R. Kuznetsov, V. V. Sagaradze, V. A. Pechenkin, I. A. Stepanov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2010. – Vol. 109, no. 4. – P. 376–382. – DOI: 10.1134/S0031918X10040113.
19. Formation of grain boundary segregations in alloy Fe–Cr–Ni during strong deformation and radiation / S. A. Starikov, A. R. Kuznetsov, V. V. Sagaradze, Yu. N. Gornostyrev, V. A. Pechenkin, I. A. Stepanov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2012. – Vol. 113, no. 3. – P. 241–245. – DOI: 10.1134/S0031918X12030155.
20. XMD – Molecular Dynamics for Metals and Ceramics, computer software. – 2011. – URL: <http://xmd.sourceforge.net/about.html>.
21. Meyer R., Entel P. Martensite-austenite transition and phonon dispersion curves of Fe_{1-x}Ni_x studied by molecular-dynamics simulations // *Physical Review B*. – 1998. – Vol. 57, iss. 3. – P. 5140–5143. – DOI: 10.1103/PhysRevB.57.5140.
22. Степанов И. А., Печенкин В. А. Кинетика радиационно-индуцированной сегрегации на границах зерен в сплавах Fe–Cr–Ni // *Металлы*. – 2003. – № 6. – С. 84–90.
23. Marwick A. D. Calculation of bias due to solute redistribution in an irradiated binary alloy: surfaces of a thin foil // *Journal of Nuclear Materials*. – 1985. – Vol. 135, iss. 1. – P. 68–76. – DOI: 10.1016/0022-3115(85)90438-6.
24. Watanabe S., Sakaguchi N., Kurome K. On the mechanism of radiation-induced segregation // *Journal of Nuclear Materials*. – 1997. – Vol. 240, iss. 3. – P. 251–253. – DOI: 10.1016/S0022-3115(96)00710-6.
25. Lysova G. V., Birzhevoy G. A., Khramushin I. A. The investigation of the radiation-induced segregation of the elements near the surface of the Fe–20Cr–20Ni alloy after irradiation with iron ions // *Journal of Surface Investigation: X-Ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. – 2001. – Vol. 16. – P. 787–793.
26. Sagaradze V. V., Shabashov V. A. Anomalous Diffusion Phase Transformations in Steels upon Severe Cold Deformation // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2011. – Vol. 112, no. 2. – P. 146–164. – DOI: 10.1134/S0031918X11020256.
27. Starenchenko V. A., Pantyukhova O. D., Solov'eva Yu. V. Generation and accumulation of point defects in alloys with an L1(2) superstructure upon plastic deformation // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2004. – Vol. 97, no. 6. – P. 545–551.
28. Smirnov B. I. Vacancy Generation and Variation of Alkali Halide Crystal Density under Plastic Deformation // *Fizika tverdogo tela*. – 1991. – Vol. 33, no. 9. – P. 2513–2526.
29. Колупаева С. Н., Старенченко В. А., Попов Л. Е. Неустойчивая пластическая деформация кристаллов. – Томск: Изд-во Томского университета, 1994. – 301 с.
30. Ахизер И. А., Давыдов Л. Н. Введение в теоретическую радиационную физику металлов и сплавов. – Киев : Наукова думка, 1985. – 144 с.
31. Lejcek P. Grain boundary segregation in metals. – Heidelberg, Dordrecht, London, New York: Springer, 2010. – 239 p.
32. Johnson R. A., Lam N. Q. Solute segregation in metals under irradiation // *Physical Review B*. – 1976. – Vol. 13, iss. 10. – P. 4364–4375. – DOI: 10.1103/PhysRevB.13.4364.
33. Okamoto P. R., Rehn L. E. Radiation-induced segregation in binary and ternary alloys // *Journal of Nuclear Materials*. – 1979. – Vol. 83, iss. 1. – P. 2–23. – DOI: 10.1016/0022-3115(79)90587-7.
34. Степанов И. А., Печёнкин В. А. Моделирование радиационно-индуцированной сегрегации на границах зерен в Fe–Cr–Ni сплавах // *Труды седьмой Российской конференции по реакторному материаловедению*. – Димитровград : НИИАР, 2004. – Т. 3, ч. 3. – С. 212–230.

EFFECT OF LOW-TEMPERATURE TEMPERING ON THE PROPERTIES OF STRUCTURAL CARBIDE-FREE BAINITIC STEELS

A. Yu. Kaletin*, Yu. V. Kaletina

*M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: akalet@imp.uran.ru; address for correspondence: 18, ul. S. Kovalevskoy, 620990, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 343 378 38 18

Mechanical properties of chromium-nickel-molybdenum-silicon steels with carbon contents of 0.18 % and 0.27 % after slow continuous cooling with the cooling rate $V_{\text{cool}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/min}$ in the bainitic temperature range are investigated. It is shown that, after this heat treatment, a carbide-free bainitic structure is formed in the investigated steels, which is a two-phase mixture of carbon-depleted bainitic ferrite and carbon-enriched retained austenite with different morphology. The retained austenite in the carbide-free bainite is substantially enriched with carbon and contains its considerable part from the total carbon content in the steel. It is demonstrated that tempering for 1...2 hours at a temperature of 300 $^{\circ}\text{C}$ raises the values of impact strength of the 18Kh2N2SM and 27Kh2N2SM steels after slow continuous cooling, which have a different proportion of lower lath and upper globular bainite, retained austenite and martensite in their structure.

It has been found that such tempering is accompanied by retained austenite stabilization due to a noticeable increase in carbon content in it.

Keywords: continuous cooling, carbide-free bainite, retained austenite, bainitic ferrite, carbon, cementite, mechanical properties, strength, impact strength.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.063-068

References

1. Bojarski Z., Bold T. Structure and properties of carbide-free-bainite. *Acta Metallurgica*, 1974, vol. 22, iss. 10, pp. 1223–1234. DOI: 10.1016/0001-6160(74)90136-9.
2. Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Very strong bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004, vol. 8, iss. 3, pp. 251–257. DOI:10.1016/j.cossms.2004.09.005.
3. García-Mateo C., Caballero F.G., Bhadeshia H.K.D.H. Mechanical Properties of Low-Temperature Bainite. *Materials Science Forum*, 2005, vols. 500–501, pp. 495–502. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.495.
4. Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V. Bainite in silicon steels: new composition-property approach. Part I. *Metal Science*, 1983, vol. 17, iss. 9, pp. 411–419. DOI: 10.1179/030634583790420600.
5. Khotinov V.A., Farber V.M., Morozova A.N. Evaluating the toughness of pipe steels by impact fracture curves. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 2, pp. 57–66. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.2.057-066. Available at: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_2_2015_Khotinov_V.A._et_al._57_66.pdf.
6. Georgiev M.N., Kaletin A.Yu., Simonov Yu.N., Schastlivtsev V.M. Effect of stability of retained austenite on the crack resistance of structural steel. *Fiz. Met. Metalloved.*, 1990, iss. 1, pp. 113–121. (In Russian).
7. Kaletin A.Yu., Ryzhkov A.G., Kaletina Yu.V. Enhancement of impact toughness of structural steels upon formation of carbide-free bainite. *The Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 1, pp. 114–120. (In Russian).

8. Caballero F.G., Garcia-Mateo C., Santofimia M.J., Miller M.K., Garcia de Andres C. New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57, iss. 1, pp. 8–17. DOI: 10.1016/j.actamat.2008.08.041.
9. Caballero F.G., Miller M.K., Babu S.S., Garcia-Mateo C. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel. *Acta Materialia*, 2007, vol. 55, iss. 1, pp. 381–390. DOI: 10.1016/j.actamat.2006.08.033.
10. Shchastlivtsev V.M., Kaletina Yu.V., Smirnov M.A., Kaletin A.Yu. The structure and properties of structural steels after thermomechanical treatment in the bainitic temperature range. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2011, no. 4. pp. 1–9 (In Russian).

Подана в журнал: 09.11.2016
УДК 669.14.018.29:539.4.015
DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.063-068

ВЛИЯНИЕ НИЗКОГО ОТПУСКА НА СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С БЕСКАРБИДНЫМ БЕЙНИТОМ

А. Ю. Калетин*, Ю. В. Калетина

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: akalet@imp.uran.ru; адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 378–38–18

Исследованы механические свойства хромоникельмолибденовых кремнистых сталей с содержанием углерода 0,18 и 0,27 % после медленного непрерывного охлаждения в бейнитной области со скоростью $V_{\text{охл}} = 5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{мин}$. Показано, что после такого режима термической обработки в исследованных сталях образуется структура бескарбидного бейнита, представляющая собой двухфазную смесь обедненного по углероду бейнитного феррита и пересыщенного углеродом остаточного аустенита различной морфологии. Остаточный аустенит в бескарбидном бейните существенно обогащен по углероду и содержит значительную часть от общего содержания углерода в стали. Показано, что отпуск при температуре 300 °C в течение 1...2 ч повышает значения ударной вязкости сталей 18X2H2CM и 27X2H2CM после медленного непрерывного охлаждения, имеющих в структуре различное соотношение как нижнего реечного, так и верхнего глобулярного бейнита, остаточного аустенита и мартенсита. Установлено, что при таком отпуске происходит стабилизация остаточного аустенита за счет заметного повышения в нем содержания углерода.

Ключевые слова: непрерывное охлаждение, бескарбидный бейнит, остаточный аустенит, бейнитный феррит, углерод, механические свойства, прочность, ударная вязкость.

1. Введение

В настоящее время использование сталей бейнитного класса для производства ответственных деталей и конструкций вызывает повышенный интерес. Такие стали обладают повышенным комплексом механических и эксплуатационных свойств, достаточно технологичны и при экономном легировании характеризуются пониженной стоимостью. Интерес к переходу на стали бейнитного класса проявляют производители железнодорожных рельсов, поскольку возможности дальнейшего улучшения эксплуатационных характеристик рельсов из перлитной стали оказались исчерпаны. Практика использования трубных сталей также показывает, что при формировании в них феррито-перлитной структуры невозможно получить требуемые функциональные характеристики. Высокие прочностные свойства этих сталей обеспечивают режимы термообработки, при которых формируются феррито-бейнитная, чисто бейнитная или бейнитно-мартенситная структуры.

Бейнитная структура имеет сложную природу и может существенно изменять свою морфологию в зависимости от содержания в стали углерода, легирующих элементов и условий охлаждения. В настоящее время о промежуточном превращении переохлажденного аустенита [1–2] и свойствах бейнита конструкционных сталей [2–10] накоплен большой материал. Проявлением многообразия бейнитной структуры в зависимости от легирования и особенностей термической обработки стали является возникновение структуры так называемого «бескарбидного бейнита», представляющего собой сочетание малоуглеродистого бей-

нитного феррита и высокоуглеродистого остаточного аустенита. Бескарбидный бейнит может быть верхним и нижним, но в любом случае в нем отсутствуют выделения карбидов. На протяжении последних десятилетий исследованием структуры бескарбидного бейнита занимаются многие ученые в различных странах мира [6–10]. Такой значительный интерес к данной проблеме объясняется тем, что стали с подобной структурой обладают сочетанием высокой прочности и ударной вязкости.

Несмотря на большое количество данных, относительно особенностей структуры бескарбидного бейнита, существует ряд нерешенных вопросов, касающихся влияния отпуска на механические свойства среднелегированных конструкционных сталей со структурой бескарбидного бейнита.

В связи с этим цель настоящей работы – исследование влияния отпуска при различных температурах на поведение остаточного аустенита и механические свойства сталей с бескарбидным бейнитом, полученным при непрерывном медленном охлаждении в бейнитном интервале температур.

2. Материал и методика исследования

Исследовали структуру и свойства легированных сталей, химический состав которых приведен в табл. 1.

Таблица 1 – Химический состав исследованных сталей, мас. %

Сталь	C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	S	P
27X2H2CM	0,27	1,75	1,96	0,36	0,93	0,40	0,015	0,010
18X2H2CM	0,18	1,78	2,10	0,34	0,98	0,43	0,013	0,010

Заготовки исследуемых сталей 18X2H2CM и 27X2H2CM нагревали на 870 °С, выдерживали 30 мин, после чего охлаждали с печью с постоянной скоростью $V_{\text{охл}} = 5$ °С/мин. В результате такой обработки получали бейнитную структуру. Микроструктуру сталей изучали электронно-микроскопическим методом на микроскопе JEM-200 CX на фольгах, вырезанных из соответствующих образцов, приготовленных по стандартной методике. Количество остаточного аустенита измеряли магнитометрическим методом. Механические свойства определяли при комнатной температуре. Ударную вязкость определяли на образцах типа I по ГОСТ 9454–78. Для определения параметра решетки остаточного аустенита на аппарате ДРОН-3,0 в K_{α} -излучении железа снимали линию $(311)_{\gamma}$. Содержание углерода в остаточном аустените определяли по параметру кристаллической решетки.

3. Результаты и обсуждение

В отличие от изотермической закалки, когда бейнитную структуру получают преднамеренно, образование бейнита при закалке в центральных участках массивных изделий является нежелательным, но довольно частым явлением. При этом образование бейнитной структуры протекает во всем температурном интервале превращения. При непрерывном охлаждении исследованных сталей 18X2H2CM и 27X2H2CM формируется структура, состоящая из кристаллов бейнитного феррита реечной и глобулярной формы, остаточного аустенита с различным содержанием углерода, при распаде которого дополнительно может образовываться мартенсит. Электронно-микроскопические исследования показали, что отличительной особенностью структуры бейнита исследованных хромоникельмолибденовых сталей является полное отсутствие карбидов. Естественно, что сталь с такой структурой необходимо отпускать. Как видно из табл. 3, ударная вяз-

кость сталей 18X2H2CM и 27X2H2CM после такого отпуска несколько повышается при сохранении твердости на уровне неотпущенных образцов.

Таблица 2 – Влияние режимов термообработки на механические свойства, количество остаточного аустенита (О.А.) и содержание в нем углерода в сталях 18X2H2CM и 27X2H2CM с исходной бейнитной структурой

Марка стали	Режим отпуска	Твердость, НВ	КСУ, МДж/м ²	Кол-во О.А., %	Содержание С в О.А., %	Обогащение ОА углеродом, %
18X2H2CM	Без отпуска	352	0,9	16	1,0	+0,82
	Отпуск 300 °С	352	1,0	14	1,13	+0,95
27X2H2CM	Без отпуска	352	0,85	22	1,08	+0,8
	Отпуск 300 °С	363	0,90	19	1,26	+1,0

Результаты рентгеноструктурного анализа исследуемых сталей с бейнитной структурой, образовавшейся при непрерывном охлаждении с печью, до и после отпуска на 300 °С приведены в табл. 2. Видно, что низкотемпературный отпуск приводит к некоторому уменьшению количества остаточного аустенита в структуре сталей 18X2H2CM и 27X2H2CM соответственно на 2 % и 3 % при этом происходит увеличение параметра решетки γ -фазы. Согласно расчетам, проведенным по методике [1], содержание углерода в остаточном аустените в случае 300-градусного отпуска повышается на 0,13...0,18 %. По-видимому, это связано с распадом остаточного аустенита во время отпуска по бейнитному механизму, при этом некоторая его часть превращается в низкоуглеродистый бейнитный феррит без выделения карбидов, и происходит дальнейшее обогащение непревращенного остаточного аустенита углеродом.

Проведенное электронно-микроскопическое исследование сталей 18X2H2CM и 27X2H2CM с бейнитной структурой после отпуска на 300 °С не выявило существенных изменений. В структуре обеих сталей наблюдаются глобулярные и реечные кристаллы бейнитного феррита с участками остаточного аустенита. Выделений карбидов ни в бейнитном феррите, ни в остаточном аустените обнаружено не было.

Можно заключить, что низкотемпературный отпуск сталей со структурой бескарбидного бейнита, не вызывающий выделения карбидов, приводит к обогащению остаточного аустенита углеродом, т.е. к его стабилизации, и, как следствие, к повышению сопротивления стали ударному разрушению. Наблюдается также некоторое повышение ударной вязкости при испытаниях в области отрицательных температур: при температуре –60 °С ударная вязкость стали 27X2H2CM с бейнитной структурой составляет 0,50 МДж/м², а после 300-градусного отпуска – 0,55 МДж/м². Это решает проблему широкого использования низкоуглеродистых хромоникельмолибденовых сталей, рекомендуемых для массивных деталей. Как уже указывалось в работе [7], при непрерывном охлаждении от температуры аустонизации в различных участках по сечению образцов из сталей 10X2H3ГМ, 14X2H2ГМФ, 18X2H2CM, 27X2H2CM образуется бескарбидный глобулярный и реечный бейнит, сохраняется остаточный аустенит и не исключается вероятность образования мартенсита в участках, прилегающих к поверхности. Как показывают результаты настоящего исследования, низкотемпературный отпуск сталей с такой сложной структурой оказывается полезным.

4. Заключение

Показано, что остаточный аустенит в бескарбидном бейните кремнистых сталей после непрерывного охлаждения существенно обогащен по углероду и содержит значительную часть от общего содержания углерода в стали. Установлено, что отпуск при температуре 300 °С в течение 1...2 ч повышает значения ударной вязкости сталей 18Х2Н2СМ и 27Х2Н2СМ после медленного непрерывного охлаждения, имеющих в структуре различное соотношение как реечного – нижнего, так и глобулярного – верхнего бейнита, остаточного аустенита. Установлено, что при таком отпуске происходит стабилизация остаточного аустенита за счет заметного повышения в нем содержания углерода.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Кристалл», № 01201463333) при частичной поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-11. Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Литература

1. Bojarski Z., Bold T. Structure and properties of carbide-free-bainite // *Acta Metallurgica*. – 1974. – Vol. 22, iss. 10. – P. 1223–1234. – DOI: 10.1016/0001-6160(74)90136-9.
2. Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H. Very strong bainite // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. – 2004. – Vol. 8, iss. 3. – P. 251–257. – DOI: 10.1016/j.cossms.2004.09.005.
3. García-Mateo C., Caballero F. G., Bhadeshia H. K. D. H. Mechanical Properties of Low-Temperature Bainite // *Materials Science Forum*. – 2005. – Vols. 500–501. – P. 495–502. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.495.
4. Bhadeshia H. K. D. H., Edmonds D. V. Bainite in silicon steels: new composition-property approach. Part I // *Metal Science*. – 1983. – Vol. 17, iss. 9. – P. 411–419. – DOI: 10.1179/030634583790420600.
5. Khotinov V. A., Farber V. M., Morozova A. N. Evaluating the toughness of pipe steels by impact fracture curves // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. – 2015. – Iss. 2. – P. 57–66. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.2.057-066. – URL: http://dream-journal.org/DREAM_Issue_2_2015_Khotinov_V.A._et_al._57_66.pdf.
6. Effect of stability of retained austenite on the crack resistance of structural steel / M. N. Georgiev, A. Yu. Kaletin, Yu. N. Simonov, V. M. Schastlivtsev // *Fiz. Met. Metalloved.* – 1990. – Iss. 1. – P. 113–121. (In Russian).
7. Kaletin A. Yu., Ryzhkov A. G., Kaletina Yu. V. Enhancement of impact toughness of structural steels upon formation of carbide-free bainite // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – Vol. 116, no. 1. – P. 114–120. (In Russian).
8. New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel / F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo, M. J. Santofimia, M. K. Miller, C. Garcia de Andres // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57, iss. 1. – P. 8–17. – DOI: 10.1016/j.actamat.2008.08.041.
9. Atomic scale observations of bainite transformation in a high carbon high silicon steel / F. G. Caballero, M. K. Miller, S. S. Babu, C. Garcia-Mateo // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55, iss. 1. – P. 381–390. – DOI: 10.1016/j.actamat.2006.08.033.
10. Структура и свойства конструкционных сталей после термомеханической обработки в бейнитной области температур / В. М. Счастливцев, Ю. В. Калетина, М. А. Смирнов, А. Ю. Калетин // *Деформация и разрушение материалов*. – 2011. – № 4. – С. 1–9.

DEFORMATION STRUCTURE OF HIGH-PURITY IRON AFTER EXPLOSIVE LOADING IN SPHERICAL SYSTEMS

A. V. Dobromyslov^{1*}, E. A. Kozlov², N. I. Taluts¹

¹M.N. Miheev Institute of Metal Physic, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
18 S. Kovalevskoy St., Ekaterinburg, Russian Federation

²Russian Federal Nuclear Center – Zababakhin All-Russian Research Institute of Technical Physics,
P.B. 245, Snezhinsk, Chelyabinsk oblast, 456770, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: Dobromyslov@imp.uran.ru;
address for correspondence: ul. S. Kovalevskoy, 18, 620990, Ekaterinburg, Russian Federation.
Tel.: +7 343 3783824; Fax: +7 343 3745244

The deformation structure of high-purity iron after loading by spherically converging shock waves is studied by optical metallography, transmission electron microscopy, and microhardness measurements. It is revealed that high-rate plastic deformation of iron proceeds by slip. Shear bands and bands of strain localization along grain boundaries are formed in the course of loading. A mixed structure consisting of dislocation cells and bands is observed at the microlevel. Under realized loading conditions, high-rate plastic deformation of iron proceeds in the ε -phase; therefore twins are not formed. The deformation structure of high-purity iron is compared with the structure of Armco iron formed after similar loading conditions. The found difference is explained by different mobility of dislocations.

Keywords: iron, shock waves, high-rate plastic deformation, structure.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.069–079

References

1. Lan Y., Klaar H.I., Dahl W. Evolution of dislocation structure and deformation behavior of iron at different temperature: Part.I. Strain hardening curves and cellular structure. *Metallurgical Transactions A*, 1992, vol. 23, iss. 2, pp. 537–544. DOI: 10.1007/BF02801171.
2. Arnold W. *Dynamisches Werkstoffverhalten von ArmcoEisen bei Stoßwellenbelastung*. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 247, Düsseldorf, Germany, VDI-Verlag, 1992, 248 S.
3. Smith C.S., Fowler C.M. Further metallographic studies on metals after explosive shock. In: P.G. Shewmon and V.F. Zackay, eds. *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Inter Science Publishers Inc., New York, 1961, pp. 309–341.
4. Lobodyuk V.A., Savvakina G.I., Fedas N.P., Khandros L.G. Effect of shock waves on the change in the structure of Armco iron. In: *Metallofizika: sbornik statey*. Vyp. 53 [Metal Physics: Collection of Papers, iss. 53]. Kiev, Naukova Dumka Publ., 1974, pp. 46–50. (In Russian).
5. Johnson J.N., Rohde R.W. Dynamic deformation twinning in shock-loaded iron. *J. Appl. Phys.*, 1971, vol. 42, no. 11, pp. 4171–4182.
6. Kozlov E.A., Telichko I.V., Gorbachev D.M., Pankratov D.G., Dobromyslov A.V., Taluts N.I. The metastability and incompleteness of the alpha-epsilon phase transformation in unalloyed iron loading pulses: Specific features under the effect of threshold of the deformation behavior and structure of armco iron. *The Physics of Metals and Metallography*, 2005, vol. 99, no. 3, pp. 300–313.
7. Leslie W.C., Hornbogen E., Dieter G.E. The structure of shock-hardened iron before and after annealing. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1962, vol. 200, part 8, pp. 622–633.
8. Altshuler L.V. The use of shock waves in high-pressure physics. *Uspekhi fizicheskikh nauk*, 1965, vol. 85, iss. 2, pp. 199–258. (In Russian).

9. Zukas E.G., Fowler C.M. The behavior of iron and steel under impulsive loading. In: P.G. Shewmon and V.F. Zackay, eds. *Response of Metals to High Velocity Deformation*, Inter Science Publishers Inc., New York, 1961, pp. 343–369.
10. Meyers M.F., Murr L.E. Defect generation in shock-wave deformation. In: M.F. Meyers, L.E. Murr, eds. *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals*, Plenum Press, New York, 1981, pp.487–530.
11. Dobromyslov A.V., Kozlov E.A., Taluts N.I. High-strain-rate deformation of armko iron induced by spherical and quasi-spherical converging shock waves and the mechanism of the α - ϵ transformation. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008, vol. 106, no.5, pp. 531–541. DOI: 10.1134/S0031918X08110136.
12. Kanel G.I., Razorenov S.V., Garkushin G.V., Ashitkov S.I., Komarov P.S., Agranat M.B. Deformation resistance and fracture of iron over a wide strain rate range. *Physics of the Solid State*, 2014, vol. 56, no. 8, pp. 1569–1573. DOI: 10.1134/S1063783414080113.
13. Garkushin G.V., Naumova N.S., Atroshenko S.A., Razorenov S.V. Influence of the reversible α - ϵ phase transition and preliminary shock compression on the spall strength of armco iron. *Technical Physics*, 2016, vol. 61, no. 1, pp. 84–90. DOI: 10.1134/S1063784216010102.
14. Kozlov E.A., Dobromyslov A.V., Taluts N.I., Voltz Ch. Effect of spherically converging shock waves on deformation and phase behavior of high-purity iron. *The Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 10, pp. 1007–1015. DOI: 10.1134/S0031918X12100055.
15. Kamenetskaya D.S., Piletskaya I.B., Shiryaev V.I. *Zhelezo vysokoy stepeni chistoty* [High-Purity Iron]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978, 248 p. (In Russian).
16. Maddin R., Chen N.K. Geometrical aspects of the plastic deformation of metals single crystals. In: B. Chalmers, R. King, eds. *Progress in Metal Physics* 5, Pergamon Press Ltd., London, 1954, vol. 5, pp. 69–125.
17. Dobromyslov A.V., Dolgikh G.V., Taluts N.I, Shmatov V.T., Beresnev B.I. Influence of hydrostatic pressure upon geometry of slipping in monocrystals of siliceous iron. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1982, vol. 54, iss. 2, pp. 332–338. (In Russian).

Подана в журнал: 15.11.2016

УДК 669.1:539.89

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.069–079

ДЕФОРМАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ВЫСОКОЧИСТОГО ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ В СФЕРИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

А. В. Добромислов^{1*}, Е. А. Козлов², Н. И. Талуц¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное унитарное предприятие Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики имени академика Е. И. Забабахина, а/я 245, 456770, Снежинск, Челябинская обл., Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: Dobromyslov@imp.uran.ru;
адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация.
Телефон: +7 (343) 378–38–24; Факс: +7 (343) 374–52–44

Методами металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, а также измерением микротвердости изучена деформационная структура железа высокой чистоты после нагружения сферически сходящимися ударными волнами. Обнаружено, что высокоскоростная пластическая деформация железа осуществляется скольжением. В процессе нагружения происходит локализация деформации, приводящая к образованию полос сдвига, а в глубоких слоях шарового образца – дополнительно полос локализации деформации по границам зерен. На микроуровне формируется смешанная структура, состоящая из ячеистой и полосовой структуры. При реализованных режимах нагружения высокоскоростная пластическая деформация протекает в ϵ -фазе, поэтому двойники не образуются. Проведено сравнение деформационной структуры высокочистого железа со структурой армко-железа, формирующейся после аналогичных условий нагружения. Обнаруженное различие в деформационной структуре изученных металлов связывается с разной подвижностью дислокаций.

Ключевые слова: железо, ударное нагружение, высокоскоростная пластическая деформация, структура.

1. Введение

Изучение структуры и механических свойств металлов и сплавов, подвергшихся ударному нагружению, имеет большое значение для понимания деформационного и фазового поведения материалов в условиях высоких давлений и больших скоростей деформации. Известно, что формирование деформационной структуры железа в процессе пластической деформации зависит от нескольких факторов, таких как степень пластической деформации, скорость пластической деформации, температура деформации и присутствие примесей. При низких степенях деформации при комнатной температуре образующаяся деформационная структура содержит отдельные дислокации и плохо сформированную ячеистую структуру, которая с увеличением степени деформации становится более выраженной [1]. Увеличение скорости деформации приводит к появлению в деформационной структуре железа большого количества двойников деформации [2–7]. Влияние ударных волн на структуру и свойства армко-железа изучалось в ряде работ [2–13], однако работ, относящихся к изучению железа высокой чистоты, практически нет [14]. Вместе с тем хорошо известно, что степень чистоты железа по углероду оказывает существенное влияние на предел текучести, временное сопротивление разрыву и температуру хрупко-пластического перехода [15].

Цель данной работы – изучение деформационного поведения железа высокой чистоты при нагружении сферически сходящимися ударными волнами.

2. Материал и методика

Для исследования было взято железо высокой чистоты, содержание примесей в котором приведено в табл. 1. Образец в форме шара диаметром 60 мм был подвергнут нагружению сходящимися детонационными волнами во взрывной сферической системе с наружным радиусом взрывчатого вещества 40 мм (рис. 1 а). Толщина слоя взрывчатого вещества составляла 10 мм. Амплитудное значение давления на поверхности шара было около 60 ГПа. Спецификой данного способа нагружения является то, что изменение во времени давления в каждом слое шара, их амплитудные значения определяются не только величиной и длительностью начального импульса давления, но также и глубиной залегания слоя в шаре. Реализованный режим взрывного нагружения обеспечивал протекание $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ превращения во всем объеме шара.

Таблица 1 – Химический состав исходного материала, мас. %

Fe	C	Mn	Si	S	P	Cu	Ni	Sn	Mo	N
Основа	0,001	0,050	0,008	0,004	0,005	0,006	0,017	0,002	0,001	0,0033

Претерпевший нагружение и сохраненный образец был разрезан по меридиональному сечению. Для проведения металлографического и электронно-микроскопического исследования, а также измерения микротвердости из одной половины образца были вырезаны столбики квадратного сечения вдоль радиальных направлений, из которых были приготовлены микрошлифы и фольги, находящиеся на различных расстояниях от поверхности шара. Шлиф был также приготовлен по всей плоскости меридионального сечения второй половины образца.

Металлографические исследования проводили на микроскопе Neophot-32, изучение микроструктуры – на электронном микроскопе JEM-200СХ. Для травления шлифов использовали 2 %-ый раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Утонение фольг для электронно-микроскопического исследования осуществляли электролитически в растворе хромового ангидрида (100 г) в ортофосфорной кислоте (860 мл) при напряжении 22–25 в. Измерение микротвердости проводили на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,49 Н.

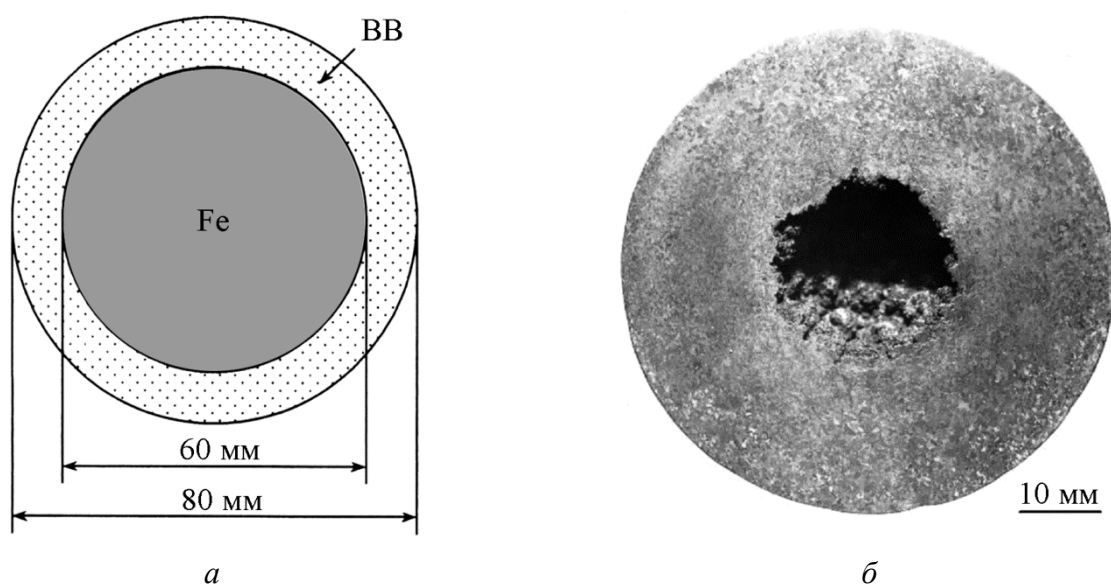


Рис. 1. Схема нагружения (а) и общий вид меридионального сечения шара из железа после нагружения (б)

3. Результаты и обсуждение

В результате ударного нагружения в центре шара появилась полость со средним радиусом $\sim 11,1$ мм (рис. 1 б). Вид поверхности полости указывает на протекание хрупкого разрушения в процессе ее формирования. Образование полости обусловлено появлением всесторонних растягивающих напряжений за фронтом сферически расходящейся волны, возникающей после фокусировки сферически сходящейся волны в центре шара. Это приводит к тому, что разрушение сферического образца начинается в его центре. Волны разрежения, возникающие при выходе расходящейся (отраженной от центра) волны на наружную поверхность шара, также участвуют в формировании, а точнее – в росте ранее возникшей полости.

В исходном состоянии железо имеет полностью рекристаллизованную структуру, состоящую из равноосных ферритных зерен (рис. 2 а).

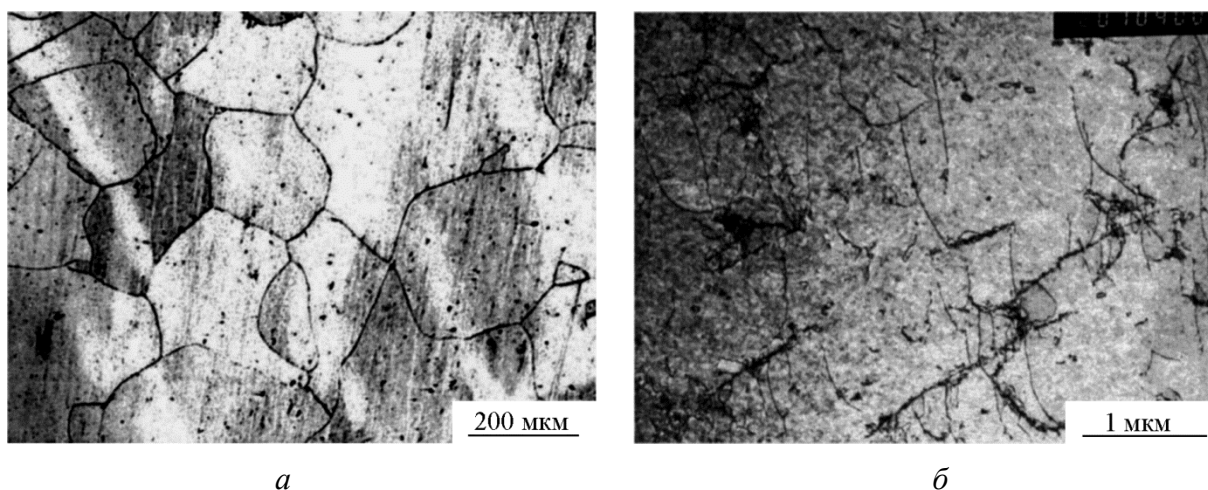


Рис. 2. Структура (а) и микроструктура железа (б) в исходном состоянии

На рис. 3 и 4 приведена серия снимков, характеризующих изменение деформационной структуры образца на различных расстояниях от поверхности нагружения. Видно, что в результате высокоскоростной пластической деформации внутри исходных ферритных зерен происходит образование полос сдвига. В большинстве случаев полосы сдвига однородно заполняют тело зерна β -фазы и непрерывно распространяются от одной стороны зерна до другой. Полосы сдвига распространяются прямолинейно и не обнаруживают признаков волнистости или разветвленности, которые характерны для пластической деформации ОЦК металлов [16, 17]. С увеличением глубины залегания слоя в шаре среднее расстояние между полосами сдвига растет. Так, например, среднее расстояние между полосами сдвига в слое на глубине 1 мм от поверхности шара составляет 6 мкм, а на глубине 10 мм – 15 мкм (рис. 3 а, з).

Существенное изменение деформационной структуры железа происходит в слоях, находящихся на расстояниях 13 мм от поверхности нагружения. В таких слоях наряду с полосами сдвига, распространяющимися внутри зерен, происходит образование полос локализации деформации по границам зерен (рис. 4 а, б). При дальнейшем увеличении глубины залегания слоя плотность полос сдвига еще более уменьшается и появляются области с рекристаллизованным зерном (рис. 4 в).

При электронно-микроскопическом исследовании в исходной структуре железа наблюдается неоднородная дислокационная структура, в некоторых участках присутствуют только отдельные дислокации, в других – клубки дислокаций и дислокационные скопления (рис. 2 б).

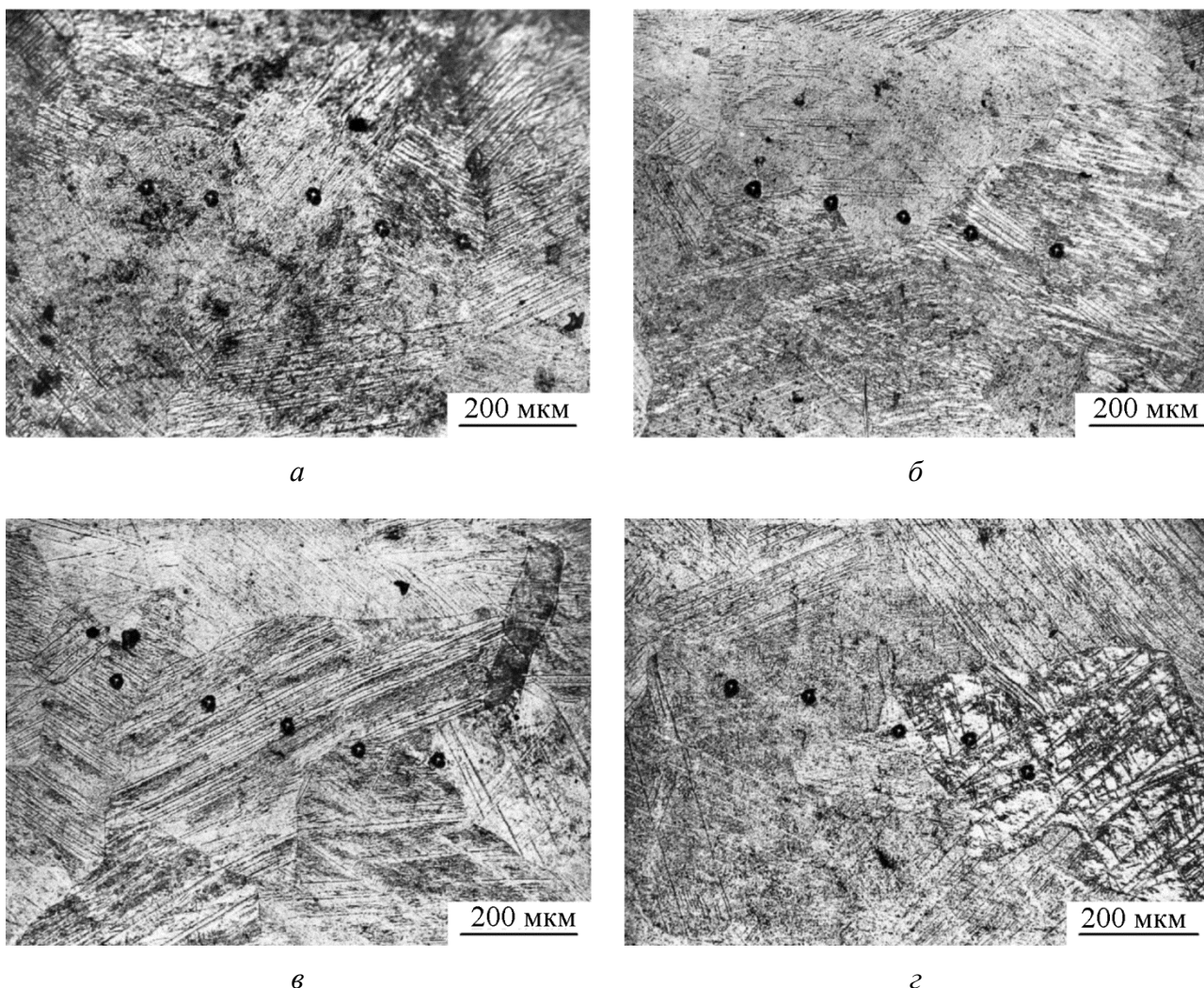


Рис. 3. Структура железа после нагружения на различных расстояниях от поверхности:
а – 1; *б* – 3; *в* – 7; *г* – 10 мм

После ударного нагружения в приповерхностных слоях наблюдается сильно фрагментированная структура; местами мелкие фрагменты содержат внутри себя большое количество дислокаций. В слоях, расположенных на расстоянии 5 мм от поверхности шара, наблюдающаяся структура частично состоит из протяженных фрагментов, имеющих плоские границы, а частично из областей с ячеистой структурой (рис. 5 *а*). С увеличением глубины залегания слоя до 8 мм границы фрагментов становятся более четкими. Ячеистая структура по-прежнему присутствует, наряду с этим в некоторых местах наблюдается большое количество геликоидальных дислокаций, образование которых происходит в результате взаимодействия скользящих дислокаций с вакансиями (рис. 5 *б*). При дальнейшем увеличении глубины залегания слоя начинается формирование полосовой структуры (рис. 5 *в*), хотя области с ячеистой структурой все еще наблюдаются (рис. 5 *г*). В слое, расположенном на расстоянии 13,6 мм от поверхности шара, в структуре появляется достаточно большое количество рекристаллизованных зерен. Образовавшиеся в процессе рекристаллизации зерна или частично сохраняют морфологию ранее наблюдающейся фрагментированной структуры или имеют более равновесные границы. Полигонизационные и рекристаллизационные процессы в слое на расстоянии 16,4 мм от поверхности шара усиливаются (рис. 5 *д*, *е*). Микродвойники в деформационной структуре практически не обнаруживаются.

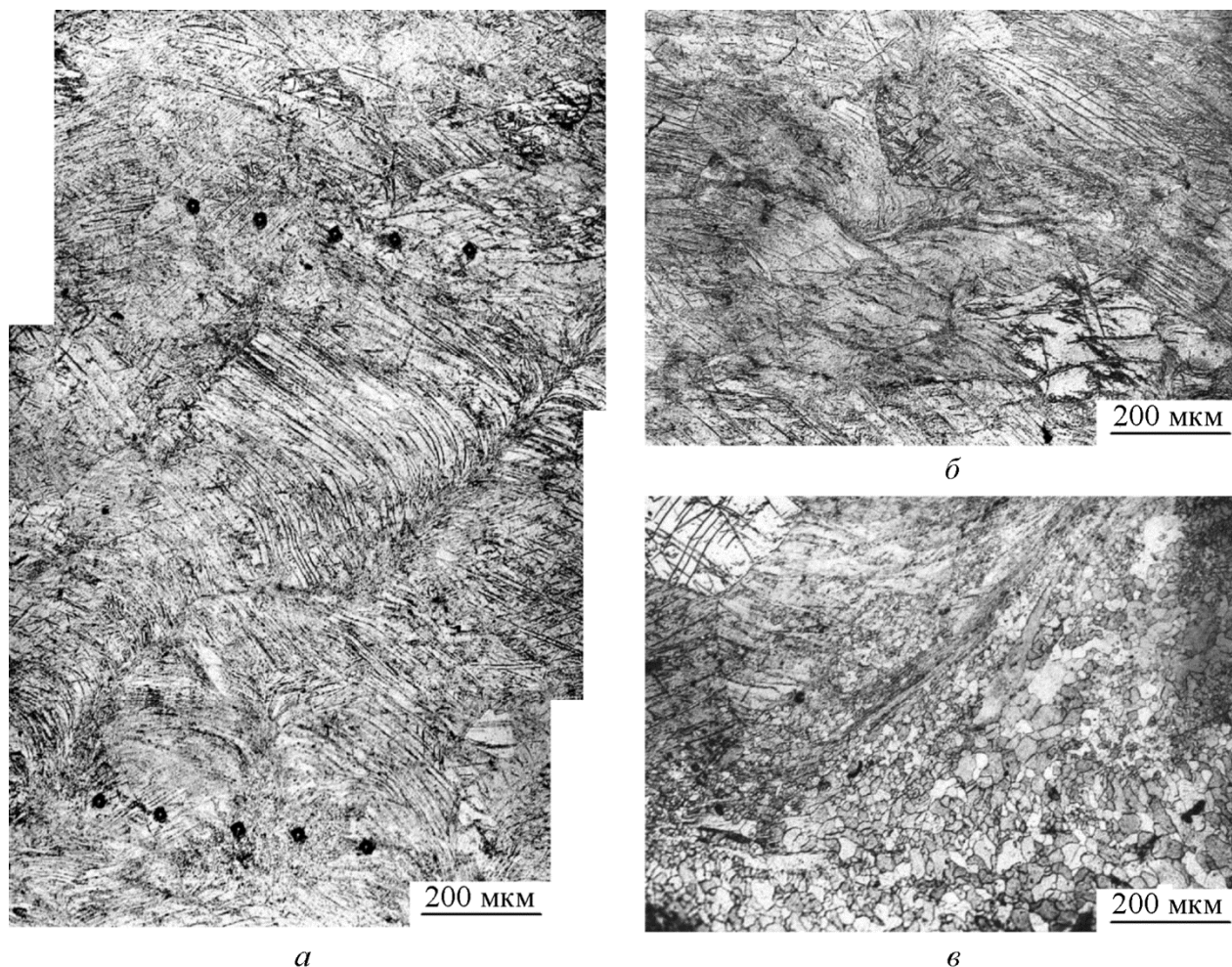
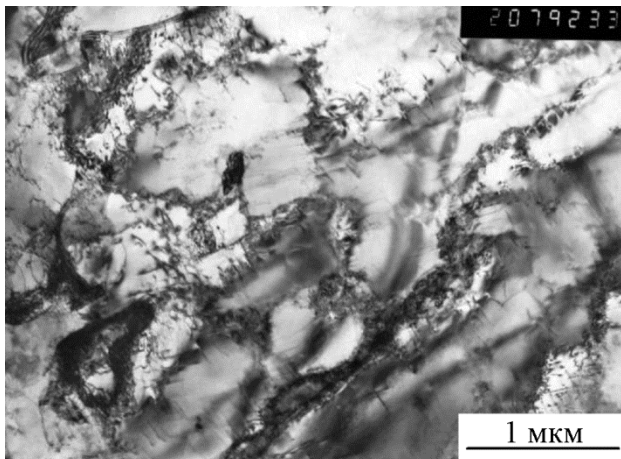
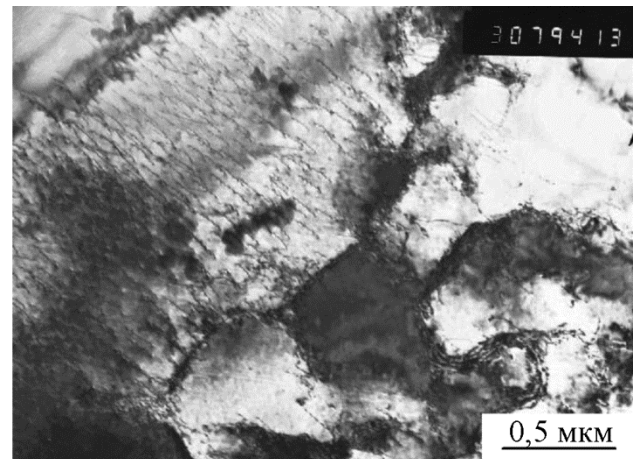


Рис. 4. Структура железа после нагружения на различных расстояниях от поверхности:
а – 13–14; б – 14,5; в – 18,5 мм

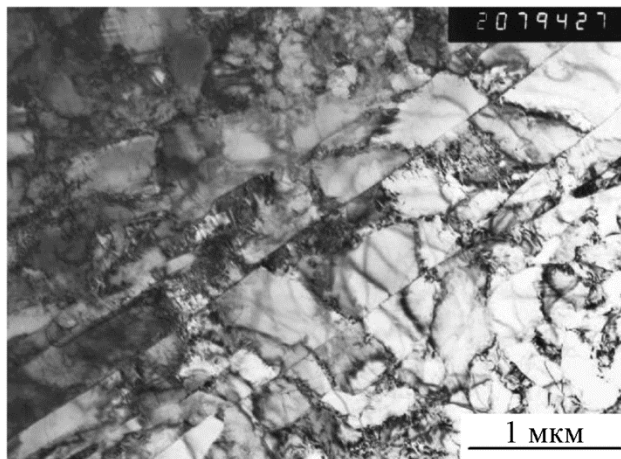
Характерной особенностью деформационной структуры железа, наблюдаемой в работе, является отсутствие двойникования, хотя скорость высокоскоростной деформации при нагружении сферически сходящимися ударными волнами находится в интервале 10^6 – 10^7 с⁻¹. Ранее в работе [7] при изучении структуры железа после нагружения плоскими ударными волнами с амплитудами в диапазоне 7–55 ГПа было установлено, что при давлении 7 ГПа в деформационной структуре присутствуют дислокации и механические двойники, плотность которых возрастает при повышении давления до 11 ГПа. В отличие от этого деформационная структура железа после нагружения ударным волнами с амплитудой 15,5 ГПа и выше содержит только дислокации, имеющие высокую плотность, и полосы сдвига. Отсутствие двойников при нагружении железа ударными волнами с амплитудами давления больше 13 ГПа авторы работы [5] объяснили протеканием $\alpha \rightarrow \epsilon$ превращения. Аналогично этому в работе [6] было показано, что образование двойников при нагружении железа скользящей детонацией слоев взрывчатого вещества происходит только до 13 ГПа. В настоящем исследовании давление на поверхности шара составляло 60 ГПа, что примерно в 4 раза больше давления, необходимого для протекания $\alpha \rightarrow \epsilon$. Поэтому высокоскоростная пластическая деформация в процессе ударного нагружения протекала не в α -фазе, имеющей ОЦК-структуру, в ϵ -фазе, имеющей ГПУ-структуру.



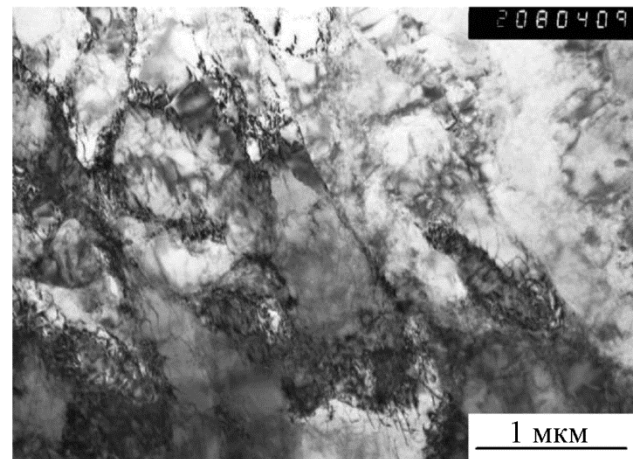
a



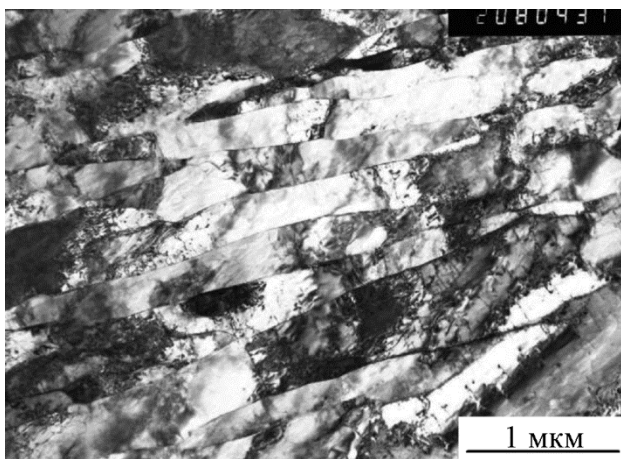
б



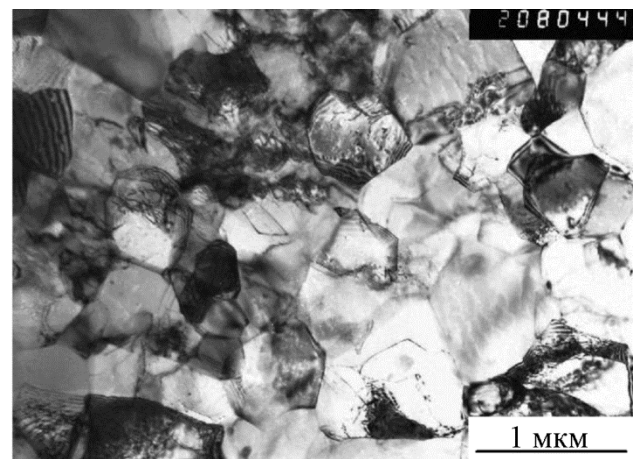
в



г



д



е

Рис. 5. Микроструктура шара после нагружения на различных расстояниях от поверхности:
a – 5,2; *б* – 8; *в* – 10,8; *г* – 13,6; *д*, *е* – 16,4 мм

В исходном состоянии микротвердость высокочистого железа составляет 960 МПа. После ударного воздействия микротвердость в приповерхностных слоях увеличивается при-

мерно в 1,5 раза (рис. 6). Затем она еще возрастает и в средних и глубоко расположенных слоях ее среднее значение составляет 1550 МПа. В слоях, расположенных вблизи полости, в которых наблюдается мелкое зерно, микротвердость железа резко понижается до значений примерно 1100 МПа. Несмотря на такое понижение микротвердость в этих слоях все еще оказывается больше, чем микротвердость железа в исходном образце, что связано главным образом с существенно меньшим размером рекристаллизованного зерна по сравнению с размером зерна в исходном состоянии. Следует отметить, что максимальные значения микротвердости в этом шаре несколько ниже, чем максимальные значения микротвердости в шаре из армко-железа, содержащего 0,024 мас. % углерода, подвергнутом аналогичному режиму нагружения [11] и существенно ниже, чем в шаре из высокочистого железа диаметром 166 мм, исследованном нами ранее в работе [12].

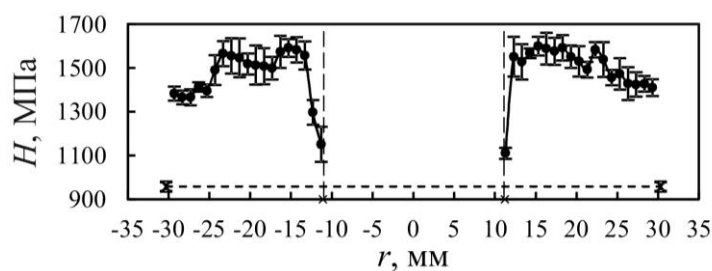


Рис. 6. Изменение микротвердости образца вдоль радиального направления. Вертикальные штриховые линии – границы внутренней полости. Горизонтальная штриховая линия – значение микротвердости в исходном состоянии

Сравнение деформационной структуры армко-железа, содержащего 0,024 мас. % углерода [11], и высокочистого железа, исследованного в данной работе, показывает, что уменьшение содержания углерода вносит некоторые изменения в особенности деформационного поведения железа. В высокочистом железе полосы сдвига выражены более четко и распространяются более прямолинейно. Количество полос локализации деформации в армко-железе существенно больше, они более узкие и контрастные. Кроме того, внутри некоторых из них наблюдаются трещины. Различие в деформационной структуре армко-железа и высокочистого железа на микроуровне трудно обнаружить из-за сильной неоднородности структуры.

Разница в деформационном поведении высокочистого железа и армко-железа в основном объясняется тем, что в высокочистом железе дислокации являются более подвижными, так как вблизи них не происходит образования облаков Коттрелла. Поэтому при одинаковых степенях деформации плотность дислокаций в армко-железе может быть больше на порядок [15]. Меньшая подвижность дислокаций в армко-железе не может обеспечить релаксацию действующих напряжений, что приводит к образованию трещин внутри полос локализации деформации.

4. Заключение

Проведенное исследование показало, что высокоскоростная пластическая деформация высокочистого железа в рассматриваемых условиях нагружения протекает скольжением, которое осуществляется главным образом в ε -фазе. В связи с этим образование деформационных двойников не происходит. На средних и глубоких радиусах наблюдается образование полос локализации деформации по границам зерен.

Различие в особенностях деформационной структуры высокочистого железа и армко-железа связывается с разной подвижностью дислокаций.

Благодарность

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Деформация» № 01201463327) при частичной поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-11.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Литература

1. Lan Y., Klaar H. I., Dahl W. Evolution of dislocation structure and deformation behavior of iron at different temperature. Part. I. Strain hardening curves and cellular structure // *Metallurgical Transactions A*. – 1992. – Vol. 23, iss. 2. – P. 537–544. – DOI: 10.1007/BF02801171.
2. Arnold W. *Dynamisches Werkstoffverhalten von ArmcoEisen bei Stoßwellenbelastung*. – Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5 Nr. 247, Düsseldorf, Germany : VDI-Verlag, 1992. – 248 S.
3. Smith C. S., Fowler C. M. Further metallographic studies on metals after explosive shock // *Response of Metals to High Velocity Deformation* / edited by P. G. Shewmon, V. F. Zackay. – New York : Inter Science Publishers Inc., 1961. – P. 309–341.
4. Воздействие ударных волн на изменение структуры армко-железа / В. А. Лободюк, Г. И. Саввакин, Н. П. Федас, Л. Г. Хандрос // *Металлофизика : сб. науч. статей*. – Киев : Наукова думка, 1974. – Вып. 53. – С. 46–50.
5. Johnson J. N., Rohde R. W. Dynamic deformation twinning in shock-loaded iron // *J. Appl. Phys.* – 1971. – Vol. 42, no. 11. – P. 4171–4182.
6. The metastability and incompleteness of the alpha-epsilon phase transformation in unalloyed iron loading pulses: Specific features under the effect of threshold of the deformation behavior and structure of armco iron / E. A. Kozlov, I. V. Telichko, D. M. Gorbachev, D. G. Pankratov, A. V. Dobromyslov, N. I. Taluts // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2005. – Vol. 99, no. 3. – P. 300–313.
7. Leslie W. C., Hornbogen E., Dieter G. E. The structure of shock-hardened iron before and after annealing // *Journal of the Iron and Steel Institute*. – 1962. – Vol. 200, part 8. – P. 622–633.
8. Альтшулер Л. В. Применение ударных волн в физике высоких давлений // *Успехи физических наук*. – 1965. – Т. 85, вып. 2. – С. 199–258.
9. Zukas E. G., Fowler C. M. The behavior of iron and steel under impulsive loading. // *Response of metals to high velocity deformation* / edited by P. G. Shewmon, V. F. Zackay. – New York : Inter Science Publishers Inc., 1961. – P. 343–369.
10. Meyers M. F., Murr L. E. Defect generation in shock-wave deformation // *Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals* / edited by M. A. Meyers, L. E. Murr. – New York : Plenum Press, 1981. – P. 487–530.
11. Dobromyslov A. V., Kozlov E. A., Taluts N. I. High-strain-rate deformation of armco iron induced by spherical and quasi-spherical converging shock waves and the mechanism of the α - ϵ transformation // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2008. – Vol. 106, no. 5. – P. 531–541. – DOI: 10.1134/S0031918X08110136.
12. Deformation resistance and fracture of iron over a wide strain rate range / G. I. Kanel, S. V. Razorenov, G. V. Garkushin, S. I. Ashitkov, P. S. Komarov, M. B. Agranat // *Physics of the Solid State*. – 2014. – Vol. 56, no. 8. – P. 1569–1573. – DOI: 10.1134/S1063783414080113.
13. Influence of the reversible α - ϵ phase transition and preliminary shock compression on the spall strength of armco iron / G. V. Garkushin, N. S. Naumova, S. A. Atroshenko, S. V. Razorenov // *Technical Physics*. – 2016. – Vol. 61, no. 1. – P. 84–90. – DOI: 10.1134/S1063784216010102.
14. Effect of spherically converging shock waves on deformation and phase behavior of high-purity iron / E. A. Kozlov, A. V. Dobromyslov, N. I. Taluts, Ch. Voltz // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2012. – Vol. 113, no. 10. – P. 1007–1015. – DOI: 10.1134/S0031918X12100055.

15. Каменецкая Д. С., Пилецкая И. В., Ширяев В. И. Железо высокой степени чистоты. – М. : Металлургия, 1978. – 248 с.
16. Maddin R., Chen N. K. Geometrical aspects of the plastic deformation of metals single crystals // Progress in Metal Physics 5 / edited by B. Chalmers, R. King. – London : Pergamon Press Ltd., 1954. – Vol. 5. – P. 69–125.
17. Influence of hydrostatic pressure upon geometry of slipping in monocrystals of siliceous iron / A. V. Dobromyslov, G. V. Dolgikh, N. I. Taluts, V. T. Shmatov, B. I. Beresnev // Fizika metallov i metallovedenie. – 1982. – Vol. 54, iss. 2. – P. 332–338.

PARALLELIZING THE SOLUTION OF THE NONLINEAR HEAT CONDUCTION PROBLEM WITH THE APPLICATION OF THE OPENCL LIBRARY

L. F. Spevak, O. A. Nefedova*

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: nefedova@imach.uran.ru;
address for correspondence: 34, ul. Komsomolskaya, Ekaterinburg, Russian Federation.
Tel.: +7 (343) 375 35 92; fax: +7 (343) 3745330

The paper deals with the application of parallel computation methods to the numerical solution of the nonlinear boundary value problem for the degenerate two-dimensional differential heat conduction equation. The nonlinearity of the problem stems from the power dependence of the thermal conductivity coefficient on temperature. The solution algorithm is based on the boundary element method with the application of the dual reciprocity method enabling all the computations to be brought to the boundary of the problem solution domain. A program has been developed from the presented computational algorithm. To accelerate the computation as much as possible, we use parallel programming processes and graphics processors. The program is written in the C++ programming language with the use of the OpenMP and OpenCL open standards. An example is considered to illustrate the work of the algorithm and the program; the calculation accuracy and the calculation speed are analyzed.

Keywords: parallel computation, OpenMP, OpenCL, nonlinear heat conduction problem, boundary element method, analytical integration, radial basis functions.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.080–091

References

1. Aguilar–Leal O., Fuentes–Aguilar R.Q., Chairez I., Garcia–Gonzalez A., Huegel J.C. Distributed parameter system identification using finite element differential neural networks. *Applied Soft Computing*, 2016, vol. 43, pp. 633–642. DOI: 10.1016/j.asoc.2016.01.004.
2. Petaccia G., Leporati F., Torti E. OpenMP and CUDA simulations of Sella Zerbino Dam break on unstructured grids. *Computational Geosciences*, 2016, vol. 20, no. 10, pp. 1123–1132. DOI: 10.1007/s10596-016-9580-5.
3. Sundarapandian M., Kalpathi R., Siochi R.A.C., Kadam A.S. Lung diaphragm tracking in CBCT images using spatio-temporal MRF. *Computerized Medical Imaging and Graphics*, 2016, vol. 53, pp. 9–18. DOI: 10.1016/j.compmedimag.2016.07.001.
4. Li K.L., Yang W.D., Li K.Q. A Hybrid Parallel Solving Algorithm on GPU for Quasi-Tridiagonal System of Linear Equations. *IEEE Transactions on Parallel and Distributed Systems*, 2016, vol. 27, no. 10, pp. 2795–2808. DOI: 10.1109/TPDS.2016.2516988.
5. Witz C., Treffer D., Hardiman T., Khinast J. Local gas holdup simulation and validation of industrial-scale aerated bioreactors. *Chemical Engineering Science*, 2016, vol. 152, pp. 636–648. DOI: 10.1016/j.ces.2016.06.053.
6. Tredak P., Rudnicki W.R., Majewski J.A. Efficient implementation of the many-body Reactive Bond Order (REBO) potential on GPU. *Journal of Computational Physics*, 2016, vol. 321, pp. 556–570. DOI: 10.1016/j.jcp.2016.05.061.
7. Jia S.Y., Zhang W.Z., Yu X.K., Pan Z.K. CPU-GPU mixed implementation of virtual node method for real-time interactive cutting of deformable objects using OpenCL. *International Journal of Computer Assisted Radiology and Surgery*, 2015, vol. 10, no. 9, pp. 1477–1491. DOI: 10.1007/s11548-014-1147-0.

8. *CUDA Zone. NVIDIA Developer.* Available at: <https://developer.nvidia.com/cuda-zone> (accessed 12.06.2016).
9. *OpenCL – The Open Standard for Parallel Programming of Heterogeneous Systems.* Available at: <https://www.khronos.org/ocl> (accessed 05.06.2015).
10. Munshi A., Gaster B.R., Mattson T.G., Fung J., Ginsburg D. *OpenCL Programming Guide*, Addison-Wesley, Upper Saddle River, NJ, Boston, Indianapolis, San Francisco, New York, Toronto, Montreal, London, Munich, Paris, Madrid, Cape Town, Sydney, Tokyo, Singapore, Mexico City, 2012, 603 p. ISBN 13: 978-0321749642, ISBN 10: 0321749642.
11. *OpenCL Optimization Guide.* Available at: <http://developer.amd.com/tools-and-sdks/ocl-zone/amd-accelerated-parallel-processing-app-sdk/ocl-optimization-guide/> (accessed 23.01.2015).
12. Gaster B.R., Howes L., Kaeli D.R., Mistry P., Schaa D. *Heterogeneous Computing with OpenCL*, Morgan Kaufmann, Amsterdam, Boston, Heidelberg, London, New York, Oxford, Paris, San Diego, San Francisco, Singapore, Sydney, Tokyo, 2012, 277 p. ISBN 978-0-12-87766-6.
13. Han T.D., Abdelrahman T.S. Reducing Branch Divergence in GPU Programs. In: *GPGPU-4: Proceedings of the Fourth Workshop on General Purpose Processing on Graphics Processing Units*, Newport Beach, California, USA, March 05, 2011, article no. 3. DOI: 10.1145/1964179.1964184.
14. *What is OpenMP? PARALLEL.RU.* Available at: https://parallel.ru/tech/tech_dev/openmp.html (accessed 11.02.2015).
15. OpenMP. Available at: <http://www.openmp.org/> (accessed 11.02.2015).
16. Chandra R., Dagum L., Kohr D., Maydan D., McDonald J., Melon R. *Parallel Programming in OpenMP*. Morgan Kaufmann Publishers, San Francisco, 2001, 231 p. ISBN 1-55860-671-8.
17. *OpenACC. Directives for Accelerators.* Available at: <http://www.openacc.org/> (accessed 21.04.2015).
18. Fedotov V.P., Spevak L.F. One approach to the derivation of exact integration formulae in the boundary element method. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 2008, vol. 32, no. 10, pp. 883–888. DOI: 10.1016/j.enganabound.2008.03.001.
19. Fedotov V.P., Spevak L.F., Nefedova O.A. Elastic-plastic deformation processes simulated by the modified boundary element method. *Programmnye produkty i sistemy*, 2013, vol. 104, no. 4, pp. 253–257. DOI: 10.15827/0236-235X.104.253-257. (In Russian).
20. Fedotov V.P., Spevak L.F., Nefedova O.A. A software package designed to solve problems of the potential theory by the boundary element method. *Programmnye produkty i sistemy*, 2014, vol. 108, no. 4, pp. 178–182. DOI: 10.15827/0236-235X.108.178-182. (In Russian).
21. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numerical and analytical studies of a nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form. *Applied Mathematical Modelling*, 2013, vol. 37, iss. 10–11, pp. 6918–6928. DOI: 10.1016/j.apm.2013.02.026.
22. Spevak L.F., Nefedova O.A. Solving the nonlinear heat conduction equation by the dual reciprocity boundary element method. *Mezhdunarodnyy zhurnal prikladnykh i fundamentalnykh issledovaniy*, 2015, no. 12–1. Available at: <http://www.applied-research.ru/ru/article/view?id=7813> (accessed: 05.12.2016). (In Russian).
23. Kazakov A.L., Spevak L.F. An analytical and numerical study of a nonlinear parabolic equation with degeneration for the cases of circular and spherical symmetry. *Applied Mathematical Modelling*, 2015, vol. 40, iss. 2, pp. 1333–1343. DOI: 10.1016/j.apm.2015.06.038.
24. Vazquez J.L., ed. *The Porous Medium Equation: Mathematical Theory*. Clarendon Press, Oxford, 2006, 648 p. ISBN 978-0-19-856903-9. DOI: 10.1093/acprof:oso/9780198569039.001.0001.
25. Brebbia C.A., Telles J.F.C., Wrobel L.C. *Boundary Element Techniques*. Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New-York, Tokyo, 1984, 466 p. ISBN: 978-3-642-48862-7 (Print), 978-3-642-48860-3 (Online). DOI: 10.1007/978-3-642-48860-3.

26. Nardini D., Brebbia C.A. A New Approach to Free Vibration Analysis using Boundary Elements. *Applied Mathematical Modelling*, 1983, vol. 7, no. 3, pp. 157–162. DOI: 10.1016/0307-904X(83)90003-3.
27. *GSL-GNU Scientific Library*. Available at: <http://www.gnu.org/software/gsl/> (accessed 23.05.2016).
28. *Boost C++ Libraries*. Available at: <http://www.boost.org>.

Подана в журнал: 13.12.2016
УДК 517.958:[536.2+ 539.219.3]:004.272:004.032.24
DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.080–091

РАСПАРАЛЛЕЛИВАНИЕ РЕШЕНИЯ НЕЛИНЕЙНОЙ ЗАДАЧИ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БИБЛИОТЕКИ OPENCL

Л. Ф. Спевак, О. А. Нефедова*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения
Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34,
Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: nefedova@imach.uran.ru;
адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация.
Тел.: +7 (343) 375–35–92; факс: +7 (343) 374–53–30

Статья посвящена применению методов параллельных вычислений к численному решению нелинейной краевой задачи для двумерного дифференциального уравнения теплопроводности с вырождением. Нелинейность задачи обусловлена степенной зависимостью коэффициента теплопроводности от температуры. Алгоритм решения основан на методе граничных элементов с использованием метода двойственной взаимности, позволяющего свести все вычисления на границу области решения задачи. На основе представленного вычислительного алгоритма разработана программа. Для максимального ускорения счета задействованы технологии параллельного программирования и графические процессоры. Программа написана на языке программирования C++ с использованием открытых стандартов OpenMP и OpenCL. Рассмотрен пример, иллюстрирующий работу алгоритма и программы, выполнен анализ точности и скорости счета.

Ключевые слова: параллельные вычисления, OpenMP, OpenCL, нелинейная задача теплопроводности, метод граничных элементов, аналитическое интегрирование, радиальные базисные функции.

1. Введение

В последнее время наблюдается рост использования графических процессоров (GPU) для решения прикладных задач в различных областях науки [1–7]. Рекламно-маркетинговые усилия компаний-производителей графических чипов и мировая конкуренция привели к существенному снижению стоимости самих видеокарт, а также к снижению совокупной стоимости владения данными аппаратными устройствами. Всё это позволило перевести GPU в разряд действительно массового продукта. В 2013–2015 гг. использование видеокарт получило широкую популярность в связи с генерацией цифровых денег – биткойнов. Код для ядра процессора представлял собой ряд простых логических операций с конечной схемой ветвлений, и привлечение GPU с возможностью выполнения параллельных вычислений для этих целей было идеальным вариантом. Однако для проведения точных математических расчетов требовалось использование типа данных double, возможности полной поддержки которого на GPU не было еще продолжительное время. Также не было единого стандарта для написания программ параллельных вычислений, который регламентировал бы операции загрузки микрокода и данных в процессор видеокарты.

На протяжении последних десяти лет многие разработчики программного обеспечения, ученые и исследователи активно используют набор инструментов CUDA SDK [8], который является частной собственностью фирмы производителя видеокарт NVIDIA и работает только на оборудовании этой компании. Заметим, что аппаратная поддержка типа данных double появилась в графических процессорах компании AMD заметно раньше, а их продукты

всегда были более привлекательными по цене для рядовых программистов. Первые версии открытой библиотеки OpenCL [9] были разработаны приблизительно в то же время, что и архитектура CUDA. Использование открытого стандарта OpenCL дает возможность запускать одну и ту же программу, выполняющую параллельные вычисления, как на центральных многоядерных процессорах, так и на графических процессорах [10]. Несмотря на то, что реализация приложений на OpenCL не зависит от типа оборудования и производителя, данный стандарт почему-то продолжительное время не привлекал особого внимания специалистов, и сейчас этот факт легко отследить по количеству статей, посвященных конкретной реализации распараллеливания [1–7].

В связи с тем, что проведение математических вычислений на GPU становится всё более популярным, нам хотелось бы отметить два значимых нюанса применения данной технологии. Первый состоит в том, что в отличие от центрального процессора (CPU), ядра в графическом процессоре не являются полностью потоконезависимыми, т.е. GPU не может выполнять циклические алгоритмы в параллельных участках кода независимо. Ветвления, как такового, здесь нет, и видеопроцессор всегда выполняет обе ветки условного оператора, по крайней мере, на группе ядер. Это свойство, а также отсутствие полноценного конвейера для каждого ядра при приеме и обработке информации приводят к тому, что выполнение циклов на GPU становится менее эффективным, чем на CPU [11–13]. А поскольку большинство численных методов решения прикладных задач широко используют циклы, от количества повторений которых зависит погрешность метода, неэффективным становится выполнение всего алгоритма на GPU. Выходом из создавшегося положения может стать перенос повторяющихся участков кода на CPU. Но тогда возникает второй нюанс, определяемый скоростью работы контроллера памяти и шины передачи данных вычислительного устройства. Память центрального процессора и память видеокарты независимы для большинства высокопроизводительных устройств, поэтому время, расходуемое на передачу массива аргументов на видеокарту, может многократно перекрывать недостатки конвейера GPU.

К открытым стандартам для распараллеливания программ относится также OpenMP [14, 15]. Фреймворк OpenMP описывает совокупность директив компилятора, библиотечных процедур и переменных окружения, предназначенных для программирования многопоточных приложений на многопроцессорных системах с общей памятью, и разработан для программ, написанных на языках программирования C, C++, Fortran [16]. В основе стандарта OpenMP лежат декларативные элементы и константы, подсказывающие компилятору возможности переноса независимых участков кода на разные ядра в многопроцессорной системе.

Для проведения параллельных вычислений этот метод является самым эффективным, но и самым затратным, поскольку создание большой многоядерной системы, проектирование и организация арбитража многих процессоров к общей памяти являются дорогостоящими задачами. Крупные производители суперкомпьютеров пытались спроектировать стандарт OpenACC [17], по синтаксису схожий с OpenMP, но предназначенный уже для систем, основанных на GPU, или даже модифицировать OpenMP для поддержки им вычислительных ускорителей. На сегодняшний день часть компиляторов языка C ограниченно поддерживает стандарт OpenACC, но ввиду большого разнообразия самих видеокарт, отличающихся архитектурой, даже в линейке одного производителя, использование директив для распараллеливания на GPU представляется малоэффективным.

Таким образом, использование GPU для выполнения математических расчетов при решении прикладных задач – это, несомненно, тенденция, которая будет становиться все более популярной, в частности по экономическим причинам. Однако графическим процессорам присущи определенные и неустраняемые недостатки, указанные ранее. Следовательно, для эффективного и относительно бюджетного использования GPU немаловажным фактором является выбор класса и метода решения задачи.

Высокоинтенсивные процессы, сопровождающиеся значительным изменением температуры за малые промежутки времени, широко используются в топливно-энергетической,

химической, металлургической и других отраслях промышленности. При математическом моделировании процессов теплопроводности, протекающих в большом интервале изменения температур, необходимо учитывать зависимость коэффициента теплопроводности от температуры. В этом случае для определения распределения температурного поля в образце в любой момент времени необходимо решать нелинейную краевую задачу для дифференциального уравнения параболического типа. Точное решение нелинейных краевых задач связано с большими трудностями, поэтому специалисты часто обращаются к численным методам решения.

В данной работе представлен итерационный алгоритм решения двумерной нелинейной задачи в случае степенной зависимости коэффициента теплопроводности от температуры. В основе алгоритма лежит методика применения метода граничных элементов (МГЭ) [18], основанная на точном вычислении интегралов по граничным элементам с помощью полученных авторами аналитических формул и параллельных вычислений на каждом этапе решения. Разработанный подход и созданные на его основе программы показали свою эффективность для решения классических задач математической физики [19, 20], а также одномерных задач рассматриваемого в настоящей работе типа [21–23].

2. Математическая постановка задачи

Рассмотрим двумерное дифференциальное уравнение параболического типа в случае степенной зависимости коэффициента теплопроводности от температуры [24]

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = \text{div}[\lambda(\theta) \text{grad} \theta], \quad \lambda(\theta) = \beta \theta^\sigma, \quad (1)$$

соответствующее нелинейной задаче теплопроводности. Здесь функция $\theta = \theta(\tau, x, y)$ – температура в точке (x, y) в момент времени $\tau > 0$; $\lambda(\theta)$ – коэффициент теплопроводности; div , grad – дифференциальные операторы дивергенции и градиента соответственно; β и σ – положительные коэффициенты.

После введения в уравнение (1) новых переменных $u = \theta^\sigma$, $t = \beta\tau$, получим:

$$u_t = u(u_{xx} + u_{yy}) + \frac{1}{\sigma}(u_x^2 + u_y^2). \quad (2)$$

Здесь u_t , u_x , u_y – частные производные первого порядка от функции $u(t, x, y)$ по переменным t , x и y соответственно; u_{xx} , u_{yy} – частные производные второго порядка от функции $u(t, x, y)$ по соответствующим переменным.

Зададим краевое условие в следующем виде:

$$u|_{g(t,x,y)=0} = 0. \quad (3)$$

Здесь уравнение $g(t, x, y) = 0$ в каждый момент времени определяет нулевой фронт тепловой волны $S^{(t)}$ – замкнутую гладкую линию, ограничивающую область $V^{(t)}$, содержащую начало координат. Предполагается, что если $t_1 < t_2$, то $V^{(t_1)} \subset V^{(t_2)}$. Задача состоит в определении функции $u = u(t, x, y)$ в области $t \in [0, t_*]$, $(x, y) \in V^{(t)}$, где $V^{(t)}$ – область, ограниченная $S^{(0)}$ и $S^{(t)}$. Можно показать, что из условия (3) следует:

$$q|_{g(t,x,y)=0} = \frac{\sigma g_t(t, x, y)}{\sqrt{g_x^2(t, x, y) + g_y^2(t, x, y)}}. \quad (4)$$

Здесь $q = \frac{\partial u}{\partial n}$ – тепловой поток; $n = (n_x, n_y)$ – вектор внешней нормали к границе рассматриваемой области в момент времени t .

3. Алгоритмы решения методом граничных элементов

Решение задачи (2)–(4) выполнялось по шагам по времени на основе метода граничных элементов (МГЭ) [25]. На каждом шаге решается задача для уравнения

$$u_{xx} + u_{yy} = \frac{1}{u} \left(u_t - \frac{1}{\sigma} (u_x^2 + u_y^2) \right) \quad (5)$$

с граничными условиями (3), (4).

В соответствии с МГЭ, для произвольной точки $\xi \in V^{(t)}$ справедливо интегральное уравнение

$$u(\xi) = \int_S [q(x)u^*(\xi, x) - u(x)q^*(\xi, x)]dS(x) - \int_{V^{(t)}} \frac{1}{u} \left(u_t - \frac{u_x^2 + u_y^2}{\sigma} \right) u^*(\xi, x) dV(x), \quad (6)$$

где $S = S^{(0)} \cup S^{(t)}$, $u^*(\xi, x)$, $q^*(\xi, x)$ – функции влияния [25]. Для граничной точки $x_0 \in S$ справедливо

$$\frac{1}{2} u(x_0) = \int_S [q(x)u^*(x_0, x) - u(x)q^*(x_0, x)]dS(x) - \int_{V^{(t)}} \frac{1}{u} \left(u_t - \frac{u_x^2 + u_y^2}{\sigma} \right) u^*(x_0, x) dV(x). \quad (7)$$

Записав уравнение (7) для каждого узла граничного элемента, получим систему линейных алгебраических уравнений, решение которой определит граничные значения температуры и потока, не заданные условиями (3) и (4). Решение проводилось с использованием аналитического вычисления интегралов по граничным элементам [18], использовались прямолинейные элементы с постоянной аппроксимацией.

Для вычисления интегралов по области $V^{(t)}$, стоящих в правых частях уравнений (6) и (7), применялся метод двойственной взаимности [26]. Представим входящий в подынтегральные выражения множитель $\frac{1}{u} \left(u_t - \frac{u_x^2}{\sigma} \right)$ в виде:

$$\frac{1}{u} \left(u_t - \frac{u_x^2}{\sigma} \right) = \sum_{i=1}^N \alpha_i f_i(x), \quad (8)$$

где для функций f_i существуют такие функции $\hat{u}_i$, что $f_i = \Delta \hat{u}_i$. В качестве функций f_i удобно использовать радиальные базисные функции (РБФ), значения которых зависят от расстояния между текущей точкой и заданными точками коллокации $x_1, x_2, \dots, x_n$, лежащими в области $V^{(t)}$: $f_i(x) = f_i(|x - x_i|)$. С учетом разложения (8) интегралы могут быть вычислены следующим образом:

$$\int_{V^{(t)}} \frac{1}{u} \left(u_t - \frac{u_x^2 + u_y^2}{\sigma} \right) u^*(\xi, x) dV(x) = \sum_{i=1}^N \alpha_i \int_{V^{(t)}} f_i(x) u^*(\xi, x) dV(x) = \sum_{i=1}^N \alpha_i \int_{V^{(t)}} \Delta \hat{u}_i(x) u^*(\xi, x) dV(x) =$$

$$= \sum_{i=1}^N \alpha_i \left(-\hat{u}_i(\xi) + \int_S [\hat{q}_i(x) u^*(\xi, x) - \hat{u}_i(x) q^*(\xi, x)] dS(x) \right), \quad (9)$$

где $\hat{q}_i(x) = \frac{\partial \hat{u}_i(x)}{\partial n}$. Все вычисления, таким образом, сводятся на границу области решения задачи, и основное преимущество МГЭ – уменьшение размерности задачи – сохраняется. Полученные соотношения позволяют итерационно решить исходную задачу (2)–(4) на каждом шаге по времени.

4. Программная реализация

Представленный вычислительный алгоритм был реализован в виде программного модуля. Программа была написана на языке программирования C++ с использованием стандарта OpenMP для реализации параллельных вычислений с привлечением многопоточности на многопроцессорных многоядерных системах, имеющих общую память. Для выполнения параллельных вычислений на графических процессорах или на центральных процессорах, с использованием набора инструкций SSE/AVX, была задействована библиотека OpenCL.

Первоначально программа была отлажена на машине разработчика в окружении компилятора GCC 5.1.0 (TDM-GCC), последней версии драйверов OpenCL и технологии APP-AMD-SDK. Для выполнения численных расчетов были использованы библиотека GSL [27] и собрание библиотек классов BOOST [28]. Далее, после компиляции, отладки и проверки работоспособности, программный код копировался на суперкомпьютер «Уран» ИММ УрО РАН, оснащенный графическими укорителями NVIDIA Tesla M2050 GPU. Затем, уже в окружении вычислительной среды суперкомпьютера, была выполнена повторная компиляция программы. Компиляция производилась с использованием компилятора Intel C++ версии 14.0 и стандартных версий библиотек OpenMP и OpenCL, установленных на суперкомпьютере.

5. Пример

Тестирование программы, анализ точности и скорости счета были проведены на модельной задаче теплопроводности с вырождением для симметричного случая, когда нулевой фронт имеет форму окружности

$$g(t, x, y) = x^2 + y^2 - r^2(t), \quad r(t) = R \left(1 + \frac{\mu t}{C} \right)^\alpha, \quad (10)$$

где $\mu = 4 + \frac{4}{\sigma}$, $\alpha = \frac{1}{2\sigma + 2}$. Точное решение в этом случае имеет вид:

$$u = -\frac{x^2 + y^2}{C + \mu t} + \frac{C^{k-1} R^2}{(C + \mu t)^k}, \quad (11)$$

где $k = \frac{4}{\mu}$.

Возможности программы позволили оперативно изменять входные данные, а именно: шаг по времени, количество граничных элементов, количество внутренних точек коллокации, а также вид РБФ, и производить компиляцию непосредственно перед выполнением расчета. Для этих целей использовался текстовый редактор Emacs. Значения температуры вдоль радиуса окружности, полученные с помощью МГЭ, оказались близки к аналитическому

решению (11). Для примера на рис. 1 приведено сравнение точного решения и решения МГЭ с шагом по времени $h = 0,05$ при $\sigma = 3$; $C = 10$ и $R = 1$ в различные моменты времени.

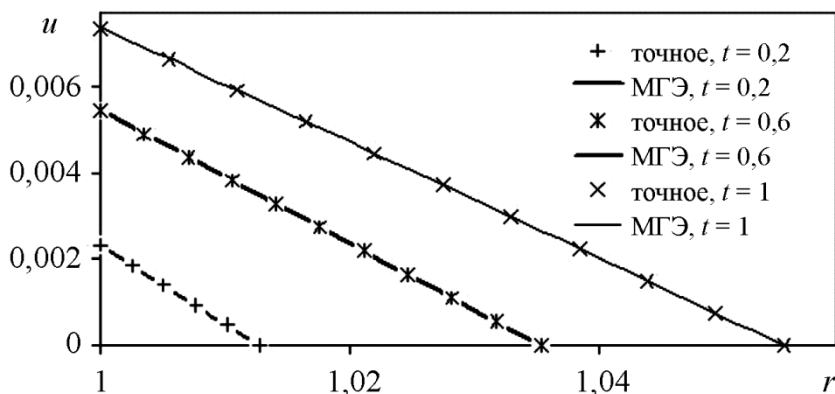


Рис. 1. Сравнение решения МГЭ и точного решения вдоль радиуса окружности

В табл. 1 представлено сравнение времени выполнения последовательного алгоритма и двух реализаций параллельного алгоритма с использованием OpenMP. Расчет выполнялся на двухъядерном процессоре Intel(R) Core(TM) Duo CPU E8300 и на четырехъядерном процессоре Intel(R) Core(TM)2 Quad CPU Q8400. Решение задачи проводилось для интервала времени $t \in [0,1]$ с шагом по времени $h = 0,1$.

Таблица 1 – Время расчета задачи при различных реализациях алгоритма с использованием OpenMP

Количество граничных элементов	Последовательный алгоритм, с	Параллельный алгоритм, использование OpenMP, 2 ядра, с	Параллельный алгоритм, использование OpenMP, 4 ядра, с
400	373	160	16
800	1065	445	99
1000	1531	645	190
1300	2396	1001	405

В табл. 2 представлено сравнение времени выполнения трех реализаций параллельного алгоритма с использованием OpenCL. Расчет выполнялся на двухъядерном процессоре Intel(R) Core(TM) Duo CPU E8300 с SSE, на графическом процессоре ATI Radeon HD 5750 GPU, имеющем 720 ядер, и на вычислительном модуле NVIDIA Tesla M2050 GPU. Решение задачи проводилось для интервала времени $t \in [0,1]$ с шагом по времени $h = 0,1$.

Таблица 2 – Время расчета задачи при различных реализациях алгоритма с использованием OpenCL

Количество граничных элементов	Параллельный алгоритм, реализация OpenCL на CPU с SSE, с	Параллельный алгоритм, реализация OpenCL на ATI Radeon HD 5750 GPU, с	Параллельный алгоритм, реализация OpenCL на NVIDIA Tesla M2050, с
400	3	3	2
800	10	6	6
1000	17	11	9
1300	38	27	19

Обобщая результаты, полученные в ходе выполнения программы на разных аппаратных платформах с использованием разных методов распараллеливания и при различном количестве граничных элементов, мы приходим к следующим выводам.

1. Как видно из таблицы, использование параллельных алгоритмов приводит к значительному сокращению времени счета.
2. Предложенный для распараллеливания алгоритм на основе МГЭ может полностью масштабироваться на количество ядер при различном количестве граничных элементов.
3. При решении нестационарной задачи с помощью МГЭ основное время затрачивается на подсчет коэффициентов системы линейных уравнений, вычисление которых может выполняться независимо, тогда, как решение самой системы не требует больших аппаратных ресурсов.
4. На обычных компьютерах платформа OpenCL более эффективна, чем OpenMP. Адаптация программы под нее может ускорить вычисления в несколько раз, даже без использования графических процессоров. Таким образом, имеет смысл включать ее во все новые проекты, где возможно распараллеливание алгоритма.
5. Подключение GPU позволяет еще больше ускорить счет, причем не столько важно поколение используемой видеокарты, как количество ядер на графическом процессоре.
6. На графическом процессоре имеет смысл выполнять только циклы с фиксированным количеством повторений, давая возможность компилятору раскрыть их в линейный код.

6. Заключение

В ходе работы была использована методика распараллеливания алгоритма на основе метода граничных элементов для открытых стандартов OpenMP и OpenCL и создана ее программная реализация. Представлено сравнение времени расчета на примере нелинейной краевой задачи для двумерного дифференциального уравнения теплопроводности с вырождением при различных реализациях алгоритма. На основе полученных результатов можно сделать вывод о целесообразности привлечения GPU для распараллеливания решения задач рассмотренного класса.

Благодарность

Работа выполнена при частичной поддержке Комплексной программы УрО РАН, проект № 15-7-1-17.

Список литературы

1. Distributed parameter system identification using finite element differential neural networks / O. Aguilar-Leal, R. Q. Fuentes-Aguilar, I. Chairez, A. Garcia-Gonzalez, J. C. Huegel // *Applied Soft Computing*. – 2016. – Vol. 43. – P. 633–642. – DOI: 10.1016/j.asoc.2016.01.004.
2. Petaccia G., Leporati F., Torti E. OpenMP and CUDA simulations of Sella Zerbino Dam break on unstructured grids // *Computational Geosciences*. – 2016. – Vol. 20, no. 10. – P. 1123–1132. – DOI: 10.1007/s10596-016-9580-5.
3. Lung diaphragm tracking in CBCT images using spatio-temporal MRF / M. Sundarapandian, R. Kalpathi, R. A. C. Siochi, A. S. Kadam // *Computerized Medical Imaging and Graphics*. – 2016. – Vol. 53. – P. 9–18. – DOI: 10.1016/j.compmedimag.2016.07.001.
4. Li K. L., Yang W. D., Li K. Q. A Hybrid Parallel Solving Algorithm on GPU for Quasi-Tridiagonal System of Linear Equations // *IEEE Transactions on Parallel and Distributed Systems*. – 2016. – Vol. 27, no. 10. – P. 2795–2808. – DOI: 10.1109/TPDS.2016.2516988.
5. Local gas holdup simulation and validation of industrial-scale aerated bioreactors / C. Witz, D. Treffer, T. Hardiman, J. Khinast // *Chemical Engineering Science*. – 2016. – Vol. 152. – P. 636–648. – DOI: 10.1016/j.ces.2016.06.053.

6. Tredak P., Rudnicki W. R., Majewski J. A. Efficient implementation of the many-body Reactive Bond Order (REBO) potential on GPU // *Journal of Computational Physics*. – 2016. – Vol. 321. – P. 556–570. – DOI: 10.1016/j.jcp.2016.05.061.
7. CPU–GPU mixed implementation of virtual node method for real–time interactive cutting of deformable objects using OpenCL / S. Y. Jia, W. Z. Zhang, X. K. Yu, Z. K. Pan // *International Journal of Computer Assisted Radiology and Surgery*. – 2015. – Vol. 10, no. 9. – P. 1477–1491. – DOI: 10.1007/s11548-014-1147-0.
8. CUDA Zone. NVIDIA Developer [Электронный ресурс]. – URL: <https://developer.nvidia.com/cuda-zone> (дата обращения: 12.09.2016).
9. OpenCL. The Open Standard for Parallel Programming of Heterogeneous Systems [Электронный ресурс]. – Khronos Group. – URL: <https://www.khronos.org/opencl/> (дата обращения: 05.06.2015).
10. OpenCL Programming Guide / A. Munshi, B. R. Gaster, T. G. Mattson, J. Fung, D. Ginsburg. – Upper Saddle River, NJ, Boston, Indianapolis, San Francisco, New York, Toronto, Montreal, London, Munich, Paris, Madrid, Cape Town, Sydney, Tokyo, Singapore, Mexico City : Addison Wesley Professional, 2012. – 603 p. – ISBN 13 978-0321749642. – ISBN 10 0321749642.
11. OpenCL. Optimization Guide [Электронный ресурс]. – URL: <http://developer.amd.com/tools-and-sdks/opencl-zone/amd-accelerated-parallel-processing-app-sdk/opencl-optimization-guide/> (дата обращения: 23.01.2015).
12. Heterogeneous Computing with OpenCL / B. R. Gaster, L. Howes, D. R. Kaeli, P. Mistry, D. Schaa. – Amsterdam, Boston, Heidelberg, London, New York, Oxford, Paris, San Diego, San Francisco, Singapore, Sydney, Tokyo : Morgan Kaufmann, 2012. – 277 p. – ISBN 978-0-12-387766-6.
13. Han T. D., Abdelrahman T. S. Reducing Branch Divergence in GPU Programs // *The Fourth Workshop on General Purpose Processing on Graphics Processing Units “GPGPU-4”*, Newport Beach, California, USA, March 05, 2011 : proceedings. – Article no. 3. – DOI: 10.1145/1964179.1964184.
14. Что такое OpenMP? PARALLEL.RU [Электронный ресурс]. – URL: https://parallel.ru/tech/tech_dev/openmp.html (дата обращения: 11.02.2015).
15. OpenMP [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.openmp.org/> (дата обращения: 11.02.2015).
16. Parallel Programming in OpenMP / R. Chandra, L. Dagum, D. Kohr, D. Maydan, J. McDonald, R. Melon. – San-Francisco : Morgan Kaufmann Publishers, 2001. – 231 p. – ISBN 1–55860–671–8.
17. OpenACC. Directives for Accelerators [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.openacc.org/> (дата обращения: 21.04.2015).
18. Fedotov V. P., Spevak L. F. One approach to the derivation of exact integration formulae in the boundary element method // *Engineering Analysis with Boundary Elements*. – 2008. – Vol. 32, no. 10. – P. 883–888. – DOI: 10.1016/j.enganabound.2008.03.001.
19. Федотов В. П., Спёвак Л. Ф., Нефедова О. А. Моделирование процессов упругопластического деформирования модифицированным методом граничных элементов // *Программные продукты и системы*. – 2013. – Т. 104, № 4. – С. 253–257. – DOI: 10.15827/0236-235X.104.253-257.
20. Федотов В. П., Спёвак Л. Ф., Нефедова О. А. Программный комплекс для решения задач теории потенциала методом граничных элементов // *Программные продукты и системы*. – 2014. – Т. 108, № 4. – С. 178–182. – DOI: 10.15827/0236-235X.108.178-182.
21. Kazakov A. L., Spevak L. F. Numerical and analytical studies of a nonlinear parabolic equation with boundary conditions of a special form // *Applied Mathematical Modelling*. – 2013. – Vol. 37, iss. 10–11. – P. 6918–6928. – DOI: 10.1016/j.apm.2013.02.026.
22. Спёвак Л. Ф., Нефедова О. А. Решение нелинейного уравнения теплопроводности методом граничных элементов с использованием метода двойственной взаимности [Электрон-

- ный ресурс] // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2015. – № 12–1. – С. 50–55. – URL: <http://www.applied-research.ru/ru/article/view?id=7813> (дата обращения: 05.12.2016).
23. Kazakov A. L., Spevak L. F. An analytical and numerical study of a nonlinear parabolic equation with degeneration for the cases of circular and spherical symmetry // *Applied Mathematical Modelling*. – 2015. – Vol. 40, iss. 2. – P. 1333–1343. – DOI: 10.1016/j.apm.2015.06.038.
24. The Porous Medium Equation: Mathematical Theory / edited by J. L. Vazquez. – Oxford : Clarendon Press, 2006. – 648 p. – ISBN 978-0-19-856903-9. – DOI: 10.1093/acprof:oso/9780198569039.001.0001.
25. Brebbia C. A., Telles J. F. C., Wrobel L. C. *Boundary Element Techniques*. – Berlin, Heidelberg, New-York, Tokyo : Springer-Verlag, 1984. – 466 p. – ISBN 978-3-642-48862-7. – DOI: 10.1007/978-3-642-48860-3..
26. Nardini D., Brebbia C. A. A New Approach to Free Vibration Analysis using Boundary Elements // *Applied Mathematical Modelling*. – 1983. – Vol. 7, no. 3. – P. 157–162. – DOI: 10.1016/0307-904X(83)90003-3.
27. GSL-GNU Scientific Library [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.gnu.org/software/gsl/> (дата обращения: 23.05.2016).
28. Boost C++ Libraries [Электронный ресурс]. – URL: <http://www.boost.org/> (дата обращения: 07.04.2016).

DEPENDENCE OF MECHANICAL AND MAGNETIC PROPERTIES OF HYPEREUTECTOID STEEL ON EXCESS CEMENTITE MORPHOLOGY

S. V. Burov*, Yu. V. Khudorozhkova

Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 620049, 34 Komsomolskaya st., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: burchitai@mail.ru; address for correspondence: ul. Komsomolskaya 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 343 3753583; fax: +7 343 3745330

A set of physical and mechanical properties of the U13 steel depending on the morphology of the excess hypereutectoid cementite phase has been revealed. Excess cementite is represented by globules with uniform or layered distribution, by Widmanstätten type needles and by a cementite network. Samples with layer distribution of globular excess cementite demonstrate a better set of strength and plasticity, whereas the worst set of properties are characteristic of samples with a cementite network. The investigated magnetic properties can serve as a basis for the development of methods for electromagnetic testing of excess cementite morphology and the level of strength of hypereutectoid steels after thermomechanical treatment.

Keywords: cementite, cementite network, Widmanstätten cementite, hypereutectoid steel, structure.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.092-099

References

1. Makarov A.V., Kogan L.Kh., Schastlivtsev V.M., Kolobylin Yu.M., Yakovleva I.L., Gorkunov E.S., Tabatchikova T.I. Feasibility of testing hardness and wear resistance of eutectoid high-carbon steels with the structure of thin-plate pearlite by magnetic and electromagnetic methods. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2000, vol. 36, no. 8, pp. 539–550.
2. Chulkina A.A., Ul'yanov A.I., Arsentieva N.B., Zagainov A.V., Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Somova V.M. The role of cementite in the formation of magnetic hysteresis properties of plastically deformed high-carbon steels: II. Magnetic properties of patented wire made of steel 70. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2006, vol. 42, no. 7, pp. 460–467. DOI: 10.1134/S1061830906070059.
3. Gorkunov E.S. Magnetic Structural-Phase Analysis as Applied to Diagnosing and Evaluating the Lifetime of Products and Structural Components. Part 1. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 1, pp. 6–40. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040. Available at: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_19.html.
4. Gorkunov E.S. Magnetic Structural-phase Analysis. Part II. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 3, pp. 6–50. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.006-050. Available at: http://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_34.html.
5. Burov S.V., Khudorozhkova Yu.V. Distributional and Morphological Changes in Excess Cementite during Deformation of Hypereutectoid Steels. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, iss. 6, pp. 80–89. DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.80-89. Available at: http://dream-journal.org/issues/2015-6/2015-6_71.html.
6. Verhoeven J.D., Gibson E.D. The divorced eutectoid transformation in steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, vol. 29A, pp. 1181–1189. DOI: 10.1007/s11661-998-0245-4.
7. Burov S.V., Khudorozhkova Yu.V., Ryzhkov M.A. Peculiarities of austenite transformation under continuous cooling of hypereutectoid steel. *Obrabotka Metallov*, 2013, no. 4 (61), pp. 65–70. (In Russian).

8. Khudorozhkova Yu.V., Burov S.V. Investigation of the structure and magnetic properties of hypereutectoid steel with different carbide phase morphology. *AIP Conference Proceedings*, 2016, vol. 1785, iss. 1, pp. 040026. DOI: 10.1063/1.4967083. Available at: <http://scitation.aip.org/content/aip/proceeding/aipcp/1785?ver=pdfcov>.
9. Plotnikova N.V. *Rol morfologii tsementita v obespechenii konstruktivnoy prochnosti uglerodistykh zaevtektoidnykh staley* [The Contribution of Cementite Morphology to the Structural Strength of Hypereutectoid Carbon Steels]. PhD thesis synopsis, Novosibirsk, 2004, 19 p. (In Russian).
10. Sukhanov D.A., Arkhangelskiy L.B., Plotnikova N.V. The morphology of the carbides in high-carbon alloys such as damascus steel. *Obrabotka metallov*, 2016, no. 4 (73), pp. 43–51. DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51. (In Russian).
11. Sukhanov D.A., Arkhangelskiy L.B. Damascus steel microstructure. *Metallurgist*, 2016, vol. 59, iss. 9, pp. 818–822. DOI: 10.1007/s11015-016-0178-x.

Подана в журнал: 10.11.2016
УДК 620.179:620.174:620.172:620.186
DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.092-099

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ЗАЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ ОТ МОРФОЛОГИИ ИЗБЫТОЧНОГО ЦЕМЕНТИТА

С. В. Буров*, Ю. В. Худорожкова

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения
Уральского отделения Российской академии наук, ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: burchitai@mail.ru; адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 375–35–83; факс: +7 (343) 374–53–30

Определен комплекс физико-механических свойств стали У13 с различной морфологией избыточной карбидной фазы – в виде равномерно распределенных глобулей, глобулей с преимущественно слоистым распределением, в виде остатков игл видманштеттова цементита и в виде сетки по границам бывшего аустенитного зерна. Наилучшим комплексом прочности и пластичности обладают образцы со слоистым распределением глобулярного избыточного цементита, а наихудшим – образцы с цементитной сеткой. Исследование магнитных характеристик дало результаты, которые могут быть основой для разработки методик электромагнитного контроля морфологии карбидной фазы и уровня механических характеристик углеродистых заэвтектоидных сталей, подвергнутых термомеханической обработке.

Ключевые слова: цементит, цементитная сетка, видманштеттов цементит, заэвтектоидная сталь, структура.

1. Введение

Обеспечение высокой износостойкости инструмента и элементов конструкций часто решается применением заэвтектоидных сталей. Возрастание объемной доли карбидов приводит к увеличению износостойкости. Важную роль для характеристик вязкости и пластичности заэвтектоидных сталей играет морфология избыточного цементита, а его дисперсность и характер распределения могут влиять на характеристики износостойкости, что ставит важную задачу управления морфологией и дисперсностью карбидной фазы, а также установлением взаимосвязей между морфологией и свойствами стали. Обеспечение различного уровня механических характеристик за счет обеспечения необходимой структуры карбидной подсистемы делает необходимым разработку неразрушающих методов контроля структуры на основе измерения физических характеристик материалов. Согласно современным представлениям, морфология цементита в составе эвтектоида накладывает существенный отпечаток на магнитные характеристики стали. Измерение магнитных свойств, прежде всего коэрцитивной силы, может быть основой для прогнозирования прочности перлитной стали, поскольку коэрцитивная сила чувствительна как к дисперсности перлита, так и морфологии карбидных (и конечно ферритных) частиц в нем [1–4].

Влияние морфологии и характера распределения избыточного цементита на магнитные свойства заэвтектоидных сталей изучено в меньшей степени, однако имеются сравнительные данные по глобулярному и сетчатому избыточному цементиту [2–3].

Из литературных источников и собственных данных авторов известно, что в заэвтектоидных сталях могут быть реализованы различные морфологии избыточного цементита: глобулярная, в виде сетки и в виде цементитных игл (пластин) видманштеттовой природы [5, 10]. Известно, что в литом состоянии избыточный цементит может быть представлен и в виде неравновесного ледебурита, однако формирование этого ледебурита в заэвтектоидной стали обеспечивается только при кристаллизации и не свойственно для большинства ком-

мерческих сталей, поставляемых в деформированном состоянии [5, 10, 11]. Характер распределения глобулярного цементита также может различаться – быть равномерным или носить неравномерный характер, глобулы избыточного цементита могут быть распределены слоями или строчками по границам бывшего аустенитного зерна. Таким образом, для прогнозирования эксплуатационных механических свойств важным является определение влияния морфологии и характера распределения избыточного цементита: экспериментальная реализация этого возможна при варьировании избыточной карбидной фазы при постоянной морфологии основного металла. Исследование изменения механических свойств и магнитных характеристик в зависимости от характера распределения и морфологии избыточного цементита может служить основой для прогнозирования механических свойств стали на основании данных неразрушающего контроля.

Цель настоящей работы – выявить влияние морфологии избыточного цементита на уровень прочности, пластичности и магнитные характеристики стали.

2. Материалы и методика исследования

В качестве материала исследования выбрана заэвтектоидная углеродистая сталь У13, химического состава (в мас. %): С – 1,27 %; Si – 0,22 %; Mn – 0,27 %; P – 0,014 %; S – 0,009 %.

Для определения влияния морфологии избыточного цементита на коэрцитивную силу стояла задача получить различную морфологию избыточного цементита при близкой или одинаковой морфологии и дисперсности эвтектоидной матрицы заэвтектоидной стали. Однообразность матрицы может давать возможность для оценки вклада в магнитные свойства только структуры избыточного цементита.

Решение этой задачи стало возможным с разработкой четырех режимов термообработки, описанных нами ранее в работе [8]. Первая часть каждого режима была высокотемпературной и включала нагрев выше A_{cm} , для обеспечения необходимой морфологии избыточного цементита в зависимости от скорости охлаждения, итоговая часть каждого режима представляла собой охлаждение на воздухе и обеспечивала единство структуры матрицы. Это итоговое охлаждение проводили с температуры 780 °С, лежащей в межкуритическом интервале между A_{cm} и A_1 . Сложность получения одинаковой структуры матрицы заключается в том, что зародышами для роста перлита могут являться сферические частицы избыточного цементита [6].

Режим 1: Нормализация с температуры нагрева 1160 °С, прокатка с обжатием в 3 раза в интервале 800...700 °С. Итоговая обработка – нормализация с 780 °С. В структуре получено преимущественно слоистое распределение глобулей избыточного цементита. Механизм формирования слоистого распределения избыточного глобулярного цементита описан нами ранее в работе [5] и основан на формировании состоящего из тонких пластин игольчатого цементита и его последующем дроблении и сфероидизации при деформировании в интервале между A_{cm} и A_1 .

Режим 2: Нормализация с температуры нагрева 900 °С, вторая нормализация с температуры 850 °С, отжиг при 650 °С, 1 ч. Итоговая обработка – нормализация с 780 °С. В структуре равномерно распределенные избыточные карбиды.

Режим 3: Нормализация с температуры нагрева 1100 °С. Итоговая обработка – нормализация с 780 °С. В структуре имеются игольчатые избыточные карбиды. Нормализация с очень высоких температур при значительном перегреве аустенита приводит к формированию избыточного цементита в виде пластин видманштеттова типа. Особенности такого распада описаны в работах [7, 9].

Режим 4: Отжиг при температуре 950 °С, 1 ч с охлаждением с печью и итоговая обработка – нормализация с 780 °С. Отжиг с медленным охлаждением был проведен с целью формирования сетки избыточного цементита по границам бывших аустенитных зерен.

Для всех четырех режимов итоговая нормализация обеспечила распад матрицы на глобулярный перлит. Несмотря на то, что итоговой термической обработкой всех режимов являлась нормализация с температуры нагрева 780 °С для получения одинаковой структуры перлитной основы стали, на перлитное превращение накладывает отпечаток морфология избыточного цементита. В случае с цементитной сеткой избыточный цементит не служит зародышеобразующей фазой при образовании перлита, что приводит к формированию некоторой доли пластинчатого перлита при этом режиме.

Физические характеристики определяли на магнитно-измерительном комплексе Remagraph C-500 на образцах длиной 120 мм и диаметром 6 мм.

Образцы, полученные по четырем описанным режимам, были подвергнуты прочностным испытаниям на трехточечный изгиб и на растяжение. Образцы в обоих случаях испытывали на испытательной машине Instron 8801. Образцы длиной 55 мм и сечением 10×10 мм с надрезом для испытаний на трехточечный изгиб имели V-образный надрез. Испытания на растяжение производили по ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84) на образцах № 4 типа VII.

3. Результаты и обсуждение

В заэвтектоидной углеродистой стали У13 могут быть реализованы различные морфологии и характеры распределения избыточного цементита. Цементит может быть представлен в виде двухмерных построений, таких как сетка по границам и пластины видманштеттова типа в объемах бывших аустенитных зерен. Глобулярная морфология избыточного цементита может характеризоваться как равномерным распределением глобул цементита, так и неровномерным, с образованием слоев из глобул.

Результаты металлографического анализа образцов описаны нами ранее в работе [8]. В результате термообработки, комбинированной с деформированием в интервале между A_{Cm} и A_1 получено слоистое распределение глобул избыточного цементита в матрице глобулярного перлита. Режим термообработки второй группы образцов обеспечил равномерное распределение глобулярного избыточного цементита в матрице глобулярного перлита. Пластины цементита видманштеттова типа, частично распавшиеся при итоговой нормализации, находящиеся в матрице из глобулярного перлита характерны для группы 3. Необходимо отметить, что формирование глобулярного перлита может быть охарактеризовано прохождением распада аустенита по механизму разведенного эвтектоидного превращения, описанного в работе [6]. В образцах четвертой группы структура матрицы образована как смесь глобулярного и пластинчатого перлита. Разведенное эвтектоидное превращение не прошло в полной степени, поскольку при распаде аустенита практически не было частиц избыточного цементита внутри объемов, ограниченных цементитной сеткой и почти весь избыточный цементит был сосредоточен на границах бывших аустенитных зерен. Доля мелкопластинчатого перлита в структуре составляет в разных зонах образцов от 20 до 30 %.

Для разработки методик электромагнитного контроля морфологии карбидной фазы и уровня механических характеристик углеродистых заэвтектоидных сталей, подвергнутых термомеханической обработке был проведен комплекс исследования физико-механических свойств.

В работе выявлено влияние различных морфологий избыточного цементита в стали У13 на коэрцитивную силу, для определения возможности неразрушающего инструментального контроля подсистемы избыточного карбида.

Поскольку наиболее чувствительными физическими характеристиками к изменению параметров структуры являются коэрцитивная сила – H_c , остаточная индукция B_r и максимальная магнитная проницаемость μ_{max} , в табл. 1 приведены результаты измерения данных физических характеристик.

Таблица 1 – Физические характеристики исследуемой стали

№ группы	H_c , А/см	$\mu_{\max}$	B_r , Т
1	$10,8 \pm 0,2$	460	$1,18 \pm 0,02$
2	$13,6 \pm 0,15$	392	$1,19 \pm 0,01$
3	$14,0 \pm 0,3$	392	$1,21 \pm 0,01$
4	$11,3 \pm 0,2$	404	$1,05 \pm 0,01$

Из данных табл. 1 видно, что слоистое распределение глобулей избыточного цементита характеризуется максимальной магнитной проницаемостью и минимальной коэрцитивной силой. По данным работы [6], коэрцитивная сила для перлита, сфероидизированного (при отжиге) на 75 %, составляет 11,5 А/см. Измеренная нами величина составила для этого режима обработки $11,3 \pm 0,2$ А/см, т. е. можно говорить о незначительном влиянии цементитной сетки на величину коэрцитивной силы.

Несмотря на увеличение доли пластинчатого перлита, обладающего большей коэрцитивной силой H_c , коэрцитивная сила составляет для первой группы образцов $10,8 \pm 0,2$ А/см, для второй группы $13,6 \pm 0,15$ А/см, для третьей группы $14,0 \pm 0,3$ А/см, для четвертой группы $11,3 \pm 0,2$ А/см. Такая разница в значениях коэрцитивной силы может быть вызвана различиями в морфологии и характере распределения избыточного цементита.

Данные исследования механических свойств представлены в табл. 2 и 3, доверительный интервал характеристик не превышает $\pm 2,5\%$ от измеренных величин.

Таблица 2 – Механические свойства нормализованной с 780 °С стали У13 с различным характером распределения избыточных карбидных частиц, полученные из испытаний на трехточечный изгиб

Морфология и характер распределения избыточных карбидных частиц	Условный предел текучести при изгибе – 0,2 %, МПа	Максимальное напряжение при изгибе, МПа	Деформация при максимальной нагрузке при изгибе, %
Слоистое распределение глобулей (режим 1), фронт трещины параллелен слоям	943	1304	2,47
Слоистое распределение глобулей (режим 1), фронт трещины перпендикулярен слоям	933	1270	1,72
Однородное равномерное распределение глобулей цементита (режим 2)	1000	1338	1,42
Игольчатые избыточные карбиды (режим 3)	960	1353	1,83
Выделение карбида в виде цементитной сетки (режим 4)	993	1020	1,19

При прочностных испытаниях на изгиб и на растяжение выявлено, что уровень прочностных свойств (условный предел текучести и временное сопротивление) стали У13, подвергнутой нормализации с температуры 780 °С, примерно одинаков для различных морфологий избыточной карбидной фазы.

Таблица 3 – Механические свойства нормализованной с 780 °С стали У13 с различным характером распределения избыточных карбидных частиц, полученные при испытаниях на растяжение

Характер распределения избыточных карбидных частиц	Относительное удлинение ϵ , %	Относительное сужение ψ , %	$\sigma_{0,2}$	σ_B
Слоистое распределение глобул цементита (режим 1)	20	46	294	542
Однородное равномерное распределение глобул цементита (режим 2)	20	33	293	533
Игольчатые избыточные карбиды (режиму 3)	23	36	271	548
Выделение карбида в виде цементитной сетки (режим 4)	14	13	288	551

Показатели пластичности стали У13, характеризующиеся относительным сужением и деформацией при максимальной нагрузке на изгиб, со слоистым распределением глобулярного избыточного цементита значительно превышают показатели пластичности для других морфологий и характера распределений. Наименьшими показателями пластичности обладает сталь с выраженной цементитной сеткой.

Заключение

1. Разработаны научно-технологические основы целенаправленного управления структурой заэвтектоидной стали, позволяющие путем термомеханической обработки получить слоистое распределение избыточного цементита и тем самым значительно улучшить комплекс механических свойств по сравнению со сталями аналогичного химического состава с изотропной структурой. Показатели пластичности стали У13 со слоистым распределением глобулярного избыточного цементита значительно превышают показатели пластичности для других морфологий и характеров распределений. Так при испытании на растяжение относительное сужение образцов со слоистым распределением глобул избыточного цементита составило 46 %, для других типов образцов 13...33 %, при изгибе деформация при максимальной нагрузке составила 2,47 % против 1,19...1,83 %. Наименьшими показателями пластичности обладает сталь с выраженной цементитной сеткой.

2. При прочностных испытаниях на изгиб и на растяжение выявлено, что уровень прочностных свойств (условный предел текучести и временное сопротивление) стали У13, подвергнутой нормализации с температуры 780 °С, примерно одинаков для различных морфологий избыточной карбидной фазы. Условный предел текучести при растяжении и изгибе для всех исследованных режимов обработки укладывается в интервалы 271...293 МПа и 933...1000 МПа соответственно. Временное сопротивление σ_B при растяжении находится в интервале 533...551 МПа.

3. Получены результаты, которые могут явиться основой для разработки методик электромагнитного контроля морфологии карбидной фазы и уровня механических характеристик углеродистых заэвтектоидных сталей, подвергнутых термомеханической обработке. Максимальный уровень пластичности, характерный для слоистого распределения глобул избыточного цементита, характеризуется максимальной магнитной проницаемостью и минимальной коэрцитивной силой.

Благодарность

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием (№ ГР 01201354598). При выполнении исследований использовалось оборудование ЦКП «Пластометрия».

Литература

1. Feasibility of testing hardness and wear resistance of eutectoid high-carbon steels with the structure of thin-plate pearlite by magnetic and electromagnetic methods / A. V. Makarov, L. Kh. Kogan, V. M. Schastlivtsev, Yu. M. Kolobylin, I. L. Yakovleva, E. S. Gorkunov, T. I. Tabatchikova // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2000. – Vol. 36, № 8. – P. 539–550.
2. The role of cementite in the formation of magnetic hysteresis properties of plastically deformed high-carbon steels: II. Magnetic properties of patented wire made of steel 70 / A. A. Chulkina, A. I. Ul'yanov, N. B. Arsentieva, A. V. Zagainov, E. S. Gorkunov, S. M. Zadvorkin, V. M. Somova // Russian Journal of Nondestructive Testing. – 2006. – Vol. 42, № 7. – P. 460–467. DOI: 10.1134/S1061830906070059.
3. Gorkunov E. S. Magnetic Structural-Phase Analysis as Applied to Diagnosing and Evaluating the Lifetime of Products and Structural Components. Part 1 // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 1. – P. 6–40. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.1.006-040. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-1/2015-1_19.html.
4. Gorkunov E. S. Magnetic Structural-phase Analysis. Part II // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 3. – P. 6–50. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.3.006-050. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-3/2015-3_34.html.
5. Burov S. V., Khudorozhkova Yu. V. Distributional and Morphological Changes in Excess Cementite during Deformation of Hypereutectoid Steels // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2015. – Iss. 6. – P. 80–89. – DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.80-89. – URL: http://dream-journal.org/issues/2015-6/2015-6_71.html.
6. Verhoeven J. D., Gibson E. D. The divorced eutectoid transformation in steel // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1998. – Vol. 29A. – P. 1181–1189. – DOI: 10.1007/s11661-998-0245-4.
7. Буров С. В., Худорожкова Ю. В., Рыжков М. А. Особенности распада аустенита при непрерывном охлаждении перегретой заэвтектоидной стали // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2013. – № 4 (61). – С. 65–70.
8. Khudorozhkova Yu. V., Burov S. V. Investigation of the structure and magnetic properties of hypereutectoid steel with different carbide phase morphology // AIP Conference Proceedings. – 2016. – Vol. 1785, iss. 1. – P. 040026. – DOI: 10.1063/1.4967083. – URL: <http://dx.doi.org/10.1063/1.4967083>.
9. Плотникова Н. В. Роль морфологии цементита в обеспечении конструктивной прочности углеродистых заэвтектоидных сталей : автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Новосибирск, 2004. – 19 с.
10. Суханов Д. А., Архангельский Л. Б., Плотникова Н. В. Морфология избыточной карбидной фазы в высокоуглеродистых сплавах типа булат // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 4 (73). – С. 43–51. – DOI: 10.17212/1994-6309-2016-4-43-51. – ISSN 1994-6309.
11. Sukhanov D. A., Arkhangelskiy L. B. Damascus steel microstructure // Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, iss. 9. – P. 818–822. – DOI: 10.1007/s11015-016-0178-x.

ENERGY OF ACTIVATION OF THE VT5 AND VT1-0 TITANIUM ALLOYS UNDER SHORT-TERM CREEP IN AIR AND ARGON

S. V. Smirnov, L. M. Zamaraev

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
34 Komsomolskaya St., 620049, Ekaterinburg, Russia*

Corresponding author. E-mail: leva.zam@mail.ru;
address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, 620049, Ekaterinburg, Russian Federation.
Tel.: +7 (343) 375 35 96; fax: +7 (343) 374 53 30

Test results for the short-term creep of commercially pure VT1-0 titanium and the VT5 alloy at temperatures ranging from 673 K to 1323 K and rated tensile stresses ranging between 4.45 and 9.36 MPa in air and argon are presented. The experimental results have shown a considerable decrease in the speed of creep under loading in the argon environment in comparison with that in air. The values of the activation energy determined in tests with a stepwise change of temperature by Dorn's method have close values for the materials studied in air and argon, 250 to 300 kJ/mol, and this testifies to the identical mechanism of creep.

Keywords: titanium alloys, environmental effect on creep, creep activation energy.

DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.100-110

References

1. Kumar J., Raman S.G.S., Kumar V. Creep–Fatigue Interactions in Ti-6Al-4V Alloy at Ambient Temperature. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2016, vol. 69, no. 2, pp. 349–352. DOI: 10.1007/s12666-015-0766-7.
2. Grabovetskaya G.P., Zabudchenko O.V., Stepanova E.N. Effect of hydrogen on the low-temperature creep of a submicrocrystalline Ti-6Al-4V alloy. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2010, vol. 2010, no. 3, pp. 229–234. DOI: 10.1134/S0036029510030134.
3. Yu H., Dong C., Jiao Z., Kong F., Chen Y., Su Y. High temperature creep and fatigue behavior and life prediction method of a TiAl alloy. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, vol. 49, no. 11, pp. 1311–1317. DOI: 10.3724/SP.J.1037.2013.00434.
4. Rosen A., Rottem A. The effect of high temperature exposure on the creep resistance of Ti6Al4V alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 1976, vol. 22, iss. C, pp. 23–29. DOI: 10.1016/0025-5416(76)90132-4.
5. Aksenov Yu.A., Bashkin I.O., Kolmogorov V.L., Ponyatovskiy Ye.G., Taluts G.G., Kataya V.K., Levin I.V., Potapenko Yu.I., Trubin A.N. Influence of hydrogen on the plasticity and elastic stiffness of technical titanium VT1-0 at temperatures up to 750°C. *Physics of Metals and Metallography*, 1989, vol. 67, no. 5, pp. 157–163.
6. Reis D.A.P., De Moura Neto C., Neto F.P., Barboza M.J.R., Da Silva C.R.M. The oxidation effect in the titanium alloy at high temperature. *SAE Technical Papers*, 2007.
7. Kolychev B.A. *Vodorodnaya khrupkost metallov* [Hydrogen Brittleness of Metals]. M., Metallurgiya Publ., 1985, 286 p. (In Russian).
8. *Mekhanicheskie svoistva legkikh splavov pri temperaturakh i skorostyakh obrabotki davleniem: spravochnik* [Mechanical Properties of Light Alloys at Temperatures and Rates of Forming: reference book, P.G. Miklyaev, ed.]. M., Metallurgiya Publ., 1994, 280 p. (In Russian).
9. Alabort E., Kontis P., Barba D., Dragnevski K., Reed R.C. On the mechanisms of superplasticity in Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 2016, vol. 105, no. 1, pp. 449–463. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.12.003.
10. Kolachev B.A. Hydrogen in metals and alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 1999, vol. 41, nos. 3–4, pp. 93–100. DOI: 10.1007/BF02467692.

11. Reis D.A.P., Silva C.R.M., Nono M.C.A., Barboza M.J.R., Neto F., Perez E.A.C. Effect of environment on the creep behavior of the Ti-6Al-4V alloy. *Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2005, vol. 399, nos. 1–2, pp. 276–280. DOI: 10.1016/j.msea.2005.03.073.
12. Lokoshchenko A.M., Il'in A.A., Mamonov A.M., Nazarov V.V. Analysis of the creep and long-term strength of VT6 titanium alloy with preliminarily injected hydrogen. *Materials Science*, 2008, vol. 44, no. 5, pp. 700–707. DOI: 10.1007/s11003-009-9128-0.
13. Paton N.E., Williams J.C. *Hydrogen in Metals*, eds. I.M. Bernstein and A.W. Thompson, Metals Park, OH, ASM, 1974, pp. 409–431.
14. Wasz M.L., Brotzen F.R., McLellan R.B., Griffin A.J.Jr. Effect of oxygen and hydrogen on mechanical properties of commercial purity titanium. *Int. Mater. Rev.*, 1996, vol. 41, no. 1, pp. 1–12.
15. Beevers C.J., Warren M.R., Edmonds D.V. Fracture of titanium-hydrogen alloys. *Journal of the Less-Common Metals*, 1968, vol. 14, no. 4, pp. 387–396. DOI: 10.1016/0022-5088(68)90162-8.
16. Makarov A.V., Gorkunov E.S., Kogan L.Kh. Application of the eddy-current method for estimating the wear resistance of hydrogen-alloyed beta-titanium alloy BT35. *Russian Journal of Nondestructive Testing*, 2007, vol. 43, no. 1, pp. 21–26. DOI: 10.1134/S1061830907010032.
17. Suzuki H., Fukushima H., Takai K. Role of Hydrides and Solute Hydrogen in Embrittlement of Pure Titanium. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*, 2015, vol. 79, no. 3, pp. 82–88. DOI: 10.2320/jinstmet.JC201402.
18. Smirnov S.V., Zamaraev L.M., Matafonov P.P. Short-term creep of a VT1-0 titanium alloy during heating in a hydrogen atmosphere. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2010, vol. 2010, no. 1, pp. 67–70. DOI: 10.1134/S0036029510010131.
19. Reis D.A.P., Neto C.M., Nono M.D.C.A., Barboza M.J.R., Da Silva C.R.M., Neto F.P. Development of a system to creep tests in controlled atmosphere. In: *Proceedings of the 65th ABM International Congress, 18th IFHTSE Congress and 1st TMS/ABM International Materials Congress*, Rio de Janeiro, Brazil, 26–30 July 2010, vol. 5, pp. 4229–4235.
20. Evans W.J., Jones J.P., Williams S. The interactions between fatigue, creep and environmental damage in Ti 6246 and Udimet 720Li. *International Journal of Fatigue*, 2005, vol. 27, iss. 10–12, pp. 1473–1484. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.06.029.
21. Smirnov S.V., Zamaraev L.M., Matafonov P.P. Short-term thermal cyclic creep and fracture of a VT1-0 titanium alloy in a hydrogen atmosphere. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2012, vol. 2012, no. 3, pp. 255–257. DOI: 10.1134/S0036029512030123.
22. Sherby O.D., Lytton J.L., Dorn J.E. Activation energies for creep of high-purity aluminum. *Acta Metallurgica*, 1957, vol. 5, no. 4, pp. 219–227. DOI: 10.1016/0001-6160(57)90169-4.
23. Rozenberg V.M. *Osnovy zharoprochnosti metallicheskih splavov* [Basics of High-Temperature Strength of Metal Alloys]. M., Metallurgiya Publ., 1973, 325 p. (In Russian).
24. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps*, Pergamon Press, Oxford, 1982.
25. McLean D. *Mechanical Properties of Metals*, John Wiley & Sons Inc., New York and London, 1962, 403 p.
26. Doner M., Conrad H. Deformation Mechanisms in Commercial Ti-50A (0.5 at. pct O_{eq}) at Intermediate and High Temperatures (0.3–0.6 T_m). *Metallurgical Transactions*, 1973, vol. 4, iss. 12, pp. 2809–2817. DOI: 10.1007/BF02644581.
27. Goswami T. Damage Development under Creep-Fatigue in a Titanium and a Superalloy. *High Temperature Materials and Processes*, 1995, vol. 14, no. 2, pp. 47–56. DOI: 10.1515/HTMP.1995.14.2.47.
28. Sanchez J.N., De Fontaine D., Anomalous diffusion in omega forming systems. *Acta Metallurgica*, 1978, vol. 26, no. 7, pp. 1083–1095.

Подана в журнал: 11.11.2016
УДК 620.172.251:669.295
DOI: 10.17804/2410-9908.2016.6.100-110

ЭНЕРГИЯ АКТИВАЦИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT1-0 И VT5 ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ В ВОЗДУХЕ И АРГОНЕ

С. В. Смирнов¹, Л. М. Замараев¹

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук,
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, Российская Федерация*

*Ответственный автор. Электронная почта: svs@imach.uran.ru;
адрес для переписки: ул. Комсомольская, 34, 620049, Екатеринбург, Российская Федерация.
Тел.: +7 (343) 375–35–96; факс: +7 (343) 374–53–30

Представлены результаты испытаний кратковременной ползучести технически чистого титана VT1-0 и сплава VT5 диапазоне температур от 673 до 1323 К при номинальных растягивающих напряжениях от 4,45 до 9,36 МПа в воздухе и аргоне. Результаты экспериментов показали значительное снижение скорости ползучести при нагружении в среде аргона по сравнению с испытаниями на воздухе. Значения энергии активации, определенной в испытаниях со ступенчатым изменением температуры по методу Дорна, для исследованных материалов в воздухе и аргоне имеют близкие значения 250–300 кДж/моль, что свидетельствует об одинаковом механизме ползучести.

Ключевые слова: титановые сплавы, влияние окружающей среды на ползучесть, энергия активации ползучести.

1. Введение

В связи с расширением области применения титановых сплавов интерес к их поведению при ползучести не ослабевает и в настоящее время. Об этом свидетельствует ряд публикаций, описывающих результаты исследований в широком диапазоне температур, начиная с комнатных до высоких при статическом и циклическом характере нагружения [1–6]. Важной особенностью титана и его сплавов является способность к активному газопоглощению при повышении температуры нагрева: водорода – при температуре выше 323–343 К, кислорода – при 673–773 К, азота – при 873–973 К. Поэтому защита от взаимодействия с активными газами, содержащимися в воздухе, практически требуется уже при температурах 673 К и выше [7, 8]. Наибольшее количество исследований посвящено ползучести титановых сплавов в перечисленных выше активных средах, которые, как правило, снижают скорость ползучести [4, 9–12] за счет образования с титаном твердых растворов внедрения и высокопрочных частиц оксидов, гидридов и нитридов, которые после охлаждения могут существенным образом изменять физико-механические свойства сплавов [13–17]. Следует отметить, что зависимость скорости кратковременной ползучести титана в водороде имеет температурный диапазон, зависящий от приложенного напряжения, где она аномально повышается [18] по аналогии с известным эффектом «водородного пластфицирования» [5].

Сведения о влиянии нейтральных газовых сред на ползучесть титана и его сплавов в научно-технических публикациях крайне немногочисленны. Из известных следует отметить исследования авторов работ [6, 19], которые установили, что долговечность при ползучести ($\alpha+\beta$) сплава Ti–6Al–4V в аргоне выше по сравнению с воздухом из-за отсутствия окисления поверхности образцов. Снижение циклической долговечности в вакууме по сравнению с воз-

духом, обнаруженное в [20], также объяснялось ускорением накопления поврежденности в окислительной среде.

Цель данной статьи – изучить влияние аргона на величину энергии активации при кратковременной высокотемпературной ползучести технически чистого титана VT1-0 и сплава VT5, относящихся к однофазным α -сплавам, в сопоставлении с результатами исследований ползучести в воздушной среде.

2. Материал и методики

Образцы для исследований были изготовлены из горячепрессованных прутков диаметром 12 мм технически чистого титана VT1-0 и сплава VT5. Химический состав материалов по марке изготовителя VT1-0: Al – 0,028; Si – 0,002; Fe – 0,036; C – 0,008; O₂ – 0,115; H₂ – 0,003; Cr+Mn – 0,012; Cu+Ni – 0,015 %; Ti – остальное. Сплав VT5: Al – 5,563; Si – 0,145; Fe – 0,3; C – 0,09; O₂ – 0,18; H₂ – 0,012; Cr – 0,28; Ni – 0,045 %; Ti – остальное. Температура полиморфного $\alpha \rightarrow \beta$ превращения при нагреве титана VT1-0, при которой тип кристаллической решетки меняется с гексагональной плотноупакованной на кубическую объемноцентрированную, составляет 1160 – 1170 К. Также как и технически чистый титан, сплав VT5 является однофазным, полиморфное $\alpha \rightarrow \beta$ превращение в нем происходит при более высокой температуре 1250–1300 К, что обусловлено содержанием в сплаве алюминия.

Образцы для испытаний на ползучесть имели размеры рабочей части: длина 50 мм, диаметр 5 мм. Для крепления образцов в захватах испытательной установки они имели на концах утолщения диаметром 8 мм с нарезанной резьбой.

Испытания проводились на специализированном стенде (рис. 1), позволяющем непрерывно отслеживать удлинение образцов в процессе их нагрева в средах различных газов при фиксированных номинальных растягивающих напряжениях [21].

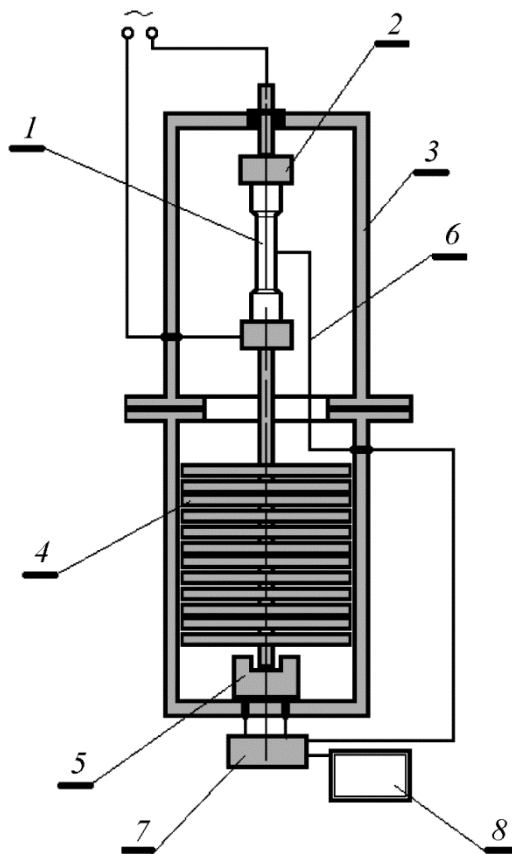


Рис. 1. Схема стенда

Для проведения испытаний образец (1) устанавливается в устройстве для подвески образца (2) и закрывается колпаком, образующим герметичную камеру (3). Растягивающее усилие создается набором свинцовых грузов (4). Образец нагревается пропусканием переменного тока через силовой трансформатор с автоматизированным регулированием силы тока до 750 А. Температура нагрева контролируется хромель-алюмелевой термопарой (6), привариваемой к каждому образцу в середине его рабочей части. Визуальное наблюдение за процессом испытаний осуществляется через кварцевые окна в колпаке. Изменение удлинения образца фиксируется с помощью резистивного датчика (5). Датчик и термопара подключены к компьютеру (8) через преобразователь сигнала (7). Воздух из рабочей камеры вытесняется газообразным аргонем из баллона с избыточным давлением 0,5 МПа, которое затем поддерживается постоянным в процессе испытания.

Для определения скорости ползучести использовали метод Дорна [22], при котором в процессе нагрева образцов при постоянных номинальных растягивающих напряжениях температуру изменяли скачкообразно. Скачок температуры ΔT составлял 30 К и достигался фиксированным изменением силы тока. За периодом скачкообразного увеличения температуры следовал период выдержки. Суммарное время нагрева и выдержки для каждого этапа составляло 500 с. Поскольку скачок температур незначителен, а напряжение до и после изменения температуры оставалось постоянным, изменением модуля упругости и субструктуры можно пренебречь. При таком допущении изменение скорости ползучести определяется только изменением температуры. Испытания образцов проводили в диапазоне температур от 673 до 1323 К при номинальных растягивающих напряжениях $\sigma = 4,45; 6,91$ и $9,36$ МПа, которые были ниже предела текучести исследуемых сплавов при максимальных температурах испытаний ($\sigma_m = 12$ МПа для VT1-0 и 45 МПа для VT5).

В процессе исследований с целью получения данных для статистической обработки при каждом режиме проводилось по 3 эксперимента. На рис. 2 в качестве примера исходных экспериментальных данных приведены изменения показаний датчика удлинения (1) в процессе нагрева образца из сплава VT5 при номинальном растягивающем напряжении 9,36 МПа.

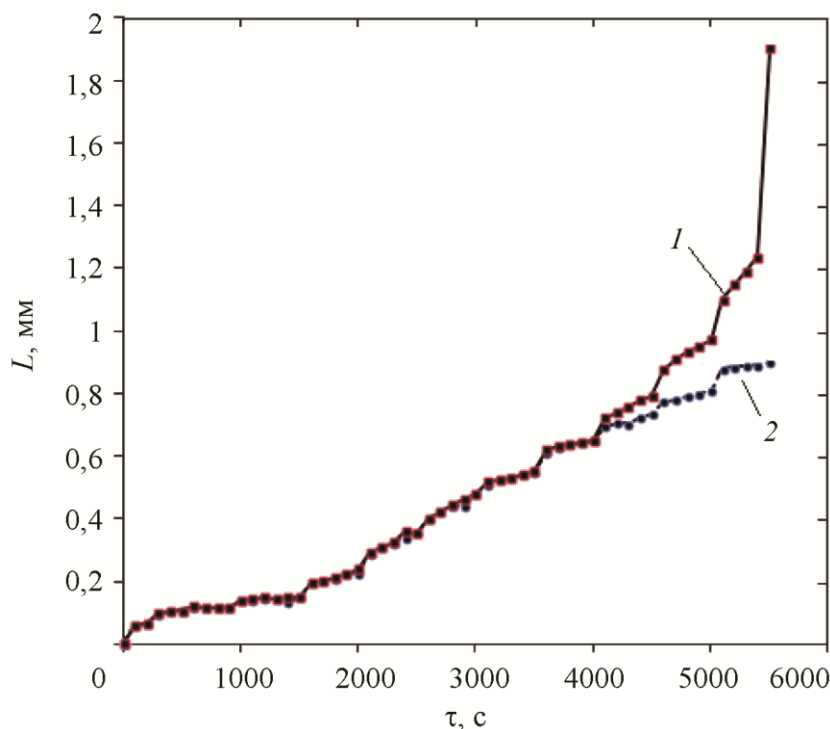


Рис. 2. Диаграммы показаний датчика удлинения при нагреве образца из сплава Ti–5Al в среде аргона при действии номинального растягивающего напряжения 9,36 МПа (1) и без нагрузки (2)

Для того чтобы исключить вклад величины температурной деформации образца и элементов оснастки в фиксируемое удлинение каждый эксперимент с нагруженным образцом дублировали экспериментом без подвешенных грузов при тех же временных и температурных параметрах (2). Разницу в измерениях относили на счет удлинения образца при ползучести.

Испытания проводили только на стадии равномерного удлинения рабочей части образца, не достигая стадии локализации деформации и образования шейки. Схема на рис. 3 поясняет методику обработки экспериментальных данных на одной из ступеней нагрева.

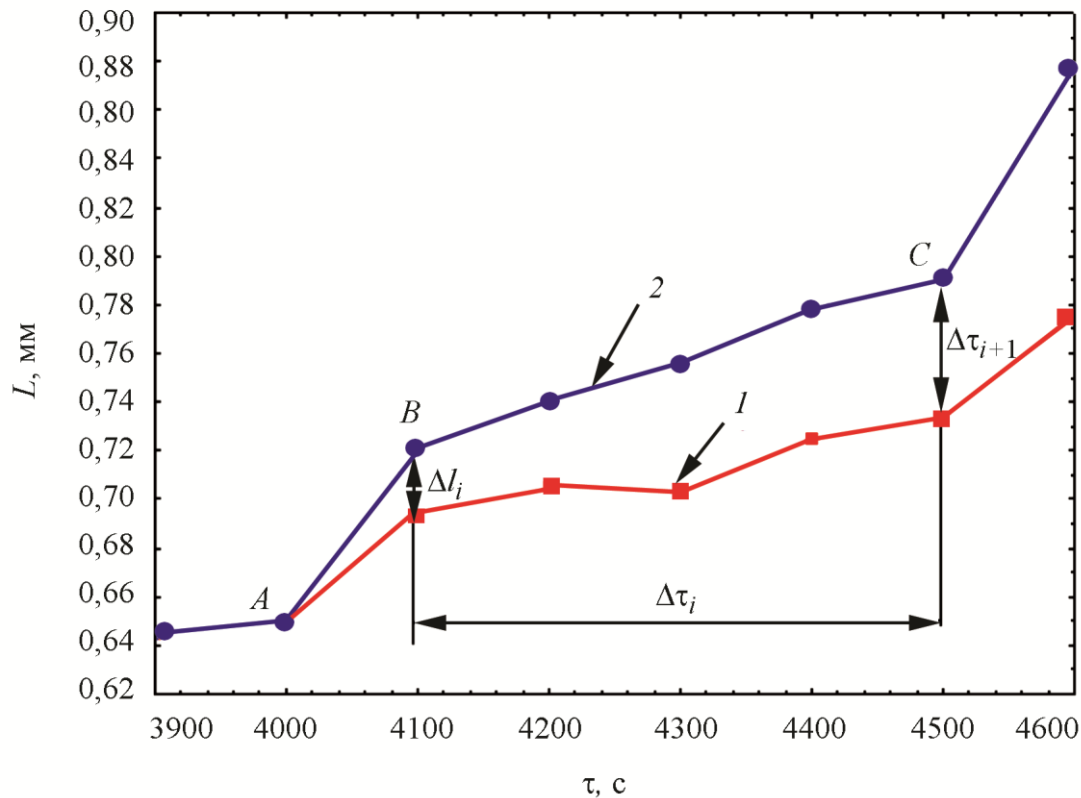


Рис.3. К методике обработки экспериментальных данных. Участок диаграммы показаний датчика удлинения при нагреве образца из сплава ВТ5 в среде аргона при действии номинального растягивающего напряжения 9,36 МПа (1) и без нагрузки (2)

Для приведенного случая на 4000 секунде нагрева (A) была увеличена сила тока, что вызвало скачкообразный нагрев образца с 1073 до 1103 К (B), после чего в интервале времени $\Delta\tau = 4100\text{--}4500$ с делали выдержку при постоянной температуре 1103 К.

На диаграмме выделяли прямолинейный участок BC, на котором рассчитывали относительное удлинение образца $\Delta\varepsilon_i$ за счет ползучести на 1-м этапе испытания:

$$\Delta\varepsilon_i = \frac{\Delta l_{i+1} - \Delta l_i}{L_i}, \quad (1)$$

где Δl_{i+1} и Δl_i – удлинение образца за счет ползучести в конце и начале выдержки при постоянной температуре T_i ; L_i – длина рабочей части образца в начале каждого периода выдержки.

Среднюю скорость ползучести на участке выдержки рассчитывали по формуле:

$$v_i = \frac{\Delta\varepsilon_i}{\Delta\tau_i}, \text{ 1/с}, \quad (2)$$

где $\Delta\tau_i$ – время паузы, с; $\Delta\epsilon_i$ – относительное удлинение образца за счет ползучести на i -й ступени изменения температуры.

Энергию активации ΔH_i установившейся ползучести на i -й ступени нагрева рассчитывали по формуле [22, 24]:

$$\Delta H_i = \frac{R \ln \left(\frac{v_i}{v_{i+1}} \right)}{\Delta \tau_i}, \text{ кДж/моль}, \quad (3)$$

где $R = 0,0083144598$ кДж/(моль·К) – универсальная газовая постоянная.

Для каждого сплава и среды испытаний значения энергии активации, полученные по формуле (3), усреднялись сначала за весь период ползучести, а затем и по всем исследованным номинальным напряжениям.

3. Результаты исследований и обсуждение

Результаты экспериментов по определению скорости ползучести сплавов VT5 и VT1-0 в исследованных интервалах температур приведены в виде точек на рис. 4.

Основываясь на полученных данных, определяем зависимость скорости ползучести (v) от энергии активации (ΔH), номинальных растягивающих напряжений (σ) и температуры нагрева (T). Для ее описания выбрана известная [23, 25] экспоненциальная зависимость:

$$v = A \sigma^n \exp \left(-\frac{\Delta H}{RT} \right), \text{ 1/с}, \quad (4)$$

где A , n – эмпирические коэффициенты аппроксимации.

Для определения коэффициентов этой зависимости, полученные экспериментальные данные были подвергнуты регрессионному анализу в программном комплексе Microsoft Excel. С целью повышения точности определения эмпирических коэффициентов A , n , их определяли из линеаризованной зависимости:

$$\ln v = \ln A + n \ln \sigma - \frac{\Delta H}{RT}. \quad (5)$$

Значения этих коэффициентов, усредненные значения энергии активации, а так же температурные пределы в которых они были получены, приведены в таблице.

Значения энергии активации и эмпирических коэффициентов в формуле (4)

Сплав	Среда	$\Delta H_{\text{ср}}$, кДж/моль	$A \times 10^{-4}$	n	Пределы температур, К
VT1-0	Воздух	273	8,7	6,77	850–1050
	Аргон	302	13,5	2,83	950–1150
VT5	Воздух	260	8,06	4,17	900–1100
	Аргон	307	9,48	3,09	1000–1200

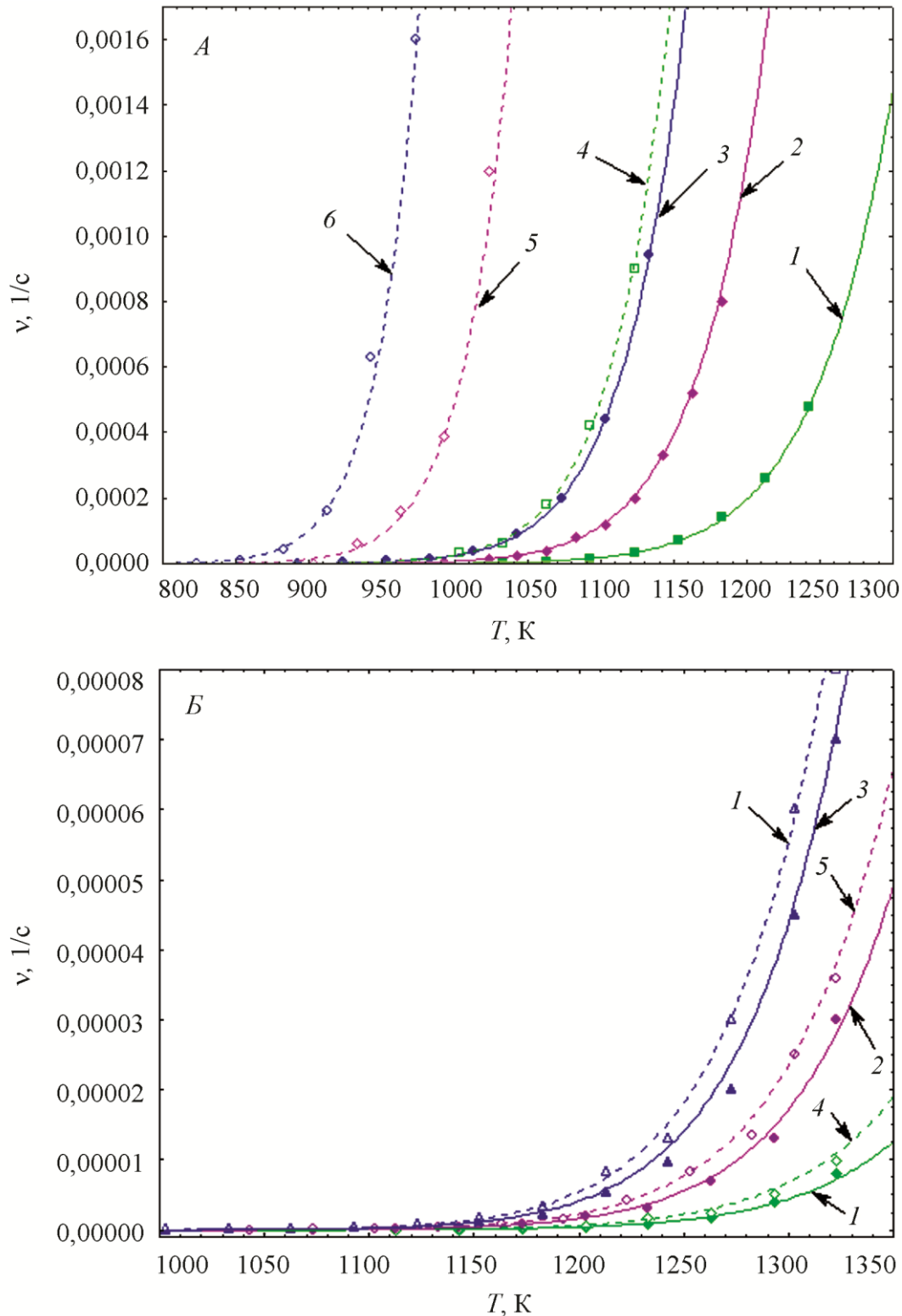


Рис. 4. Экспериментальные данные и расчетные зависимости скорости деформации титановых сплавов VT5 и VT1-0 на установившейся стадии ползучести от температуры нагрева при различных растягивающих напряжениях:

А. При нагреве в воздушной среде: 1 – VT5 $\sigma = 4,45$ МПа; 2 – VT5 $\sigma = 6,91$ МПа; 3 – VT5 $\sigma = 9,36$ МПа; 4 – VT1-0 $\sigma = 4,45$ МПа; 5 – VT1-0 $\sigma = 6,91$ МПа; 6 – VT1-0 $\sigma = 9,36$ МПа;

Б. При нагреве в среде аргона: 1 – VT5 $\sigma = 4,45$ МПа; 2 – VT5 $\sigma = 6,91$ МПа; 3 – VT5 $\sigma = 9,36$ МПа; 4 – VT1-0 $\sigma = 4,45$ МПа; 5 – VT1-0 $\sigma = 6,91$ МПа; 6 – VT1-0 $\sigma = 9,36$ МПа.

Точки – усредненные экспериментальные данные

Оценку адекватности полученной аппроксимации осуществляли путем сравнения результатов расчетов по формуле (4) при найденных значениях коэффициентов A и n с данными, полученными по результатам экспериментов при номинальном напряжении 6,91 МПа. При расчетах использовали усредненные значения энергии активации $\Delta H_{\text{ср}}$, приведенные в таблице. В результате было установлено, что указанные коэффициенты аппроксимации обеспечивают точность описания экспериментальных данных с коэффициентом достоверности аппроксимации $R^2 > 0,96$ в исследованных температурных интервалах. На рис. 4 приведены графики зависимостей скоростей ползучести исследованных материалов от температуры испытания, которые были рассчитаны по формуле (4) и данные, полученные по результатам обработки экспериментов.

Как видно из представленных выше результатов, состав газовой среды, в которой проводятся испытания, оказывает существенное влияние на характеристики ползучести. При нагреве образцов из обоих сплавов в среде аргона наблюдалось значительное снижение скорости ползучести v по сравнению с аналогичным нагревом в воздушной среде. При качественной аналогии указанных закономерностей ползучесть в сплаве ВТ5 по сравнению с технически чистым титаном ВТ1-0 фиксируется при более высоких температурах и имеет более низкую скорость, что связано с наличием твердого раствора алюминия в титане.

Для определения механизма ползучести технически чистого титана ВТ1-0 в соответствии с рекомендациями [24] были рассчитаны значения комплекса σ_s/μ ($\sigma_s = \sigma/\sqrt{3}$ – напряжение сдвига; μ – модуль сдвига при значениях гомологической температуры испытаний T/T_m от 0,43 до 0,54, соответствующие условиям экспериментов ($T_m = 1957$ К – температура плавления титана)). Значение μ при температуре испытания определяли по формуле (7) [24]:

$$\mu = \mu_0 \left[1 + k_T \frac{(T - 300)}{T_m} \right], \quad (7)$$

где $\mu_0 = 4,36 \cdot 10^4$ МН/м² – модуль сдвига при $T = 300$ К; $k_T = -1,2$ – коэффициент температурной зависимости модуля μ [27].

Диапазон рассчитанных значений для условий экспериментов составил: $\mu = 2,13 \times 10^4 - 2,75 \times 10^4$ МН/м² и $\sigma_s/\mu = 1,8 \times 10^{-4} - 3,7 \times 10^{-4}$ (для ВТ1-0).

Это позволило по карте механизмов деформации для титана [24] установить, что в соответствии с классификацией Г.Дж. Фроста и М.Ф. Эшби [24] условия испытаний соответствуют области высокотемпературной ползучести, контролируемой объемной диффузией переползания дислокаций, где справедлива степенная зависимость скорости деформации от приложенного напряжения. Следует также отметить относительную близость значений постоянной Дорна A и энергии активации ΔH (таблица) с результатами исследований [24, 25] ($A = 7,7 \times 10^4$; $\Delta H = 242$ кДж/моль), выполненными на образцах из более чистого по примесям титана (99,98 %).

Рассчитанные значения энергии активации ΔH в диапазоне 260–307 кДж/моль для обоих исследованных материалов в воздухе и аргоне выше значений ΔH , приведенных [24] для механизмов объемной диффузии ($\Delta H = 150$ кДж/моль) и для диффузии по границам зерен и дислокационным трубкам ($\Delta H = 97$ кДж/моль). То есть испытания в аргоне не меняют по сравнению с воздухом механизм деформации, хотя при этом значительно снижается скорость ползучести. Последнее можно объяснить из общих представлений об определяющем влиянии состояния поверхности на процессы деформации металлических материалов, в данном случае – процессов окисления [22, 26].

4. Заключение

Энергия активации высокотемпературной кратковременной ползучести для технически чистого титана VT1-0 и сплава VT5 в воздухе и аргоне имеет близкие значения в интервале 250–300 кДж/моль, что соответствует области высокотемпературной ползучести, контролируемой объемной диффузией переползания дислокаций, где справедлива степенная зависимость скорости деформации от приложенного напряжения.

Определены эмпирические коэффициенты в степенной зависимости, описывающие скорость кратковременной ползучести на установившейся стадии в аргоне и воздухе от температуры нагрева и номинального напряжения растяжения. При испытаниях в среде аргона, по сравнению с испытаниями на воздухе, наблюдается снижение скорости ползучести при одинаковых номинальных напряжениях во всем температурном диапазоне испытаний.

Литература

1. Kumar J., Raman S. G. S., Kumar V. Creep–Fatigue Interactions in Ti-6Al-4V Alloy at Ambient Temperature // Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2016. – Vol. 69, no. 2. – P. 349–352. – DOI: 10.1007/s12666-015-0766-7.
2. Grabovetskaya G. P., Zabudchenko O. V., Stepanova E. N. Effect of hydrogen on the low-temperature creep of a submicrocrystalline Ti-6Al-4V alloy // Russian Metallurgy (Metally). – 2010. – Vol. 2010, no. 3. – P. 229–234. – DOI: 10.1134/S0036029510030134.
3. High temperature creep and fatigue behavior and life prediction method of a TiAl alloy / H. Yu, C. Dong, Z. Jiao, F. Kong, Y. Chen, Y. Su // Acta Metallurgica Sinica. – 2013. – Vol. 49, no. 11. – P. 1311–1317. – DOI: 10.3724/SP.J.1037.2013.00434.
4. Rosen A., Rottem A. The effect of high temperature exposure on the creep resistance of Ti6Al4V alloy // Mater. Sci. Eng. A. – 1976. – Vol. 22, no. C. – P. 23–294. – DOI: 10.1016/0025-5416(76)90132-4.
5. Influence of hydrogen on the plasticity and elastic stiffness of technical titanium VT1-0 at temperatures up to 750°C / Yu. A. Aksenov, I. O. Bashkin, V. L. Kolmogorov, Ye. G. Ponyatovskiy, G. G. Taluts, V. K. Kataya, I. V. Levin, Yu. I. Potapenko, A. N. Trubin // Physics of Metals and Metallography. – 1989. – Vol. 67, no. 5. – P. 157–163.
6. The oxidation effect in the titanium alloy at high temperature / D. A. P. Reis, C. de Moura Neto, F. P. Neto., M. J. R. Barboza, C. R. M. da Silva // SAE Technical Papers. – 2007.
7. Колычев Б. А. Водородная хрупкость металлов. – М. : Metallurgiya, 1985. – 286 с.
8. Механические свойства легких сплавов при температурах и скоростях обработки давлением : справочник / под. ред. П. Г. Микляева. – М. : Metallurgiya, 1994. – 280 с.
9. On the mechanisms of superplasticity in Ti-6Al-4V / E. Alabort, P. Kontis, D. Barba, K. Dragnevski, R. C. Reed // Acta Materialia. – 2016. – Vol. 105, no. 1. – P. 449–463.
10. Kolachev B. A. Hydrogen in metals and alloys // Metal Science and Heat Treatment. – 1999. – Vol. 41, nos. 3–4. – P. 93–100. – DOI: 10.1007/BF02467692.
11. Effect of environment on the creep behavior of the Ti-6Al-4V alloy / D. A. P. Reis, C. R. M. Silva, M. C. A. Nono, M. J. R. Barboza, F. Neto, E. A. C. Perez // Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing. – 2005. – Vol. 399, no. 1–2. – P. 276–280. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.03.073.
12. Analysis of the creep and long-term strength of VT6 titanium alloy with preliminarily injected hydrogen / A. M. Lokoshchenko, A. A. Il'in, A. M. Mamonov, V. V. Nazarov // Materials Science. – 2008. – Vol. 44, no. 5. – P. 700–707. – DOI: 10.1007/s11003-009-9128-0.
13. Paton N. E., Williams J. C. Hydrogen in Metals / ed. by I. M. Bernstein, A. W. Thompson. – Metals Park, OH, ASM, 1974. – P. 409–431.

14. Effect of oxygen and hydrogen on mechanical properties of commercial purity titanium / M. L. Wasz, F. R. Brotzen, R. B. McLellan, A. J. Griffin Jr // *Int. Mater. Rev.* – 1996. – Vol. 41, no. 1. – P. 1–12.
15. Beevers C. J., Warren M. R., Edmonds D. V. Fracture of titanium-hydrogen alloys // *Journal of the Less-Common Metals.* – 1968. – Vol. 14, no. 4. – P. 387–396. – DOI: 10.1016/0022-5088(68)90162-8.
16. Makarov A. V., Gorkunov E. S., Kogan L. Kh. Application of the eddy-current method for estimating the wear resistance of hydrogen-alloyed beta-titanium alloy BT35 // *Russian Journal of Nondestructive Testing.* – 2007. – Vol. 43, no. 1. – P. 21–26. DOI: 10.1134/S1061830907010032.
17. Suzuki H., Fukushima H., Takai K. Role of hydrides and solute hydrogen in embrittlement of pure titanium // *Journal of the Japan Institute of Metals.* – 2015. – Vol. 79, no. 3. – P. 82–88. – DOI: 10.2320/jinstmet.JC201402.
18. Smirnov S. V., Zamaraev L. M., Matafonov P. P. Short-term creep of a VT1-0 titanium alloy during heating in a hydrogen atmosphere // *Russian Metallurgy (Metally).* – 2010. – Vol. 2010, no. 1. – P. 67–70. – DOI: 10.1134/S0036029510010131.
19. Development of a system to creep tests in controlled atmosphere / D. A. P. Reis, C. M. Neto, M. D. C. A. Nono, M. J. R. Barboza, C. R. M. da Silva, F. P. Neto // 65th ABM International Congress, 18th IFHTSE Congress and 1st TMS/ABM International Materials Congress, Rio de Janeiro, Brazil, 26–30 July, 2010 : proceedings. – 2010. – Vol. 5. – P. 4229–4235.
20. Evans W. J., Jones J. P., Williams S. The interactions between fatigue, creep and environmental damage in Ti 6246 and Udimet 720Li // *International Journal of Fatigue.* – 2005. – Vol. 27. – P. 1473–1484. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2005.06.029.
21. Smirnov S. V., Zamaraev L. M., Matafonov P. P. Short-term thermal cyclic creep and fracture of a VT1-0 titanium alloy in a hydrogen atmosphere // *Russian Metallurgy (Metally).* – 2012. – Vol. 2012, no. 3. – P. 255–257. – DOI: 10.1134/S0036029512030123.
22. Sherby O. D., Lytton J. L., Dorn J. E. Activation energies for creep of high-purity aluminum // *Acta Metallurgica.* – 1957. – Vol. 5, no. 4. – P. 219–227. – DOI: 10.1016/0001-6160(57)90169-4.
23. Розенберг В. М. Основы жаропрочности металлических сплавов. – М. : Металлургия, 1973. – 325 с.
24. Frost H. J., Ashby M. F. *Deformation-Mechanism Maps.* – Oxford : Pergamon Press, 1982.
25. McLean D. *Mechanical Properties of Metals.* – New York, London : John Wiley&Sons Inc, 1962. – 403 p.
26. Doner M., Conrad H. Deformation Mechanisms in Commercial Ti-50A (0.5 at. pct O_{eq}) at Intermediate and High Temperatures (0.3–0.6 T_m) // *Metallurgical Transactions.* – 1973. – Vol. 4, iss. 12. – P. 2809–2817. – DOI: 10.1007/BF02644581.
27. Goswami T. Damage Development under Creep-Fatigue in a Titanium and a Superalloy // *High Temperature Materials and Processes.* – 1995. – Vol. 14, no. 2. – P. 47–56. – DOI: 10.1515/HTMP.1995.14.2.47.
28. Sanchez J. N., De Fontaine D. Anomalous diffusion in omega forming systems // *Acta Metallurgica.* – 1978. – Vol. 26, iss. 7. – P. 1083–1095.