ISSN: 0368-0797. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Том 62. № 2. С. 109 – 114. © 2019. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В.

УДК 621.78.004.7

О ПРИРОДЕ МЕСТ ЗАРОЖДЕНИЯ МАРТЕНСИТА ПРИ ЗАКАЛКЕ СТАЛИ

Пустовойт В.Н., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» (fipm-dstu@mail.ru) Долгачев Ю.В., к.т.н., доцент кафедры «Физическое и прикладное материаловедение» (yuridol@mail.ru)

> Донской государственный технический университет (ДГТУ) (344000, Ростовская область, Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

Аннотация. Обсуждаются вопросы о наличии в аустените микрообъемов, наиболее подготовленных для зарождения мартенситной фазы. Из большого числа работ, касающихся мартенситных превращений, очень малое количество посвящено вопросу о местах зарождения мартенсита. Этот аспект превращения немаловажен, так как позволяет получить новые знания о сценариях развития γ → α-превращения при закалке стали. Зародыши мартенсита представляют собой субмикрообъемы аустенита, наиболее подготовленные к фазовому переходу и характеризующиеся повышенной энергией. Экспериментальные результаты в работе получены методами высокотемпературной металлографии. Изучали структуру образцов стали 30ХГСА, наблюдаемую в результате вакуумного травления, а также поверхностный рельеф, вызванный сдвигом при мартенситном превращении. Полученные структурные картины позволили наблюдать большинство из возможных мест зарождения мартенсита, а именно, неметаллические включения, внутризеренные двойники, высокоугловые и малоугловые границы зерен, ранее образовавшиеся кристаллы мартенсита, дислокации и элементы дисклинационной структуры. Показано, что в области двойников наблюдается высокая плотность дислокаций, что облегчает зарождение мартенсита в результате исчезновения части упругой энергии дислокации при перестройке атомов внутри зародыша. При зарождении на границах зерен высвобождается энергия, которая идет на построение новой межфазной границы и компенсацию возникающей упругой энергии. Для оценки относительной энергии границ разного типа методом многолучевой интерферометрии измерена глубина канавок, которые образуются при термическом травлении на поверхности в месте выхода границ. Наблюдали элементы дисклинационной структуры, возникающие в результате неоднородной деформации. Эти элементы также являются местами формирования зародышевых центров. Отмечается, что присутствующие в парамагнитном аустените нанообласти с ферромагнитным порядком невозможно наблюдать с помощью методов, использованных в настоящей работе. Однако магнетизм играет определяющую роль в реализации того или иного сценария развития фазового превращения в сталях. Получение данных о взаимодействии в аустените ферромагнитных областей между собой, с дефектами кристаллической решетки, магнитным полем, а также о времени их жизни, количестве и размерах является важной задачей для будущих исследований.

Ключевые слова: места зарождения; закалка, мартенсит, сталь, высокотемпературная металлография, границы зерен, двойники, дислокации, дисклинации.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-2-109-114

Введение

К настоящему времени среди огромного количества исследований, касающихся мартенситного превращения, очень мало работ, в которых можно получить обстоятельный ответ на вопрос: «Где, в каких микрообъемах аустенита образуются зародыши мартенситной фазы?» Следует полагать, что вопрос этот далеко немаловажный, так как его решение может дать новые знания о сценариях развития $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при закалке стали, что обусловливает актуальность работы в этом направлении.

По поводу кристаллогеометрии $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (то есть ответа на вопрос: «Как осуществляется трансформация решетки аустенита в решетку мартенсита?») наиболее известны работы Э. Бейна [1], Г.В. Курдюмова и Г. Закса [2], А.П. Гуляева [3], а также исследования последних лет, проведенные В.С. Крапошиным и сотрудниками [4 – 6]. Большинство современных гипотез

предполагает гетерогенное зарождение мартенсита, привязывая центры превращения к особым субмикрообъемам в исходной фазе. Иными словами, зародыш мартенсита – это область в структуре аустенита, которая наиболее готова к $\gamma \rightarrow \alpha$ -перестройке. Степень «готовности» определяется наличием внутренних напряжений, то есть повышенной энергией аустенита в этой области. Местами подобных «энергетических флуктуаций» (выражение А.П. Гуляева) могут быть дислокации и дисклинации (или их определенные конфигурации), границы зерен и субзерен (хотя авторы работы [7] не считают их местами предпочтительного зарождения), границы двойников и области с двойниковой ориентацией, дефекты упаковки, неметаллические включения, неоднородности химического состава, области с максимальной анизотропией коэффициента термического расширения, а также области концентрации напряжений, обусловленных внешними нагрузками, которые повышают температуру M_{μ} до M_{π} . Эти напряжения могут быть достаточно небольшими, если принимать во внимание, что при температуре, близкой к $M_{\rm H}$, решетка аустенита становится неустойчивой, что приводит к появлению эффекта сверхпластичности превращения [8, 9].

Кроме того, выделим особо возможность зарождения ферромагнитной α -фазы в микрообъемах аустенита с ближним магнитным порядком, в которых возникают напряжения от магнитострикции. Обоснование такой возможности сделано в работах [10, 11], а в фундаментальном исследовании [12] прямо показано, что возрастание ближнего магнитного порядка в γ -фазе играет ключевую роль в смене сценариев $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

Цель настоящей работы – изучение природы мест зарождения мартенсита в стали 30ХГСА методами высокотемпературной металлографии.

Методика проведения исследований

Наблюдение мест зарождения мартенситных кристаллов проведено на установке для высокотемпературной металлографии ИМАШ 20-75 («АЛА ТОО»). Образцы из стали ЗОХГСА (средний химический состав по данным спектрального анализа: 0,31 % С; 1,06 % Si; 0,98 % Mn; 0,95 % Cr; 0,23 % Ni; 0,10 % Cu; 0,005 % S; 0,017 % P) были отполированы и помещены в вакуумную камеру установки. В процессе скоростного электронагрева до температуры 900 °С и выдержки в течение 1 ч происходило вакуумное травление срединной части шлифов, что можно было наблюдать с помощью металлографического микроскопа типа МВТ. После отключения нагрева образцы охлаждали со скоростью примерно 60 °C/с в интервале температур 650 - 550 °C и примерно 30 °C/с в интервале 300 - 100 °C за счет интенсивного отвода тепла в холодную часть образца и медные захваты. Микроструктуру наблюдали в светлом и темном поле на микроскопе ЕС МЕТАМ PB-22, а с помощью микроинтерферометра МИИ-4 исследовали микрогеометрию поверхности шлифа.

Вакуумное травление выявляет границы зерен и субзерен, границы областей с двойниковой ориентацией, малоугловые границы, образованные при участии дисклинаций в результате ротационной деформации, а также точки выхода дислокаций на поверхность шлифа. После охлаждения образцов наблюдается характерный поверхностный рельеф, вызванный образованием кристаллов мартенсита. Такая методика не позволяет идентифицировать все указанные выше места зарождения мартенсита, однако дает возможность получить информацию по большинству из них.

Результаты исследований и их обсуждение

В процессе выдержки при высокой температуре происходит рост аустенитных зерен путем миграции их границ. При этом в структуре наблюдается большое количество двойников (рис. 1), которые часто не пересекают все зерно, а обрываются внутри него (так называемые внутризеренные двойники). Различные механизмы образования таких двойников обсуждаются в известной монографии С.С. Горелика [13]. В частности, внутризеренные двойники могут возникать преобразованием отдельных вогнутых участков высокоугловых границ при их спрямлении в двойниковую ступеньку, состоящую из когерентного и некогерентного участков, и миграцией последнего при росте двойниковой области.

Характерно, что внутри двойниковой области наблюдается высокая плотность дислокаций (рис. 2), что является следствием работы механизма двойникования с участием линейных дефектов [14]. При охлаждении



Рис. 1. Внутризеренные двойники в стали 30ХГСА (*a*) (один и тот же участок в светлом (*б*) и темном (*в*) поле)

Fig. 1. Intra-grain twins in 30KhGSA steel (a), the same site in light (δ) and dark (e) fields

стали внутри двойниковой области (зона *B*) образуется рельеф, обуссловленный образованием мартенситных кристаллов. В этих местах зародыши мартенсита образуются на дислокациях по механизму, описанному в работе Дж. Кана [15], в которой доказывается, что перестройка атомов внутри зародыша предполагает исчезновение той части упругой энергии дислокации, которая сосредоточена в объеме зародыша и, следовательно, помогает процессу зарождения.

На рис. 2 показаны места образования мартенсита на неметаллических включениях (зона А) и высокоугловых границах (зона С). Образование зародышей на границах зерен обусловлено тем, что при этом исчезает часть межзеренной границы и высвобождающаяся избыточная энергия идет на построение межфазной γ – α-границы и компенсацию возникающей упругой энергии. Зарождение новой фазы на высокоугловой границе при любых фазовых переходах является предпочтительным: принимается во внимание тот факт, что зарождение всегда имеет характер кооперативного смещения атомов в решетке материнской фазы и зарождение на границе всегда обеспечивает выигрыш в зернограничной энергии в общем энергетическом балансе (включающем объемную, поверхностную, упругую и зернограничную части). Этими же причинами объясняется и зарождение на малоугловых границах и когерентных границах двойников (зона D).

В рассматриваемом эксперименте при термическом травлении на поверхности шлифа в месте выхода границ образуются канавки. Образование таких канавок объясняется установлением равновесия свободных энергий границы зерна и свободной поверхности [16]. Методом многолучевой интерферометрии [17] можно измерить глубину канавки и оценить относитель-



Рис. 2. Места зарождения мартенсита на неметаллических включениях (*A*), на дислокациях в двойнике (*B*), на границе зерна (*C*), на когерентной границе двойника (*D*), внутри зерна (*E*, *F*, *G*)

Fig. 2. Places of martensite nucleation on nonmetallic inclusions (A), on dislocations in the twin (B), on the grain boundary (C), on the coherent twin boundary (D), inside the grain (E, F, G)

ную энергию границы. Измерение изломов интерференционных линий при пересечении ими границ (рис. 3, *a*) позволило определить величину изменения высоты поверхности. Среднее значение перепада высот для границ зерен составило 0,3 мкм с дисперсией 0,01 мкм², а для границ субзерен 0,14 мкм с дисперсией 0,002 мкм². Результаты измерений приведены на рис. 3, δ . Чем выше энергия границы, тем более она благоприятствует зарождению новой фазы, а значит, зарождение мартенсита на границах зерен наиболее вероятно.

В зонах E, F (рис. 2) наблюдается зарождение кристаллов мартенсита внутри зерна аустенита. «Привязать» эти кристаллы к каким-то определенным местам, перечисленным выше, затруднительно. Вместе с тем видно, что местами зарождения кристаллов пластинчатого мартенсита могут быть ранее образованные кристаллы, при росте которых в аустенитной матрице возникают упругие напряжения (рис. 2, зона E и рис. 4). В стали 30ХГСА кроме пластинчатого (двойникованного) мартенсита могут образовываться и пакеты реечного мартенсита с характерным параллельным расположением реек (рис. 2, зоны C, D, G и рис. 5).



Рис. 3. Интерференционная картина (*a*) и гистограмма распределения (*б*) перепада высот (*h*) на границах зерен (светлые столбцы) и субзерен (темные столбцы)

Fig. 3. Interference pattern (a) and histogram of the distribution (δ) of height difference at grain boundaries (light columns) and subgrains (dark columns)



Рис. 4. Зарождение мартенсита у поверхности ранее образовавшихся кристаллов

Fig. 4. Emergence of martensite at the surface of previously formed crystals

Определенную роль как места зарождения мартенсита могут играть элементы дисклинационной структуры, которая в поликристаллических агрегатах является результатом неоднородного характера деформации, вызванного изгибом и локальными поворотами решетки, имеющими следствием двойникование и образование полос переориентации. На рис. 6 видно, как внутри аустенитного зерна с хорошо протравленными (вакуумным травлением) высокоугловыми границами наблюдаются границы, образованные при участии дисклинаций. Наблюдается клиновидная полоса переориентации с углом примерно 7°20' (центр рис. 6). Эта полоса возникает при смещении малоугловой границы в результате взаимодействия с частичной клиновой дисклинацией (стрелкой показана область, на которой видно, как малоугловая граница огибает точки выхода дислокаций при движении границы в результате ротационной деформации). Наличие разориентировок

25 мкм

Рис. 5. Образование мартенсита пакетной морфологии

Fig. 5. Generation of batch martensite

кристаллической решетки в областях переориентации делает их (как и границы зерен) предпочтительными местами формирования зародышевых центров [18]. При этом (рис. 6) видно, что кристаллы мартенсита могут зарождаться непосредственно на неподвижной границе полосы переориентации и расти, замещая часть этой границы по упоминавшемуся ранее механизму Дж. Кана [15].

Примененная в настоящей работе методика исследования не дает возможности наблюдать места зарождения мартенсита в микрообъемах аустенита с ближним магнитным порядком, так называемых ферромагнитноупорядоченных кластерах. Однако, начиная с классической работы К. Зинера [19], считается, что магнетизм играет определяющую роль в фазовых равновесиях в железе и его сплавах, включая тот основной факт, что температура $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в чистом железе близка к температуре Кюри α-железа. Более того, первопринципные расчеты [20, 21] показали, что в у-железе магнитные и решеточные степени свободы сильно связаны. Поэтому можно ожидать, что классический мартенситный сценарий (через развитие решеточной неустойчивости по всему объему) $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения реализуется при охлаждении ниже некоторой критической температуры, при которой α-железо ферромагнитно, в γ-железе существует достаточно сильный ферромагнитный ближний порядок. В работе Б. Авербаха [22] с помощью явления магнитной дифракции нейтронов доказано существование ближнего порядка спинов выше температуры Кюри, что доказывает наличие областей («роев») с упорядоченным распределением спинов, имеющих радиальные размеры порядка 20 Å. Роль этих областей как мест зарождения мартенсита обсуждалась в работах [9, 10, 23, 12].

Вместе с тем для развития теории мест зарождения мартенсита в микрообластях аустенита с ближним маг-



Рис. 6. Клиновидная полоса переориентации с углом примерно 7°20' внутри аустенитного зерна

Fig. 6. Wedge-shaped reorientation band with an angle of \sim 7°20′ inside the austenite grain

нитным порядком необходимо проведение дальнейших исследований для получения данных о взаимодействии роев спинов между собой, с дефектами кристаллической структуры, внешним магнитным полем, а также влияния температуры на изменения их размеров, количества и времени жизни. Эти данные могут быть получены методами компьютерного моделирования, что является задачей дальнейшей работы в направлении изучения природы мест зарождения мартенсита при закалке стали.

Выводы

Получены экспериментальные данные о местах зарождения мартенсита на неметаллических включениях, внутризеренных двойниках, высокоугловых и малоугловых границах зерен, ранее образовашихся кристаллах мартенсита, дислокациях и элементах дисклинационной структуры. Внутри двойников наблюдали высокую плотность дислокаций, на которых при охлаждении стали образовывались зародыши мартенсита по механизму Дж. Кана. Методом многолучевой интерферометрии измерены перепады высот поверхности на границах, что позволило оценить относительную энергию границ разного типа. Наблюдаемое образование мартенсита на границах зерен (как высокоугловых, так и малоугловых) обусловлено исчезновением части межзеренной границы, высвобождением избыточной энергии на построение межфазной границы и компенсацией возникающей упругой энергии. Показано наличие в структуре элементов дисклинационного строения, которые наравне с границами зерен являются предпочтительными местами зарождения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Bain E.C., Dunkirk N.Y. The nature of martensite // Trans. AIME. 1924. Vol. 70. No. 1. P. 25 46.
- Kurdjumov G.V., Sachs G. Over the mechanisms of steel hardening // Z. Phys. 1930. Vol. 64. P. 325 – 343.
- Гуляев А.П. Термическая обработка стали. М.: Машгиз, 1960. – 496 с.
- Kraposhin V.S., Talis A.L., Pankova M.N. Polytope topological approach to describing martensite transformation // Metal Science and Heat Treatment. 1999. Vol. 41. No. 7-8. P. 340 – 345.
- Kraposhin V.S. Golden section in the structure of metals // Metal Science and Heat Treatment. 2005. Vol. 47. No. 7-8. P. 351 – 358.

- Крапошин В.С., Сильченков А.Д. Чем отличается мартенситное превращение от нормального? // МиТОМ. 2008. № 11 (641). С. 28 – 36.
- Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
- Pustovoit V.N., Dolgachev Yu., Dombrovskii Yu.M. Use of the superplasticity phenomenon of steel for "internal" magnetic correcting a product // Solid State Phenomena. 2017. Vol. 265. P. 745 – 749.
- Pustovoit V.N., Dolgachev Y.V. Special features of the structure of martensite formed by hardening of steel in magnetic field in the temperature range of superplasticity of austenite // Metal Science and Heat Treatment. 2012. Vol. 53. No. 11-12. P. 515 – 519.
- Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 256 с.
- 11. Voronchikhin L.D., Romashev L.N., Fakidov I.G. Anomalous superparamagnetism of the gamma phase of Fe-Cr-Ni alloy // Soviet Physics-Solid State. 1975. Vol. 16 (9). P. 1708 1711.
- Razumov I.K., Gornostyrev Yu.N., Katsnelson M.I. Towards the ab initio based theory of phase transformations in iron and steel // Phys. Metals Metallogr. 2017. Vol. 118 (4). P. 362 – 388.
- Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
- Kosevich A.M. Crystal dislocations and the theory of elasticity // Dislocations in Solids. 1979. Vol. 1. P. 33 – 141.
- Cahn J.W. Nucleation on dislocations //Acta Metallurgica. 1957. Vol. 5. No. 3. P. 169 – 172.
- Chalmers B., King R., Shuttleworth R., De Adriade A.F. The thermal etching of silver // Proc. R. Soc. Lond. A. 1948. Vol. 193. No. 1035. P. 465 – 483.
- 17. Kühnhold P., Xie W., Lehmann P. Comparison of Michelson and Linnik interference microscopes with respect to measurement capabilities and adjustment efforts // Optical Measurement Systems for Industrial Inspection VIII. International Society for Optics and Photonics. 2013. Vol. 8788. P. 87882G.
- Gleiter H., Chalmers B. High-angle grain boundaries. Oxford, New York: Pergamon Press, 1972. – 274 p.
- 19. Zener C. Elasticity and Anelasticity of Metals. Chicago: University of Chicago Press, 1948. 170 p.
- **20.** Okatov S.V., Kuznetsov A.R., Gornostyrev Yu.N. and etc. Effect of magnetic state on the γ - α transition in iron: First-principles calculations of the Bain transformation path // Phys. Rev. B. 2009. Vol. 79 (9). P. 094111 094115.
- Okatov S.V., Gornostyrev Yu.N., Lichtenstein A.I. and etc. Magnetoelastic coupling in γ-iron investigated within an ab initio spin spiral approach // Phys. Rev. B. 2011. Vol. 84 (21). P. 214422 – 214428.
- **22.** Spooner S., Averbach B.L. Spin correlations in iron // Physical Review. 1966. Vol. 142 (2). P. 291 298.
- Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V. Ferromagnetically ordered clusters in austenite as the areas of martensite formation // Emerging Materials Research. 2017. Vol. 6 (2). P. 249 253.

Поступила в редакцию 27 июля 2018 г. После доработки 16 октября 2018 г. Принята к публикации 2 ноября 2018 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2019. VOL. 62. No. 2, pp. 109–114.

REVISITING THE NATURE OF SITES OF MARTENSITE NUCLEATION DURING STEEL HARDENING

V.N. Pustovoit, Yu.V. Dolgachev

Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russia

Abstract. Presence of microvolumes most prepared for the martensite emergence in austenite is discussed. Aming many works dealing with martensitic transformations, rare works are devoted to the location of martensite origin. This aspect of transformation is important, since it allows us to obtain new knowledge about scenarios for $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation development during quenching of steel. The martensite embryos are submicron austenite volumes that are most prepared for phase transition and are characterized by increased energy. Experimental results were obtained by the methods of high-temperature metallography. Steel structure observed as a result of vacuum etching was studied, as well as the surface relief caused by shear during the martensitic transformation. The resulting structural patterns made it possible to observe most of the possible places for martensite emergence: nonmetallic inclusions, twins, high-angle and small-angle grain boundaries, previously formed martensite crystals, dislocations and elements of the disclination structure. It is shown that a high dislocation density is observed in the twin area, which facilitates nucleation of martensite as a result of disappearance of part of elastic energy of the dislocation when atoms inside the embryo are rearranged. When nucleation occurs on the grain boundaries, energy is released, which is used to construct a new interphase boundary and to compensate emerging elastic energy. The relative energy of the boundaries of different types was estimated by the method of multi-beam interferometry. The depth of the grooves that were formed on the surface by thermal etching was measured. Elements of disclination structure resulting from inhomogeneous deformation were observed, which are also sites of germinal centers formation. It is noted that nanoareas with ferromagnetic order, which are present in paramagnetic austenite, may not be observed with the help of the technique used in this work. However, magnetism plays a decisive role in realization of one or another scenario of the development of phase transformation in steels. Obtaining data on the interaction of ferromagnetic areas in austenite with each other, with crystal lattice defects, the magnetic field, and data on their lifetime, number and size is an important task for future research.

Keywords: sites of nucleation, hardening, martensite, steel, high-temperature metallography, grain boundaries, twins, dislocations, disclinations.

DOI: 10.17073/0368-0797-2019-2-109-114

REFERENCES

- 1. Bain E.C., Dunkirk N.Y. The nature of martensite. *Trans. AIME*. 1924, vol. 70, no. 1, pp. 25–46.
- 2. Kurdjumov G.V., Sachs G. Over the mechanisms of steel hardening. *Z. Phys.* 1930, vol. 64, pp. 325–343.
- **3.** Gulyaev A.P. *Termicheskaya obrabotka stali* [Heat treatment of steel]. Moscow: Mashgiz, 1960, 496 p. (In Russ.).
- Kraposhin V.S., Talis A.L., Pankova M.N. Polytope topological approach to describing martensite transformation. *Metal Science and Heat Treatment*. 1999, vol. 41, no. 7-8, pp. 340–345.
- Kraposhin V.S. Golden section in the structure of metals. *Metal Science and Heat Treatment*. 2005, vol. 47, no. 7-8, pp. 351–358.
- Kraposhin V.S., Sil'chenkov A.D. What is the difference between martensitic transformation and a normal one? *MiTOM*. 2008, no. 11 (641), pp. 28–36. (In Russ.).
- Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 480 p. (In Russ.).
- 8. Pustovoit V.N., Dolgachev Yu., Dombrovskii Yu.M. Use of the superplasticity phenomenon of steel for "internal" magnetic correcting a product. *Solid State Phenomena*. 2017, vol. 265, pp. 745–749.

- **9.** Pustovoit V.N., Dolgachev Y.V. Special features of the structure of martensite formed by hardening of steel in magnetic field in the temperature range of superplasticity of austenite. *Metal Science and Heat Treatment*. 2012, vol. 53, no. 11-12, pp. 515–519.
- Bernshtein M.L., Pustovoit V.N. *Termicheskaya obrabotka stal'nykh* izdelii v magnitnom pole [Heat treatment of steel products in a magnetic field]. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 256 p. (In Russ.).
- Voronchikhin L.D., Romashev L.N., Fakidov I.G. Anomalous superparamagnetism of the gamma phase of Fe-Cr-Ni alloy. *Soviet Physics-Solid State*. 1975, vol. 16, no. 9, pp. 1708–1711.
- Razumov I.K., Gornostyrev Yu.N., Katsnelson M.I. Towards the ab initio based theory of phase transformations in iron and steel. *Phys. Metals Metallogr.* 2017, vol. 118, no. 4, pp. 362–388.
- Gorelik S.S., Dobatkin S.V., Kaputkina L.M. *Rekristallizatsiya* metallov i splavov [Recrystallization of metals and alloys]. Moscow: MISIS, 2005, 432 p. (In Russ.).
- Kosevich A.M. Crystal dislocations and the theory of elasticity. *Dislocations in Solids*. 1979, vol. 1, pp. 33–141.
- 15. Cahn J.W. Nucleation on dislocations. *Acta Metallurgica*. 1957, vol. 5, no. 3, pp. 169–172.
- Chalmers B., King R., Shuttleworth R., De Adriade A.F. The thermal etching of silver. *Proc. R. Soc. Lond. A.* 1948, vol. 193, no. 1035, pp. 465–483.
- 17. Kühnhold P., Xie W., Lehmann P. Comparison of Michelson and Linnik interference microscopes with respect to measurement capabilities and adjustment efforts. *Optical Measurement Systems for Industrial Inspection VIII. International Society for Optics and Photonics.* 2013, vol. 8788, pp. 87882G.
- **18.** Gleiter H., Chalmers B. *High-angle grain boundaries*. Oxford, New York: Pergamon Press, 1972, 274 p.
- **19.** Zener C. *Elasticity and Anelasticity of Metals*. Chicago: University of Chicago Press, 1948, 170 p.
- Okatov S.V., Kuznetsov A.R., Gornostyrev Yu.N. and etc. Effect of magnetic state on the γ-α transition in iron: First-principles calculations of the Bain transformation path. *Phys. Rev. B*. 2009, vol. 79(9), pp. 094111–094115.
- Okatov S.V., Gornostyrev Yu.N., Lichtenstein A.I. and etc. Magnetoelastic coupling in γ-iron investigated within an ab initio spin spiral approach. *Phys. Rev. B*. 2011, vol. 84 (21), pp. 214422–214428.
- Spooner S., Averbach B.L. Spin correlations in iron. *Physical Review*. 1966, vol. 142 (2), pp. 291–298.
- Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V. Ferromagnetically ordered clusters in austenite as the areas of martensite formation. *Emerging Materials Research*. 2017, vol. 6 (2), pp. 249–253.

Information about the authors:

V.N. Pustovoit, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair "Physical and Applied Material Science" (fipm-dstu@mail.ru) Yu.V. Dolgachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair "Physical and Applied Material Science" (yuridol@mail.ru)

> Received July 27, 2018 Revised October 16, 2018 Accepted November 2, 2018