

DREAM

<http://dream-journal.org>

ISSN 2410-9908

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3

Diagnostics, Resource and Mechanics
of materials and structures

<http://dream-journal.org>

3,2017

May-June

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. Artyemyev (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. Konovalov (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
Anna V. Garieva, maker-up
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
Гариева Анна Валерьевна – верстальщик текста
Торлопова Галина Викторовна – помощник редактора
Шакиров Рауль Нурович, 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

Korshunov L. G., Chernenko N. L., Brodova I. G., Shirinkina I. G. Effect of severe plastic deformation and oxidation on the structure and microhardness of the silumin surface layer.	6
Illarionov A. G., Popov A. A., Illarionova S. M., Gadeev D. V., Elkina O. A. The effect of microalloying with chromium, hafnium and yttrium on the structure and mechanical properties of the VT18U high-temperature titanium alloy.	15
Mironov V. A., Mironova T. F., Andreev A. N. High-resolution rhythmocardiography in clinical neurocardiology.	23
Fedorov Yu. Yu., Popov S. N., Savvina A. V., Vasilyev S. V., Rodionov A. K. Evaluation of the axial stresses of a gas pipeline made of reinforced polyethylene pipes under conditions of permafrost soils.	36
Maisuradze M. V., Ryzhkov M. A. Investigation of the microstructural banding in steel 4140.	42

СОДЕРЖАНИЕ

Коршунов Л. Г., Черненко Н. Л., Бродова И. Г., Ширинкина И. Г. Влияние интенсивной пластической деформации и оксидирования на структуру и микротвердость поверхностного слоя силумина.	6
Илларионов А. Г., Попов А. А., Илларионова С. М., Гадеев Д. В., Елкина О. А. Влияние микродобавок хрома, гафния и иттрия на структуру и свойства жаропрочного титанового сплава BT18У.	15
Миронов В. А., Миронова Т. Ф., Андреев Т. Ф. Ритмокардиография высокого разрешения в клинической нейрокардиологии.	23
Федоров Ю. Ю., Попов С. Н., Саввина А. В., Васильев С. В., Родионов А. К. Оценка осевых напряжений газопровода из армированных полиэтиленовых труб в условиях многолетне-мерзлых грунтов.	36
Майсурадзе М. В., Рыжков М. А. Исследование структурной полосчатости в конструкционной стали 40ХН2МА.	42

**EFFECT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION AND OXIDATION
 ON THE STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF THE SILUMIN SURFACE LAYER**

L. G. Korshunov*, N. L. Chernenko, I. G. Brodova, I. G. Shirinkina

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

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

Address for correspondence: 18 ul. S. Kovalevskoy, 620990, Ekaterinburg, Russian Federation

Tel.: +7 (343) 378 37 38; fax: +7 (343) 374 52 44

Structural changes occurring in the surface layer, up to 10 μm thick, of silumin (Al–17 % Si alloy) in the case of deformation under sliding friction and subsequent oxidation at 100 and 200 °C for 1 hour are studied by metallographic analysis, X-ray diffraction analysis and electron microscopy. Frictional deformation was carried out in air at room temperature and in liquid nitrogen (at –196 °C). Deformation under these conditions is shown to form a nanocrystalline structure in the surface layer of the Al–17 % Si alloy and to increase its microhardness by a factor of 1.8. In the alloy surface under friction, severe plastic deformation, as well as the high affinity of oxygen to aluminum and silicon, initiates the appearance of anomalously supersaturated solid solutions of oxygen in aluminum and silicon. Oxidation of the deformed Al–17 % Si alloy at 100 °C for 1 hour increases its microhardness as a result of the decomposition of anomalously supersaturated solid solutions of oxygen in aluminum and silicon and the formation of their oxides.

Keywords: silumin, frictional deformation, oxidation, structure.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.006-014

References

1. Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Nanocrystalline friction structures in steels and alloys, their mechanical and tribological properties. In: *Razvitie idey akademika V.D. Sadovskogo* [Developing the Ideas of Academician V.D. Sadovsky]. Ekaterinburg, Institute of Metal Physics, UB RAS, Publ., 2008, 409 p. (In Russian).
2. Dong Y., Bell T. Enhanced wear resistance of titanium surfaces by a new thermal oxidation treatment. *Wear*, 2000, vol. 238, pp. 131–137.
3. Korshunov L.G., Chernenko N.L. Formation of a wear-resistant nanocrystalline layer strengthened by TiO₂ (Rutile) particles on the surface of titanium. *Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, no. 9, pp. 789–797. DOI: 10.1134/S0031918X13070065.
4. Metin E., Inal O.T. Kinetics of layer growth and multiphase diffusion in ion nitrided titanium. *Metal. Mater. Trans.*, 1989, vol. 20A, no. 9, pp. 1819–1832.
5. 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. 5, nos. 11–12, pp. 583–592. DOI: 10.1007/s11041-009-9103-2.
6. Vol A.E. *Stroenie i svoistva dvoynykh metallicheskih sistem* [The Structure and Properties of Binary Metal Systems]. Moscow, Gosudarstvennoe Izdatelstvo Fiziko-Matematicheskoy Literatury Publ., 1959, 755 p. (In Russian).
7. *Entsiklopediya neorganicheskikh materialov*. Tom 1 [Encyclopedia of Inorganic Materials, vol. 1]. Kiev, Glavnaya Redaktsiya Ukrainskoy Sovetskoy Entsiklopedii Publ., 1977, 840 p. (In Russian).
8. Pugacheva N.B., Vichuzhanin D.I., Kalashnikov S.T., Ivanov A.V., Smirnov S.V., Frolova N.Yu. Studying recovery processes in a strain-hardened Al–Mg–Mn–Fe–Si alloy. *Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 9, pp. 920–926. DOI: 10.1134/S0031918X16090076.

Подана в журнал: 30.06.2017
УДК 69.715:539.4.015
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.006-014

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМИЦИИ И ОКСИДИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СИЛУМИНА

Л. Г. Коршунов*, Н. Л. Черненко, И. Г. Бродова, И. Г. Ширинкина

*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: korshunov@imp.uran.ru
Адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, Российская Федерация
Тел.: +7 (343) 378-37-38; факс: +7 (343) 374-52-44

Методами металлографии, рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии исследованы структурные изменения, происходящие в поверхностном слое толщиной до 10 мкм силумина (сплава Al-17 % Si¹) при деформировании в условиях трения скольжения и последующем оксидировании при 100 и 200 °С в течение 1 ч. Фрикционное деформирование осуществляли на воздухе при комнатной температуре и в среде жидкого азота (при -196 °С). Показано, что деформирование в рассматриваемых условиях формирует в поверхностном слое сплава Al-17 % Si нанокристаллическую структуру и повышает его микротвердость в 1,8 раз. Интенсивная пластическая деформация, а также большое сродство кислорода к алюминию и кремнию инициируют возникновение в поверхностном слое сплава при трении аномально пересыщенных твердых растворов кислорода в алюминии и кремнии. Оксидирование при 100 °С (1 ч) деформированного сплава Al-17 % Si повышает его микротвердость в результате распада аномально пересыщенных твердых растворов кислорода в алюминии и кремнии и образования их окислов.

Ключевые слова: силумин, фрикционное деформирование, оксидирование, структура.

1. Введение

Комбинированные технологии упрочняющих обработок поверхности металлических материалов, включающие различные способы больших (наноструктурирующих) деформаций и термические воздействия, вызывают в настоящее время значительный технический интерес. Они способны обеспечивать рост уровня физико-механических свойств нанокристаллических материалов, улучшение их служебных характеристик, в том числе снижение коэффициента трения, способность к приработке, повышение чистоты упрочняемой поверхности и др. [1, 2]. Показано, что большая пластическая деформация поверхностного слоя металлических материалов, имеющая место в условиях трения скольжения, характеризуется активным развитием ротационных механизмов пластичности, которые в конечном счете приводят к образованию нанокристаллического структурного состояния в слое толщиной порядка 10 мкм [1, 5]. Чрезвычайно высокая дефектность данного состояния, характеризующаяся наличием протяженных границ, экстремально высокой плотности дислокаций и вакансий в приграничных зонах, активизирует протекание диффузионных процессов в поверхностном слое деформированных трением материалов при их последующем нагреве. Обнаружено [3-5], что деформированные при трении нанокристаллические поверхностные слои титана, никелида титана и никеля активно насыщаются атомами кислорода воздуха, которые, далее вступая

¹ Здесь и далее состав указан в массовых процентах.

в реакцию с металлом, образуют нанокристаллические частицы окислов (TiO_2 , NiO). После часовой выдержки в воздушной среде при 450–650 °С количество указанных высокопрочных фаз может достигать десятков объемных процентов, что вызывает рост микротвердости и сопротивления изнашиванию поверхности рассматриваемых материалов. Существенный интерес представляет изучение возможности создания на поверхности алюминиевого сплава (силумина) слоя, подобного высокопрочному металлу – оксида нанокристаллической структуры, посредством механико-термической обработки, включающей деформацию в условиях трения скольжения и последующую химико-термическую обработку – оксидирование. Этот важный вопрос еще не получил должного рассмотрения в специальной литературе. Настоящая статья посвящена исследованию влияния больших деформаций, реализующихся при трении скольжения на воздухе и в криогенной среде (жидком азоте), а также последующего оксидирования в воздушной среде, на структуру и микротвердость алюминиевого сплава Al–17 % Si и технически чистого алюминия. Интерес к трибологическим испытаниям исследуемых материалов в жидком азоте обусловлен возможностью подавления в данном случае диффузионных процессов и инициирования ротационных механизмов пластической деформации в поверхностном слое, что может оказать существенное влияние на формирование структуры и физико-механических свойств алюминия и его сплавов.

2. Материал и методика

Цилиндрические заготовки диаметром 20 мм силумина после отливки, электроискровой резки, механического шлифования и электролитического полирования в хлорно-уксусном электролите (1:10) имели размер 7×7×3 мм и микротвердость 590 МПа. Заэвтектический сплав Al–17 % Si имел двухфазное строение, характеризующееся наличием (Al–Si) эвтектики и первичных кристаллов кремния (рис. 1).

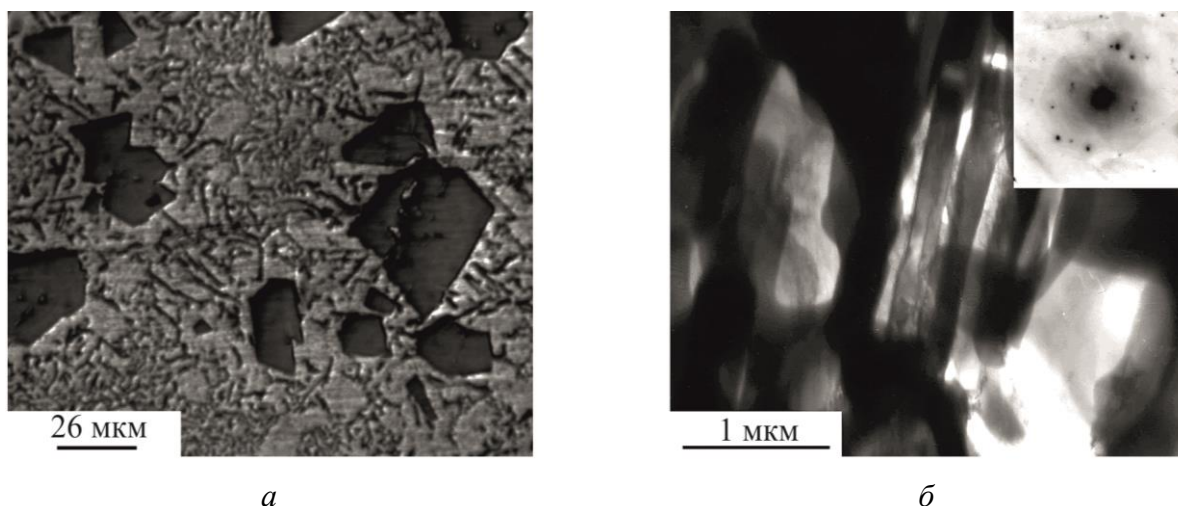


Рис. 1. Структура сплава Al–17 % Si: оптическая металлография (а); электронная микрофотография (б)

Микротвердость материала измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н и определяли как среднее арифметическое из 10 параллельных измерений, выполненных при условии сохранения геометрии отпечатка (пирамидки Виккерса). Образцы деформировали при двукратном сканировании их рабочей поверхности (7×7 мм) скользящим (возвратно-поступательное движение) цилиндрическим индентором из кубического нитрида бора диаметром 7 мм и высотой 5 мм. Рабочую поверхность образцов шлифовали механически по 8 классу шероховатости ($R_a = 0,5$ мкм). Фрикционное деформирование образцов выполняли без смазки на воздухе при комнатной температуре, а также в жидком

азоте ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) [1, 3]. Длина рабочего хода индентора составляла 7 мм, нормальная нагрузка 98 Н, средняя скорость скольжения – 0,014 м/с, поперечное смещение образца за один двойной ход индентора – 0,12 мм, общее число циклов нагружения – 100. Фрикционный нагрев образцов отсутствовал вследствие малой скорости скольжения индентора. Окислирование поверхности образцов осуществлялось посредством их часового отжига в воздушной среде. Образцы далее охлаждались на воздухе до комнатной температуры.

Электронно-микроскопическое исследование материалов выполнено на микроскопе JEM-200СХ методом тонких фольг, а также на сканирующем микроскопе «Quanta-200» с приставкой EDAX. Приготовление фольг осуществляли посредством одностороннего и двухстороннего электролитического полирования в струе хлорно-уксусного (1:10) электролита заготовок толщиной 70 мкм, полученных путем электроискровой резки и тонкого механического шлифования. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ВИП 2-50-60М в $\text{CuK}\alpha$ -излучении, а также на дифрактометре ДРОН-0,5 в $\text{FeK}\alpha$ -излучении. Методом рентгеноструктурного анализа определяли фазовый состав материалов до и после деформационной и термической обработок, параметры кристаллической решетки алюминия и кремния. Степень дефектности структуры оценивалась по уширению рентгеновских линий алюминиевой матрицы. Обработку дифрактограмм и расчеты проводили с помощью программ HighScore Plus, Outset и Profile.

3. Результаты и обсуждение

Измерения микротвердости, выполненные непосредственно на рабочей поверхности образцов, показали, что микротвердость поверхности двухфазного сплава Al-17 % Si в результате воздействия трения на воздухе и в жидком азоте возросла соответственно до 1100 и 1150 МПа, таким образом, твердость хрупкого сплава Al-17 % Si возросла в 1,8 раза.

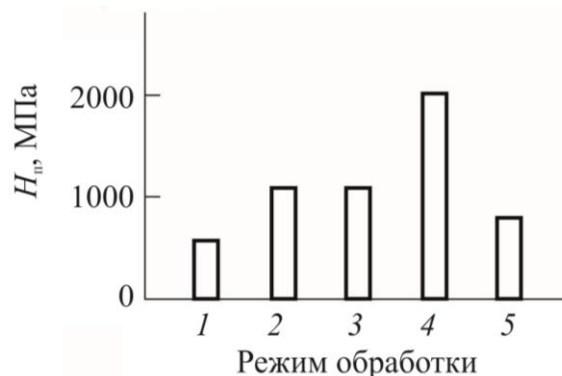


Рис. 2. Гистограмма, иллюстрирующая влияние режима обработки на микротвердость поверхности H_n сплава Al-17 % Si: 1 – недеформированное состояние; 2 – трение в воздушной среде при комнатной температуре; 3 – трение в жидком азоте, 4 – трение на воздухе + окислирование при $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч; 5 – трение на воздухе + окислирование $200\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 ч

По результатам просвечивающей электронной микроскопии (рис. 3) видно, что трение скольжения в воздушной среде и в жидком азоте формирует в сплаве Al-17 % Si нанокристаллическую структуру с размером зерен от нескольких до 100 нм. Ранее было показано [1, 3], что подобная дефектная высокопрочная структура возникает при трении скольжения практически любых металлических материалов, включая хрупкие аморфные сплавы, в их деформированном слое толщиной до 10 мкм. Возникновение рассматриваемой структуры трения обусловлено спецификой напряженного состояния, создающегося в зоне фрикционного металлического контакта и характеризующегося совместным действием в деформируемом слое высоких локальных сдвиговых и сжимающих напряжений. Такое напряженное состояние вызывают развитие в зоне трения преимуще-

ственно ротационного механизма пластичности [1, 3], который характеризуется относительными разворотами нанокристаллов на большие углы. По сравнению с трением на воздухе, при понижении температуры деформации фиксируется лишь небольшое (на 50–100 МПа) повышение микротвердости исследуемых материалов, т. е. криогенная температура мало влияет на упрочнение силумина. Таким образом, наблюдаемая в деформированном трением сплаве Al–17 % Si нанокристаллическая структура (рис. 3), а также высокий уровень ее дефектности и упрочнения можно считать типичными для строения поверхностного слоя многих металлических материалов, подвергнутых фрикционному воздействию.

Влияние оксидирования, осуществляемого в процессе часового отжига при 100 и 200 °С в воздушной среде, на микротвердость силумина, подвергнутого деформационному воздействию трения, иллюстрируют гистограмма и электронные микрофотографии, приведенные на рис. 2 и 3.

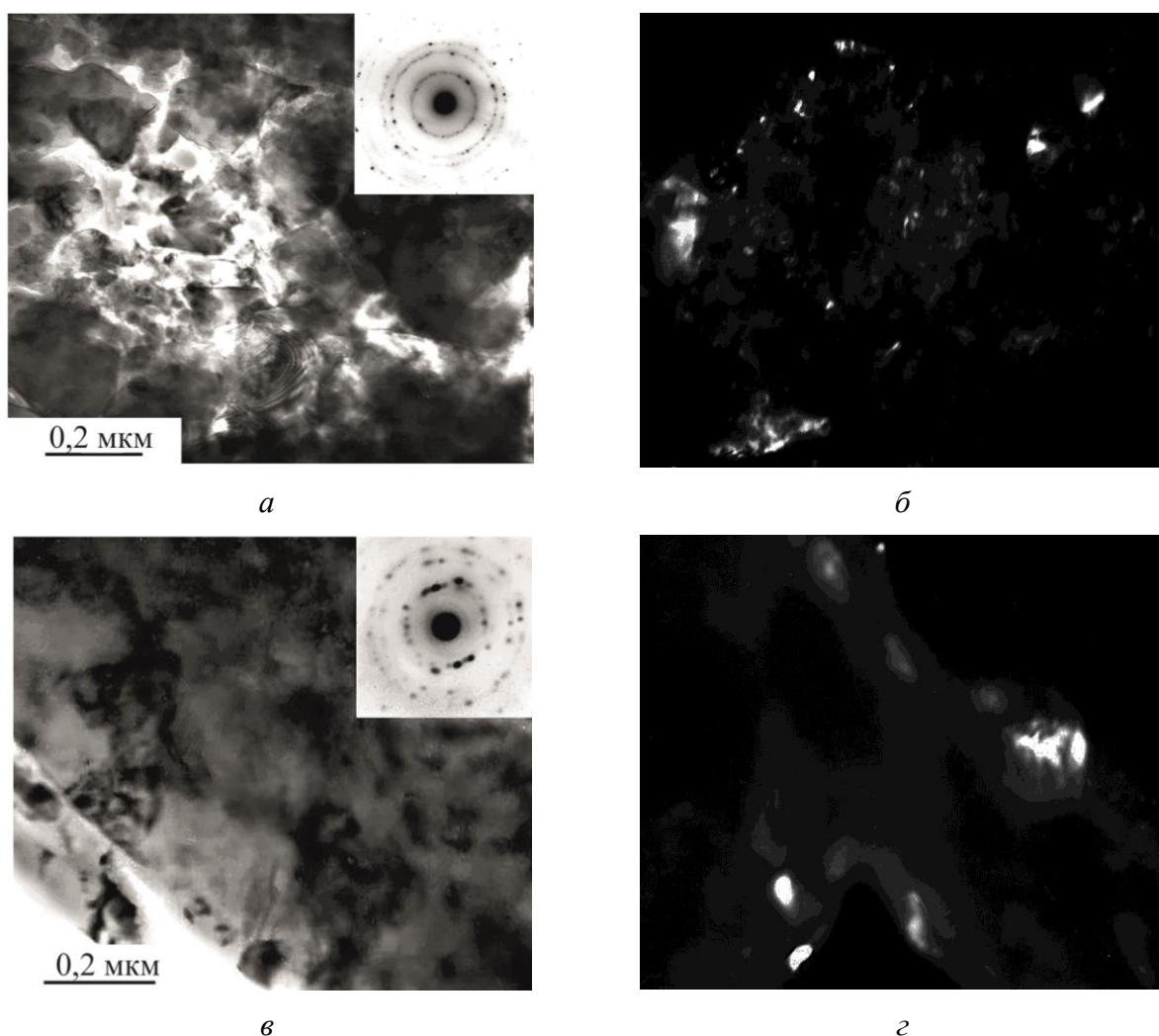


Рис. 3. Структура поверхностного слоя сплава Al–17 % Si, подвергнутого деформированию в условиях трения скольжения: на воздухе (*а, б*) и в жидком азоте (*в, г*).
Светлопольные (*а, в*) и темнопольные (*б, г*) в рефлексе (111) γ изображения

Оксидирование при 100 °С, 1 ч примерно в 1,8 раза повышает микро-твердость поверхности сплава Al–17 % Si, деформированного трением (рис. 2). Увеличение температуры оксидирования до 200 °С вызывает падение микротвердости исследуемого сплава до ~800 МПа, что ниже уровня твердости поверхности деформированного

сплава. В сплаве Al–17 % Si, содержащем большое количество (десятки объемных процентов) нанокристаллических частиц твердого (микротвердость ~10 ГПа) теплостойкого (температура плавления – 1415 °С) кремния (рис. 1 и 2), при 100-градусном оксидировании термическое разупрочнение еще не получило развития активно происходящее при более высокой температуре оксидирования (200 °С) (рис. 2) [8]. Наличие значительного упрочнения сплава Al–17 % Si при оксидировании 100 °С (1 ч) подтверждает, что в рассматриваемых условиях деформирования в сплаве происходят процессы ускоренного диффузионного насыщения кислородом. При этом в поверхностном слое сплава формируются метастабильные аномально пересыщенные твердые растворы кислорода в алюминии и кремнии, которые далее при нагреве частично распадаются с образованием наноксидов алюминия и кремния, обуславливая рост микротвердости отожжённого сплава.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа показали при обеих температурах оксидирования высокую (~15 % по массе) концентрацию кислорода в деформированном трением поверхностном слое, толщиной порядка нескольких микрон. Пересыщение сплава по кислороду можно объяснить совместным действием двух основных факторов: 1 – ускоренным диффузионным перемещением атомов кислорода, происходящим в условиях экстремально большой деформации и формирования нанокристаллической структуры; 2 – сильным сродством кислорода к алюминию и кремнию. Из-за ограниченной растворимости кислорода в алюминии и кремнии, атомы кислорода способны перемещаться лишь по дефектам – границам нанозерен, вакансиям и дислокациям, образуя в матрице сплава локальные микрообъемы с повышенным содержанием кислорода. Отжиг при 100 и 200 °С деформированного сплава Al–17 % Si приводит к значительному (до 5 %) снижению содержания кислорода в его поверхностном слое, что связано с выделением из матрицы сплава, растворенного ранее при деформации кислорода. Данный распад пересыщенных твердых растворов кислорода в алюминии и кремнии, очевидно, инициирован снижением дефектности матрицы сплава в результате ее термического разупрочнения (возврат, рекристаллизация). Таким образом, хотя растворимость кислорода в алюминии и кремнии чрезвычайно мала [9], в нанокристаллической дефектной матрице сплава происходит образование аномально пересыщенных твердых растворов кислорода в алюминии и кремнии.

Эффект подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа, согласно которым, трение приводит к уширению линий на дифрактограмме (например, полная ширина линии $(222)_{Al}$ на середине высоты увеличивается по сравнению с исходным состоянием на 0,05 град.) и значительному росту параметра кристаллической решетки Al-фазы от $a = 0,40495$ нм (недеформированное состояние) до $a = 0,40565$ нм после деформирования трением.

Одновременно с изменением параметра решётки алюминия в деформированном сплаве наблюдается рост значений параметра решётки кремния, что может служить косвенным доказательством частичного внедрения в неё атомов кислорода. Из рис. 4 видно, что на дифрактограммах сплава, подвергнутого деформированию и последующему оксидированию при 100 и 200 °С (1 ч), со стороны малых углов у линий $(111)_{Al}$ и $(200)_{Al}$ появляются дополнительные пики, которые могут одновременно принадлежать модифицированной алюминиевой матрице, а также оксиду алюминия. Так, например, $d_{111}(Al) = 0,233$ нм, а $d_{10-1}(Al_2O_3) = 0,237$ нм; $d_{200}(Al) = 0,202$ нм, а $d_{102}(Al_2O_3) = 0,208$ нм.

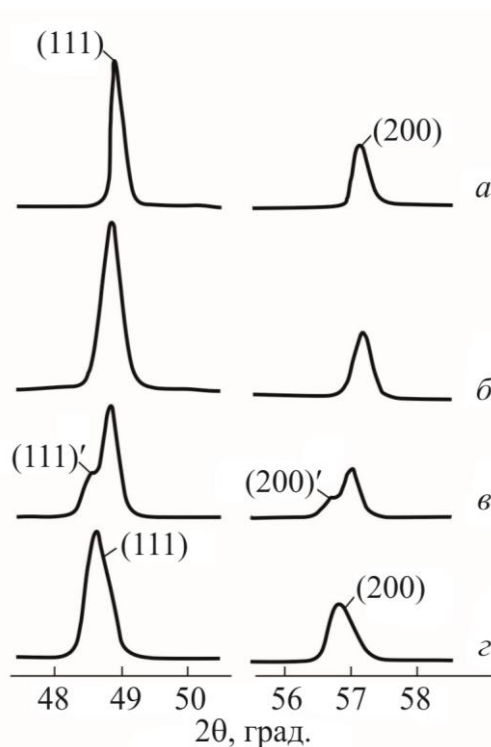


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы сплава: *a* – недеформированное состояние; *б* – деформация трением в воздушной среде; *в* – деформация трением + оксидирование при 100 °С, 1 ч; *г* – деформация трением + оксидирование при 200 °С, 1 ч, (') – рефлексы модифицированной γ -фазы Al

Описанные выше процессы хорошо согласуются с эволюцией структуры, наблюдаемой после отжига деформированного трением сплава. Электронно-микроскопическое исследование показало, что после часового оксидирования при 100 °С сплав Al–17 % Si сохраняет двухфазное нанокристаллическое состояние (рис. 5 *a, б*). Кристаллы кремния и зерна алюминия в данном случае имеют размер не более 100 нм, а электронная микродифракция представляет собой кольца Дебая. Внутри зерен матрицы сохраняются скопления дислокаций. Эти факты подтверждают, что процессы термического разупрочнения при температуре оксидирования 100 °С происходят относительно слабо, что связано с начальной стадией возврата – отдыхом. При повышении температуры оксидирования до 200 °С происходит активный процесс полигонизации, о чем свидетельствует рост величины зерен до 500 нм и более и уменьшение микротвердости (рис. 2 и 5 *г, д*). Расшифровка микроэлектронограмм сплава, подвергнутого оксидированию при 100 и 200 °С, показала присутствие рефлексов, принадлежащих оксидам – Al_2O_3 и SiO_2 (рис. 5 *в*). При отжиге 200 °С диффузионный распад матрицы сплава, связанный с выделением оксидных фаз, очевидно, соответствует стадии «перестаривания», когда снижается прочность и активизируется рост частиц упрочняющих фаз.

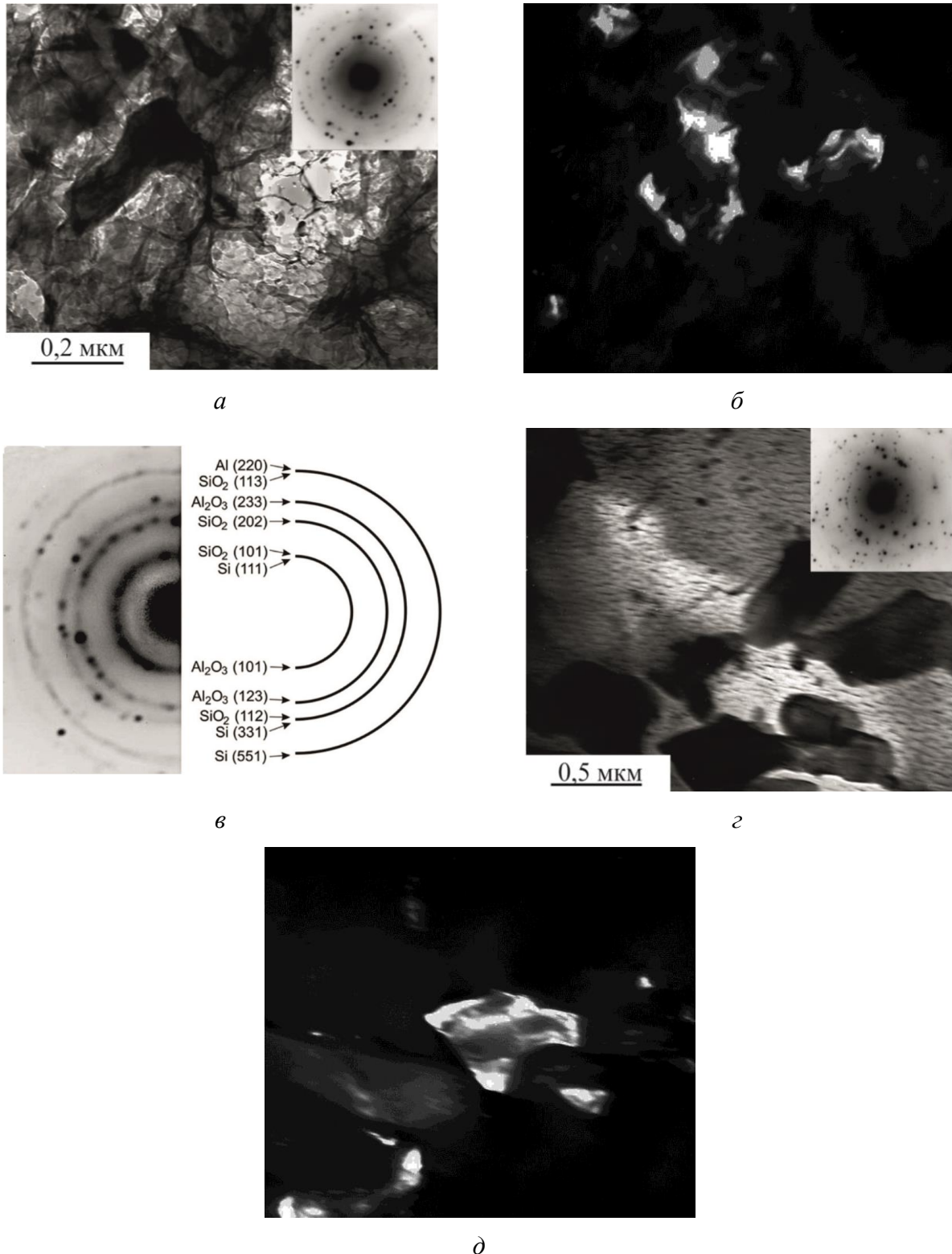


Рис. 5. Структура поверхностного слоя толщиной несколько микрон сплава Al–17 % Si, подвергнутого деформированию в условиях трения на воздухе и последующему оксидированию при 100 (а, б) и при 200 °С (в, д); е – расшифровка рентгенограммы на вставке рис. 5 а. Светлопольные (а, в) и темнопольные (б, д) в рефлексе (111)_{Al} изображения

4. Заключение

Деформирование трением скольжения на воздухе при комнатной температуре, а также в среде жидкого азота ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) формирует в поверхностном слое (толщиной до 10 мкм) силумина нанокристаллическую структуру с неоднородным размером зерен алюминия и кристаллов кремния от нескольких до 100 нм. Криогенная среда (жидкий азот) не повлияла на параметры упрочнения силумина.

Большая деформация в условиях трения, а также большое сродство кислорода к алюминию и кремнию создают условия для формирования в поверхностном слое сплава Al–17 % Si пересыщенных твердых растворов кислорода в алюминии и кремнии.

Оксидирование при $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 ч) деформированного трением в воздушной среде сплава Al–17 % Si приводит к повышению его микротвердости в результате диффузионного распада (старения) аномально пересыщенных твердых растворов кислорода в алюминии и кремнии и образования их окислов.

Благодарность

Электронно-микроскопическое исследование проведено в отделе электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № 01201463331.

Литература

1. Коршунов Л. Г., Макаров А. В., Черненко Н. Л. Нанокристаллические структуры трения в сталях и сплавах, их прочностные и трибологические свойства // Развитие идей академика В. Д. Садовского : сб. науч. трудов. – Екатеринбург. – 2008. – С. 218–241.
2. Dong Y., Bell T. Enhanced wear resistance of titanium surfaces by a new thermal oxidation treatment // *Wear*. – 2000. – Vol. 238. – P. 131–137.
3. Korshunov L. G., Chernenko N. L. Formation of a wear-resistant nanocrystalline layer strengthened by TiO_2 (Rutile) particles on the surface of titanium // *Physics of Metals and Metallography*. – 2013. – Vol. 114, no. 9. – P. 789–797. – DOI: 10.1134/S0031918X13070065.
4. Metin E., Inal O. T. Kinetics of layer growth and multiphase diffusion in ion nitrided titanium // *Metal. Mater. Trans.* – 1989. – Vol. 20A, no. 9. – P. 1819–1832.
5. Effect of contact stresses on the phase composition, strength, and tribological properties of nanocrystalline structures formed in steels and alloys under sliding friction / L. G. Korshunov, V. A. Shabashov, N. L. Chernenko, V. P. Pilyugin // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2008. – Vol. 5, nos. 11–12. – P. 583–592. – DOI: 10.1007/s11041-009-9103-2.
6. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. – М. : Государственное издательство физико-математической литературы, 1959. – 755 с.
7. Энциклопедия неорганических материалов : в двух томах. Т. 1. – Киев : Главная редакция украинской советской энциклопедии, 1977. – 840 с.
8. Studying recovery processes in a strain-hardened Al-Mg-Mn-Fe-Si alloy / N. B. Pugacheva, D. I. Vichuzhanin, S. T. Kalashnikov, A. V. Ivanov, S. V. Smirnov, N. Yu. Frolova // *Physics of Metals and Metallography*. – 2016. – Vol. 117, no. 9. – P. 920–926. – DOI: 10.1134/S0031918X16090076.

THE EFFECT OF MICROALLOYING WITH CHROMIUM, HAFNIUM AND YTTRIUM ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE VT18U HIGH-TEMPERATURE TITANIUM ALLOY

A. G. Illarionov^{1*}, A. A. Popov¹, S. M. Illarionova¹, D. V. Gadeev¹, O. A. Elkina²

¹Ural Federal University, Mira st. 19, 620002, Ekaterinburg, Russia

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

*Corresponding author. E-mail: a.g.illarionov@urfu.ru

Address for correspondence: Mira st. 19, 620002, Ekaterinburg, Russia

Tel.: +7 (343) 375 46 95

The effect of microalloying of the VT18U high-temperature near-alpha titanium alloy with rare-earth elements (yttrium and hafnium), simultaneously with chromium, on its phase composition, structure and microindentation hardness is considered. It is demonstrated that additional alloying of the alloy both with chromium and hafnium and with chromium and yttrium decreases the beta-transus temperature (BTT) of the alloy. A higher content of β -stabilizers in the experimental alloys in comparison with the commercial alloy proves to increase the β -phase volume fraction and decrease the elastic modulus from 115 GPa to 104 GPa in the as-received 750 °C $\alpha+\beta$ -annealed condition. Additional microalloying with chromium and yttrium is shown to inhibit the β -grain growth during high-temperature holds due to the segregation of yttrium atoms to the boundaries followed by a decrease in free energy, whereas doping with chromium and hafnium proves to have no effect on the grain growth process due to the non-horophilic nature of these elements.

Keywords: microalloying, titanium alloys, rear-earth elements, REM, yttrium.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.015-022

References

1. Khorev A. I. Theory and practice of microalloying of pseudo- α - and $\alpha+\beta$ -titanium alloys with REM, zirconium, hafnium and rhenium. *Tekhnologiya mashinostroeniya*, 2015, no. 1, pp. 5–10. (In Russian).
2. Nochovnaya N.A., Khorev A.I., Yakovlev A.L. Perspectives of Alloying Titanium Alloys with Rare Earth Elements. *Metal Science and Heat Treatment*, 2013, vol. 55, iss. 7–8, pp. 415–418. DOI: 10.1007/s11041-013-9646-0.
3. Cui W.F., Liu C.M., Zhou L., Luo G.Z. Characteristics of microstructures and second-phase particles in Y-bearing Ti-1100 alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2002, vol. 323, iss. 1–2, pp. 192–197. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01362-4.
4. Zeng L., Hong Q., Zhao Y., Qi Y. Influence of rare earth element Y on the thermal stabilities of Ti-600 alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2014, vol. 43, no. 10, pp. 2407–2410.
5. Huang Z.W. Thermal stability of Ti-44Al-4Nb-4Hf-0.2Si-1B alloy. *Intermetallics*, 2013, vol. 37, pp. 11–21. DOI: 10.1016/j.intermet.2013.01.011.
6. Kashchuk V.A. *Vliyaniye perekhodnykh metallov na svoystva metallov i splavov* [The Influence of Transition Metals on the Properties of Metals and Alloys]. Tomsk, Tomsk University Publ., 1981, 272 p. (In Russian).
7. Terekhova V.F., Savitsky E.M. *Ittriy* [Yttrium]. Moscow, Nauka Publ., 1967, 270 p. (In Russian).
8. Khorev A.I. Alloying titanium alloys with rare-earth metals. *Russian Engineering Research*, 2011, vol. 31, iss. 11, pp. 1087–1094. DOI: 10.3103/S1068798X11110104.

9. Khorev A.I. Microalloying of titanium alloys. *Metal Science and Heat Treatment*, 1979, vol. 21, iss. 12, pp. 927–931. DOI: 10.1007/BF00706629.
10. Rath B.B., McDonald B.A., Sastry S.M., Lectench R.Y., O'Neal G.E., Whitesett C.R. Influence of erbium and yttrium addition on the microstructure and mechanical properties of titanium alloys. In: *Titanium 80, Proc. 4th Int. Conf. on Titanium*, New York, 1980, pp. 1185–1196.
11. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S. *Titanovye splavy. Sostav, struktura, svoistva. Spravochnik* [Titanium Alloys. Composition, Structure, Properties. Reference Book]. Moscow, VILS-MATI Publ., 2009, 520 p. (In Russian).
12. Gadeev D.V., Illarionov A.G., Popov A.A., Ryzhkov M.A., Kolosova E.V., Popova M.A., Altman P.S., Bondaryuk N.N. Application of the thermal analysis method to the determination of the complete polymorphic transformation temperature for a two-phase titanium alloy. *Titan*, 2010, vol. 1, pp. 24–30. (In Russian).

Подана в журнал: 19.07.2017
УДК 669.017.1
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.015-022

ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК ХРОМА, ГАФНИЯ И ИТТРИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT18U

А. Г. Илларионов^{1*}, А. А. Попов¹, С. М. Илларионова¹, Д. В. Гадеев¹, О. А. Елкина²

¹УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, ул. Мира 19, Екатеринбург, Россия

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

*Ответственный автор. Электронная почта: a.g.illarionov@urfu.ru
Адрес для переписки: 620002, Екатеринбург, ул. Мира, 19, Россия.
Телефон: +7(343) 375-46-95

В работе исследовано влияние микролегирования редкоземельными элементами гафнием и иттрием совместно с хромом на формирование фазового состава, структуры и механических свойств жаропрочного псевдо- α -титанового сплава VT18U. Дополнительное легирование исследуемого сплава обеспечивает снижение температуры $\alpha+\beta\rightarrow\beta$ -перехода ($T_{\text{пп}}$). Выявлено, что более высокое содержание β -стабилизаторов по сравнению с промышленным сплавом в исходном состоянии после отжига в двухфазной $\alpha+\beta$ -области (750 °С) обеспечивает получение большего количества β -фазы в структуре и снижение модуля упругости с 115 ГПа до 104 ГПа. Обнаружено, что после β -отжига при 1050 °С в течение 1 ч минимальный размер β -зерна фиксируется в сплаве с хромом и иттрием, т. е. микролегирование сплава VT18U иттрием и хромом способствует замедлению роста зерна при высокотемпературных выдержках. В свою очередь дополнительное легирование сплава хромом и гафнием практически не дает модифицирующего эффекта из-за отсутствия в этой паре сильных горофильных элементов.

Ключевые слова: микролегирование, титановые сплавы, редкоземельные элементы, РЗМ, иттрий.

1. Введение

Введение в промышленные жаропрочные титановые сплавы дополнительных легирующих добавок переходных металлов, включая РЗМ, направлено на повышение термической стабильности структуры и комплекса свойств [1–5]. В качестве таких добавок могут выступать в частности иттрий [3, 4], гафний и хром [5, 6]. Иттрий, находясь в твердом растворе как поверхностно-активный элемент [7] преимущественно обогащает границы зерен, что способствует закреплению вредных примесей в комплексы с ним [8]. Это приводит к рафинированию матрицы и торможению роста зерна при нагреве в β -область [9]. Также добавка иттрия в сплавах титана способствует управлению процессами распада при термической обработке [8, 9], обеспечивает повышение эксплуатационных характеристик, таких как жаропрочность [3], конструкционная прочность [9, 10], термическая стабильность [4]. Добавка гафния способствует повышению прочностных свойств титана и практически не снижает характеристики его ударной вязкости [6]. Хром, являясь сильным β -стабилизатором, при малых добавках способствует повышению температуры рекристаллизации титана [6], что благоприятно с точки зрения повышения термической стабильности сплава. Однако практически нет данных о совместном влиянии небольших добавок хрома с иттрием и хрома с гафнием на развитие

фазовых и структурных превращений в жаропрочных сплавах титана, например, в псевдо- α -сплаве VT18U, используемом в качестве материала для изготовления деталей газотурбинных двигателей [11]. В связи с этим в работе исследовано влияние комплексных добавок хрома с гафнием и хрома с иттрием на формирование структуры, фазового состава и физико-механических свойств в листовых полуфабрикатах из жаропрочного титанового сплава типа VT18U.

2. Материал и методика исследований

Материалом для исследования служил промышленный псевдо- α -титановый сплав VT18U следующего состава (в мас. %) Ti–6,5Al–4,0Zr–3,0Sn–1,0Nb–0,7Mo–0,2Si (сплав 1) и опытные сплавы на основе VT18U с добавками: 0,7 % Cr и 0,15 % Hf (сплав 2); 0,6 % Cr и 0,03 % Y (сплав 3). Изучаемые полуфабрикаты представляли горячекатаные листы толщиной 2 мм, подвергнутые вакуумному отжигу при 750 °С в течение 1 ч.

Методами исследования служили оптическая (ОМ) и просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), проведенные на микроскопах Olympus GX51 и JEM 200C соответственно; рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) и дифференциальная сканирующая калориметрия, реализованные соответственно на дифрактометре ДРОН-3М (съемка в медном K_{α} -излучении) и приборе синхронного термического анализа STA 449 (нагрев и охлаждение осуществляли в инертной атмосфере аргона); измерение микротвердости по Виккерсу проводили при нагрузке 1 Н с использованием приставки к микроскопу Neophot-2, определение модуля упругости осуществляли методом индентирования на установке CSM Instrument.

3. Результаты и их обсуждение

Металлографическое исследование структуры сплавов типа VT18U показало, что введение микродобавок изменяет внутризеренное строение (рис. 1). Для промышленного сплава 1, в основном, наблюдается структура типа корзиночного плетения (рис. 1 *a*). В сплавах 2 и 3 с микродобавками такого рода структуры не получено (рис. 1 *c*, *e*). Фиксируемая микроструктура в этих сплавах глобулярно-пластинчатая и она более дисперсная по сравнению со сплавом 1. В ходе электронно-микроскопического исследования установлено, что во всех сплавах внутри α -пластин происходит формирование полигональной структуры с образованием мелких субзерен (рис. 1 *b*, *d*, *f*). Это свидетельствует о прохождении процессов полигонизации при отжиге 750 °С горячедеформированных сплавов.

Рентгенографическое исследование показало, что введение микродобавок приводит к увеличению количества β -фазы в сплавах 2 и 3 по сравнению со сплавом 1. Если в сплаве 1 объемная доля β -фазы не превышает 5 %, то в сплаве 2 ее количество возрастает до 10 %. Кроме того, увеличение количества β -стабилизаторов в сплаве приводит к уменьшению ее параметра с 0,3272 нм в сплаве 1 до 0,3245 и 0,3240 нм соответственно для сплавов 2 и 3.

Микротвердость всех сплавов находится на близком уровне в пределах 3000–3150 МПа, очевидно, из-за компенсации вклада добавок в твердорастворное упрочнение увеличением объемной доли β -фазы в структуре. При этом модуль упругости как фазочувствительная характеристика закономерно уменьшается по мере увеличения в структуре количества более низко модульной β -фазы от сплава 1 (115 ГПа) к сплаву 3 (113 ГПа) и 2 (104 ГПа)

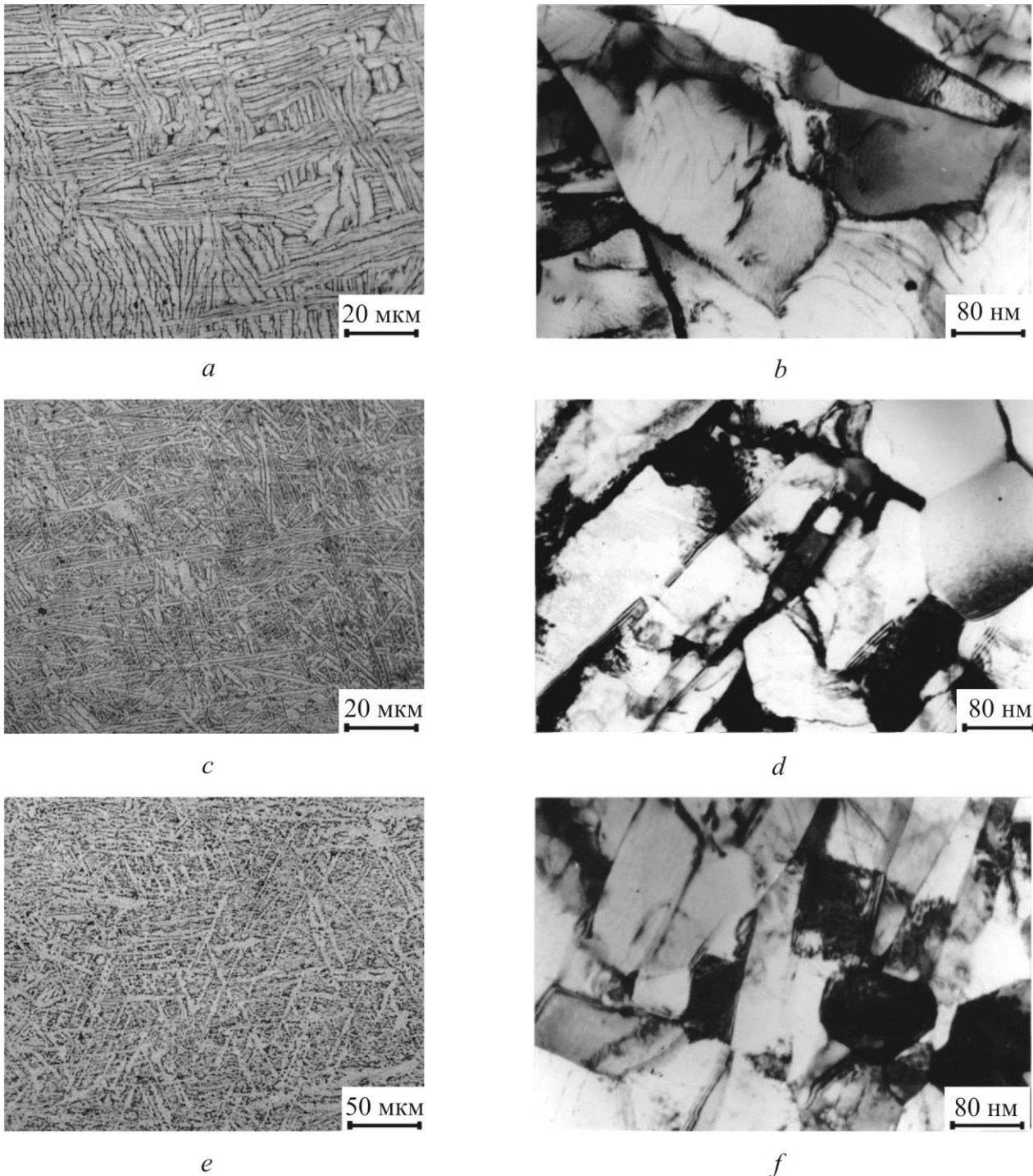


Рис. 1. Структура сплавов 1 (*a, b*), 2 (*c, d*) и 3 (*e, f*) в исходном состоянии
(*a, c, e*) – световая микроскопия, (*b, d, f*) – ПЭМ

Определение температуры полного полиморфного превращения методом термического анализа по пику производной в области эндоэффекта $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -превращения в соответствии с методикой, описанной в работе [12], показало, что дополнительное легирование сплава VT18U влияет на положение температуры $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода ($T_{\text{пп}}$) (рис. 2). В промышленном сплаве 1 она равна 1013 °С, а в сплавах 2 и 3 – 972 °С и 1001 °С соответственно. Видно, что увеличение β -стабилизаторов в сплаве VT18U за счет дополнительного легирования сопровождается смещением температуры $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода в область более низких температур.

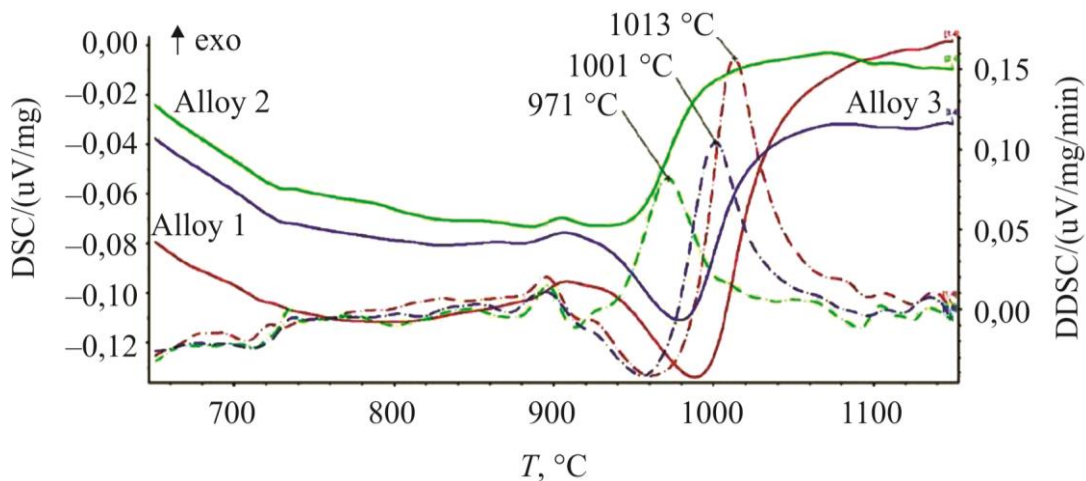


Рис. 2. Термограммы непрерывного нагрева и кривые производных ДСК сплавов

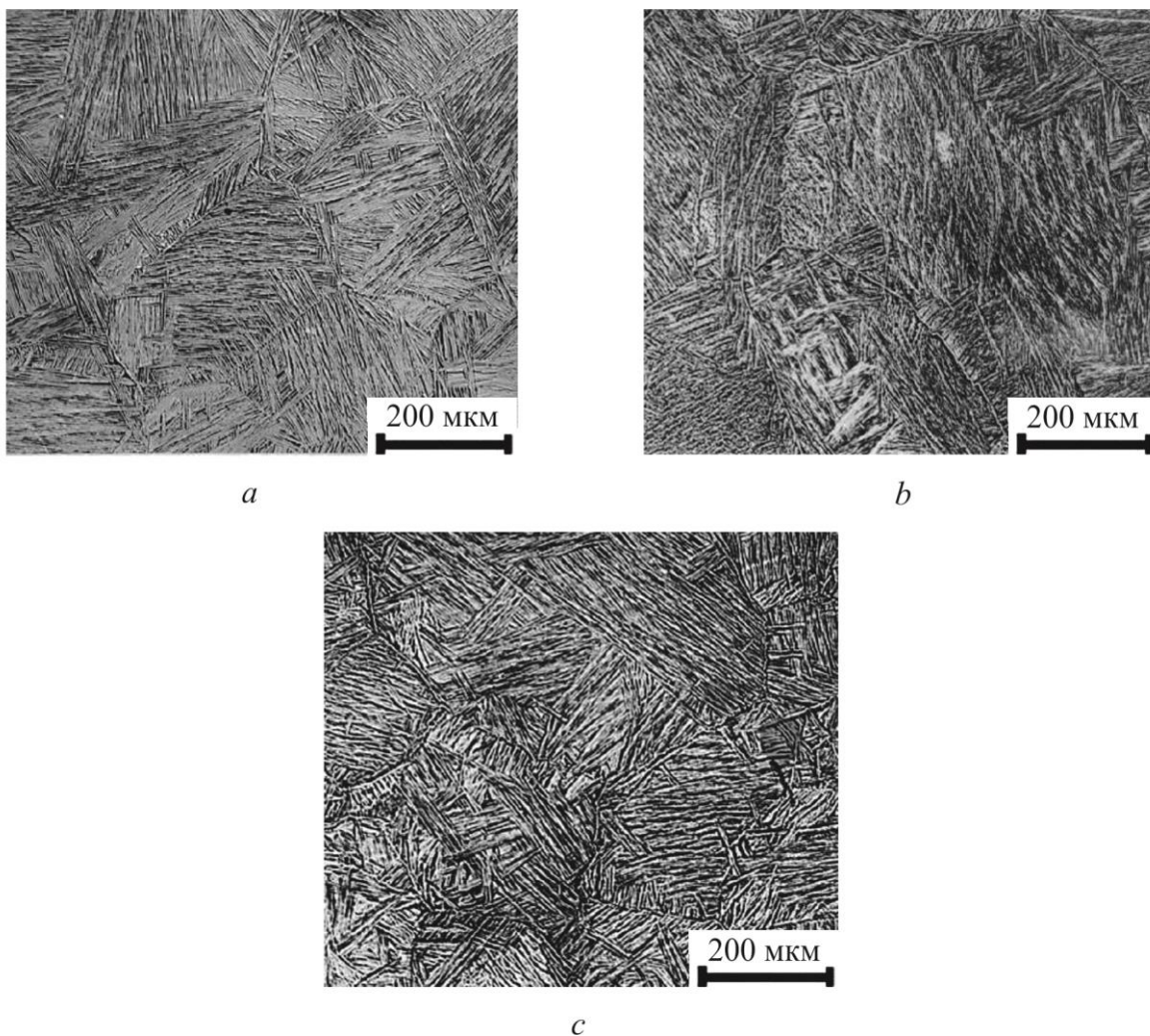


Рис. 3. Структура сплавов 1 (a), 2 (b), 3 (c) после отжига 1050 °С, 1 ч

Для изучения влияния микродобавок на рост β -зерна в исследуемом сплаве был проведен отжиг в β -области при 1050 °С в течение 1 ч. После β -отжига в сплавах формируется структура, состоящая из пакетов крупных α -пластин, которые растут преимущественно от границ β -превращенного зерна (рис. 3).

В пределах одного зерна может быть несколько пакетов α -пластин, имеющих различную ориентировку. По границе β -зерна наблюдаются выделения зернограничной α -фазы. Внутризеренная структура практически не изменяется от сплава к сплаву. В то же время дополнительное легирование влияет на средний размер β -превращенного зерна (табл. 1). Для сплавов 1 и 2 средний размер β -зерна отличается незначительно, а в сплаве 3 он в 2,6–2,8 раза меньше. Если учесть, что величина перегрева в β -область у сплава 2 примерно в 2 раза больше, чем у сплава 1, то можно сделать вывод, что добавки хрома и гафния в сплаве 2 несколько тормозят рост β -зерна. В то же время существенно более мелкое зерно в сплаве 3, на наш взгляд, в первую очередь связано с микролегированием сплава иттрием.

Таблица 1 – Средний размер зерна, фазовый состав и микротвердость сплавов после β -отжига

Сплав	Средний размер β -зерна, мкм	Объемная доля β -фазы, %	Микротвердость, МПа
1	285 ± 15	3 ± 1,0	3900 ± 100
2	265 ± 15	5 ± 1,5	3700 ± 100
3	100 ± 15	7 ± 1,5	3500 ± 100

В данном случае его действие можно объяснить с учетом того, что он является поверхностно-активным элементом. В этом случае главной причиной замедления роста β -зерна в сплаве 3 при β -отжиге является действие иттрия на подвижность границ за счет внутренней адсорбции на них. Причиной и стимулом укрупнения зерна при переходе в β -область является стремление поликристаллического тела к минимуму свободной энергии, в частности, путем уменьшения избыточной энергии границ.

Горофильная примесь, в нашем случае итрий, обогащая границы, снижает их избыточную энергию и тем самым ослабляет стимул к росту зерна. Для того чтобы стимул к укрупнению зерен мог проявиться более активно необходимо повышение подвижности атомов, т. е. итрий как бы повышает условную температуру начала интенсивного роста зерна. В целом можно сказать, что атомы иттрия, адсорбируясь на границах и двигаясь вместе с ней, закрепляют ее и тем самым тормозят ее движение.

Другие дополнительные легирующие добавки (хром, гафний) не являются такими сильными горофильными элементами, как итрий и поэтому преимущественно находятся в твердом растворе, а не адсорбируются на границах. Следовательно, они не могут так же эффективно тормозить движение границ зерен и рост зерна при нагреве в β -область, что мы и фиксируем на примере сплава 2.

Рентгеноструктурный фазовый анализ показал, что после отжига в структуре сплава 1 присутствует практически одна стабильная α -фаза со следами β -твердого раствора. Дополнительное легирование сплавов 2 и 3, в первую очередь β -стабилизатором хромом приводит к увеличению количества β -фазы (табл. 1). Это в свою очередь отражается на микротвердости сплавов, которая уменьшается по мере возрастания объемной доли β -фазы в структуре от сплава 1 к сплаву 3.

4. Заключение

Дополнительное легирование сплава 1 (VT18У) хромом с гафнием и хромом с иттрием обеспечивает снижение температуры $\alpha+\beta \rightarrow \beta$ -перехода. Более высокое содержание β -стабилизаторов в опытных сплавах по сравнению с промышленным сплавом VT18У обеспечивает получение большего количества β -фазы в структуре и более низкий модуль упругости в состоянии после отжига в двухфазной $\alpha+\beta$ -области (750 °С).

После β -отжига при 1050 °С в течение 1 ч минимальный размер зерна фиксируется в сплаве, дополнительно легированном хромом и иттрием, что связано с действием иттрия как горофильной добавки, обогащающей β -границы, которая снижает их энергию, и тем самым способствующей замедлению их перемещения при нагреве в β -область. Дополнительное легирование хромом и гафнием модифицирующего эффекта практически не дает из-за отсутствия в паре (Cr, Hf) сильных горофильных элементов.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-08299 А.

Литература

1. Хорев А. И. Теория и практика микролегирования псевдо- α - и $\alpha+\beta$ -титановых сплавов РЗМ, цирконием, гафнием и рением // Технология машиностроения. – 2015. – № 1. – Р. 5–10.
2. Nochovnaya N. A., Khorev A. I., Yakovlev A. L. Perspectives of Alloying Titanium Alloys with Rare Earth Elements // Metal Science and Heat Treatment. – 2013. – Vol. 55, iss. 7–8. – Р. 415–418. – DOI: 10.1007/s11041-013-9646-0.
3. Characteristics of microstructures and second-phase particles in Y-bearing Ti-1100 alloy / W. F. Cui, C. M. Liu, L. Zhou, G. Z. Luo / Materials Science and Engineering A. – 2002. – Vol. 323, iss. 1–2. – Р. 192–197. – DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01362-4.
4. Influence of rare earth element Y on the thermal stabilities of Ti-600 alloy / L. Zeng, Q. Hong, Y. Zhao, Y. Qi // Rare Metal Materials and Engineering. – 2014. – Vol. 43, no. 10. – Р. 2407–2410.
5. Huang Z. W. Thermal stability of Ti–44Al–4Nb–4Hf–0.2Si–1B alloy // Intermetallics. – 2013. – Vol. 37. – Р. 11–21. – DOI: 10.1016/j.intermet.2013.01.011.
6. Кащук В. А. Влияние переходных металлов на свойства металлов и сплавов. – Томск : Томский университет, 1981. – 272 с.
7. Терехова В. Ф., Савицкий Е. М. Иттрий. – Москва : Наука, 1967. – 270 с.
8. Khorev A. I. Alloying titanium alloys with rare-earth metals // Russian Engineering Research. – 2011. – Vol. 31, iss. 11. – Р. 1087–1094. – DOI: 10.3103/S1068798X11110104.
9. Khorev A. I. Microalloying of titanium alloys // Metal Science and Heat Treatment. – 1979. – Vol. 21, iss. 12. – Р. 927–931. – DOI: 10.1007/BF00706629.
10. Influence of erbium and yttrium addition on the microstructure and mechanical properties of titanium alloys / B. B. Rath, B. A. McDonald, S. M. Sastry, R. Y. Lichten, G. E. O'Neal, C. R. Whitesett // 4th Int. Conf. on Titanium "Titanium 80", New York, 1980 : proceedings. – New York, 1980. – Р. 1185–1196.
11. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшкин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник. – Москва : ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.
12. Использование метода термического анализа для определения температуры полного полиморфного превращения двухфазного титанового сплава / Д. В. Гадеев, А. Г. Илларионов, А. А. Попов, М. А. Рыжков, Е. В. Колосова, М. А. Попова, П. С. Альтман, Н. Н. Бондарюк // Титан. – 2010. – Vol. 1. – Р. 24–30.

HIGH-RESOLUTION RHYTHMOCARDIOGRAPHY IN CLINICAL NEUROCARDIOLOGY

V. A. Mironov^{1*}, T. F. Mironova², A. N. Andreev¹

¹Urals State Medical University, 3 Repina St., 620028, Ekaterinburg, Russia

²Federal State Center of Cardiovascular Surgery, 2 Geroya Rossii Rodionova E. N. Ave., 454003, Chelyabinsk, Russia

*Corresponding author. E-mail: vamironov2013@yandex.ru

Address for correspondence: 3 Repina ul., 620028, Ekaterinburg, Russia

The paper presents an innovative diagnostic computer complex for heart rate variability (HRV) analysis in clinical neurocardiology. It considers the advances and prospects of the application of high-resolution rhythmocardiography (RCG) in the practical medicine, as well as the already obtained results of RCG used in medicine to reveal HRV dysregulation in different nosological diseases.

Keywords: clinical neurocardiology, rhythmocardiography, advances, prospects.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.023-035

References

1. Antyufiev V.F., Mironova T.F., Mironov V.A. Disfunktsiya sinoatrialnogo uzla serdtsa [Sinoatrial Node Dysfunction]. Chelyabinsk, Reapol Publ., 2009, 197 p. (In Russian).
2. Voropaeva E.E. *Samoproizvolnyi abort: etiopatogenez, kliniko-morfologicheskaya kharakteristika, rehabilitatsiya: diss. dokt. med. nauk* [Natural Abortion: Etiopathogenesis, Clinico-Morphological Characteristics, Rehabilitation. Doctoral Thesis]. 2011, 449 p. (In Russian).
3. Davydova E.V. *Zakonomernosti dizregulyatsii peismeikernoy aktivnosti sinusovogo uzla serdtsa u bolnykh professionalnymi zabolevaniyami: diss. dokt. med. nauk* [Regularities in the Dysregulations of the Pacemaker Activity of the Sinoatrial Node of Patients with Professional Diseases. Doctoral Thesis]. Irkutsk, 2011, 324 p. (In Russian).
4. Zhemaitite D.I. Vegetative regulation and development of CHD complications. *Fiziologiya Cheloveka*, 1989, no. 15 (2), pp. 3–13. (In Russian).
5. Kassil G.N. Vegetative regulation of internal environment homeostasis. In: *Fiziologiya vegetativnoy nervnoy sistemy* [Physiology of Vegetative Nervous System]. Leningrad, Nauka Publ., 1981, pp. 536–572. (In Russian).
6. Kuvatov V.A., Mironov V.A., Bavykin M.V., Mironova T.F. Heart rate variability of CHD patients at CABG. *Vestnik Udmurtskogo Universiteta. Seriya "Biologiya. Nauki o Zemle"*, 2012, iss. 2, pp. 68–78. (In Russian).
7. Mironova T.F., Mironov V.A. *Variabelnost serdechnogo ritma pri ishemicheskoy bolezni serdtsa* [Heart Rate Variability at Coronary Heart Disease]. Chelyabinsk, Reapol Publ., 2008, 173 p. (In Russian).
8. Mironova T.F., Mironov V.A. *Klinicheskiy analiz volnovoy struktury sinusovogo ritma serdtsa*. [Clinical Analysis of the Wave Structure of the Sinoatrial Rate]. Chelyabinsk, Chelyabinskiy Rabochiy Publ., 1998, 162 p. (In Russian).
9. Mironova T.F. *Dizregulyatornye vegetativnye rasstroistva kardiovaskulyarnoy sistemy v klinike i patogeneze vibratsionnoy bolezni: diss. dokt. med. nauk* [Dysregulatory Vegetative Cardiovascular System Disorders in the Clinical Picture and Pathogenesis of Vibration Disease. Doctoral Thesis]. St. Petersburg, 1990, 507 p. (In Russian).
10. Mironov V.A. *Klinicheskiy analiz volnovoy struktury sinusovogo ritma serdtsa pri gipertonicheskoy bolezni: avtoref. dis. dokt. med. nauk* [Clinical Analysis of the Wave Structure of the Sinoatrial Rhythm at Arterial Hypertension. Doctoral Thesis Abstract]. Orenburg, 1999, 54 p. (In Russian).

11. Mironov V.A. *Ritmokardiograficheskoe issledovanie perifericheskoy vegetativnoy regulyatsii peismeikernoy aktivnosti sinusovogo uzla pri ishemicheskoy bolezni serdtsa: dis. kand. med. nauk* [Rhythm-Cardiographic Study of the Peripheral Vegetative Regulation of the Sinoatrial Node Pacemaker Activity at Coronary Heart Disease. Cand. Thesis]. Chelyabinsk, 2002, 137 p. (In Russian).
12. Sadyrin A.V. *Immunologicheskie i vegetativnye narusheniya u bolnykh s tserebralnymi opukholyami pri luchevoy terapii: dis. kand. med. nauk* [Immunological and Vegetative Disorders in Cerebral Tumor Patients during Radiotherapy. Cand. Thesis]. Chelyabinsk, 2008, 208 p. (In Russian).
13. Solovieva O.V. *Osobennosti perifericheskoy vegetativnoy regulyatsii sinusovogo uzla serdtsa u bolnykh sistemnoy krasnoy volchankoy: diss. kand. med. nauk* [Specific Features of Peripheral Vegetative Regulation of the Sinoatrial Node in Patients with Systemic Lupus Erythematosus. Cand. Thesis]. Perm, 2011, 144 p. (In Russian).
14. Tyurin A.Yu. *Osobennosti perifericheskoy vegetativnoy regulyatsii peismeikernoy aktivnosti sinusovogo uzla serdtsa u bolnykh s ostrym infarktomyokarda: diss. kand. med. nauk* [Specific Features of Peripheral Vegetative Regulation of the Sinoatrial Node Pacemaker Activity in Patients with Acute Myocardial Infarction. Cand. Thesis]. Perm, 2005, 160 p. (In Russian).
15. Shadrina I.M. *Perifericheskie vegetativnye effecty neбиволла i bisoprolola po dannym analizu volnovoy variabelnosti serdechnogo ritma pri gipertonicheskoy bolezni: dis. kand. med. nauk* [Peripheral Vegetative Effects of Nebivolol and Bisoprolol According to the Analysis of Heart Rate Wave Variability at Arterial Hypertension. Cand. Thesis]. Chelyabinsk, 2010, 178 p. (In Russian).
16. Akselrod S. Components of heart rate variability. Basic studies. In: *Heart Rate Variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., Armonk, NY, Futura Publishing Company Inc., 1995, pp. 147–163.
17. Baselli G., Cerutti S., Civardi S., Liberati D., Lombardi F., Malliani A., Pagani M. Spectral and cross-spectral analysis of heart rate and arterial blood pressure variability signals. *Comp. Biomed. Res.*, 1986, vol. 19, pp. 520–534.
18. Bosner M.S., Kleiger R.E. Heart rate variability and risk stratification after myocardial infarction. In: *Heart Rate Variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., NY, Futura Publishing Company Inc., 1995, pp. 331–340.
19. Brown D.R., Randall D.C., Knapp C.F., Lee K.C., Yingling J.D. Stability of the heart rate power spectrum over time in the conscious dog. *FASEB J*, 1989, vol. 3, no. 5, pp. 1644–1650.
20. Camm A.J. Risk stratification following myocardial infarction: heart rate variability and other risk factors. *Heart Rate Variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., Armonk, NY, Futura Publishing Company Inc., 1995, pp. 369–392.
21. Chess G.F., Tam R.M.K., Calaresu F.R. Influence of cardiac inputs on rhythmic variations of heart period in the cat. *Am. J. Physiol.*, 1975, vol. 220, no. 3, p. 775–780.
22. Fei L., Copie X., Malik M., Camm A.J. Short- and long-term assessment of heart rate variability for risk stratification after acute myocardial infarction. *Am. J. Cardiol.*, 1996, vol. 77, pp. 681–684.
23. Furlan R., Guzzetti S., Crivellaro W., Dassi S., Tinelli M., Baselli G., Cerutti S., Lombardi F., Pagani M., Malliani A. Continuous 24-hour assessment of the neural regulation of systemic arterial pressure and RR variabilities in ambulant subjects. *Circulation*, 1990, vol. 81, pp. 537–547. DOI: 10.1161/01.CIR.81.2.537.
24. Hainsworth R. The control and physiological importance of heart rate. In: *Heart Rate Variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., Armonk, NY, Futura Publishing Company Inc., 1995, pp. 21–30.
25. Kautzner J., Fiala M., Hnatkova K. et al. Influence of autonomic modulation of the atrioventricular junction on the heart rate variability measured from R-R intervals. In: *Abstracts of XIX Congress of the ESC*, Stockholm, Sweden, 1997, pp. 731.
26. Kitney R.J., Rompelman O. *The study of Heart Rate Variability*, Oxford, England, Clarendon Press, 1980.

27. Kleiger Robert E., Miller J. Philip, Bigger Jr. J. Thomas, Moss Arthur J. Decreased heart rate variability and its association with increased mortality after acute myocardial infarction. *Am. J. Cardiol.*, 1987, vol. 59, pp. 256–262. DOI: 10.1016/0002-9149(87)90795-8.
28. Kleiger R.E, Stein P.K, Bosner M.S, Rottman J.N. Time domain measurements of heart rate variability. *Cardiology clinics*, 1992, vol. 10, no. 3, pp. 487–98.
29. Levy M.N. Sympathetic-parasympathetic interactions in the heart. *Circ. Res.*, 1971, vol. 29, pp. 437–445.
30. Malik M., Camm A.J. Preface. In: *Heart Rate Variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., Armonk, NY, Futura Publishing Company Inc., 1995, p. IX.
31. Wall P.D., Melzack R. Visceral versus somatic mechanisms. In: *Textbook of Pain*, A. Malliani, M. Pagani, F. Lombardi, eds., 2nd ed., Churchill Livingstone, Edinburgh, 1989, pp. 128–140.
32. Malliani A., Pagani M., Lombardi F., Cerutti S. Cardiovascular neural regulation explored in the frequency domain. *Circulation*, 1991, vol. 84, pp. 482–492. DOI: 10.1161/01.CIR.84.2.482.
33. Malliani A. Association of heart rate variability components with physiological regulatory mechanisms. In: *Heart Rate Variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., Armonk, NY, Futura Publishing Company Inc., 1995, pp. 173–188.
34. Maliani A. Physiological interpretation of the spectral components of heart rate variability (HRV). *Vestnik Aritmologii*, 1998, no. 9, pp. 7–57. (In Russian).
35. Mancica G., Grassi G., Parati G., Daffonchio A. Evaluating sympathetic activity in human hypertension. *J. Hypertens.*, 1993, vol. 11 (suppl. 5), pp. S13–S19.
36. Mironova T., Mironov V. *Clinical Analysis of Heart Rate Variability*, Chelyabinsk, 2000, 208 p. (In Russian).
37. Mironov V., Mironova T. Practical Russian experience of using complex apparatus and programs for analysis of heart rate variability. In: *The World Congress on Computers in Cardiology*, Vienna, Austria, IEEE, Chicago, USA, 1995, pp. 460–472.
38. Pagani M., Lombardi F., Guzzetti S., Rimoldi O., Furlan R., Pizzinelli P., Sandrone G., Malfatto G., Dell'Orto S., Piccaluga E. Power spectral analysis of heart rate and arterial pressure variabilities as a marker of sympatho-vagal interaction in man and conscious dog. *Circulation Research*, 1986, vol. 59, pp. 178–193. DOI: 10.1161/01.RES.59.2.178.
39. Pagani M., Lucini D., Rimoldi O., Furlan R., Piazza S., Biancardi L. Effect of physical and mental exercise on heart rate variability. In: *Heart Rate Variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., Armonk, NY, Futura Publishing Company Inc., 1995, pp. 245–266.
40. Penaz J., Roukenz J., Van der Waal H.J. Spectral analysis of some spontaneous rhythms in the circulation. In: *Biokybernetic*, H. Drischel, N. Tiedt, eds., Leipzig, 1968, pp. 1–233.
41. Penaz J., Honzikova N., Fizer B. Spectral analysis of resting variability of some circulatory parameters in men. *Physiologia Bohemoslovaca*, 1978, vol. 27, pp. 349–357.
42. Rimoldi O., Pierini S., Ferrari A., Cerutti S., Pagani M., Malliani A. Analysis of short-term oscillations of R-R and arterial pressure in conscious dog. *Am. J. Physiol.*, 1990, vol. 258, no. 4, pp. H967–H976.
43. Sayers B.M. Analysis of heart rate variability. *Ergonomics*, 1973, vol. 16, iss. 1, pp. 17–32. DOI: 10.1080/00140137308924479.
44. Smyth H.S., Sleight P., Pickering G.W. Reflex regulation of arterial pressure during sleep in men. A quantitative method of assessing baroreflex sensitivity. *Circ. Res.*, 1969, vol. 24, pp. 109–121.
45. Schwartz P.J., De Ferrari G.M. Interventions changing heart rate variability after acute myocardial infarction. In: *Heart rate variability*, M. Malik, A.J. Camm, eds., Armonk, NY, Futura Publishing Co., 1995, pp. 407–420.
46. Heart rate variability: standards of measurement, physiological interpretation and clinical use. Task Force of the European Society of Cardiology and the North American Society of Pacing and Electrophysiology. *Circulation*, 1996, vol. 93, pp. 1043–1065.

47. Warner H.R., Cox A. A mathematical model of heart rate control by sympathetic and vagus efferent information. *J. Appl. Physiol.*, 1962, vol. 17, pp. 349–355.
48. Zemaityte D., Kesaite R., Varoneckas G. Automic heart control evaluation using longterm recording of RR-intervals. In: *Mezhdunarodnyi Simpozium “Kompyuternaya Elektrokardiografiya na Rubezhe Stoletiy”*: tezisy dokladov [International Symposium on Computer Electrocardiography at the Turn of the Centuries, Moscow, April 27–30, 1999.]. M., Kruk Publ., 1999, pp. 120–124. (In Russian).

Подана в журнал: 31.05.2017
УДК 616.1/4 76.29.30.76.13.99
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.023-035

РИТМОКАРДИОГРАФИЯ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ В КЛИНИЧЕСКОЙ НЕЙРОКАРДИОЛОГИИ

В. А. Миронов^{1*}, Т. Ф. Миронова², А. Н. Андреев¹

¹Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Уральский государственный медицинский университет» Министерства здравоохранения Российской Федерации, ул. Репина, 3, Екатеринбург, Российская Федерация

²Федеральное государственное бюджетное учреждение «Федеральный центр сердечно-сосудистой хирургии» Министерства здравоохранения Российской Федерации, пр. Героя России Родионова Е.Н., 2, Челябинск, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: vamironov2013@yandex.ru
Адрес для переписки: ул. Репина, 3, 620028, Екатеринбург, Российская Федерация

В обзоре представлен инновационный диагностический компьютерный комплекс для метода анализа вариабельности сердечного ритма (ВСР) в клинической нейрокардиологии. Обсуждаются достижения и перспективы применения в практической медицине ритмокардиографии высокого разрешения (РКГ), а также уже реализованные в медицинской практике результаты применения РКГ для выявления дисрегуляций ВСР при различных нозологических заболеваниях.

Ключевые слова: клиническая нейрокардиология, ритмокардиография, достижения, перспективы.

1. Введение

Представлены результаты и некоторые ближайшие перспективы организации и использования в практике инновационного метода ритмокардиографии (РКГ) в диагностике нейрорегуляции при сердечно-сосудистой патологии. Клинические разработки и организация лаборатории нейрокардиологии потребовали длительной научно-исследовательской работы по трем направлениям: 1 – разработке прибора для регистрации ритмокардиограмм, 2 – созданию программного обеспечения, 3 – апробации клинического применения высокоточного анализа вариабельности сердечного ритма (ВСР) по нескольким направлениям сравнения результатов РКГ высокого разрешения с данными клинических и параклинических обследований разнопрофильных больных.

В настоящей работе обобщены результаты 24-летнего применения в клинической практике анализа ВСР для оценки разновариантных дисрегуляций синоатриального узла сердца (СУ). Успешные защиты 27 диссертаций, 5 монографий, публикации в России и за рубежом, многочисленные выступления с докладами и, главное, ежедневное применение в практике РКГ убеждают в необходимости использования ВСР-диагностики, её информативности и широких перспективах, как метода ранней диагностики дисрегуляторных кардиоваскулярных нарушений в широком спектре заболеваний. Методологическая основа анализа ВСР и его математическое обеспечение создавались на основе отечественных и зарубежных физиологических исследований [2, 16, 17, 25, 27, 30, 31, 33, 34, 35, 44 и др.]. Метод, адаптированный к медицинской практике с клинической интерпретацией данных, удалось приоритетно разработать и апробировать с положительным результатом в лечебных учреждениях Урала [37]. Как и стандартно применяемые неспецифические методы (ЭКГ, ХМ, ЭхоКГ) и коронароангиография, РКГ позволяет осуществлять и уточнять интранозологическую диагностику кардиоваскулярной патологии. При этом в большинстве исследований с примене-

нием РКГ найдены патогенетически обусловленные ВСП-симптомы, в том числе связанные с этиопатогенезом заболевания, т. е. метод является неспецифическим, как и все стандартно применяемые, но по совокупности ВСП-признаков он позволяет определить направление диагностического поиска.

РКГ основана на высокоразрешающем анализе волновой изменчивости продолжительности межсистолических интервалов ритма сердца. Основная сократительная деятельность сердца, потенцируемая автоматически возбудимыми клетками СУ, регулируется симпатическим, парасимпатическим отделами периферической автономной (вегетативной) системы и гуморально-метаболической средой, обязательно влияющей на ионные токи в мембране пейсмекеров при формировании медленных потенциалов действия в СУ. Необходимым условием для корректной клинической интерпретации является высокая точность дискретизации электрокардиосигнала (ЭКС) – 1000 ± 3 Гц. База данных более 70 тыс. обследований больных свидетельствует о необходимости соблюдения такой точности, поскольку нередко ВСП-показатели определяются единицами миллисекунд. В качестве базовой модели был разработан и использовался диагностический комплекс аппаратно-программный (АПК) компьютерной ритмокардиографии КАП-РК-01-«Микор» для коротких 300-интервальных записей, рекомендованный МЗ РФ, Федеральным агентством по надзору в сфере здравоохранения (Рег. удостоверение №ФС 02262005/2447-06, ТУ-9441-002-21569106-2005), с разрешением регистрации ЭКС в 1 миллисекунду, что в 8–14 раз точнее применяемых ЭКГ-систем. Запись осуществлялась в строго стационарных контролируемых условиях с дискретизацией ЭКС в 1000 Гц (1000 опросов в 1 с). Необходимость точности съема ЭКС до 1 миллисекунды, хранение с той же точностью в оперативной памяти компьютера и такие же математические расчеты потребовали разработки специального внешнего прибора с рядом схемно-технических решений для усиления и фильтрации ЭКС. Ещё одним условием является корректность программной компьютерной обработки РКГ. Она содержит приемы автоматизированной обработки на 5 стационарных постстимульных участках интервалограмм по 260–300 интервалов в каждой позиции, при 3–5-минутной регистрации с кратным увеличением этого времени в зависимости от числа избранных функциональных нагрузочных проб. Программа состоит из модулей: «Запись РКГ» для регистрации и построения РКГ в реальном времени на экране; «Ввод данных» испытуемого, «Редактирование» с использованием 4 компьютерных программ компьютерными способами для исправления или удаления нестационарностей перед анализом, «Анализ» для автоматизированного статистического временного и спектрального анализа волновой структуры ВСП и периодов стимуляции в пробах, «Работа с архивом» для сохранения базы данных и работы с ней, «Заключение» для формализованного диагноза. Эпизоды аритмий и другие нестационарные данные удалялись перед анализом с сохранением первичных и отредактированных данных. Файл содержит 280 формализованных диагностических заключений и другие специальные возможности. По гранту Министерства экономического развития Челябинской области разработана и используется новая модификация АПК с мониторной записью для кардиохирургических операций. Метод, программное обеспечение и комплекс КАП-РК-01 защищены патентами РФ, как интеллектуальная собственность разработчиков.

Физиологической основой РКГ является оценка периферической вегетативной (автономной) симпатической и парасимпатической, а также гуморально-метаболически-медиаторной регуляции ВСП по визуально-логической и математической характеристике трех видов флуктуаций ВСП определенных частоты и периодичности. Они формируются в соответствии в зависимости от скорости проведения импульсов по симпатическим и парасимпатическим волокнам, а также в зависимости от колебаний концентраций активных веществ в тканевых гуморальных биосредах, влияющих на потенциалы действия в пейсмекерных клетках СУ [5]. Программное обеспечение должно учитывать особенности периферической автономной регуляции СУ, особенно в клинической интерпретации данных.

Результатами экспериментальных работ [21, 24, 25, 26, , 20, 34, 43 и др.] доказана физиологическая обусловленность высокочастотных (HF) волн СР преимущественно парасимпатическими отрицательными хронотропными влияниями на пейсмекеры СУ. Это воздействие формируется эфферентными импульсами надсегментарного уровня и, в большей мере, реципрокной передачей по вагусным волокнам раздражения ирритантных, юксткапиллярных и механических рецепторов легочной паренхимы при вдохах-выдохах [11]. Скорость передачи импульсов по парасимпатическим волокнам самая большая, по Warner [48] латентный период раздражения в них – 200 миллисекунд (мс), поэтому отрицательный эффект удлинения фазы диастолической деполяризации при формировании медленных потенциалов действия в СУ успевает реализоваться лишь увеличением 1–2 интервалов, что и образует удлинения RR-интервалов короткого периода – s или в спектральном анализе – HF. Их частота и амплитуда характеризуют преимущественно вагусные влияния в СУ [16, 37].

Впервые волновые колебания артериального давления на ЧСС обнаружены Mayer в 1876 г. Позднее Smyth [44] и Penaz [40, 41] связали эти волны с симпатической и барорецепторной активностью тканевых рецепторов сердца, и ещё позднее [10, 17, 23, 35, 36, 38, 39, 42, 44] в экспериментах и клинических наблюдениях при анализе ВСР доказана связь волн Майера с симпатической активностью и сосудистым тонусом [10]. Период этих волн – m длиннее и, соответственно, частота ниже из-за медленной (1–3 с) скорости проведения импульсов по симпатическим волокнам [47], поэтому эти флуктуации соотносятся с низкочастотной периодикой СР (0,04–0,15 Гц), называются LF, или «m-волны», и характеризуют симпатические влияния в СУ. Третий вид волн СР–VLF, или «l-волны», с периодом колебаний более 30 до 57с и частотой 0,003–0,04 Гц связан с гуморально-метаболическими влияниями в СУ, участвующими в формировании медленных потенциалов действия в автоматически возбудимых пейсмекерных клетках СУ. Доказательства содержатся в работах лаборатории нейрогуморальной регуляции (МГМУ им. И.П. Сеченова), в которых временные параметры колебаний концентраций активных веществ совпадают с частотными характеристиками l-волн [7, 8]. Akselrod S. [16, 17] показала связь колебаний ВСР менее 0,04 Гц с ангиотензин-рениновой системой. В работах Д. Жемайтите [4] в многолетних обследованиях пациентов с ИБС также прослеживается сопряжённость VLF с гуморально-метаболическими воздействиями на СР. В представляемых исследованиях патология гормонопродуцирующих органов и обмена веществ, как правило, сопровождалась увеличением спектральной мощности VLF [5, 13]. Четвертый вид волн – ultra low frequency (ULF), связанных с терморегуляцией, циркадными перепадами и церебральными влияниями на ВСР, в настоящем представлении не рассматривается. По данным Д. Жемайтите и др. [48], сопоставивших диагностическую ценность HF, LF, VLF и ULF волн СР, наибольшая информативность о периферической автономной регуляции содержится в частотных бандах HF, LF, VLF, ультранизкие же частоты (ULF) опосредуются, в конечном итоге, интегральным показателем ЧСС.

Ритмокардиограмма (РКГ) – это графическое изображение последовательного временного ряда межсистолических интервалов в виде отрезков прямой линии, эквивалентных по длине продолжительности пауз между сокращениями сердца. Каждый из отрезков начинается на оси абсцисс с числом интервалов, и продолжается вверх параллельно оси ординат со шкалой времени в секундах (с). Выделяются три диапазона волн ВСР 0,003–0,04; 0,04–0,15; 0,15–0,4 Гц, получивших в зарубежной литературе названия – VLF, LF, HF, т. е. очень низкочастотные, низкочастотные и высокочастотные составляющие энергетического спектра ВСР [46]. В представляемой математической обработке РКГ временной (Time Domain) анализ сочетается со спектральным (Frequency Domain) [7, 8, 30, 32].

В РКГ-исследовании применялись пробы: Вальсальвы-Бюркера (Vm), Ашнера (Pa), активная ортостатическая (Aop) с физической нагрузкой на велоэргометре (PL). РКГ данные в пробах сопоставлялись с фоновой записью в покое лежа (Ph). Выделялись временные статистические средние значения: RR(NN), среднеквадратические отклонения всех волн ВСР σ_{RR} – (SDNN), а также гуморальных, симпатических и парасимпатических волн – σ_l , σ_m , σ_s .

Названия «l-, m-, s-волны» определены продолжительностью периодов этих волн (long, middle, short). ARA – амплитуда дыхательной аритмии – средняя величина всех высокочастотных удлинений интервалов. В частотном анализе выделялись доли мощностей спектральной плотности трех диапазонов в общем спектре колебаний СР, принятом за 100 % – VLF %, LF %, HF %, их доли характеризуют соотношение трех регулирующих факторов в СУ. Периоды стимуляции оценивались по значениям показателей: ΔRR – величина максимальной реакции на стимул, выраженная в процентах относительно исхода; t_{AB} и t_r – абсолютное время достижения максимальной реакции на стимул и восстановления после неё до 95 % величины исходного среднего интервала (в активной ортопробе – до 75 %); $\Delta RR'$ – величина минимального интервала при нагрузке в пробе PWC120 в сек. Использовались также нормированные значения РКГ показателей в тестах, т. е. разница между исходными значениями РКГ показателя и его величиной в период стимуляции ($\Delta \sigma_l$, $\Delta \sigma_m$, $\Delta \sigma_s$, $\Delta \sigma_l$ % и т.д.), нормированная на значения тех же РКГ признаков в исходной позиции-Ph, согласно закона «исходного уровня» и авторских рекомендаций W. Wielder (1957) – $nuRR$, $nu \sigma RR$, $nu \sigma_s$, $nu ARA$ и т. д.

База данных в настоящее время насчитывает более 70 тысяч РКГ-исследований пациентов с различными кардиоваскулярными и экстракардиальными болезнями. РКГ-данные при разработке каждого тематического фрагмента исследований сопоставлялись со здоровым, сопоставимым по возрасту и полу контролем, а также с результатами референсных обследований – ЭКГ с велоэргометрическими нагрузками, суточные ЭКГ и АД-мониторирования, ДЭхоКГ и другие инструментальные методы. При оценке по методике В.В. Власова диагностической ценности РКГ-симптомокомплексов дисрегуляции СУ чувствительность РКГ была в пределах 70–87 %, специфичность 30–45 %, прогностическая ценность положительного и отрицательного результатов имела разброс от 75 до 88,5 %. Уровень доказательности – В. Что удалось и доказано на настоящий момент?

1. При аритмиях сердца РКГ позволяет оценить их частоту, время появления в диастоле, определить количество эктопических очагов, дифференцировать желудочковые и наджелудочковые нарушения ритма, парасистолию, скрытую стволовую бигеминию, дисфункцию синусного узла и др. С помощью РКГ в короткой контролируемой записи с применением проб диагностируется более 120 клинических форм кардиоаритмий. А также гемодинамическое значение каждого эпизода, автономный аритмогенный фон неограниченное количество сочетаний патологического аритмогенного фона [1, 9, 10, 36].

2. Для хронической ИБС характерны РКГ-симптомы – перераспределение регуляции СУ со снижением рефлекторного симпато-парасимпатического влияния (редукция σ_m , σ_s , LF %, HF %) и переходом руководства СР на более низкий гуморальный уровень (увеличение VLF %), снижение и стабилизация ВСР, изменения реагирования на стимулы (снижение ΔRR , увеличение t_{AB} , t_r). Стенокардия у больных сопровождается выраженной стабилизацией ВСР во время пароксизмов, часто сразу после физической нагрузки. Различия продолжительности соседних RR интервалов находится в пределах $3,55 \pm 1,02$ миллисекунды. При вариабельном пороге ишемии в Ph, Vm, pA, Ao, PWC120, т. е. в стационарной части РКГ, появляются участки стабилизации ВСР, в том числе ангиоспастический эпизод ишемии, когда до эпизода или сразу после него усиливается симпатическая периодика [4, 7, 8, 9, 12, 14, 18, 36].

3. Субэпикардиальному инфаркту миокарда (ОИМ) в остром периоде соответствовало полное отсутствие волн СР на фоне тахикардии. При субэндокардиальном ОИМ ВСР была более сохранной. В последующем при переднем ИМ снижался уровень ритмокардиограммы, возрастали частота и амплитуда симпатических и гуморальных волн и постепенно увеличивалась величина реакции на стимулы в пробах, что вероятно связано с высокой плотностью адренергических рецепторов в передней стенке левого желудочка сердца. При заднем ОИМ длительно сохранялся ригидный и ареактивный

ритм, акинезия задней стенки и компенсаторная гиперкинезия передней [7, 11, 12, 14, 22, 27, 45]. Различия обуславливались асимметрией и неравномерностью интрамурального вегетативного представительства в сердце [33, 34, 44].

4. Воспалительные изменения в миокарде сопровождались формированием высокочастотных непарасимпатических волн (НПВ) из 3–4 удлиненных интервалов и «пиком» спектральной мощности в диапазоне 0,17–0,24 Гц, а также увеличением времени восстановления ВСП после нагрузки. При системной красной волчанке (СКВ) в исследованиях О.В. Соловьёвой, к примеру, у подавляющего большинства обследованных больных с обострением СКВ была такая непарасимпатическая высокочастотная периодика (НПВ) [10, 13].

5. Заболеваниям, сопровождающимся увеличением гормонопродукции, соответствовали повышение реакции в пробе Ашнера и формирование высокоамплитудных гуморальных волн длинного периода. Доказаны, к примеру, РКГ-различия дизрегуляций СУ при диабете 1-го и 2-го типа. При осложнениях диабета воспалительного характера также регистрировались НПВ колебания ВСП. Кроме того, получены доказательства, что волновая структура ВСП ассоциирована с кардиоваскулярной патологией.

6. При сосудистой патологии РКГ позволяет определить особенности ВСП, характерные для артериальной гипертензии, дифференцировать стадии гипертонической болезни, проанализировать фон нарушений регуляции СУ, индивидуально подобрать медикаментозную терапию, проконтролировать её эффективность, в некоторых случаях прогнозировать результат, определить побочные неблагоприятные эффекты [11, 17], в отдельных случаях с помощью РКГ оттитровать дозу лекарства, что сочетается с зарубежными исследованиями [23, 32, 35, 38, 39, 42].

7. При бронхоспастическом синдроме формируются особые волны ВСП в диапазоне VLF, исчезающие при приёме бронходилататоров. Они имеют частоту $38,7 \pm 4,16$ с, «пик» спектральной мощности в очень низкочастотном диапазоне – $0,024 \pm 0,005$ Гц среднюю и умеренную значимую корреляцию с результатами спирометрии и бодиплетизмографии [3, 38].

8. При профессиональных заболеваниях также найдены дизрегуляции СУ. Вибрационная болезнь сопровождается формированием автономной кардионейропатии с прогрессирующей стабилизацией ВСП [3, 9] на фоне тахикардии. Патофизиологически при хроническом действии вибрации нарушается цикличность обменных процессов, в норме сбалансированная с сокращениями сердца. В результате формируется ремоделирование в структурах сердца, в том числе и в узловых тканях, вплоть до автономной кардионейропатии, которая является по признанию ВОЗ предиктором высокого риска летального исхода.

9. При пневмокониозе образование перибронхиального и периваскулярного фиброза в мощной лёгочной паренхиме также ведёт к ремоделированию тканей сердца, лёгочно-сердечной недостаточности. Это доказано в исследованиях Е.В. Давыдовой [3] с помощью электронной микроскопии тканей миокарда и СУ и сопровождается РКГ-симптомами [19, 29, 23, 26]. Гистологические исследования свидетельствуют о дистрофии в пейсмекерных клетках СУ.

10. РКГ-исследования у больных с профессиональной интоксикацией соединениями марганца и фтора [3] также позволили выявить дизрегуляцию СУ, соответствующую автономной кардионейропатии. Она сопровождалась нормо- или брадикардией. Эта особенность была обусловлена срывом синтеза норадреналина и адреналина из-за избирательной блокады пиридоксальфосфата при этой интоксикации, а также избытком ионов марганца во внеклеточной среде при формировании потенциалов действия в пейсмекерах СУ.

11. При эндогенной интоксикации у онкологических больных также формируются высокочастотные волны ВСП, отличающиеся от нормальных парасимпатических флуктуаций. Они коррелируют с нарушениями иммунологического статуса у больных (Садырин А.В., 2008) [12].

12. Непарасимпатическая периодика – НПВ выявлена при самопроизвольных выкидышах [2]. Это предполагает неманифестированные формы воспалительных изменений репродуктивных органов у женщин.

13. В связи с повышенным интересом к кардиохирургическим операциям за последний год начались исследования возможностей применения РКГ при интервенционных вмешательствах [6]. Создана модификация аппаратно-программного комплекса – КАП-РК-02-«Микор» с мониторным режимом записи РКГ для кардиохирургии и дистанционной передачи РКГ-данных из операционного зала для оценки РКГ в реальном текущем времени и консультирования во время операции, продолжаются научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы по следующей модификации прибора для отделений реанимации и интенсивной терапии. Оказалось, что каждому этапу операции соответствуют определённые и патогенетически объяснимые изменения волновой структуры ВСР. Найдено, что осложнения во время операции причинно связаны с манипуляциями хирургов во время вмешательства.

14. Интересные и иногда неожиданные данные получены с помощью РКГ в клинической фармакологии [15]. Контроль лечебного воздействия с регистрацией РКГ исходно и после приема лекарственных препаратов позволяет прицельно оценить направленность терапевтической коррекции, прогнозировать её эффект (в некоторых случаях – при 1-й разовой дозе), определить побочные действия препаратов. РКГ-контроль с направленными вегетативными тестами при лечении позволил выявить ранее не описанные вегетативные эффекты действия этих лекарств. Кроме того, получены некоторые данные о «независимом» действии лекарственных комплексов при полипрагмазии, что позволяет предвидеть перспективу включения РКГ-исследования в комплекс инструментальных формализованных методов контроля при клинических испытаниях в области фармакологии [15].

Для доказательства каждого фрагмента представляемых результатов выполнены и утверждены Высшей аттестационной комиссией 27 диссертаций и эта работа продолжается. В области создания диагностической аппаратуры перспективы весьма широки. Продолжаются и клинические исследования. Результаты этих работ убеждают, что РКГ адекватный метод и в распознавании дисрегуляторных нарушений и, соответственно, в ранней и интранозологической диагностике РКГ пока не имеет альтернативы.

Литература

1. Антюфьев В. Ф., Миронова Т. Ф., Миронов В. А. Дисфункция синоатриального узла сердца. – Челябинск : Рекпол, 2009. – 197 с.
2. Воропаева Е. Е. Самопроизвольный аборт: этиопатогенез, клинко-морфологическая характеристика, реабилитация : дисс. ... докт. мед. наук : 14.01.01. – Челябинск, 2011. – 449 с.
3. Давыдова Е. В. Закономерности дисрегуляций пейсмекерной активности синусового узла сердца у больных профессиональными заболеваниями : дисс. ... докт. мед. наук : 14.02.04. – Иркутск, 2011. – 324 с.
4. Жемайтите Д. И. Вегетативная регуляция и развитие осложнений ИБС // Физиология человека. – 1989. – № 15 (2). – С. 3–13.
5. Кассиль Г. Н. Вегетативное регулирование гомеостаза внутренней среды // Физиология вегетативной нервной системы. – Ленинград : Наука, 1981. – С. 536–572.
6. Вариабельность сердечного ритма у больных ишемической болезнью сердца при аортокоронарном шунтировании / В. А. Куватов, В. А. Миронов, М. В. Бавыкин, Т. Ф. Миронова // Вестник Удмуртского университета. Серия «Биология. Науки о Земле». – 2012. – Вып. 2. – С. 68–78.
7. Миронова Т. Ф., Миронов В. А. Вариабельность сердечного ритма при ишемической болезни сердца. – 2-е изд., испр. и доп. – Челябинск : Рекпол, 2008. – 173 с.

8. Миронова Т. Ф., Миронов В. А. Клинический анализ волновой структуры синусового ритма сердца. – Челябинск : Челябинский рабочий, 1998. – 162 с.
9. Миронова Т. Ф. Дизрегуляторные вегетативные расстройства кардиоваскулярной системы в клинике и патогенезе вибрационной болезни : дисс. ... докт. мед. наук : 14.00.05, 14.00.07. – С.–Петербург, 1990. – 507 с.
10. Миронов В. А. Клинический анализ волновой структуры синусового ритма сердца при гипертонической болезни : автореф. дис. ... докт. мед. наук : 14.00.06. – Оренбург, 1999. – 54 с.
11. Миронов М. В. Ритмокардиографическое исследование периферической вегетативной регуляции пейсмекерной активности синусового узла при ишемической болезни сердца : дис. ... канд. мед. наук : 14.00.06. – Челябинск, 2002. – 137 с.
12. Садырин А. В. Иммунологические и вегетативные нарушения у больных с церебральными опухолями при лучевой терапии : дис. ... канд. мед. наук. – Челябинск, 2008. – 208 с.
13. Соловьёва О. В. Особенности периферической вегетативной регуляции синусового узла сердца у больных системной красной волчанкой : дисс. ... канд. мед. наук : 14.01.04. – Пермь, 2011. – 144 с.
14. Тюрин А. Ю. Особенности периферической вегетативной регуляции пейсмекерной активности синусового узла сердца у больных с острым инфарктом миокарда : дисс. ... канд. мед. наук : 14.00.06. – Пермь, 2005. – 160 с.
15. Шадрина И. М. Периферические вегетативные эффекты небиволола и биспролола по данным анализа волновой variability сердечного ритма при гипертонической болезни : дис. ... канд. мед. наук : 14.03.06. – Челябинск, 2010. – 178 с.
16. Akselrod S. Components of heart rate variability. Basic studies // Heart Rate Variability / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York., Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. 147–163.
17. Spectral and cross-spectral analysis of heart rate and arterial blood pressure variability signals / G. Baselli, S. Cerutti, S. Civardi, D. Liberati, F. Lombardi, A. Malliani, M. Pagani. – Comp. Biomed. Res. – 1986. – Vol. 19. – P. 520–534.
18. Bosner M. S., Kleiger R. E. Heart rate variability and risk stratification after myocardial infarction // Heart Rate Variability / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. 331–340.
19. Stability of the heart rate power spectrum over time in the conscious dog / D. R. Brown, D. C. Randall, C. F. Knapp, K. C. Lee, J. D. Yingling. – FASEB J. – 1989. – Vol. 3, no. 5. – P. 1644–1650.
20. Camm A. J. Risk stratification following myocardial infarction: heart rate variability and other risk factors // Heart Rate Variability / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. 369–392.
21. Chess G. F., Tam R. M. K., Calaresu F. R. Influence of cardiac inputs on rhythmic variations of heart period in the cat // Am. J. Physiol. – 1975. – Vol. 220, no. 3. – P. 775–780.
22. Short- and long-term assessment of heart rate variability for risk stratification after acute myocardial infarction / L. Fei, X. Copie, M. Malik, A. J. Camm // Am. J. Cardiol. – 1996. – Vol. 77. – P. 681–684.
23. Continuous 24-hour assessment of the neural regulation of systemic arterial pressure and RR variabilities in ambulant subjects / R. Furlan, S. Guzzetti, W. Crivellaro, S. Dassi, M. Tinelli, G. Baselli, S. Cerutti, F. Lombardi, M. Pagani, A. Malliani // Circulation. – 1990. – Vol. 81. – P. 537–547. – DOI: 10.1161/01.CIR.81.2.537.
24. Hainsworth R. The control and physiological importance of heart rate // Heart Rate Variability / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. 21–30.
25. Influence of autonomic modulation of the atrioventricular junction on the heart rate variability measured from R-R intervals / J. Kautzner, M. Fiala, K. Hnatkova et al. // XIX Annual Congress of the ESC, Stockholm, Sweden : abstracts. – 1997. – P. 731.

26. Kitney R. J., Rompelman O. The study of Heart Rate Variability. – Oxford, England : Claredon Press, 1980.
27. Decreased heart rate variability and its association with increased mortality after acute myocardial infarction / Robert E. Kleiger, J. Philip Miller, J. Thomas Bigger Jr., Arthur J. Moss // *Am. J. Cardiol.* – 1987. – Vol. 59. – P. 256–262. – DOI: 10.1016/0002-9149(87)90795-8.
28. Time-Domain measurement of heart rate variability / R. E. Kleiger, P. K. Stein, M. S. Bosner, Rottman J. N. // *Heart Rate Variability* / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. 33–45.
29. Levy M. N. Sympathetic-parasympathetic interactions in the heart // *Circ. Res.* – 1971. – Vol. 29. – P. 437–445.
30. Malik M., Camm A. J. Preface // *Heart Rate Variability* / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. IX.
31. Wall P. D., Melzack R. Visceral versus somatic mechanisms // *Textbook of Pain* / ed. by A. Malliani, M. Pagani, F. Lombardi et al. – 2-nd ed. – Churchill Livingstone, Edinburgh, 1989. – P. 128–140.
32. Cardiovascular neural regulation explored in the frequency domain / A. Malliani, M. Pagani, F. Lombardi, S. Cerutti // *Circ.* – 1991. – Vol. 84. – P. 482–492. – DOI: 10.1161/01.CIR.84.2.482.
33. Malliani A. Association of heart rate variability components with physiological regulatory mechanisms // *Heart Rate Variability* / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. 173–188.
34. Малиани А. Физиологическая интерпретация спектральных компонентов вариабельности сердечного ритма (HRV) // *Вестник Аритмологии.* – 1998. – № 9. – С. 7–57.
35. Evaluating sympathetic activity in human hypertension / G. Mancia, G. Grassi, G. Parati, A. Daffonchio // *J. Hypertens.* – 1993. – Vol. 11 (suppl. 5). – P. S13–S19.
36. Mironova T., Mironov V. *Clinical Analysis of Heart Rate Variability.* – Chelyabinsk, 2000. – 208 p.
37. Mironov V., Mironova T. Practical Russian experience of using complex apparatus and programs for analysis of heart rate variability // *The World Congress “Computers in Cardiology”, Vienna, Austria.* – Chicago, USA : IEEE, 1995. – P. 460–472.
38. Power spectral analysis of heart rate and arterial pressure variabilities as a marker of sympatho-vagal interaction in man and conscious dog / M. Pagani, F. Lombardi, S. Guzzetti, O. Rimoldi, R. Furlan, P. Pizzinelli, G. Sandrone, G. Malfatto, S. Dell'Orto, E. Piccaluga // *Circ. Res.* – 1986. – Vol. 59. – P. 178–193. – DOI: 10.1161/01.RES.59.2.178.
39. Effect of physical and mental exercise on heart rate variability / M. Pagani, D. Lucini, O. Rimoldi, R. Furlan, S. Piazza, L. Biancardi // *Heart Rate Variability* / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Company Inc., 1995. – P. 245–266.
40. Penaz J., Roukenz J., Van der Waal H. J. Spectral analysis of some spontaneous rhythms in the circulation // *Biokybernetic* / ed. by H. Drischel, N. Tiedt. – Leipzig, 1968. – P. 1–233.
41. Penaz J., Honzikova N., Fizer B. Spectral analysis of resting variability of some circulatory parameters in men // *Physiologia Bohemoslovaca.* – 1978. – Vol. 27. – P. 349–357.
42. Analysis of short-term oscillations of R-R and arterial pressure in conscious dog / O. Rimoldi, S. Pierini, A. Ferrari, S. Cerutti, M. Pagani, A. Malliani // *Am. J. Physiol.* – 1990. – Vol. 258, no. 4. – P. 967–976.
43. Sayers B. M. Analysis of heart rate variability // *Ergonomics.* – 1973. – Vol. 16, iss. 1. – P. 17–32. – DOI: 10.1080/00140137308924479.
44. Smyth H. S., Sleight P., Pickering G. W. Reflex regulation of arterial pressure during sleep in men. A quantitative method of assessing baroreflex sensitivity // *Circ. Res.* – 1969. – Vol. 24. – P. 109–121.
45. Schwartz P. J., De Ferrari G. M. Interventions changing heart rate variability after acute myocardial infarction // *Heart rate variability* / ed. by M. Malik, A. J. Camm. – Armonk, New York : Futura Publishing Co., 1995. – P. 407–420.

46. Task Force of the European Society of Cardiology and the North American Society of Pacing and Electrophysiology. Heart Rate Variability. Standards of Measurement, Physiological Interpretation, and Clinical Use. – *Circulation*. – 1996. – Vol. 93. – P. 1043–1065.
47. Warner H. R., Cox A. A mathematical model of heart rate control by sympathetic and vagus efferent information // *J. Appl. Physiol.* – 1962. – Vol. 17. – P. 349–355.
48. Zemaityte D., Kesaite R., Varoneckas G. Automic heart control evaluation using longterm recording of RR-intervals // Международный симпозиум «Компьютерная электрокардиография на рубеже столетий», Москва, 27–30 апреля, 1999 г. : тезисы докладов. – М. : Крук, 1999. – С. 120–124.

EVALUATION OF THE AXIAL STRESSES OF A GAS PIPELINE MADE OF REINFORCED POLYETHYLENE PIPES UNDER CONDITIONS OF PERMAFROST SOILS

Yu. Yu. Fedorov, S. N. Popov, A. V. Savvina*, S. V. Vasilyev, A. K. Rodionov

*Institute of Oil and Gas Problems, Siberian Branch of the Russian academy of Sciences,
 1 Oktyabrskaya St., Yakutsk, 677980, Russian Federation*

*Corresponding author. E-mail: io1982@mail.ru

Address for correspondence: 677000, Yakutsk, ul. Chernyshevskogo, 16/1–68

Tel.: 8 924 761 46 41

Monitoring of gas pipelines provides data necessary to justify the minimum value of the safety factor. Stresses in a gas pipeline made of reinforced polyethylene pipes with local soil heaving are evaluated with the use of a three-point diagram of loading by a concentrated force of a beam with a thin annular section. It is obvious from the calculations that the magnitude of axial stresses under the influence of soil heaving is far from critical. The safety factor is twice as high as the normative value.

Keywords: polyethylene pipes, underground gas pipeline, frozen soil, low temperatures, stress-strain state.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.036-041

References

1. Wessing W., Grass K., Kanet J., Capdevielle J-P. Novel PE Gas Supply System for a Maximum Operating Pressure of 16 bar. In: *Proc. Int. Gas Res. Conf.*, Vancouver, Canada, 2004.
2. Ameln D., Wessing W. Aramid-Reinforced Plastic Pipes. High-Strength Pipes for Gas Transportation. In: *Proc. Int. Gas Res. Conf.*, Vancouver, Canada, 2004.
3. Wolters Mannes, Wessing Werner, Dalmolen Bert, Eckert Robert, Wuest Juergen. Reinforced Thermoplastic Pipeline (RTP) Systems for Gas Distribution. In: *Proc. 23rd World Gas. Conf.*, Amsterdam, 2006.
4. Shalyapin S.V., Gvozdev I.V., Simonov-Emelyanov I.D. Calculation and prediction of the strength of reinforced multilayer polymer pipes. *Vestnik MITKhT*, 2012, vol. 7, no. 4, pp. 112–116. (In Russian).
5. Pepelyaev V.S., Tarakanov A.I. Reinforced polyethylene pipes for gas pipelines with operating pressure exceeding 1.2 MPa. *Polimergaz*, 2006, no. 4, pp. 14–18. (In Russian).
6. Gorilovsky M.I., Gvozdev I.V., Shvabauer V.V. On the strength analysis of reinforced polymer pipes. *Polimernye trubyy*, 2005, no. 2, pp. 22–25. (In Russian).
7. Fattakhov M.M., Teregulov R.K., Shammazov I.A., Mastobaev B.N., Movsun-zade E.M. *Transport uglevodorodnogo syria po truboprovodam iz polimernykh i kompozitnykh materialov* [Transportation of Hydrocarbon Raw Materials through Pipelines Made of Polymer and Composite Materials]. S.-Pb., Nedra Publ., 2011, 288 p. (In Russian).
8. Gustov D.S. Economic justification for the construction of gas pipelines made of composite materials. *Territoriya "Neftegaz"*, 2016, no. 3, pp. 154–159. (In Russian).
9. Struchkov A.S., Fedorov Yu.Yu. Deformability of polyethylene PE80 pipes at low temperatures. *Plasticheskie massy*, 2002, no. 2, pp. 43–46. (In Russian).
10. Fedorov Yu.Yu., Savvina A.V. The stress-strain state of underground gas pipelines under permafrost conditions. *Neftegazovoe Delo*, 2008, no. 1. Available at: http://ogbus.ru/authors/Fyodorov/Fyodorov_1.pdf (accessed 15.06.2017). (In Russian).
11. Struchkov A.S., Ivanov V.I., Fedorov S.P., Poselskaya A.V. Positive and negative factors of the interaction of a polyethylene gas pipeline with soil in the North. In: *Trudy III Evraziyskogo sim-*

poziuma po problemam prochnosti materialov i mashin dlya regionov holodnogo klimata, ch. 3 [Transactions of the 3rd Eurasian Symposium on the Strength of Materials and Machines To be Operated in Cold Climate Regions, Part 3]. Yakutsk, 2006, pp. 163–167. (In Russian).

12. Danzanova E.V., Poselskaya A.V., Struchkov A.S., Sivtsev E.Ya. Results of pilot industrial testing of an underground polyethylene gas pipeline. In: *Problemy i perspektivy kompleksnogo osvoeniya mestorozhdeniy poleznykh iskopaemykh kriolitozony: materialy mezhdunarodnoy konferentsii* [Problems and Prospects of the Complex Development of Natural Resources in the Cryolithozone]. Yakutsk, 2005, pp. 144–148. (In Russian).

13. Babenko F.I., Fedorov S.P., Fedorov Yu.Yu., Levin A.I., Ivanov V.I., Poselskaya A.V. Studying the physical and mechanical properties of reinforced polyethylene pipes in cold climates. *Fundamentalnye Problemy Sovremennogo Materialovedeniya*, 2007, vol. 4, no. 2, pp. 10–14. (In Russian).

Подана в журнал: 29.06.2017
УДК 678.067.5:539.4
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.036-041

ОЦЕНКА ОСЕВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ГАЗОПРОВОДА ИЗ АРМИРОВАННЫХ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБ В УСЛОВИЯХ МНОГОЛЕТНЕМЕРЗЛЫХ ГРУНТОВ

Ю. Ю. Федоров, С. Н. Попов, А. В. Саввина*, С. В. Васильев, А. К. Родионов

ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН,
ул. Октябрьская, д. 1, г. Якутск, Республика Саха (Якутия), Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: io1982@mail.ru
Адрес для переписки: 677000, г. Якутск, ул. Чернышевского, д. 16/1-68
Телефон: 8-924-761-46-41

Организация мониторинга действующих участков газопроводов позволяет получить необходимые данные для обоснования минимального значения коэффициента запаса прочности. Оценка напряжений в газопроводе из армированных полиэтиленовых труб при локальном пучении грунта проводится с использованием трехточечной схемы нагружения сосредоточенной силой балки тонкого кольцевого сечения. Из проведенных вычислений следует, что величина осевых напряжений при воздействии фактора пучения грунта далека от критической, коэффициент запаса прочности выше нормативного значения в 2 раза.

Ключевые слова: полиэтиленовые трубы, подземный газопровод, мерзлый грунт, низкие температуры, напряженно-деформированное состояние.

1. Введение

Применением полиэтиленовых армированных синтетическими нитями труб в системах газораспределения высокого давления серьезно занимаются в Германии, Испании и Франции [1–3]. Исследовательская практика в области использования армированных полиэтиленовых труб на давление до 1,2 МПа в России в основе своей базируется на опыте научных исследований и экспериментального строительства применительно к условиям умеренного климата [4–7]. Опытно-промышленные работы, проведенные в Западной Сибири и технико-экономические расчеты показывают, что широкое внедрение армированных полиэтиленовых труб для межпоселковых газопроводов позволит сократить затраты на монтаж, ускорить строительство и существенно снизить эксплуатационные расходы [8].

Подземный газопровод в период эксплуатации, кроме внутреннего давления подвергается дополнительному воздействию нагрузок, что особенно значимо для условий прокладки в зоне многолетнемерзлых грунтов. Эти и другие внешние факторы учитываются коэффициентом запаса прочности при расчете допустимого рабочего давления в газопроводе на заданный срок эксплуатации, порядка 50 лет. При мониторинге осуществляется контроль процессов, протекающих в элементах конструкции объекта и окружающем грунте в целях раннего обнаружения негативного изменения их напряженно-деформированного состояния, которое может привести к переходу объекта в аварийное состояние.

В статье использованы результаты мониторинга опытно-промышленного участка подземного межпоселкового газопровода «Тулагино–Капитоновка–Кангалассы», изготовленного из армированных полиэтиленовых труб со средним адгезионным слоем. Строительство участка осуществлено согласно требованиям СНиП 42-01-2002 «Газораспределительные сети» (актуализированная редакция), глубина заложения труб 1,5 м., длина участка 275 м.

Вертикальные перемещения трубопровода, возникающие при воздействии пучения и просадки грунта, определяются относительно специально установленного репера. Результаты измерений вертикальных перемещений газопровода относительно реперной точки приведены на рис. 1. Промораживание грунта начинается с верхних слоев, нижние слои остаются еще при положительных температурах, в результате чего происходит перемещение газопровода вниз. В дальнейшем перемещения трубы имеют колебательный характер. Максимальное погружение трубы в грунт наблюдается в марте, затем труба начинает подъем, достигающий максимума в первой половине лета. По результатам измерений можно отметить некоторую зависимость амплитуды перемещений от амплитуды годовых колебаний температуры воздуха и стенки газопровода.

Сравнение данных по перемещениям между контрольными точками показывает примерную картину поведения подземного газопровода. Существуют небольшие различия между значениями замеров, так как по трассе опытно-промышленного участка грунт характеризуется различными уровнями влажности и рельефа.

Замеры перемещений зимы 2008–2009 гг. подземного газопровода относительно ранее проведенных измерений, показывают значительное отличие. Максимальное зафиксированное перемещение составило примерно 40 мм. Такие перемещения объясняются повышением уровня влажности грунта и погодными условиями зимы периода 2008–2009 гг.: длительно низкие температуры окружающего воздуха и малая толщина снежного покрова (15–20 см).

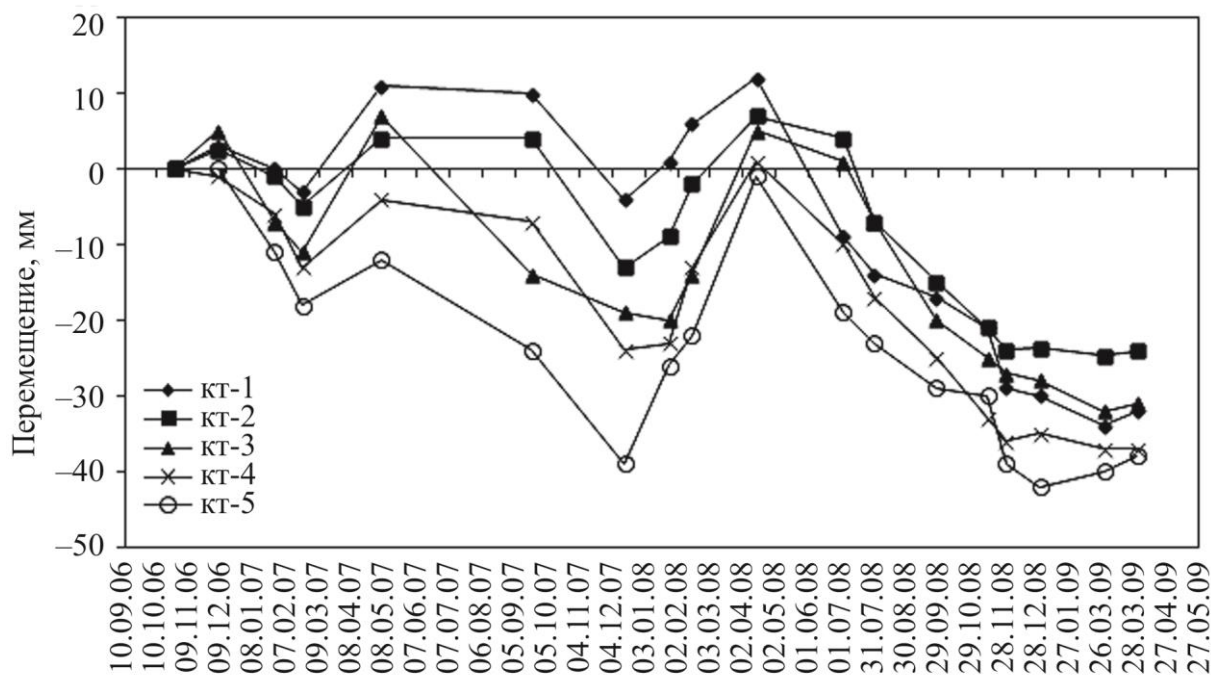


Рис. 1. Значения вертикальных перемещений подземного газопровода на опытно-промышленном участке объекта «МПП Тулагино–Капитоновка–Кангалассы»

2. Постановка задачи и методы решения

Оценка напряжений в газопроводе при локальном пучении грунта проводится с использованием трехточечной схемы нагружения сосредоточенной силой балки тонкого кольцевого сечения (рис. 2). Внутреннее давление 1,2 МПа на показатели прочности осевого растяжения существенного влияния не оказывает [9].

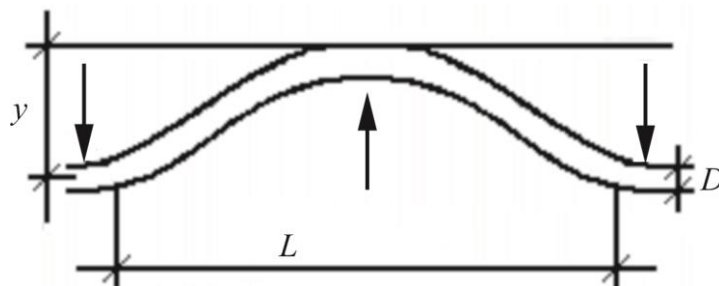


Рис. 2. Трехточечная схема нагружения сосредоточенной силой балки тонкого кольцевого сечения

Общее напряжение ($\sigma_{об}$) в осевом направлении запишем в виде суммы напряжений: температурного ($\sigma_{темп}$); изгиба от неравномерного пучения грунта ($\sigma_{изг}$); напряжения, возникающего в результате осевого растяжения при подъеме участка трубы в условиях жесткого заземления остальной части газопровода мерзлым грунтом ($\sigma_{раст}$) [10]:

$$\sigma_{об} = \sigma_{темп} + \sigma_{изг} + \sigma_{раст},$$

т. е. в конечном виде:

$$\sigma_{об} = \varepsilon_T \cdot E(T) + 6yE(T) \frac{D}{(L)^2} + 2,66 \cdot E(T) \cdot \left(\frac{y}{L}\right)^2,$$

где ε_T – температурная деформация материала трубы; L – длина участка газопровода, подвергнутого изгибу неравномерным пучением, м; y – величина вертикального перемещения газопровода, оценивается как $y = \theta_{об}(1 - H_0/\gamma_{кр})$, где H_0 – глубина заложения трубопровода, м; $\theta_{об}$ – общее пучение, замеряемое экспериментально, м; $\gamma_{кр}$ – глубина промерзания, м. Феноменологическую формулу в условиях многолетнемерзлых грунтов следует применять при ограничениях: $H_0 \ll \gamma_{кр}$; $\theta_{об} = y$.

3. Результаты и обсуждение

По данным многофакторного анализа деформируемости полиэтиленовых труб при низких температурах [9] получены расчеты по величине предельного радиуса изгиба полиэтиленовой трубы ПЭ80 и номограмма низкотемпературных деформаций частей труб. Используя экспериментальные данные пучения грунтов, рассчитано осевое напряжение газопровода.

Таблица – Результаты расчетной оценки осевых напряжений газопровода

Исходные данные							Результаты				
H_0 , м	T , °C	L , м	y , м	ε_T , %	E , МПа	$\sigma_{пред}$, МПа	$\sigma_{темп}$, МПа	$\sigma_{изг}$, МПа	$\sigma_{раст}$, МПа	$\sigma_{общ}$, МПа	C
1,5	-8	6	0,04	0,18	1450	28	2,61	1,35	0,17	4,13	6,78

$C = \sigma_{пред} / \sigma_{общ}$ – коэффициент запаса прочности.

Из таблицы следует, что величина осевых напряжений при воздействии фактора пучения грунта далека от критической, коэффициент запаса прочности выше нормативного значения в 2 раза.

Таким образом, поведение уложенного в грунт опытного участка газопровода за период наблюдения характеризуется закономерными ожидаемыми перемещениями, величина которых соизмерима с ранее зафиксированными на аналогичных сооружениях на территории РС(Я) [11, 12].

4. Заключение

На глубине заложения газопровода температура стенки трубы не опускается ниже температуры вязко-хрупкого перехода для труб из полиэтилена марки ПЭ100 ($-10 \div -15$ °С) и распространение быстрых трещин исключается. Таким образом, на основании результатов мониторинга, проведенного на газопроводе, следует, что для труб с внутренним и внешним слоем из ПЭ100, у которых в диапазоне температур от минус 15 °С до минус 20 °С разрушения происходят вязко, глубина заложения может быть существенно уменьшена. При этом величина заглубления должна определяться результатами геокриологических изысканий из условия превышения температурой грунта температуры вязко-хрупкого перехода $минус 5 \div 0$ °С для труб из ПЭ80 и $минус 15 \div минус 20$ °С для ПЭ100, определенным по результатам ранее проведенных исследований [13].

Литература

1. Novel PE Gas Supply System for a Maximum Operating Pressure of 16 bar / W. Wessing, K. Grass, J. Kanet, J-P. Capdevielle // Int. Gas Res. Conf., Vancouver, Canada : proceedings. – 2004.
2. Ameln D., Wessing W. Aramid-Reinforced Plastic Pipes. High-Strength Pipes for Gas Transportation // Int. Gas Res. Conf., Vancouver, Canada : proceedings. – 2004.
3. Reinforced Thermoplastic Pipeline (RTP) Systems for Gas Distribution / Mannes Wolters, Werner Wessing, Bert Dalmolen, Robert Eckert, Juergen Wuest // 23rd World Gas. Conf., Amsterdam : proceedings, 2006.
4. Шаляпин С. В., Гвоздев И. В., Симонов-Емельянов И. Д. Расчет и прогнозирование прочности многослойных полимерных армированных труб // Вестник МИТХТ. – 2012. – Т. 7, № 4. – С. 112–116.
5. Пепеляев В. С., Тараканов А. И. Полиэтиленовые армированные трубы для газопроводов с рабочим давлением свыше 1,2МПа // Полимергаз. – 2006. – № 4. – С. 14–18.
6. Гориловский М. И., Гвоздев И. В., Швабауэр В. В. К вопросу прочностного расчета армированных полимерных труб // Полимерные трубы. – 2005. – № 2. – С. 22–25.
7. Транспорт углеводородного сырья по трубопроводам из полимерных и композитных материалов / М. М. Фаттахов, Р. К. Терегулов, И. А. Шаммазов, Б. Н. Мастобаев, Э. М. Мовсун-заде. – СПб. : Недра, 2011. – 288 с.
8. Густов Д. С. Экономическое обоснование сооружения газопроводов из композиционных материалов // Территория «НЕФТЕГАЗ». – 2016. – № 3. – С. 154–159.
9. Стручков А. С., Федоров Ю. Ю. Деформируемость полиэтиленовых труб из ПЭ80 при низких температурах // Пластические массы. – 2002. – № 2. – С. 43–46.
10. Федоров Ю. Ю., Саввина А. В. Напряженно-деформированное состояние подземных газопроводов в условиях многолетней мерзлоты [Электронный ресурс] // Нефтегазовое дело. – 2008. – № 1. – URL: http://ogbus.ru/authors/Fyodorov/Fyodorov_1.pdf (дата обращения: 15.06.2017).
11. Позитивные и негативные факторы взаимодействия полиэтиленового газопровода с грунтами в условиях Севера / А. С. Стручков, В. И. Иванов, С. П. Федоров, А. В. Посельская // Труды III Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата : сборник материалов. Часть 3. – Якутск, 2006. – С. 163–167.
12. Результаты опытно-промышленных испытаний подземного полиэтиленового газопровода / Е. В. Данзанова, А. В. Посельская, А. С. Стручков, Е. Я. Сивцев // Проблемы и перспективы комплексного освоения месторождений полезных ископаемых криолитозоны : материалы международной конференции. – Якутск, 2005. – С. 144–148.
13. Исследование физико-механических свойств армированных полиэтиленовых труб в условиях холодного климата / Ф. И. Бабенко, С. П. Федоров, Ю. Ю. Федоров, А. И. Левин, В. И. Иванов, А. В. Посельская // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. – Т. 4, № 2. – С. 10–14.

INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURAL BANDING IN STEEL 4140

M. V. Maisuradze, M. A. Ryzhkov*

Ural Federal University, 19 Mira St., Ekaterinburg, Russian Federation

*Corresponding author. E-mail: mt-243@mail.ru

Address for correspondence: ul. Mira, 19, 620000, Ekaterinburg, Russia

The microstructural banding of the 4140 steel is studied. The dependence of the anisotropy index on the bar diameter and sampling location is established in accordance with GOST R 54570 (ASTM E 1268). A relationship between microstructural banding (i.e. anisotropy index) and toughness is shown to exist. A correlation between the kinetics of isothermal austenite transformation in the 4140 steel and the chemical inhomogeneity of the steel is discussed.

Keywords: 4140 steel, microstructural banding, anisotropy index, toughness, bainite transformation.

DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.042-052

References

1. Eckert J.A., Howell P.R., Thompson S.W. Banding and the nature of large, irregular pearlite nodules in a hot-rolled low-alloy plate steel: a second report. *Journal of Material Science*, 1993, vol. 28, no. 16, pp. 4412–4420. DOI: 10.1007/BF01154950.
2. Verhoeven J.D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2000, vol. 9, no. 3, pp. 286–291. DOI: 10.1361/105994900770345935.
3. Grange R.A. Effect of microstructural banding in steel. *Metallurgical Transactions*, 1971, vol. 2, no. 2, pp. 417–422. DOI: 10.1007/BF02663328.
4. Caballero F. García, García-Junceda A., Capdevila C., De Andrés C.G. Evolution of microstructural banding during the manufacturing process of dual phase steels. *Materials Transactions*, 2006, vol. 47, no. 9, pp. 2269–2274. DOI: 10.2320/matertrans.47.2269.
5. Shi L., Yan Z., Liu Y., Yang X., Zhang Ch., Li H. Effect of acicular ferrite on banded structures in low-carbon microalloyed steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2014, vol. 21, no. 12, pp. 1167–1174. DOI: 10.1007/s12613-014-1024-4.
6. Krauss G. Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2003, vol. 34, no. 6, pp. 781–794. DOI: 10.1007/s11663-003-0084-z.
7. Bastien P.G. The mechanism of formation of banded structures. *Journal of Iron and Steel Institute*, 1957, vol. 187, pp. 281–291.
8. Silin D.A., Veselov I.N., Zhukova S.Yu., Farber V.M. Microstructure and distribution of chemical elements in continuous-cast pipe blank. *Steel in Translation*, 2006, vol. 36, no. 4, pp. 86–90.
9. Kirkaldy J.S., Von Destinon-Forstmann J., Brigham R.J. Simulation of banding in steels. *Canadian Metallurgy Quarterly*, 1962, vol. 1, iss. 1, pp. 59–81. DOI: 10.1179/cmqr.1962.1.1.59.
10. Morales-Rivas L., Roelofs H., Hasler S., Garcia-Mateo C., Caballero F.G. Detailed characterization of complex banding in air-cooled bainitic steels. *Journal of Minerals and Metallurgy B*, 2015, vol. 51, iss. 1, pp. 25–32. DOI: 10.2298/JMMB140331008M.
11. Sakir Bor A. Effect of Pearlite Banding on Mechanical Properties of Hot-rolled Steel Plates. *ISIJ International*, 1991, vol. 31, no. 12, pp. 1445–1446. DOI: 10.2355/isijinternational.31.1445.
12. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal Science]. M., Metallurgiya Publ., 1977, 650 p. (In Russian).

13. Shanmugam P., Pathak S.D. Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel. *Engineering and Fracture Mechanics*, 1996, vol. 53, iss. 5, pp. 991–1005. DOI: 10.1016/0013-7944(95)00159-X.
14. Caballero F.G., Chao J., Cornide J., García-Mateo C., Santofimia M.J., Capdevila C. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels. *Materials Science and Engineering A*, 2009, vol. 525, pp. 87–95. DOI: 10.1016/j.msea.2009.06.034.
15. *ASTM E 1268-01*. Standard Practice for Assessing the Degree of Banding or Orientation of Microstructures, ASTM, 2001, 29 p.
16. D’Errico F. Failures induced by abnormal banding in steels. *Journal of Failure Analysis and Prevention*, 2010, vol. 10, iss. 5, pp. 351–360. DOI: 10.1007/s11668-010-9374-3.
17. Rodionova I.G., Zaitsev A.I., Baklanova O.N. Effect of Carbon Steel Structural Inhomogeneity on Corrosion Resistance in Chlorine-Containing Media. *Metallurgist*, 2016, vol. 59, nos. 9–10, pp. 774–783. DOI: 10.1007/s11015-016-0173-2.
18. Rivera-Diaz-del-Castillo P.E.J., Van der Zwaag S. Assuring Microstructural Homogeneity in Dual Phase and TRIP Steels. *Steel Research International*, 2004, vol. 75, no. 11, pp. 711–715. DOI: 10.1002/srin.200405832.
19. Xu W., Rivera-Diaz-del-Castillo P.E.J., Van der Zwaag S. Ferrite/Pearlite Band Prevention in Dual Phase and TRIP Steels: Model Development. *ISIJ International*, 2005, vol. 45, no. 3, pp. 380–387. DOI: 10.2355/isijinternational.45.380.
20. Marder A.R. Deformation characteristics of dual-phase steels. *Metallurgical Transactions A*, 1982, vol. 13, pp. 85–92. DOI: 10.1007/BF02642418.
21. Cai X.L., Garratt-Reed A.J., Owen W.S. The development of some dual-phase steel structures from different starting microstructures. *Metallurgical Transactions A*, 1985, vol. 16, iss. 4, pp. 543–557. DOI: 10.1007/BF02814228.
22. Jatzak C.F., Girardi D.J., Rowland E.S. On banding in steel. *Transactions of ASM*, 1956, vol. 48, pp. 279–305.
23. *GOST 5640-68*. Metallographic method for determination of microstructure of sheets and bands. M., Izdatelstvo Standartov Publ., 1988, 18 p. (In Russian).
24. *GOST 801-78*. Bearing steel. Specifications. M., Izdatelstvo Standartov Publ., 1979, 45 p. (In Russian).
25. *UNI 8449*. Classification of banded structure in case hardening steels, UNI, 1983, 15 p.
26. Tasan C.C., Hoefnagels J.P.M., Geers M.G.D. Microstructural banding effects clarified through micrographic digital image correlation. *Scripta Materialia*, 2010, vol. 62, iss. 11, pp. 835–838. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.02.014.
27. Krebs B., Hazotte A., Germain L. Quantitative analysis of banded structures in dual-phase steels. *Image Analysis and Stereology*, 2010, vol. 29, no. 2, pp. 85–90. DOI: 10.5566/ias.v29. p. 85–90.
28. *GOST R 54570-2011*. Assessing the degree of banding or orientation of microstructures. M., Standartinform Publ., 2012, 36 p. (In Russian).

Подана в журнал: 03.07.2017
УДК 669.017
DOI: 10.17804/2410-9908.2017.3.042-052

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОЙ ПОЛОСЧАТОСТИ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ 40ХН2МА

М. В. Майсурадзе, М. А. Рыжков*

ФГАОУ ВО УрФУ, ул. Мира, 19, г. Екатеринбург, Российская Федерация

*Ответственный автор. Электронная почта: mt-243@mail.ru
Адрес для переписки: 620000, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19

Проведено количественное определение степени структурной полосчатости в конструкционной легированной стали 40ХН2МА. Установлена зависимость индекса анизотропии, определенного согласно ГОСТ Р 54570 (ASTM E 1268), от диаметра проката и места отбора пробы. Показано, что существует зависимость между структурной полосчатостью и анизотропией ударной вязкости. Рассмотрена взаимосвязь между кинетикой изотермического превращения аустенита в стали 40ХН2МА и химической неоднородностью стали, являющейся причиной полосчатости микроструктуры.

Ключевые слова: сталь 40ХН2МА, структурная полосчатость, индекс анизотропии, ударная вязкость, бейнитное превращение.

1. Введение

Структурная полосчатость характерна для горячекатаной углеродистой и легированной стали [1...5]. Ее происхождение обусловлено химической ликвацией легирующих элементов и примесей еще на стадии кристаллизации стали, когда происходит образование дендритных кристаллов. Междендритные области обычно имеют повышенное содержание таких легирующих элементов, как Mn, Cr, Si, Mo и др. [6–10]. Горячая прокатка или ковка слитка приводит к ориентированию дендритной структуры вдоль направления деформации, а в результате последующей термической обработки формируется структурная полосчатость, т. е. чередующиеся полосы, содержащие различные фазы и структурные составляющие – полосы феррита и перлита, полосы мартенсита в ферритной или бейнитной матрице и др. [7–15].

Структурная полосчатость является причиной анизотропии механических свойств стали, поскольку вдоль полос облегчено распространение трещин [16]. Кроме того, структурная полосчатость негативно сказывается на коррозионной стойкости сталей [17]. Многочисленные работы, посвященные проблеме структурной полосчатости, позволили понять механизм формирования полос. Однако предлагаемые технологические решения, позволяющие уменьшить отрицательное влияние структурной полосчатости [4, 18, 19] или полностью устранить причину ее образования [20, 21], не всегда целесообразны [3], а в ряде случаев технологически не реализуемы [22].

В настоящее время существует ряд стандартов, позволяющих оценить степень структурной полосчатости в сталях, однако большинство из них основано на сравнении наблюдаемой микроструктуры стали после термической обработки с эталонными шкалами [23–25], что приводит к неточной качественной оценке.

Количественная оценка структурной полосчатости является ключевым фактором, позволяющим усовершенствовать существующие или разработать новые технологии производства стального проката или поковок с повышенной однородностью микро-

структуры [15, 26–28], что весьма актуально при обеспечении надлежащего качества готовых ответственных изделий.

2. Материал и методика

В качестве исследуемого материала выбрана конструкционная легированная сталь 40ХН2МА, используемая в современном машиностроении для изготовления широкой номенклатуры ответственных деталей, таких как валы, оси, зубчатые колеса и т. п. Химический состав исследуемых плавок стали приведен в табл. 1. Сталь поставлялась в виде круглого горячекатаного проката диаметром 50–190 мм после отжига в условиях завода-изготовителя.

Таблица 1 – Химический состав исследуемой стали 40ХН2МА, мас. %

№ плавки	Диаметр	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P
1	110 мм 140 мм 190 мм	0,42	0,29	0,71	0,75	1,44	0,27	0,03	0,003	0,012
2	50 мм	0,40	0,20	0,54	0,69	1,27	0,18	0,22	0,009	0,011

Для исследования зависимости структурной полосчатости от диаметра проката, от стали 40ХН2МА были отобраны образцы размером 10×10×10 мм из трех точек поперечного сечения: поверхность, середина радиуса и центр. Температура нагрева образцов под закалку составляла 850 °С, продолжительность выдержки 60 мин. Охлаждение производилось в закалочном масле И-20А с температурой 30–40 °С.

Количественная оценка структурной полосчатости производилась по методике стандарта ГОСТ Р 54570 [29] (ASTM E 1268 [15]). Анализировалось 15 полей зрения на продольных шлифах. Поля зрения ориентировались таким образом, чтобы микроструктурные полосы на изображении были направлены строго вертикально. На каждое поле зрения накладывалась тестовая сетка, состоящая из горизонтальных и вертикальных линий. После этого производился подсчет количества пересечений светлых полос микроструктуры с горизонтальными ($N_{\text{перп}}$) и вертикальными ($N_{\text{парал}}$) линиями сетки. На основании полученных данных был рассчитан индекс анизотропии AI как отношение $N_{\text{перп}}/N_{\text{парал}}$.

Для исследования процесса протекания бейнитного превращения в стали 40ХН2МА при изотермической выдержке образцы, отобранные от центральной зоны проката диаметром 50 мм (плавка № 2), подвергались термической обработке по следующему режиму: нагрев до температуры 850 °С, выдержка 60 мин, перенос в печь-ванну с расплавом соли (50 % NaNO_3 , 50 % KNO_3), выдержка в расплаве соли при температуре 400 °С в течение 15...1000 с и окончательное охлаждение в воде для того, чтобы непревращенный аустенит претерпел мартенситное превращение.

Микроструктура исследуемых марок стали изучалась при помощи оптической микроскопии при увеличении $\times 5... \times 100$. Количественная оценка доли бейнита в структуре образца в целом и в отдельных структурных полосах производилась при помощи коммерческого программного обеспечения путем бинаризации изображения и подсчета количества черных (соответствующих бейнитной структуре) и белых (соответствующих структуре мартенсита) пикселей в выделенных областях микрофотографии. Для каждого времени выдержки анализировалось не менее 15 полей зрения, на каждом из которых наблюдалось не менее 15–20 структурных полос с различным содержанием бейнита.

Для наглядного представления полученных результатов и оценки изменения кинетики бейнитного превращения в полосах с различной устойчивостью переохлажденного аустенита все полосы с различным содержанием бейнита были упорядочены в вариационный ряд

по доле бейнита. Для каждой полосы была определена занимаемая ею площадь на фотографии, F_i (в пикселях), а также рассчитана ее относительная площадь, F_i' , по формуле:

$$F_i' = F_i/F_0,$$

где F_0 – суммарная исследованная площадь образца (в пикселях).

Впоследствии вариационный ряд, полученный для каждого времени выдержки, был разделен на 10 интервалов по относительной площади, занимаемой полосами. Таким образом, каждый из интервалов охватывал 10 % исследуемой площади образца. Для каждого интервала была определена средняя доля бейнита попавших в него полос.

Микрорентгеноспектральный анализ полос с различной устойчивостью аустенита стали 40XH2MA производился при помощи электронного микроскопа Jeol JSM 6490, оснащенного приставкой для комбинированного энергодисперсионного и волнового микроанализа Oxford Inca Energy 350.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Влияние диаметра проката на структурную полосчатость

Исследовано изменение структурной полосчатости в разных зонах поперечного сечения проката в зависимости от его диаметра. Для этого от проката диаметром 110 мм, 140 мм и 190 мм, полученного из стали одной плавки, были отобраны образцы из трех зон поперечного сечения – поверхность, середина радиуса и центр. Металлографическое исследование структурной полосчатости производилось на образцах, закаленных в масле. На рис. 1 представлена микроструктура поверхностной и центральной зон проката из стали 40XH2MA диаметром 110 и 190 мм. Наблюдаются чередующиеся полосы мартенситной структуры разной травимости.

Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный для полос центральной зоны проката диаметром 190 мм, показал, что в темных полосах микроструктуры содержание таких элементов, как Cr, Ni, Mo и Mn, ниже, чем в среднем по образцу (табл. 2). Это подтверждает ликвационную природу структурных полос [6, 12]. Различный уровень легирования отдельных полос может приводить к различию в устойчивости аустенита и формированию неоднородной микроструктуры при непрерывном охлаждении от температуры аустенитизации, изотермической обработке или отпуске мартенситной структуры.

Установлено, что поверхностная зона проката обладает более однородной структурой: полосы более узкие, с диффузными границами. Рассчитанный индекс анизотропии для поверхностной зоны проката диаметром 110 мм составил 2,6, а для проката диаметром 190 мм – 1,6. Для центральной зоны проката характерна более выраженная структурная полосчатость. При этом полосы в центральной зоне проката диаметром 110 мм имеют более нелинейную, изогнутую форму по сравнению с прокатом диаметром 190 мм. Это связано с большей степенью деформации, полученной прутком диаметром 110 мм при горячей прокатке исходного слитка. Индекс анизотропии для центральной зоны проката диаметром 110 и 190 мм существенно различается и составляет 3,8 и 1,7 соответственно.

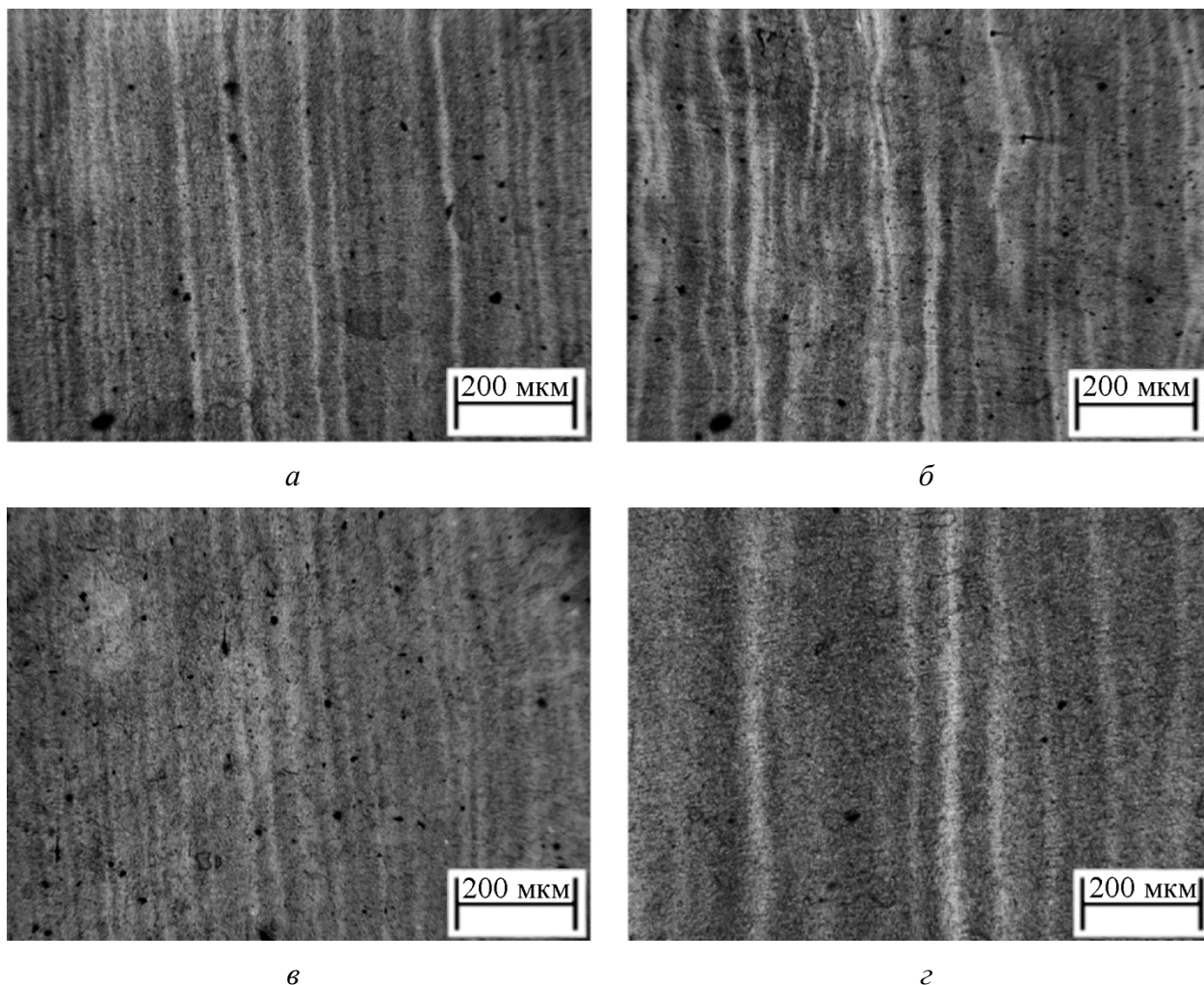


Рис. 1. Микроструктура поверхностной (*а, в*) и центральной (*б, г*) зоны проката из стали 40ХН2МА после закалки в масло: *а, б* – диаметр проката 110 мм; *в, г* – диаметр проката 190 мм

Таблица 2 – Химический состав, мас. %, образца в целом и темных полос микроструктуры проката диаметром 190 мм из стали 40ХН2МА (центральная зона)

Анализируемая область	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
Темные полосы	0,29	0,60	0,71	1,33	0,19
Среднее содержание в образце	0,29	0,73	0,77	1,45	0,33

На основании полученных данных построена зависимость индекса анизотропии в различных точках поперечного сечения от диаметра проката (рис. 2). С уменьшением диаметра проката, а следовательно, с повышением степени деформации при горячей прокатке, индекс анизотропии стали повышается. Наименьший прирост индекса анизотропии наблюдается в поверхностной зоне проката. Это связано с тем, что поверхностная зона металла наиболее интенсивно деформируется при прокатке и химическая неоднородность, являющаяся причиной структурной полосчатости, в некоторой степени уменьшается, в отличие от глубинных слоев металла.

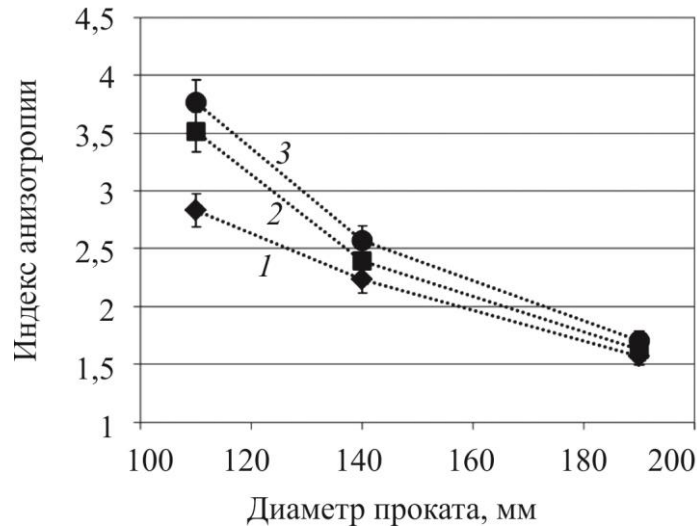


Рис. 2. График зависимости индекса анизотропии для различных зон поперечного сечения от диаметра проката из стали 40ХН2МА: 1 – поверхность; 2 – 1/2 радиуса; 3 – центр

Тенденцию к повышению неоднородности структуры с увеличением степени деформации при прокатке можно объяснить тем фактом, что скорость деформации существенно выше скорости диффузии легирующих элементов. В результате при прокатке происходит сжатие и вытягивание междендритных областей без значительного перераспределения в них легирующих элементов, что и является причиной большего количества полос и более резких границ между полосами в структуре проката меньшего диаметра.

3.2. Влияние структурной полосчатости на формирование микроструктуры

На рис. 3 представлена микроструктура проката диаметром 50 мм (плавка № 2) из стали 40ХН2МА после реализации изотермической выдержки при температуре 400 °С в течение различного времени выдержки. Темная составляющая микроструктуры соответствует бейниту, образовавшемуся при изотермической выдержке, светлая составляющая – мартенсит, сформировавшийся при охлаждении в воде от температуры выдержки. С увеличением времени выдержки средняя доля бейнита в исследуемой стали возрастает от 0,11 до 0,72. При этом в структуре наблюдается существенное различие в количестве образовавшегося бейнита в отдельных полосах при любой продолжительности выдержки. К примеру, в случае выдержки в течение 40 с, в отдельных полосах образуется до 0,85 бейнита, при этом также встречаются полосы, в которых количество бейнита не превышает 0,05.

На рис. 4 представлено изменение доли бейнита в стали 40ХН2МА в зависимости от времени выдержки в интервале 15...60 с. На графике представлена кинетика превращения в полосах с максимальной и минимальной устойчивостью переохлажденного аустенита. Разброс доли бейнита между отдельными полосами составляет 0,01...0,40 для времени выдержки 15 с и 0,07...0,94 для времени выдержки 60 с. То есть с увеличением времени выдержки в интервале 15...60 с наблюдается увеличение разброса доли бейнита в структуре полос исследуемой стали 40ХН2МА.

Тем не менее анализ степени полосчатости микроструктуры стали 40ХН2МА по стандарту ГОСТ Р 54570 (ASTM E 1268) показал, что с увеличением времени выдержки вплоть до 1000 с (до завершения бейнитного превращения) индекс анизотропии не изменяется и составляет $1,7 \pm 0,3$. Таким образом, продолжительность выдержки не оказывает влияния на проявление структурной полосчатости в исследуемой стали, однако анализ изображений будет в значительной степени облегчен в случае формирования наиболее контрастной микроструктуры. Этому условию удовлетворяет микроструктура, сформированная в результате выдержки в течение 40 с (рис. 3 б). Микроструктура в этом случае представляет собой четко выраженные полосы бейнитной и мартенситной структуры.

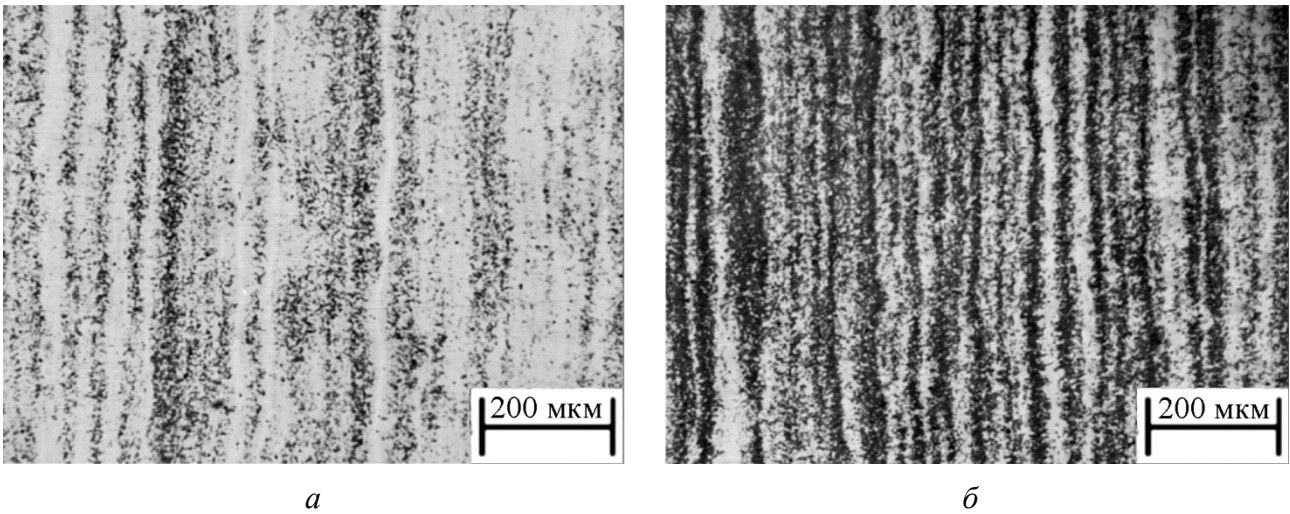


Рис. 3. Микроструктура стали 40ХН2МА после изотермической выдержки при температуре 400 °С в течение 25 с (а) и 40 с (б)

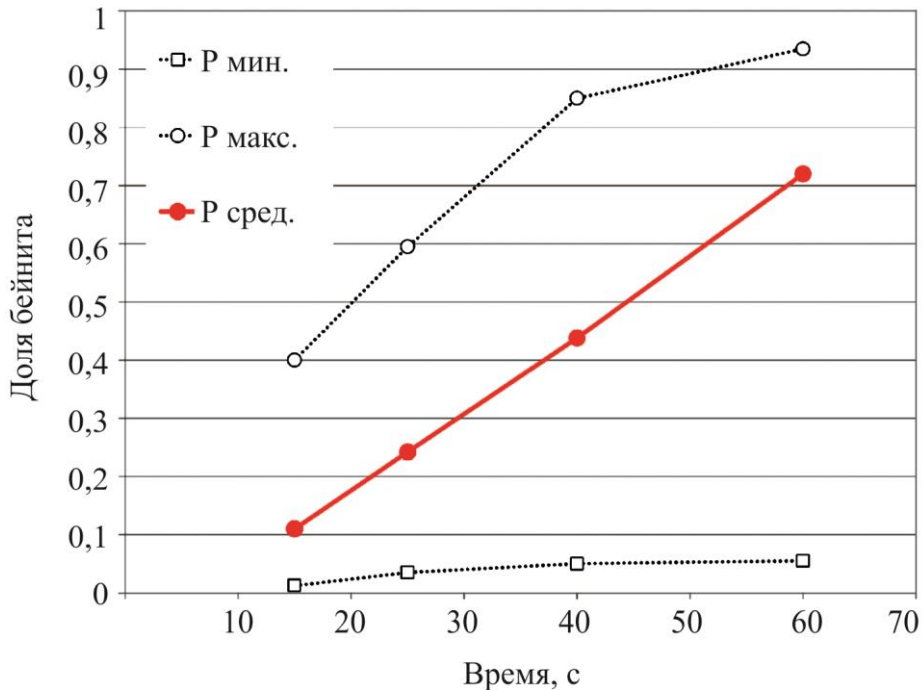


Рис. 4. Изменение доли бейнита в стали 40ХН2МА с течением времени изотермической выдержки

Статистический анализ полосчатой структуры показал, что средняя доля бейнита в стали не соответствует середине интервала разброса доли бейнита при любой продолжительности выдержки. Это связано с тем, что полосы с различным количеством бейнита занимают различную площадь на исследованной поверхности образца. На рис. 5 приведена зависимость доли бейнита от времени выдержки для десяти интервалов относительной площади, занимаемой полосами (P1...P10). Таким образом, каждому маркеру P1...P10 на рис. 5 соответствует 10 % от исследованной площади образца. Как видно, кинетика, соответствующая изменению средней доли бейнита в стали, наблюдается лишь для 10...30 % исследованной площади образца. В остальном объеме образца превращение идет с иной скоростью.

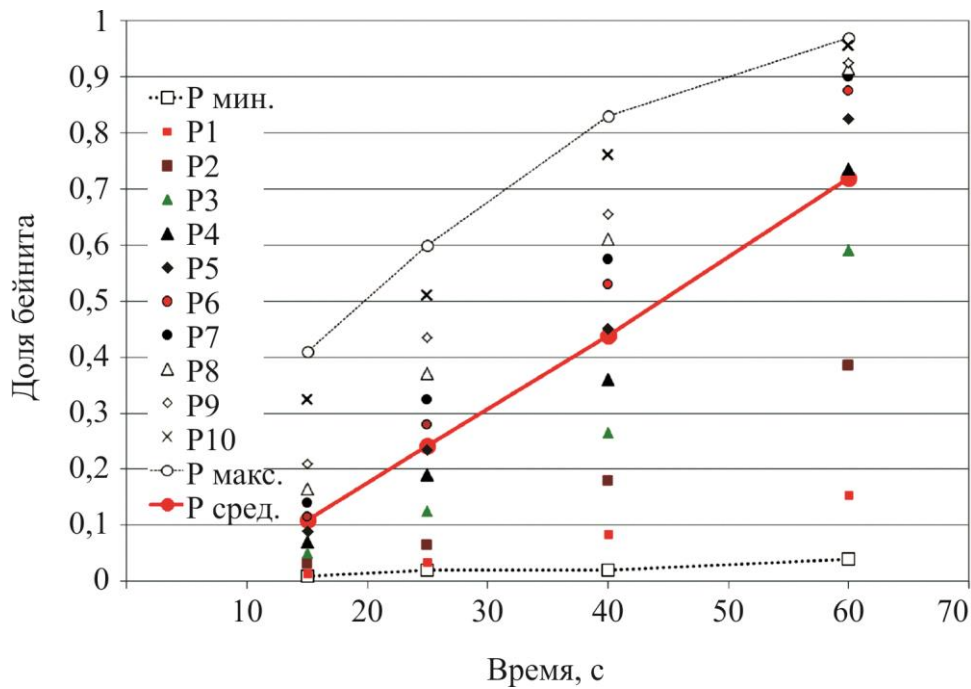


Рис. 5. Изменение доли бейнита в отдельных группах полос стали 40ХН2МА с течением времени изотермической выдержки (каждому маркеру P1...P10 соответствует 10 % от исследованной площади образца)

Был проведен микрорентгеноспектральный анализ полос, содержащих максимальное и минимальное количество бейнита после изотермической выдержки в течение 60 с. Всего было проанализировано 20 полос. В результате установлено, что наибольший разброс имеют следующие легирующие элементы (рис. 6): Mn – 0,55...0,95 мас. %; Cr – 0,6...0,9 мас. %; Ni – 1,2...1,5 мас. %; Mo – 0,10...0,45 мас. %. Согласно литературным данным [6...8], в полосах, содержащих повышенное количество марганца и молибдена, также должно содержаться повышенное количество углерода.

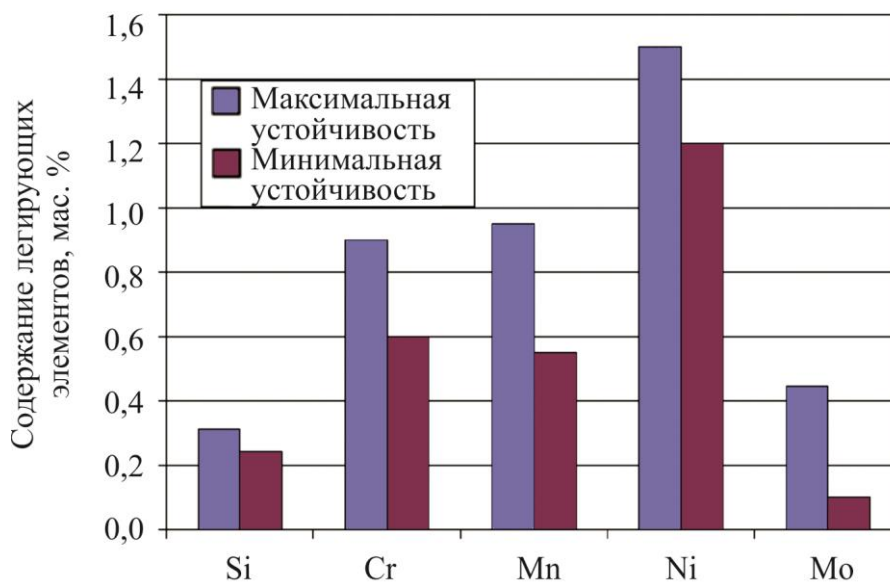


Рис. 6. Содержание легирующих элементов в различных полосах с минимальной и максимальной устойчивостью переохлажденного аустенита в стали 40ХН2МА

Таким образом, на ширину интервала, в котором происходит изменение доли бейнита в отдельных полосах стали с течением времени, оказывает непосредственное влияние химическая неоднородность, что также было отмечено ранее в работах [2, 3, 6, 7].

Учет влияния химической неоднородности на кинетику протекания превращений в сталях может существенно повысить адекватность расчетных методов моделирования процессов термической обработки изделий.

4. Заключение

1. Проведена количественная оценка структурной полосчатости по сечению проката диаметром 110...190 мм из стали 40ХН2МА. Установлено, что с уменьшением диаметра проката индекс анизотропии возрастает для всех зон сечения проката: для поверхности от 1,6 до 2,6; для центра – от 1,7 до 3,8. Меньше всего индекс анизотропии повышается для поверхностной зоны проката, что связано с условиями деформации при горячей прокатке, вследствие чего происходит частичное выравнивание химического состава отдельных полос металла.

2. Установлено, что индекс анизотропии, определенный по методике ГОСТ Р 54570 (ASTM E 1268), не зависит от продолжительности изотермической выдержки при температуре 400 °С и составляет для центральной зоны исследуемого проката диаметром 50 мм $1,7 \pm 0,3$ при продолжительности выдержки от 25 до 1000 с.

3. Установлено влияние структурной неоднородности на кинетику изотермического бейнитного превращения в стали 40ХН2МА. Показано, что разность содержания бейнита между отдельными полосами на разных этапах превращения может достигать 40...90 %. Это связано с различием химического состава отдельных полос стали: разброс концентрации Mn составляет 0,55...0,95 мас. %; Cr – 0,6...0,9 мас. %; Ni – 1,2...1,5 мас. %; Mo – 0,10...0,45 мас. %.

Благодарность

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006, в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ, проект № 11.1465.2014/К, а также в рамках Гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-7929.2016.8.

Литература

1. Eckert J. A., Howell P. R., Thompson S. W. Banding and the nature of large, irregular pearlite nodules in a hot-rolled low-alloy plate steel: a second report // Journal of Material Science. – 1993. – Vol. 28, no. 16. – P. 4412–4420. – DOI: 10.1007/BF01154950.
2. Verhoeven J. D. A review of microsegregation induced banding phenomena in steels // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2000. – Vol. 9, no. 3. – P. 286–291. – DOI: 10.1361/105994900770345935.
3. Grange R. A. Effect of microstructural banding in steel // Metallurgical Transactions. – 1971. – Vol. 2, no. 2. – P. 417–422. – DOI: 10.1007/BF02663328.
4. Evolution of microstructural banding during the manufacturing process of dual phase steels / F. García Caballero, A. García-Junceda, C. Capdevila, C. G. de Andrés // Materials Transactions. – 2006. – Vol. 47, no. 9. – P. 2269–2274. – DOI: 10.2320/matertrans.47.2269.
5. Effect of acicular ferrite on banded structures in low-carbon microalloyed steel / L. Shi, Z. Yan, Y. Liu, X. Yang, Ch. Zhang, H. Li // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2014. – Vol. 21, no. 12. – P. 1167–1174. – DOI: 10.1007/s12613-014-1024-4.
6. Krauss G. Solidification, segregation, and banding in carbon and alloy steels // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2003. – Vol. 34, no. 6. – P. 781–794. – DOI: 10.1007/s11663-003-0084-z.
7. Bastien P. G. The mechanism of formation of banded structures // Journal of Iron and Steel Institute. – 1957. – Vol. 187. – P. 281–291.

8. Microstructure and distribution of chemical elements in continuous-cast pipe blank / D. A. Silin, I. N. Veselov, S. Yu. Zhukova, V. M. Farber // *Steel in Translation*. – 2006. – Vol. 36, no. 4. – P. 86–90.
9. Kirkaldy J. S., Von Destinon-Forstmann J., Brigham R. J. Simulation of banding in steels // *Canadian Metallurgy Quarterly*. – 1962. – Vol. 1, iss. 1. – P. 59–81. – DOI: 10.1179/cmqr.1962.1.1.59.
10. Detailed characterization of complex banding in air-cooled bainitic steels / L. Morales-Rivas, H. Roelofs, S. Hasler, C. Garcia-Mateo, F. G. Caballero // *Journal of Minerals and Metallurgy B*. – 2015. – Vol. 51, no. 1. – P. 25–32. – DOI: 10.2298/JMMB140331008M.
11. Sakir Bor A. Effect of Pearlite Banding on Mechanical Properties of Hot-rolled Steel Plates // *ISIJ International*. – 1991. – Vol. 31, no. 12 – P. 1445–1446. – DOI: 10.2355/isijinternational.31.1445.
12. Гуляев А. П. *Металловедение*. – М. : *Металлургия*, 1977. – 650 с.
13. Shanmugam P., Pathak S. D. Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel // *Engineering and Fracture Mechanics*. – 1996. – Vol. 53, iss. 5. – P. 991–1005. – DOI: 10.1016/0013-7944(95)00159-X.
14. Toughness deterioration in advanced high strength bainitic steels / F. G. Caballero, J. Chao, J. Cornide, C. García-Mateo, M. J. Santofimia, C. Capdevila // *Materials Science and Engineering A*. – 2009. – Vol. 525. – P. 87–95. – DOI: 10.1016/j.msea.2009.06.034.
15. ASTM E 1268-01. Standard Practice for Assessing the Degree of Banding or Orientation of Microstructures. – ASTM, 2001. – 29 p.
16. D'Errico F. Failures induced by abnormal banding in steels // *Journal of Failure Analysis and Prevention*. – 2010. – Vol. 10, iss. 5. – P. 351–360. – DOI: 10.1007/s11668-010-9374-3.
17. Rodionova I. G., Zaitsev A. I., Baklanova O. N. Effect of Carbon Steel Structural Inhomogeneity on Corrosion Resistance in Chlorine-Containing Media // *Metallurgist*. – 2016. – Nos. 9–10. – P. 774–783. – DOI: 10.1007/s11015-016-0173-2.
18. Rivera-Diaz-del-Castillo P. E. J., Van der Zwaag S. Assuring Microstructural Homogeneity in Dual Phase and TRIP Steels // *Steel Research International*. – 2004. – Vol. 75, no. 11. – P. 711–715. – DOI: 10.1002/srin.200405832.
19. Xu W., Rivera-Diaz-del-Castillo P. E. J., Van der Zwaag S. Ferrite/Pearlite Band Prevention in Dual Phase and TRIP Steels: Model Development // *ISIJ International*. – 2005. – Vol. 45, no. 3. – P. 380–387. – DOI: 10.2355/isijinternational.45.380.
20. Marder A. R. Deformation characteristics of dual-phase steels // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – Vol. 13. – P. 85–92. – DOI: 10.1007/BF02642418.
21. Cai X. L., Garratt-Reed A. J., Owen W. S. The development of some dual-phase steel structures from different starting microstructures // *Metallurgical Transactions A*. – 1985. – Vol. 16. – P. 543–557. – DOI: 10.1007/BF02814228.
22. Jatzak C. F., Girardi D. J., Rowland E. S. On banding in steel // *Transactions of ASM*. – 1956. – Vol. 48. – P. 279–305.
23. ГОСТ 5640-68. *Металлографический метод оценки микроструктуры листов и ленты*. – М. : *Издательство стандартов*, 1988. – 18 с.
24. ГОСТ 801-78. *Сталь шарикоподшипниковая. Технические условия*. – М. : *Издательство стандартов*, 1979. – 45 с.
25. UNI 8449. Classification of banded structure in case hardening steels. – UNI, 1983. – 15 p.
26. Tasan C. C., Hoefnagels J. P. M., Geers M. G. D. Microstructural banding effects clarified through micrographic digital image correlation // *Scripta Materialia*. – 2010. – Vol. 62, iss. 11. – P. 835–838. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.02.014.
27. Krebs B., Hazotte A., Germain L. Quantitative analysis of banded structures in dual-phase steels // *Image Analysis and Stereology*. – 2010. – Vol. 29, no. 2. – P. 85–90. – DOI: 10.5566/ias.v29. p. 85–90.
28. ГОСТ Р 54570-2011. *Методы оценки степени полосчатости или ориентации микроструктур*. – М. : *Стандартинформ*, 2012. – 36 с.