МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ / MATERIALS SCIENCE

УДК 669.1:66.04
DOI 10.17073/0368-0797-2024-4-417-423

CC BY

Оригинальная статья
Original article

Влияние неоднородностей химического состава и пористости спеченной стали на развитие мартенситного превращения

В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев, М. С. Егоров, Ю. М. Вернигоров

Донской государственный технический университет (Россия, 344003, Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1)

yuridol@mail.ru

Аннотация. Авторы исследовали мартенситное превращение в пористых спеченных сталях. При анализе процесса развития мартенситного превращения учтено влияние двух факторов: обеднение углеродом приповерхностных слоев пор; изменение энергетического баланса за счет релаксации напряжений превращения на свободных поверхностях пор. Исследования проводились на образцах пористых сталей с содержанием углерода 1,56 мас. %, полученных после прессования и спекания в атмосфере водорода при температуре 1200 °С смеси порошков железа ПЖРВ и графита ГК-3. Проводилась также газовая цементация при температуре 1100 °С и гомогенизация, позволяющая достигнуть указанного содержания углерода. Закалка образцов проходила в растворе поваренной соли при температуре 27 °С. Применялось предварительное подстуживание с температур $A_{ст}$ до 800 °С со скоростью 62 °С/с. Рентгеноспектральный микроанализ распределения углерода выполнялся на установке CAMECA. Microsonde M.S. 46 при диаметре зонда 2 мкм. Обнаружено преимущественное образование пластин мартенсита на поверхностях пор, а также близкая к ромбоидальной форма их поперечного сечения. Полученные данные о морфологии кристаллов α′-фазы, растущих от пор, и исследования методом рентгеноспектрального микроанализа распределения углерода вдоль наиболее крупных пластин мартенсита подтверждают отсутствие каких-либо существенных изменений концентрации углерода. Как следствие, их влияние на развитие мартенситного превращения в районе пор не является ведущим. Для спеченных пористых сталей неустранимым фактором повышения температуры является наличие пористости в отличие от устранимого фактора неоднородности химического состава, которая обусловлена неполнотой процессов гомогенизации сплава как при спекании, так и в процессе аустенитизации, предшествующей закалке.

Ключевые слова: мартенсит, спеченная сталь, поры, свободная поверхность, закалка, релаксация напряжений

Для цитирования: Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В., Егоров М.С., Вернигоров Ю.М. Влияние неоднородностей химического состава и пористости спеченной стали на развитие мартенситного превращения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(4):417–423. https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-417-423

Influence of inhomogeneities in chemical composition and porosity of sintered steel on development of martensitic transformation

V. N. Pustovoit, Yu. V. Dolgachev, M. S. Egorov, Yu. M. Vernigorov

Don State Technical University (1 Gagarina Sqr., Rostov-on-Don 344002, Russian Federation)

yuridol@mail.ru

Abstract. The article is devoted to the study of martensitic transformation in porous sintered steels. When analyzing the process of development of martensitic transformation in porous sintered steel, the influence of two factors was assessed: depletion of carbon in the near-surface layers of pores and a change in the energy balance due to relaxation of transformation stresses on free surfaces of the pores. The martensitic transformation was studied in porous steel with a carbon content of 1.56 wt. % obtained after pressing and sintering of a mixture of PZhRV iron powders and GK-3 graphite in hydrogen atmosphere at 1200 °C. Gas carburizing at 1100 °C and homogenization helped to achieve the specified carbon content. The samples were quenched in a sodium chloride solution at a temperature of 27 °C. Pre-cooling was used from temperatures A_{st} to 800 °C at a rate of 62 °C/s. *X*-ray microanalysis of carbon distribution was carried out using the installation CAMECA Microsonde M.S. 46 with a probe diameter of two microns. The martensite plates predominantly formed on the pores' surfaces and their cross section had shape close to rhomboidal. The data obtained on the morphology of α′-phase crystals growing from pores and the study by *X*-ray spectral microanalysis of carbon distribution along the largest martensite plates convince us of the absence of any significant changes in carbon content and,

© В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев, М. С. Егоров, Ю. М. Вернигоров, 2024

as a consequence, their influence on development of martensitic transformation in the area of pores is not the leader. For sintered porous steels, an irremovable factor in the increase in temperature is the presence of porosity, in contrast to a removable factor – inhomogeneity of the chemical composition, which is caused by incompleteness of the alloy homogenization processes, both during sintering and during the austenitization process that precedes quenching.

Keywords: martensite, sintered steel, pores, free surface, quenching, stress relaxation

For citation: Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V., Egorov M.S., Vernigorov Yu.M. Influence of inhomogeneities in chemical composition and porosity of sintered steel on development of martensitic transformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(4):417–423.
https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-4-417-423

Введение

Особенности мартенситного превращения в пористых спеченных сталях исследованы достаточно подробно [1 – 3]. Для спеченных сталей характерен подъем точки $M_н$ с ростом пористости (отношение объема пор к общему объему изделия). Вместе с тем объяснение этого явления связано с понижением сопротивляемости пластической деформации в γ-фазе, характерной для мартенситного превращения [1; 4; 5]. Однако зарождение мартенсита происходит в областях значительно меньшего диаметра, чем имеют поры и расстояния между ними, поэтому учет свойств сталей обычной плотности позволит уточнить процессы зародышеобразования. Кроме того, необходимо изучить влияние свободной поверхности на зарождение мартенсита. Таким образом, упругие взаимодействия между кристаллами мартенсита и свободными поверхностями пор могут оказывать решающее значение в развитии мартенситной реакции в спеченных сталях. Еще одной причиной подъема точки $M_н$ могут быть ликвационные факторы, часто имеющие место в спеченной стали из-за процессов сегрегации и неполной растворимости между компонентами [1; 6 – 8]. Не исключается фактор обезуглероживания, приводящий к сдвигу точки $M_н$, в результате выделений карбидов по границам пор (рядом с поверхностью) при закалке. Подобный эффект наблюдался при выделении цементита и других карбидов на зеренных границах. В работах [9; 10] выделение карбидов связывали с процессами зернограничной сегрегации серы, которая вызывает подвижность углерода. В пористой спеченной стали наблюдаются концентрации S и $P \le 0{,}05$ % и $O_2 \le 0{,}25$ %, поэтому также возможны сегрегационные процессы на границах разного типа. В работах [11; 12] рассмотрено мартенситное превращение, которое может инициироваться карбидными выделениями при старении высоколегированных аустенитных сталей. Эти процессы также требуют проверки для пористых спеченных сталей.

В настоящей работе провели анализ протекания мартенситной реакции в спеченных сталях с учетом возможности углеродного обеднения близкорасположенных к поверхности объемов пористого материала и изменений в энергетическом балансе из-за релаксационных процессов непосредственно на порах.

Методика проведения исследований

Возможное влияние неоднородностей химического состава около пор на γ → α-превращение оценивали в экспериментах с образцами, полученными спеканием железного ПЖРВ и графитового ГК-3 порошков. Прессование и спекание проводили в водородной атмосфере при температуре 1200 °С в течение получаса, в результате была получена концентрация углерода 1,25 %, которая в дальнейшем в цементационном процессе при температуре 1100 °С и гомогенизационном отжиге поднялась до 1,56 %.

Закалку проводили в водном растворе NaCl при температуре 27 °С. Также применяли подстуживание перед закалкой с температур выше линии *SE* до 800 °С со скоростью примерно 62 °С/с.

Распределение углерода анализировали методом рентгеноспектрального микроанализа с помощью установки CAMECA Microsonde M.S. 46 с зондом радиусом 2 мкм.

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктурный анализ показал, что преимущественно наблюдается образование кристаллов мартенсита от поверхности пор, причем форма кристаллов близка к ромбовидной (рис. 1, *а*, *б*). Наблюдались двойникованные кристаллы размером 40 – 60 мкм (рис. 1, *в*).

Предварительное подстуживание приводило к зернограничному выделению Fe_3C, а также к выделению в глубине γ-матрицы. Поэтому последующая закалка привела к получению в обедненных углеродом аустенитных областях, прилегающих к цементитным пластинам, мартенсита, для которого характерна смешанная морфология кристаллов с преобладанием пакетной составляющей (рис. 2, *а*, *б*). В микрообъемах аустенита, свободных от выделений цементита, наблюдался двойниковый мартенсит (рис. 2, *б*). Вблизи карбидных образований имели место области малоуглеродистой α′-фазы различного морфологического типа размером около 3 мкм (рис. 2, *б*). Было обнаружено обезуглероживание рядом с пластинами Fe_3C, о чем свидетельствуют данные рентгеноспектрального микроанализа (рис. 3). При этом размеры обезуглероженного слоя вблизи Fe_3C как при рентге-

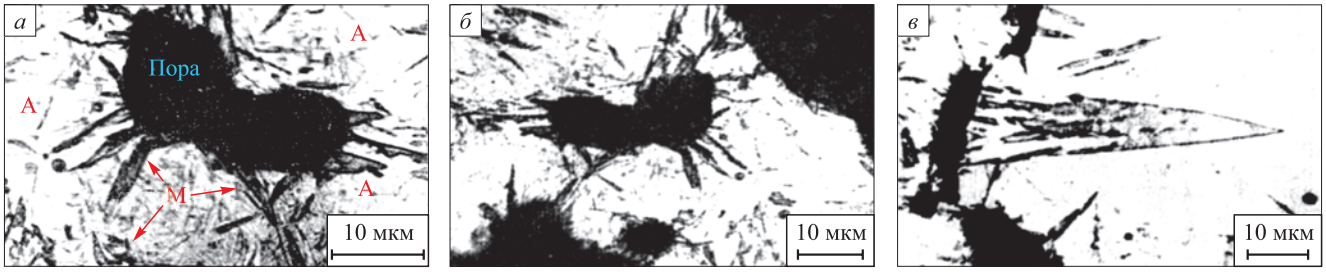

Рис. 1. Микроструктура спеченой Fe – 1,56 % C стали после закалки:
а – в – различные участки микрошлифа

Fig. 1. Microstructure of sintered Fe – 1.56 % C steel after quenching:
а – в – various sections of the microsection

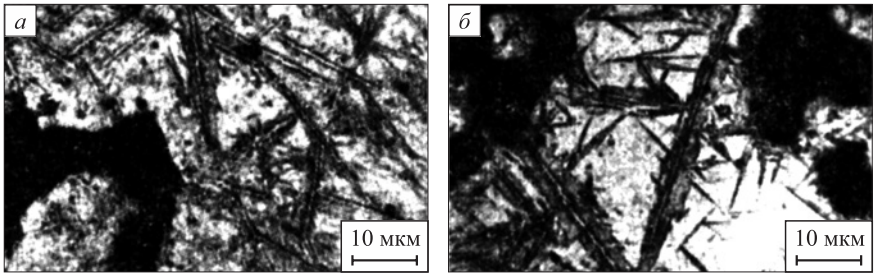

Рис. 2. Структура пористой Fe – 1,57 % C стали с выделениями карбидов при подстуживании:
а, *б* – различные участки микрошлифа

Fig. 2. Structure of porous Fe – 1.57 % C steel with carbides released during cooling-down:
а, *б* – various sections of the microsection

носпектральном, так и при микроструктурном анализах совпадали.

В случае когда γ → α′-переход в области края поры инициируется обезуглероживанием, это должно быть

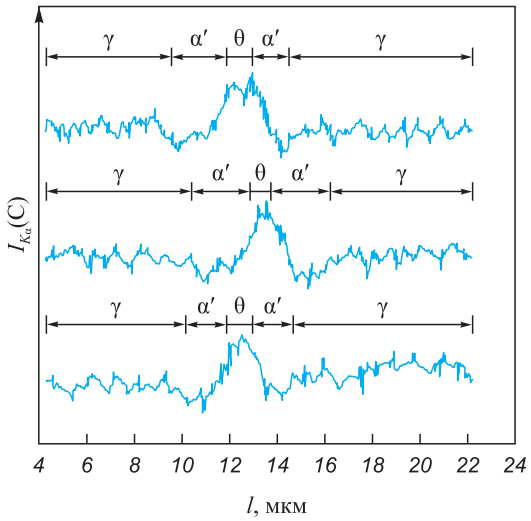

Рис. 3. Результаты микроанализа (интенсивности K_α-излучения C) в перпендикулярном направлении от выделений Fe_3C:
γ – участки аустенита; α′ – оторочки мартенсита;
θ – участки цементита

Fig. 3. Results of microanalysis (intensity of K_α-radiation C) in the perpendicular direction from Fe_3C precipitates:
γ – austenite regions; α′ – martensite edges; θ – cementite regions

хорошо заметно при микроструктурном анализе. Однако морфологический анализ мартенситных кристаллов, образованных от поры, а также результаты, полученные при рентгеноспектральном микроанализе углеродной концентрации вблизи самых массивных кристаллов α′-фазы (рис. 1, *в*), не показали значимых различий в содержании углерода и, как следствие, их влияние на процесс γ → α′-перехода в области пор несущественно.

Влияние степени пористости на превращение при закалке анализировали теоретически, учитывая возможность релаксации на свободной поверхности пор напряжений, возникающих при превращении. Принимали, что при гетерогенном образовании зародыша часть свободной энергии, связанная с взаимодействиями между мартенситом и дефектами, будет неизменной в области поры и между порами. Считали, что образование зародыша от края поры произойдет в случае тождественности других частей свободной энергии той энергии, которая необходима для гомогенного зародышеобразования на порах и между ними. Также приняли, что вид энергетической функции для обоих случаев не изменяется. Таким образом, приравнивались значения свободной энергии в случае гомогенного зарождения на порах и между ними при достижении зародышем критического радиуса r^*.

Мартенситный кристалл моделировали в виде плоского зародыша эллиптической, прямоугольной и ром-

бовидной форм (рис. 4). Сдвиговую деформацию моделировали путем непрерывно расположенных дислокаций [13 – 15]. Энергию упругого сдвига при зарождении можно определить следующим образом [16]:

$$E_1 = \frac{1}{2}\sum_i \int_{S_i} b_i \bar{\sigma}^0_{x,y}(x, Y_i)\, dS_i, \qquad (1)$$

где b_i – вектор Бюргерса i-ой петли дислокации; $\bar{\sigma}^0_{x,y}$ – сдвиговое напряжение, обусловленное ансамблем дислокаций; Y_i – ордината плоскости i-ой петли; S_i – сечение пластины в плоскости i-ой петли.

Тогда

$$\bar{\sigma}^0_{x,y} = \sum \bar{\sigma}^j_{x,y}; \qquad (2)$$

$$\bar{\sigma}^j_{x,y}(x,y) = \frac{\mu b_i}{2\pi(1-\nu)} \times$$
$$\times \left\{ \frac{(x+l_j)\left[(x+l_j)^2 - (y-Y_j)^2\right]}{\left[(x+l_j)^2 + (y-Y_j)^2\right]^2} - \right.$$
$$\left. - \frac{(x-l_j)\left[(x-l_j)^2 - (y-Y_j)^2\right]}{\left[(x-l_j)^2 + (y-Y_j)^2\right]^2} \right\}, \qquad (3)$$

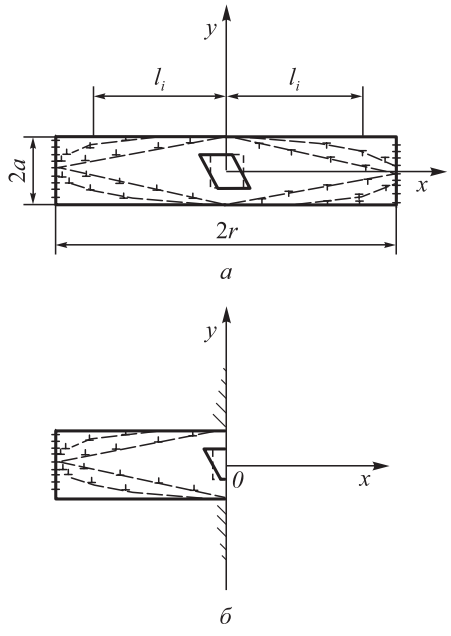

Рис. 4. Представление поперечного сечения зародышей мартенсита эллиптической, прямоугольной и ромбовидной форм:
а – непрерывно расположенные дислокации в сплошной среде;
б – в случае образования от свободной поверхности

Fig. 4. Representation of the cross-section of martensite nuclei ofellipsoidal, rectangular and rhomboidal shapes:
a – continuously located dislocations in a continuous medium;
б – in the case of formation from a free surface

где μ – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; l_j – абсолютная величина абсциссы j-ой петли; $b_i = |Y_j - Y_{j+1}|\,\gamma_x$; γ_x – макроскопический сдвиг по оси x (принимая, что $\gamma_y^2 \ll \gamma_x^2$, дилатация не учитывается).

В случае роста от поры (рис. 4, *б*) зародыша такого же поперечного сечения упругую энергию определяют по аналогичным зависимостям:

$$E_2 = \frac{1}{2}\sum_i \int_{S_i} b_i \bar{\sigma}_{x,y}(x, Y_i)\, dS_i; \qquad (4)$$

$$\bar{\sigma}_{x,y} = \sum \bar{\sigma}^j_{x,y} + \bar{\sigma}^+_{x,y}. \qquad (5)$$

По данным работы [17] можно вычислить величину $\bar{\sigma}^+_{x,y}$, которая определяет релаксацию напряжений превращения на краю поры, а далее рассчитать значения $E_1(c)$ и $E_2(c)$, где $c = a/r$ (здесь a и r – полутолщина и радиус мартенситного кристалла, рис. 4). Полученные зависимости, пересчитанные на единицу объема $\frac{E_1(c)}{V}$ и $\frac{E_2(c)}{V}$, представлены на рис. 5. Становится очевидным, что вид формы зародыша не существенен для полученных данных, хотя упругая энергия при зарождении от поры падает сильнее в случае ромбовидного сечения (рис. 5, кривая *1′*). Именно такой формы пластины, растущие от пор, обнаруживаются экспериментально (рис. 1). Поэтому в дальнейшем все полученные соот-

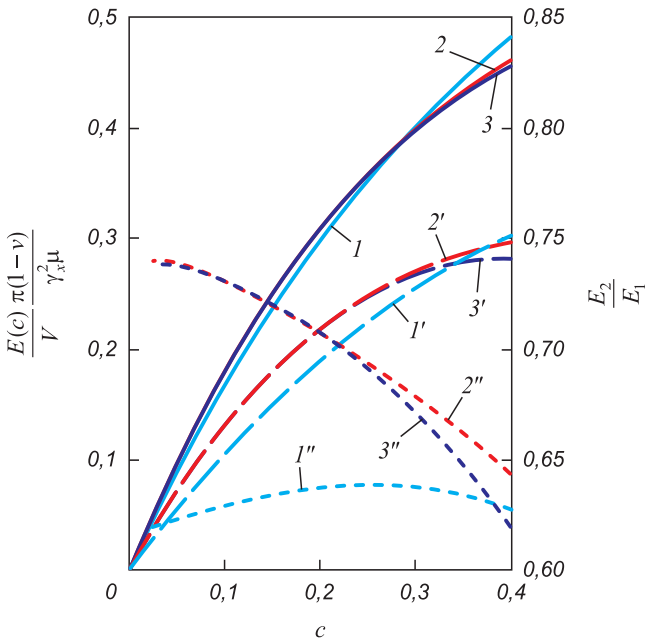

Рис. 5. Зависимости $\frac{E_1(c)}{V}$, $\frac{E_2(c)}{V}$ и $\frac{E_1(c)}{E_2(c)}$ для пластин с поперечным сечением в форме ромба (кривые *1*, *1′*, *1″*); прямоугольника (кривые *2*, *2′*, *2″*); эллипса (кривые *3*, *3′*, *3″*)

Fig. 5. Dependencies $\frac{E_1(c)}{V}$, $\frac{E_2(c)}{V}$ and $\frac{E_1(c)}{E_2(c)}$ for plates with a rhomboidal (curves *1*, *1′*, *1″*); rectangle (curves *2*, *2′*, *2″*); ellipse (curves *3*, *3′*, *3″*) cross sections

ношения относятся к пластине с поперечным сечением в форме ромба.

В интервале $0{,}1 \le c \le 0{,}4$ кривые $\frac{E_1(c)}{V}$ и $\frac{E_2(c)}{V}$ в предположении $c_2 \ll 1$ с точностью $\varepsilon < 5$ % описываются линейными уравнениями вида

$$\frac{E_1(c)}{V} = \frac{\mu\gamma_x^2}{\pi(1-\nu)}\left(1{,}188c + 0{,}03\right) \text{ 1/м, Дж/м}^3; \quad (6)$$

$$\frac{E_2(c)}{V} = \frac{\mu\gamma_x^2}{\pi(1-\nu)}\left(0{,}746c + 0{,}019\right) \text{ 1/м, Дж/м}^3. \quad (7)$$

Используя традиционный подход [18], находим значение барьера «классического» зарождения:

$$F^* = \frac{32}{27}\frac{\sigma^2 A'}{\left(\Delta f^{\alpha\to\gamma} - A^*\right)^2};$$
$$A' = \frac{dE(c)/V}{dc}; \quad (8)$$
$$A^* = \left(\frac{E(c)}{V}\right) - A'.$$

Из выражения (8) можно выразить точку $M_н$ для случая зарождения у поверхности поры (в данном контексте обозначена как T_2), если известна T_1 – температура в точке $M_н$ при образовании мартенсита в объеме аустенита между порами:

$$\Delta f^{\alpha\to\gamma}(T_2) = \sqrt{\frac{A_1'}{A_2'}}\left(\Delta f^{\alpha'\to\gamma}(T_1) - A_1^*\right) + A_2^*, \quad (9)$$

где A_1' и A_1^* соответствуют A_2' и A_2^* в случае зарождения в объеме аустенита между порами (индекс 1) и на свободной поверхности пор (индекс 2).

Для величин $\mu = 8\cdot10^{10}$ Н/м^2; $\nu = 0{,}23$; $\gamma_x = 0{,}18$; $\sigma = 0{,}2$ Н/м^2; $\Delta f^{\alpha'\to\gamma}(T_1) = 1{,}75\cdot10^8$ Дж/м^3 [18] для сталей с концентрацией углерода 0,4 – 1,2 % находим, что превышение T_2 над T_1 составляет около 75 К.

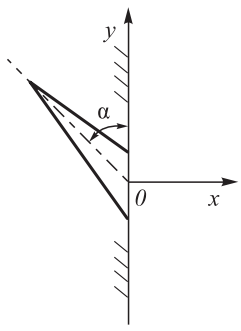

Рис. 6. Расположение двумерной пластины под углом α к свободной поверхности пор

Fig. 6. Arrangement of two-dimensional plate at angle α to the pores' free surface

Можно подвести следующие итоги обсуждения результатов:

1. Релаксация напряжений на поверхности поры (рис. 5) будет являться минимально возможной в сравнении с ситуацией при наклонном положении кристалла относительно поверхности (рис. 6), для которого температура начала мартенситного превращения будет еще выше. Возможный подъем точки $M_н$ зависит от угла α (рис. 6), максимумом будет являться равновесная температура превращающихся фаз. Если угол будет изменяться от 90° до 0, то количество плоскостей габитуса изменится в sinα раз. В случае поры сферической формы равновероятным может быть любой угол, следовательно, при уменьшении α вероятность зарождения от поры будет убывать по функции sinα. Результаты моделирования хорошо согласуются с опытными данными: в сталях с концентрацией C = 0,4 ÷ 1,2 % и пористостью примерно 30 % повышение точки старта мартенситного превращения составляет около 100 °C [2; 19].

2. Как видно из уравнения (9), превышение температуры T_2 над T_1 для сталей Fe – 0,4 ÷ 1,2 % C не зависит от состава сплава, что также подтверждается экспериментально [2; 20].

3. Известную линейную зависимость температуры $M_н$ спеченных сталей от пористости можно связать с приблизительно линейным увеличением удельной свободной поверхности материала. Точность экспериментального определения температуры $M_н$ позволяет зафиксировать ее только при появлении более 1 % объемной доли α′-фазы, отсюда очевидным образом вытекает зависимость $M_н$ от пористости.

4. Опытные данные показывают, что для кристаллов, образующихся под углом 90° от поры, наибольшие значения отношения полутолщины к радиусу составляют $c \le 0{,}23$. Теоретически максимальное значение равно 0,25.

Выводы

Результаты вычислений показывают, что наибольшей вероятностью зарождения обладают кристаллы мартенсита, распложенные под углом 90° к поре, при этом отношение их полутолщины к радиусу стремится к максимально возможному значению. Показано, что разница температур старта превращения при зарождении на поверхности поры и между порами не зависит от состава сплава, а известная линейная зависимость температуры старта мартенситного превращения от пористости определяется увеличением удельной свободной поверхности. Таким образом, для спеченных пористых сталей неустранимым фактором повышения температуры $M_н$ является наличие пористости. Ликвационные эффекты, возникающие из-за неполной гомогенизации при спекании или в процессе аустенитизации перед закалкой, могут быть исключены.

Список литературы / References

1. Гуревич Ю.Г., Рахманов В.И. Термическая обработка порошковых сталей. Москва: Металлургия; 1985:81.
2. Ермаков С.С. Термическая обработка порошковых стальных деталей. Ленинград: ЛДНТП; 1981:24.
3. Егоров М.С., Егорова Р.В., Цорданиди Г.Г. Формирование структурных особенностей порошковых материалов при охлаждении после термической обработки. *Безопасность техногенных и природных систем*. 2022;(2):69–75. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-69-75

   Egorov M.S., Egorova R.V., Tsordanidi G.G. Formation of structural features of powder materials during cooling after heat treatment. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2022;(2):69–75. (In Russ.). https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-69-75
4. Пустовойт В.Н., Долгачев Ю.В., Корнилов Ю.А., Сорочкина О.Ю. Неустойчивость кристаллической решетки перед мартенситным превращением и влияние внешнего магнитного поля в этих условиях. *Вестник Донского государственного технического университета*. 2009;9(2(41)):238–248.

   Pustovoit V.N., Dolgachev Yu.V., Kornilov Yu.A., Sorochkina O.Yu. Unstable of the crystalline lattice before martensite transformation and the influence of the external magnetic field under these conditions. *Vestnik Donskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2009;9(2(41)):238–248. (In Russ.).
5. Егоров М.С., Егорова Р.В. Определение зависимости механических свойств спеченных дисперсно-упрочненных сплавов на основе железа от условий спекания. *Безопасность техногенных и природных систем*. 2022;(2):76–83. https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-76-83

   Egorov M.S., Egorova R.V. Determination of mechanical properties of sintered dispersion-strengthened iron-based alloys depending on sintering conditions. *Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2022;(2):76–83. (In Russ.). https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-76-83
6. Анциферов В.Н., Гилев В.Г. Исследования структуры мартенсита в спеченных углеродистых сталях. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1982;25(5):99–102.

   Antsiferov V.N., Gilev V.G. Studies of the structure of martensite in sintered carbon steels. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 1982;25(5):99–102. (In Russ.).
7. Анциферов В.Н., Гревнов Л.М. Структура порошковых сталей. Екатеринбург: УрО РАН; 2011:219.
8. Анциферов В.Н. Формирование фуллеренсодержащей структуры в процессе спекания порошковых железографитовых композиций. *Перспективные материалы*. 2009;(6):77–82.

   Antsiferov V.N. Formation of fulleren-content structure in process of powders iron-graphite compound sintering. *Perspektivnye materialy*. 2009;(6):77–82. (In Russ.).
9. Umemoto M., Furuhara T., Tamura I. Effects of austenitizing temperature on the kinetics of bainite reaction at constant austenite grain size in Fe–C and Fe–Ni–C alloys. *Acta Metallurgica*. 1986;34(11):2235–2245. https://doi.org/10.1016/0001-6160(86)90169-0
10. Morsdorf L., Kashiwar A., Kübel C., Tasan C.C. Carbon segregation and cementite precipitation at grain boundaries in quenched and tempered lath martensite. *Materials Science and Engineering: A*. 2023;862:144369. https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144369
11. Butler E.P., Burke M.G. Chromium depletion and martensite formation at grain boundaries in sensitised austenitic stainless steel. *Acta Metallurgica*. 1986;34(3):557–570. https://doi.org/10.1016/0001-6160(86)90091-X
12. Zhang Y., Zhan D., Qi X., Jiang Z. Austenite and precipitation in secondary-hardening ultra-high-strength stainless steel. *Materials Characterization*. 2018;144:393–399. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.07.038
13. Ройтбурд А.Л. Теория формирования гетерофазной структуры при фазовых превращениях в твердом состоянии. *Успехи физических наук*. 1974;113:69–104.

   Roitburd A.L. Theory of heterophase structure formation during phase transformations in solid state. *Uspekhi fizicheskikh nauk*. 1974;113:69–104. (In Russ.).
14. Olson G.B., Cohen M. Interphase-boundary dislocations and the concept of coherency. *Acta Metallurgica*. 1979;27(12):1907–1918. https://doi.org/10.1016/0001-6160(79)90081-6
15. Khachaturyan A.G. Theory of Structural Transformations in Solids. Courier Corporation; 2008:576.
16. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. Москва: Наука; 1988:712.
17. Anderson P.M., Hirth J.P., Lothe J. Theory of Dislocations. Cambridge University Press; 2017:699.
18. Kaufman L., Cohen M. Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations. *Progress in Metal Physics*. 1958;7:165–246. https://doi.org/10.1016/0502-8205(58)90005-4
19. Danninger H., Gierl C., Mühlbauer G., Gonzalez M.S., Schmidt J., Specht E. Thermophysical properties of sintered steels – Effect of porosity. *International Journal of Powder Metallurgy*. 2011;47(3):31–42.
20. Ternero F., Rosa L.G., Urban P., Montes J.M., Cuevas F.G. Influence of the total porosity on the properties of sintered materials – A review. *Metals*. 2021;11(5):730. https://doi.org/10.3390/met11050730

Сведения об авторах / Information about the Authors

Виктор Николаевич Пустовойт, *д.т.н., профессор кафедры «Материаловедение и технологии металлов»,* Донской государственный технический университет
ORCID: 0000-0001-6999-3520
E-mail: pustovoyt45@gmail.com

Юрий Вячиславович Долгачев, *к.т.н., доцент кафедры «Материаловедение и технологии металлов»,* Донской государственный технический университет
ORCID: 0000-0002-8558-1136
E-mail: yuridol@mail.ru

Viktor N. Pustovoit, *Dr. Sci. (Eng.)., Prof. of the Chair of Materials Science and Metals Technology,* Don State Technical University
ORCID: 0000-0001-6999-3520
E-mail: pustovoyt45@gmail.com

Yurii V. Dolgachev, *Cand. Sci. (Eng.)., Assist. Prof. of the Chair of Materials Science and Metals Technology,* Don State Technical University
ORCID: 0000-0002-8558-1136
E-mail: yuridol@mail.ru

Максим Сергеевич Егоров, *к.т.н., доцент, заведующий кафедрой «Материаловедение и технологии металлов»,* Донской государственный технический университет
E-mail: aquavdonsk@mail.ru

Юрий Михайлович Вернигоров, *д.т.н., профессор кафедры «Физика»,* Донской государственный технический университет
E-mail: jvernigorov@donstu.ru

Maksim S. Egorov, *Cand. Sci. (Eng.)., Assist. Prof., Head of the Chair of Materials Science and Metals Technology,* Don State Technical University
E-mail: aquavdonsk@mail.ru

Yurii M. Vernigorov, *Dr. Sci. (Eng.)., Prof. of the Chair of Physics,* Don State Technical University
E-mail: jvernigorov@donstu.ru

Вклад авторов / Contribution of the Authors

В. Н. Пустовойт – формирование основной концепции, цели и задач исследования; научное руководство, редактирование текста и выводов.
Ю. В. Долгачев – проведение экспериментальных исследований, микроструктурный и рентгеноспектральный анализ, подготовка текста, формулирование выводов.
М. С. Егоров – получение спеченных образцов, их закалка и подготовка для последующих анализов; участие в теоретической части исследования.
Ю. М. Вернигоров – участие в создании модели мартенситного кристалла; обработка, анализ и обсуждение результатов исследования.

V. N. Pustovoit – formation of the basic concept, goals and objectives of the study; scientific guidance, editing of the text and conclusions.

Yu. V. Dolgachev – conducting experimental studies, microstructural and X-ray spectral analysis, writing the text, formulation of conclusions.
M. S. Egorov – obtaining sintered samples, their hardening and preparation for subsequent analyses; participation in theoretical parts of the study.
Yu. M. Vernigorov – participation in the creation of a martensitic crystal model; processing, analysis and discussion of the results.

Поступила в редакцию 15.01.2024
После доработки 05.02.2024
Принята к публикации 06.02.2024

Received 15.01.2024
Revised 05.02.2024
Accepted 06.02.2024