

О МЕСТАХ СДВИГОВОГО ОБРАЗОВАНИЯ ЗАРОДЫШЕЙ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СТАЛИ

Пустовойт В.Н., д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Физическое и прикладное
материаловедение» (fpm-dstu@mail.ru)

Долгачев Ю.В., к.т.н., доцент кафедры «Физическое и прикладное
материаловедение» (yuridol@mail.ru)

Домбровский Ю.М., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное материаловедение»

Корнилов Ю.А., д.т.н., профессор кафедры «Физическое и прикладное
материаловедение» (wolinrok@mail.ru)

Донской государственный технический университет
(344000, Россия, г. Ростов-на-Дону, площадь Гагарина, 1)

Аннотация. Рассматривается вопрос о местах зарождения при фазовых переходах, который, даже для такой широко исследуемой области, как мартенситные превращения, остается актуальным. Обсуждается универсальный характер сдвигового зарождения и места зарождения при диффузионных (нормальных) и мартенситных превращениях. Особенности зарождения изучались с помощью наблюдения поверхностного рельефа на сталях 30ХГСА, У12 и техническом железе средствами высокотемпературной металлографии, а также путем микроструктурного исследования начальных стадий фазовых превращений пористых спеченных сталей с содержанием углерода 0,40 и 1,57 %. Представлены кадры зарождения аустенита от малоугловой и высокоугловой границ, свидетельствующие в пользу сдвигового механизма его образования. Показаны многочисленные акты зарождения феррита на границе зерна γ -фазы как при медленном, так и быстром охлаждении, которое формирует морфологию игольчатого (видманштеттского) феррита. В сталях 30ХГСА и У12 мартенсит образуется по границам зерен, хотя иные области нуклеации, например, такие как дефекты упаковки, включения, особые дислокационные конфигурации, не исключаются, но они не являются преимущественными. В образцах из пористой стали имеет место преимущественный рост двойникованных кристаллов мартенсита от пор. Полученные экспериментальные данные о зародышах аустенита и феррита указывают на сдвиговый механизм зарождения на начальной стадии диффузионных превращений, который впоследствии сменяется нормальным механизмом роста с образованием равноосных зерен. Делается вывод, что, несмотря на различия в природе и условиях зарождения фаз, акты зародышеобразования во всех случаях происходят одинаково, а отличия начинаются на стадии роста. Показано, что сдвиговое зарождение может начинаться от границ зерен, субзерен, а также свободных поверхностей (например, пор в спеченной стали). Зарождению в указанных местах способствуют релаксация напряжений превращения и высвобождающаяся часть зернограницной энергии. Обнаруженная ромбовидная морфология мартенситных кристаллов, образующихся на порах, может быть объяснена тем, что зарождение от свободной поверхности, происходящее в условиях минимального влияния упругих полей окружающей матрицы, благоприятствует реализации общих закономерностей роста мартенситных кристаллов.

Ключевые слова: зародыш, механизмы зародышеобразования, места нуклеации, мартенсит, феррит, аустенит, высокотемпературная металлография, поверхностный рельеф.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-114-119

Несмотря на множество работ, посвященных мартенситным превращениям, вопрос о местах зарождения является во многом дискуссионным. В настоящее время большинство исследователей разделяют представление о гетерогенной природе зарождения мартенсита при бездиффузионном превращении [1 – 5]. Рассматривается зарождение мартенситных кристаллов на включениях, дефектах упаковки, особых дислокационных конфигурациях, на ферромагнитноупорядоченных кластерах в аустените [6]. Существует мнение о местах зарождения мартенсита, которое исключает границы и субграницы из предпочтительных мест зарождения [5], и наоборот, другие авторы рассматривают границы как места облегченного образования зародышей мартенсита [7 – 10].

Сдвиговый механизм, присущий мартенситному превращению, проявляется также на стадии зарождения при диффузионных (нормальных) фазовых превращениях. Результаты экспериментальных исследований свидетельствуют в пользу принятия модели сдвиговой перестройки решетки исходной фазы на стадии зарождения, например, в случае выделения избыточного феррита [11] и образования аустенита [6, 12, 13].

Целью настоящей работы является изучение мест зарождения сдвиговым способом на границах зерен, субзерен и свободных поверхностях при фазовых превращениях различной природы.

Для изучения особенностей зарождения проводили наблюдение рельефа на полированных шлифах образцов из стали марок 30ХГСА, У12 и технического желе-

за при нагреве и охлаждении в вакуумной камере установки «АЛА ТОО» (ИМАШ 20-75).

Для анализа зарождения при наличии свободной поверхности проводили исследования на пористых спеченных сталях.

Зарождение феррита изучали на образцах, которые получали прессованием и спеканием частиц стали 40 размером 50 мкм в атмосфере осушенного водорода при температуре 1520 К в течение $7 \cdot 10^3$ с, что обеспечивало равновесное распределение компонентов сплава. Образцы подвергались аустенитизации путем нагрева до температуры 1370 К со скоростью 2–3 К/с, затем, для фиксирования начальных стадий выделения феррита, их охлаждали со скоростью 5–6 К/с до температур межкритического интервала и закаливали в воде.

Сдвиговое зарождение мартенсита от поверхности пор наблюдали на образцах из пористой спеченной стали, полученной из смеси порошков железа ПЖРВ и графита ГК-3. После прессования и спекания в атмосфере водорода при 1470 К содержание углерода составляло 1,26 %. Далее оно было повышено до 1,57 % путем газовой цементации при 1370 К и последующей гомогенизации. Охлаждение образцов с температуры закалки осуществлялось в водном растворе поваренной соли с температурой 300 К.

Особенности зарождения аустенита изучали с помощью прямого наблюдения микроструктуры образцов из стали марки 30ХГСА при нагреве в вакуумной камере. На рис. 1 показано зарождение кристаллов аустенита, происходящее по сдвиговому механизму и вызывающему образование рельефа на полированной поверхности шлифа. На возможность реализации такого процесса указывают и данные работы [13], где описан кристаллографически упорядоченный рост аустенита в сплавах железа. Сдвиговый характер образования аустенита при нагреве доказан также прямым наблюдением в работах [14–16]. Впоследствии сдвиговый механизм сменяется нормальным механизмом роста, и на

месте пластинчатых кристаллов формируются равноосные зерна. На рис. 1, а видно, как зародыши аустенита пластинчатой формы образуются от малоугловой границы. Зафиксировать зарождение от высокоугловой границы (рис. 1, б) стало возможным после выдержки образца в течение часа. Границы аустенитных кристаллов, образованные сдвигом и содержащие дефекты, благодаря выдержке хорошо декорируются примесями, что позволяет проводить их идентификацию при рассмотрении в темном поле.

Образование зародышей α -фазы при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в техническом железе происходит также путем сдвига, причем границы зерен γ -фазы являются предпочтительным местом для образования таких зародышей (рис. 2). При малой скорости охлаждения (рис. 2, а) многочисленные акты зарождения на границе зерна γ -фазы приводят к существенному увеличению протяженности границ на величину размера пластинчатых зародышей, из которых впоследствии вырастают равноосные зерна за счет диффузионного присоединения атомов из мартенситной фазы к решетке продуктов превращения. При увеличении скорости охлаждения (рис. 2, б) зарождение и рост также происходят от границы, но в этом случае в конечном итоге формируется не полиэдрическая структура, а структура так называемого игольчатого феррита [17].

Исследование микрообъемов феррита с размерами примерно 1 мкм выполнено в работе [11], где установлено, что первые образования феррита имеют форму пластин с плоскими гранями, содержащими ступеньки, движение которых приводило к росту пластины. То есть имеется явное соответствие механизму роста видманштеттового феррита [5]. Автор работы [11], основываясь на малости кристаллографической разориентировки γ и α -фаз (не более 3°), делает вывод, что столь высокая степень соответствия ориентации кристаллов вряд ли может быть объяснена иным механизмом зарождения,

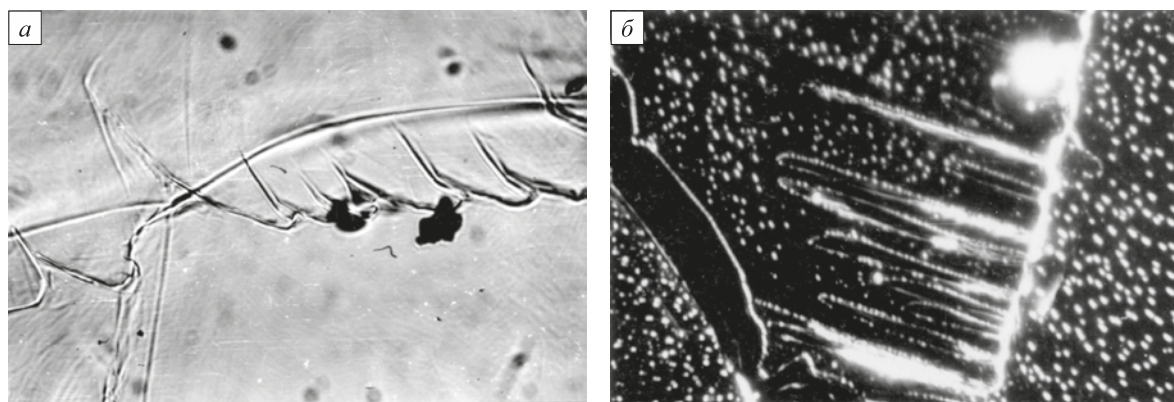


Рис. 1. Сдвиговый механизм образования зародышей аустенита в стали 30ХГСА, $\times 650$:
а – зарождение от малоугловой границы; б – изображение в темном поле показывает зарождение от высокоугловой границы

Fig. 1. Shear mechanism of austenite nucleation in 30KhGSA steel, $\times 650$:
а – nucleation from low-angle boundary; б – image in a dark field shows nucleation from a large-angle boundary

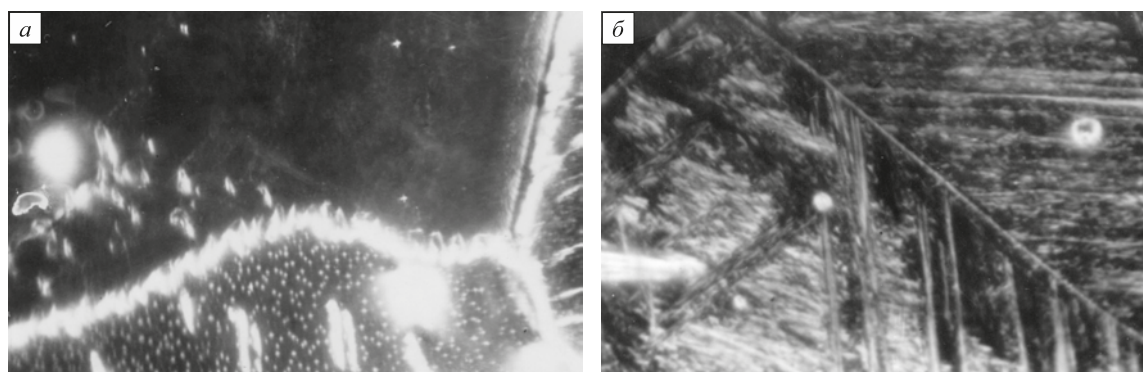


Рис. 2. Рельеф при образовании сдвиговых зародышей кристаллов α -фазы при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении в техническом железе при скорости охлаждения 10 К/с (а) и 250 К/с (б). Темное поле, $\times 360$

Fig. 2. Relief of α -phase crystals shear nucleation under polymorphic $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in technical iron at a cooling rate of 10 K/s (a) and 250 K/s (b). Dark field, $\times 360$

кроме кооперативной перестройки решетки, осуществляемой сдвигом.

Образование избыточного феррита видманштеттовой морфологии во многом аналогично мартенситному превращению. Механизм образования видманштеттового феррита связан со сдвиговой $\gamma \rightarrow \alpha$ перестройкой решетки, характеризующейся упорядоченными взаимосвязанными перемещениями атомов, так же, как и при образовании мартенсита [5]. Из рис. 3 очевидно, что границы зерен являются в этом случае предпочтительными местами для зарождения и последующего роста видманштеттового феррита.

Найденные в работе [19] симметрично-возможные схемы полиморфного превращения ГЦК-ОЦК в системе железо-углерод трактуют их как кооперативные и бездиффузионные. Таким образом, процесс зарождения феррита из аустенита атомных перескоков с обме-

ном атомами местами не требует, т.е. от мартенситного превращения по атомным траекториям он не отличается.

Можно констатировать, что сдвиговый характер является универсальным, присущим и «мартенситным», и «диффузионным» превращениям на стадии зарождения.

Изменение энергии Гиббса при образовании кристалла новой фазы записывается алгебраической суммой

$$\Delta F = -\Delta F_{\text{об}} + \Delta F_{\text{пов}} + \Delta F_{\text{упр}} - \Delta F_{\text{зерн}},$$

где $\Delta F_{\text{об}}$, $\Delta F_{\text{пов}}$, $\Delta F_{\text{упр}}$ и $\Delta F_{\text{зерн}}$ – энергия объемная, поверхностная, упругая и зернограничная.

Из приведенного уравнения очевидно, что имеет место энергетическая предрасположенность для преи-

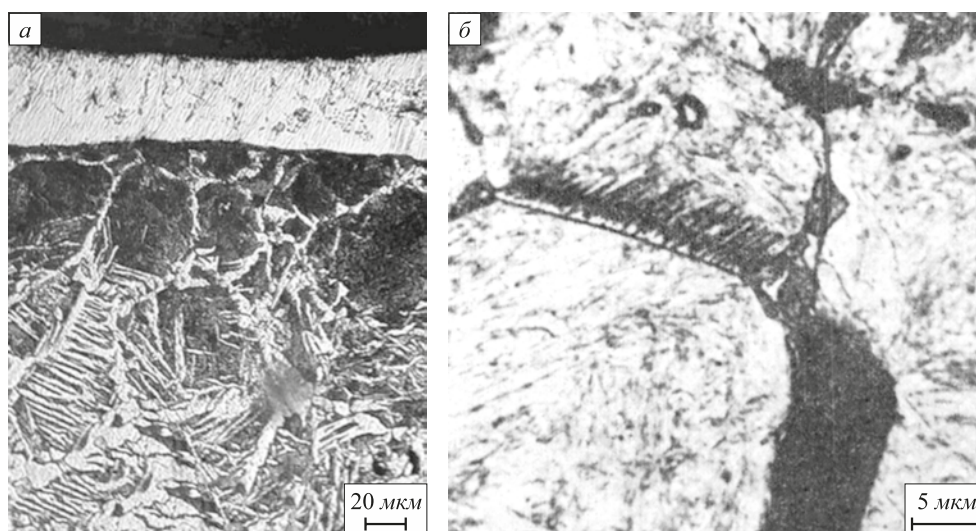


Рис. 3. Сдвиговое зарождение видманштеттового феррита от границ зерен в перегретом участке стали 20 после микродугового поверхностного легирования хромом [18] (а) и спеченной порошковой стали 40 (б)

Fig. 3. Shear nucleation of Widmanstätten ferrite from the grain boundaries in overheated section of steel 20 after microarc surface chrome alloying [18] (a) and in sintered powder steel 40 (b)

мущественного зарождения кристаллов мартенсита на границах зерен аустенита, так как при образовании зародыша новой фазы исчезает часть межзеренной границы и высвобождающаяся при этом избыточная энергия межзеренной границы $\Delta F_{\text{зерн}}$ идет на образование зародыша новой фазы, т.е. на построение межфазной границы и компенсацию возникающей упругой энергии. Кадры киносъемки процесса мартенситного превращения показывают, что мартенситные кристаллы растут от границы до границы аустенитного зерна. Логично предположить, что они и начинают зарождаться от границы, а при росте противоположная граница зерна является уже барьером для растущего кристалла. Границы как области повышенной энергии всегда являлись местами, где происходило зарождение новой фазы при диффузионных превращениях [11, 12]. Как было показано выше, зарождение в любых условиях имеет универсальный сдвиговый характер, а следовательно роль границ при зарождении сохраняется и в случае мартенситных превращений, так как зарождение во всех случаях происходит одинаково, отличия же начинаются на стадии роста.

На рис. 4 представлены результаты наблюдения образования мартенситного рельефа при закалке в вакуумной камере установки «АЛА ТОО» (ИМАШ 20-75) стали 30ХГСА с температуры 880 °С (рис. 4, а) и стали У12

с той же температуры. Образование зародышей мартенсита у границ зерен и последующий их рост просматриваются очевидно. Вместе с тем, видно, что и другие места образования зародышей не исключаются из рассмотрения. Это могут быть дефекты упаковки, включения, определенные дислокационные конфигурации.

Металлографическое исследование поверхности образцов из пористой спеченной стали, закаленных от температур выше $A_{\text{сг}}$, показало, что имеет место преимущественный рост мартенситных пластин от поверхности пор в аустенитную матрицу (рис. 5, а, б), при этом образовавшиеся от поверхности пор пластины зачастую имеют в сечении форму, близкую к ромбу. Обнаружены отдельные, развивающиеся от пор мартенситные пластины с размерами до 50 мкм (рис. 5, в), при этом кристаллы имеют характерную морфологию, присущую высокоуглеродистому двойникованному мартенситу.

В работе [20] предложен вариант группировки мартенситных пластин, представляющий собой замкнутую ромбическую дипирамиду, ограниченную восемью однотипными габитусными плоскостями, объединенными вокруг одного общего направления. Полученные результаты показывают, что при зарождении от свободной поверхности наиболее полно реализуются общие закономерности роста мартенситных кристаллов, так

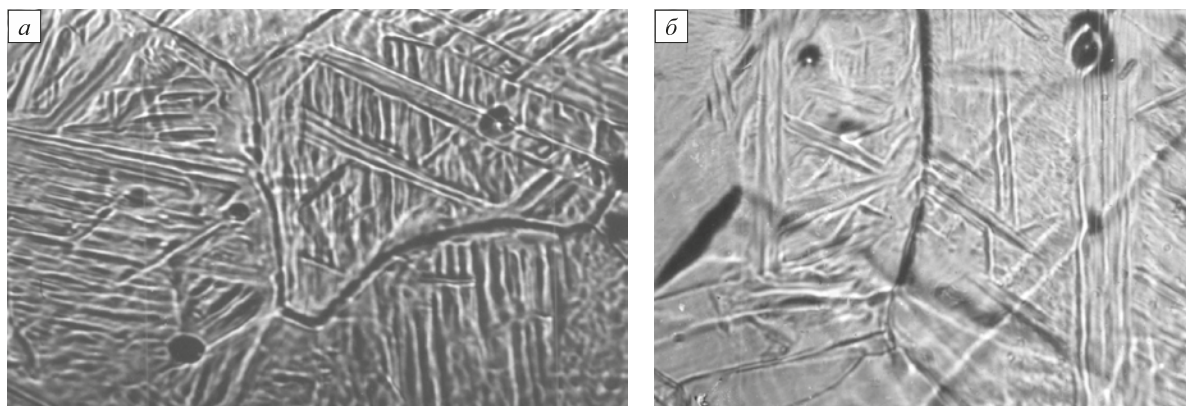


Рис. 4. Мартенситный рельеф при закалке стали марок 30ХГСА (а) и У12 (б). Наблюдение в светлом поле, $\times 360$

Fig. 4. Martensitic relief at 30KhGSA (a) and U12 (b) steels thermohardening. Observation in a bright field, $\times 360$

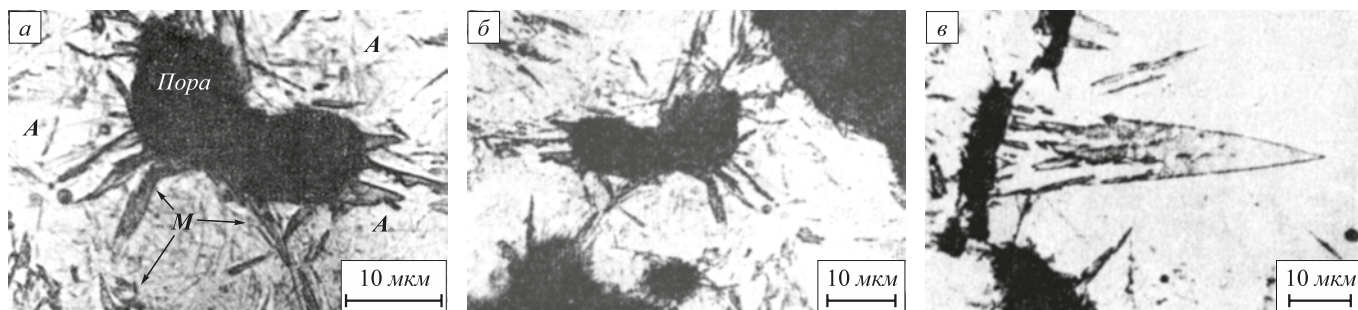


Рис. 5. Образование мартенсита в закаленной Fe – 1,57 % С порошковой спеченной стали

Fig. 5 Martensite formation in thermohardened Fe – 1.57 % C powdered sintered steel

как влияние упругих полей окружающей матрицы и соседних сталкивающихся пластин минимально в условиях возможной релаксации напряжений превращения вблизи поры.

Выводы. Исследования начальных стадий различных фазовых превращений показали, что сдвиговая стадия зарождения инициируется свободными поверхностями (в нашем случае поверхностью поры) или границами зерен и субзерен. Зарождение в указанных местах оказывается предпочтительным, что обеспечивается релаксацией напряжений и высвобождающейся зернограницной энергией. Как установлено в экспериментах на порошковых сталях, никакие другие места в структуре стали не могут конкурировать со свободной поверхностью пор в смысле преимущественности зарождения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Kaufman L., Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations // *Progress in Metal Physics*. 1958. Vol. 7. P. 165 – 246.
2. Cohen M. Operational nucleation in martensitic transformations // *Metall. Trans.* 1972. Vol. 3. P. 1095 – 1098.
3. Петров Ю.Н. Дефекты и бездиффузионное превращение в стали. – Киев: Наукова думка, 1978. – 262 с.
4. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В. Проблемы зарождения при мартенситном превращении в стали // *Вестник Донского государственного технического университета*. 2013. Т. 13. № 1-2 (70-71). С. 5 – 24.
5. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
6. Бернштейн М.Л., Пустовойт В.Н. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле. – М.: Машиностроение, 1987. – 255 с.
7. Pozdnyakov V.A Mechanisms of martensite nucleation at grain boundaries // *Doklady physics*. 2007. Vol. 52. No. 1. P. 24 – 28.
8. Kajiwar S. Roles of Dislocations and Grain Boundaries in Martensite Nucleation // *Metal. Trans.* 1986. Vol. 17A. P. 1693 – 1702.
9. Ueda M., Yasuda H.Y., Umakoshi Y. Controlling factor for nucleation of martensite at grain boundary in Fe-Ni bicrystals // *Acta mater.* 2003. Vol. 51. P. 1007 – 1017.
10. Xu G., Wang C., Beltrán J.I., Llorca J., Cui Y. Landau modeling of dynamical nucleation of martensite at grain boundaries under local stress // *Computational Materials Science*. 2016. Vol. 118. P. 103 – 111.
11. Inagaki H. Nucleation of the proeutectoid ferrite and its role in the formation of the transformation texture in a low carbon steel // *Zs. Metallkunde*. 1987. Vol. 78. No. 2. P. 87 – 96.
12. Дьяченко С.С. Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах. – М.: Металлургия, 1982. – 128 с.
13. Лизунов В.И. Композиционные стали. – М.: Металлургия, 1978. – 150 с.
14. Gornostyrev Yu.N., Urtsev V.N., Zalalutdinov M.K., Entel P., Kaptsan A.V., Kuznetsov A.R. Reconstruction of grain boundaries during austenite–ferrite transformation // *Scripta Materialia*. 2005. Vol. 53. No. 2. P. 153 – 158.
15. Бернштейн М.Л., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Отпуск стали. – М.: МИСиС, 1997. – 936 с.
16. Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Смарикина И.В., Связин А.Г., Медведев М.Г. Influence of alloying by nitrogen on the strength and austenite stability of X18H10 steel // *Steel in Translation*. 2014. Vol. 44. No. 7. P. 502 – 508.
17. Бернштейн М.Л. Полиморфные превращения // *Металловедение и термическая обработка стали: Справ. изд. в 3-х т. Т. 2*. – М.: Металлургия, 1983. С. 7 – 21.
18. Степанов М.С., Домбровский Ю.М. Микродуговое поверхностное легирование стали: феноменология и механизмы. – Ростов-на-Дону: Издательский центр ДГТУ, 2016. – 209 с.
19. Крапошин В.С., Сильченков А.Д. Чем отличается мартенситное превращение от нормального? // *МиТОМ*. 2008. № 11 (641). С. 28 – 36.
20. Pankova M.N., Kraposhin V.S. Three-dimensional model of filling the grain space with martensite crystals in austenite transformation // *Metal Science and Heat Treatment*. 1999. Vol. 41. No. 7-8. P. 346 – 350.

Поступила 22 ноября 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2018. VOL. 61. NO. 2, pp. 114–119.

ON SHEAR NUCLEATION SITES AT PHASE TRANSFORMATIONS IN STEEL

V.N. Pustovoyt, Yu.V. Dolgachev, Yu.M. Dombrovskii, Yu.A. Kornilov

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

Abstract. The article considers the question of nucleation sites during phase transitions, which, even for thoroughly studied martensitic transformations, remains an essential one. Generality of shear nucleation and nucleation site for diffusion (normal) and martensitic transformations is discussed. Specific aspects of nucleation have been studied through surface relief observation of 30KhGSA and U12 steel and technical iron by means of high-temperature metallography, and also by microstructural study of the initial stages of phase transformations of porous sintered steels with carbon content of 0.40 and 1.57 %. Pictures of austenite origin from low-angle and large-angle boundaries are presented, which testify to shear mechanism of its formation. Numerous acts of ferrite nucleation at γ -phase grain boundary are shown for both slow and fast cooling, which forms the morphology of the acicular (Widemanstätten) ferrite. In 30KhGSA and U12 steels martensite is formed along the grain boundaries, although other nucleation areas, for example, such as packing defects, inclusions, special dislocation configurations, are not

excluded, but they are not preferential. In samples of porous steel, predominant growth of twin crystals of martensite from pores takes place. The obtained experimental data on embryos of austenite and ferrite indicate a shear mechanism of nucleation at the initial stage of diffusion transformations, which subsequently is replaced by normal growth mechanism with formation of equiaxed grains. It is concluded that, despite the differences in phases nucleation nature and conditions, acts of nucleation in all cases occur in the same way, and the differences begin at the stage of growth. It is shown that shear nucleation can start from grain, subgrains boundaries and also from free surfaces (for example, pores in sintered steel). Nucleation in these places is facilitated by relaxation of transformation stresses and liberated part of the grain-boundary energy. Revealed rhomboidal morphology of martensitic crystals formed on pores can be explained by the fact that nucleation from free surface occurring under conditions of minimal influence of elastic fields of the surrounding matrix encourages implementation of general regularities of martensitic crystals growth.

Keywords: nucleus, nucleation mechanisms, nucleation sites, martensite, ferrite, austenite, high-temperature metallography, surface relief.

DOI: 10.17073/0368-0797-2018-2-114-119

REFERENCES

1. Kaufman L., Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. *Progress in Metal Physics*. 1958, vol. 7, pp. 165–246.
2. Cohen M. Operational nucleation in martensitic transformations. *Metall. Trans.* 1972, vol. 3, pp. 1095–1098.
3. Petrov Yu.N. *Defekty i bezdiffuzionnoe prevrashchenie v stali* [Defects and diffusionless transformation in steel]. Kiev: Naukova dumka, 1978, 262 p. (In Russ.).
4. Pustovoi V.N., Dolgachev Yu.V. Problems of nucleation during martensitic transformation in steel. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2013, vol. 13, no. 1-2 (70-71). pp. 5–24. (In Russ.).
5. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoi obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgiya, 1986, 480 p. (In Russ.).
6. Bernshtein M.L., Pustovoi V.N. *Termicheskaya obrabotka stal'nykh izdelii v magnitnom pole* [Heat treatment of steel products in magnetic field]. Moscow: Mashinostroenie, 1987, 255 p. (In Russ.).
7. Pozdnyakov V.A. Mechanisms of martensite nucleation at grain boundaries. *Doklady physics*. 2007, vol. 52, no. 1, pp. 24–28.
8. Kajiwar S. Roles of dislocations and grain boundaries in martensite nucleation. *Metal. Trans.* 1986, vol. 17A, pp. 1693–1702.
9. Ueda M., Yasuda H.Y., Umakoshi Y. Controlling factor for nucleation of martensite at grain boundary in Fe-Ni bicrystals. *Acta mater.* 2003, vol. 51, pp. 1007–1017.
10. Xu G., Wang C., Beltrán J.I., Llorca J., Cui Y. Landau modeling of dynamical nucleation of martensite at grain boundaries under local stress. *Computational Materials Science*. 2016, vol. 118, pp. 103–111.
11. Inagaki H. Nucleation of the proeutectoid ferrite and its role in the formation of the transformation texture in a low carbon steel. *Zs. Metallkunde*. 1987, vol. 78, no. 2, pp. 87–96.
12. D'yachenko S.S. *Obrazovanie austenita v zhelezouglerodistykh splavakh* [Formation of austenite in iron-carbon alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1982, 128 p. (In Russ.).
13. Lizunov V.I. *Kompozitsionnye stali* [Composite steel]. Moscow: Metallurgiya, 1978, 150 p. (In Russ.).
14. Gornostyeva Yu.N., Urtsevb V.N., Zhalutdinov M.K., Enteld P., Kapsanb A.V., Kuznetsov A.R. Reconstruction of grain boundaries during austenite–ferrite transformation. *Scripta Materialia*. 2005, vol. 53, no. 2, pp. 153–158.
15. Bernshtein M.L., Kaputkina L.M., Prokoshkin S.D. *Otpusk stali* [Steel tempering]. Moscow: MISiS, 1997, 936 p. (In Russ.).
16. Kaputkina L.M., Prokoshkina V.G., Smarygina I.V., Svyazhin A.G., Medvedev M.G. Influence of alloying by nitrogen on the strength and austenite stability of X18H10 steel. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 7, pp. 502–508.
17. Bernshtein M.L. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali: Sprav. izd. V 3-kh t. T. 2. Polimorfnye prevrashcheniya* [Metal science and thermal treatment of steel: Reference book. In 3 vols. Vol. 2. Polymorphic transformations]. Moscow: Metallurgiya, 1983, pp. 7–21. (In Russ.).
18. Stepanov M.S., Dombrovskii Yu.M. *Mikrodugovoe poverkhnostnoe legirovanie stali: fenomenologiya i mekhanizmy* [Microarc surface alloying of steel: phenomenology and mechanisms]. Rostov-on-Don: Izdatel'skii tsentr DGTU, 2016, 209 p. (In Russ.).
19. Kraposhin V.S., Sil'chenkov A.D. What is the difference between the martensitic transformation and the normal one? *MiTOM*. 2008, no. 11 (641), pp. 28–36. (In Russ.).
20. Pankova M.N., Kraposhin V.S. Three-dimensional model of filling the grain space with martensite crystals in austenite transformation. *Metal Science and Heat Treatment*. 1999, vol. 41, no. 7–8, pp. 346–350.

Information about the authors:

V.N. Pustovoi, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Chair “Physical and Applied Material Science” (fpm-dstu@mail.ru)

Yu.V. Dolgachev, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (yuridol@mail.ru)

Yu.M. Dombrovskii, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science”

Yu.A. Kornilov, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Physical and Applied Material Science” (wolinrok@mail.ru)

Received November 22, 2016