

Научная статья

1.3.8. Физика конденсированного состояния (физико-математические науки)

УДК 538.91

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.02.007

## КРИТИЧЕСКИЕ РАЗМЕРЫ ДИАМЕТРОВ ЗЕРЕН ЛИБО ОТДЕЛЬНЫХ ЧАСТИЦ ДЛЯ СТАРТА МАРТЕНСИТНОЙ РЕАКЦИИ С ПОЗИЦИЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ

Михаил Петрович Кашенко<sup>1†</sup>, Наталья Альбертовна Скорикова<sup>2</sup>,  
Надежда Михайловна Кашенко<sup>3</sup>, Вера Геннадиевна Чашина<sup>4</sup>

<sup>1,3,4</sup> Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б. Н. Ельцина, ул. Мира, 2, 620002, Екатеринбург, Россия

<sup>1,2,4</sup> Уральский государственный лесотехнический университет, ул. Сибирский тракт 37, 620100, Екатеринбург, Россия

<sup>1</sup> mpk46@mail.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0002-2611-2858>

<sup>2</sup> skorikova@list.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3217-6030>

<sup>3</sup> nad.kashenko@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-2362-5567>

<sup>4</sup> vera.chashina.77@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7480-2562>

**Аннотация.** В случае спонтанного (при охлаждении)  $\gamma$  –  $\alpha$  мартенситного превращения в сплавах железа формирование мартенситного кристалла задается управляющим волновым процессом и протекает со сверхзвуковой скоростью по отношению к продольным волнам. Инициация трехмерной пороговой деформации связана с согласованным действием относительно длинноволновых  $\ell$ - и относительно коротковолновых  $s$ -волн. За описание габитусных плоскостей отвечают  $\ell$ -волны, возникающие при образовании начального возбужденного состояния (НВС). Этот подход эффективен как при описании двойникованных кристаллов, так и в предельном случае вырожденной двойниковой структуры, сопоставляемой с формированием дислокационных кристаллов при размерах зерен исходной  $\gamma$ -фазы, превышающих критические значения  $D_c$ . В случае нанокристаллического состояния наблюдаются варианты превращения зерен как целого, условно относящиеся к аккомодационному мартенситному превращению (АМП). Критический размер  $D_{ac}$  для АМП меньше  $D_c$ . В динамической теории величину  $D_{ac}$  можно связать с процессом пространственного масштабирования НВС, сопоставляемого с распространением волн цилиндрического и сферического типа для относительного изменения объема. При таком сценарии превращения размер  $D_{ac}$ , как и критический размер для превращения малых свободных частиц, определяется значением пороговой деформации.

**Ключевые слова:** мартенсит охлаждения, начальное возбужденное состояние, критический размер зерна, аккомодационное мартенситное превращение, пороговая деформация.

**Благодарности:** Авторы выражают благодарность Министерству науки и высшего образования России за поддержку в выполнении государственного задания № 075-00243-20-01 от 26.08.2020 в рамках темы «Экологические аспекты рационального природопользования».

---

**Для цитирования:** Кашенко М.П., Скорикова Н.А., Кашенко Н.М., Чашина В.Г. Критические размеры диаметров зерен либо отдельных частиц для старта мартенситной реакции с позиций динамической теории // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т. 19, № 2. С. 197–204. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.02.007.

---

Original article

**CRITICAL DIMENSIONS OF GRAIN DIAMETERS OR INDIVIDUAL PARTICLES FOR THE START OF A MARTENSITIC REACTION FROM THE DYNAMIC THEORY POSITION****Mikhail P. Kashchenko<sup>1†</sup>, Natalya A. Skorikova<sup>2</sup>, Nadezhda M. Kashchenko<sup>3</sup>, Vera G. Chashchina<sup>4</sup>**<sup>1,3,4</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Mira Str., 19, Yekaterinburg, 620002, Russia<sup>1,2,4</sup> Ural State Forest Engineering University, Sybirskiy Tract Str., 37, Yekaterinburg, 620100, Russia<sup>1</sup> mpk46@mail.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0002-2611-2858><sup>2</sup> skorikova@list.ru, <https://orcid.org/0000-0002-3217-6030><sup>3</sup> nad.kashchenko@yandex.ru, <https://orcid.org/0000-0003-2362-5567><sup>4</sup> vera.chashchina.77@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7480-2562>

**Abstract.** In the case of spontaneous (upon cooling)  $\gamma - \alpha$  martensitic transformation in iron alloys, the formation of a martensitic crystal is determined by a controlling wave process and proceeds at supersonic speed with respect to longitudinal waves. The initiation of three-dimensional threshold deformation is associated with the coordinated action of relatively long-wavelength  $\ell$ -wave and relatively short-wavelength s-waves. For the description of habitus planes,  $\ell$ -waves that arise during the formation of the initial excited state (IES) are responsible. This approach is effective both in describing twinned crystals and in the limiting case of a degenerate twin structure comparable to the formation of dislocation crystals at grain sizes of the initial  $\gamma$ -phase exceeding critical  $D_c$  values. In the case of the nanocrystalline state, variants of the transformation of grains as a whole are observed, provisionally associated to the accommodative martensitic transformation (AMT). The critical  $D_{ac}$  size for AMT is less than  $D_c$ . In dynamic theory, the value of  $D_{ac}$  can be associated with the process of spatial scaling of the IES, which is compared with the propagation of cylindrical and spherical waves for a relative change in volume. In such a transformation scenario, the size of the  $D_{ac}$ , as well as the critical size for the transformation of small free particles, is determined by the threshold deformation value.

**Keywords:** cooling martensite, initial excited state, critical grain size, accommodative martensitic transformation, threshold deformation.

**Acknowledgements:** The authors express their gratitude to the Ministry of Science and Higher Education of Russia for their support in the execution of state assignment No. 075-00243-20-01 dated 26.08.2020 within the framework of the theme FEUG-2020-0013 «Environmental aspects of rational nature management».

**For citation:** Kashchenko, M. P., Skorikova, N. A., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2022). Critical dimensions of grain diameters or individual particles for the start of a martensitic reaction from the dynamic theory position. *Fundamental'nye problemy sovremennoy materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 2(19), 197–204. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.02.007.

## Введение

В сплавах на основе железа с достаточно крупными зёрнами аустенита ( $\sim 100$  мкм)  $\gamma - \alpha$  мартенситное превращение (МП) протекает кооперативным (бездиффузионным) путем при охлаждении и обладает ярко выраженными признаками фазовых переходов I рода [1]. Кроме мартенсита охлаждения (МО) различают мартенсит напряжения (МН) и мартенсит деформации (МД). Для роста кристаллов МО и МН характерна высокая (сверхзвуковая даже по отношению к продольным волнам) скорость роста, адекватно описываемая динамической теорией (см., например, [2-4]). Управляющий волной процесс (УВП) переносит трехмерную пороговую деформацию, инициирующую поте-

рю устойчивости исходной аустенитной  $\gamma$ -фазы. В составе УВП согласованно действуют относительно длинноволновые  $\ell$ - и относительно коротковолновые s-волны. Формирование кристаллов МО и МН пластинчатой формы стартует с возникновения в упругом поле дислокационного центра зарождения (ДЦЗ) начального возбужденного состояния (НВС), кристаллы же МД возникают на стадии пластического течения материала. Колебания в области НВС и порождают управляющий волновой процесс. Важно отметить, что образование характерных ориентаций плоских границ раздела (габитусных плоскостей) обусловлено исключительно  $\ell$ -волнами. В то же время s-волны отвечают за формирование тонкой структуры двойников превращения) [5-7] и, в частности,

вырожденной двойниковой структуры [8-10], позволяющей понять природу возникновения дислокационного мартенсита.

Хорошо известно, что температура  $M_s$  – старта МП при охлаждении зависит от размера зерна поликристаллических образцов, снижаясь при уменьшении диаметра  $D$  зерен. Для каждого химического состава сплава существует свое критическое значение  $D_c$ , при котором  $M_s(D_c) = 0K$ , так что при  $D \leq D_c$  формирование кристаллов МО подавляется. В развитой динамической теории  $\gamma - \alpha$  МП найдена формула для зависимости  $M_s(D)$  и показано, что величину  $D_c$  можно связать, с одной стороны, с характерными для начала МП соотношениями пространственных масштабов, а с другой стороны, с характеристиками электронной подсистемы, поддерживающей УВП. Развитые представления хорошо согласуются с опытными данными для МП, обладающих стандартным набором морфологических признаков. Однако, наряду с превращениями, когда внутри зерна возникают пластинки мартенсита, наблюдаются и варианты превращения зерен «как целого», когда превращение быстро охватывает не малую, а подавляющую часть объема зерна. Эксперименты с малыми шарообразными частицами исходного аустенита также иногда обнаруживали деформацию частиц как целого, превращающую их в эллипсоиды [11]. В связи с исследованиями нанокристаллического состояния выяснение механизма подобного превращения является актуальным. В [12] уже обращалось внимание на эту проблему.

Цель данной работы обсудить в русле общей идеологии динамические механизмы МП, связывающие критические размеры частиц для их превращения «как целого» с пороговыми значениями деформации.

### Детализация части информации, существенная для дальнейших оценок

Конкретизируем ряд представлений и выводов динамической теории МП.

1. Поперечные размеры  $d_{1,2}$  ( $d_{1,2}$  одного порядка величины  $\sim d_m$ ) НВС в форме вытянутого параллелепипеда порядка сотой доли от среднего междислокационного расстояния  $L$ :

$$d_m/L \sim 10^{-2}, \quad (1)$$

где  $d_m$  – поперечный размер НВС, а  $L$  – размер свободного от дислокаций объема зерна (при единственной дислокации в зерне  $L$  сов-

падает с размером зерна  $D$ ). Это соотношение схематично отражено на рис.1.

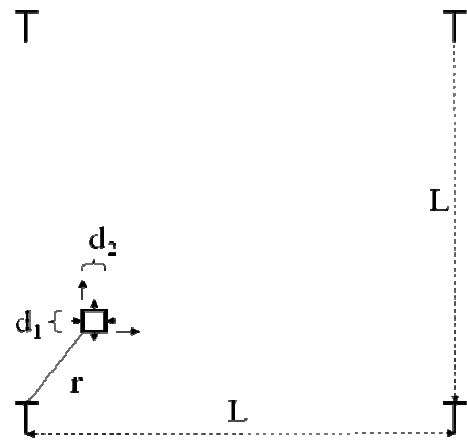


Рис.1. Схема, иллюстрирующая соотношение пространственных масштабов при образовании НВС в упругом поле ДЦЗ

Fig.1. Diagram illustrating the ratio of spatial scales during the formation of the IES (initial excited state) in the elastic field of the dislocation nucleation center (DNC)

2. Выполняется условие  $d_{1,2} < \lambda_{1,2}/2$ , где  $\lambda_{1,2}$  – длины пары волн, входящих в составе УВП. Такая пара квазипродольных волн (точнее, волновых пучков) обеспечивает возможность быстрого (со скоростью равной векторной сумме скоростей волн) формирования кристалла мартенсита в области наложения пороговых деформаций (растяжение в  $\bar{\xi}_1$  – направлении и сжатие в  $\bar{\xi}_2$  – направлении) и задает ориентацию габитуса. Этот процесс иллюстрируется на рис.2.

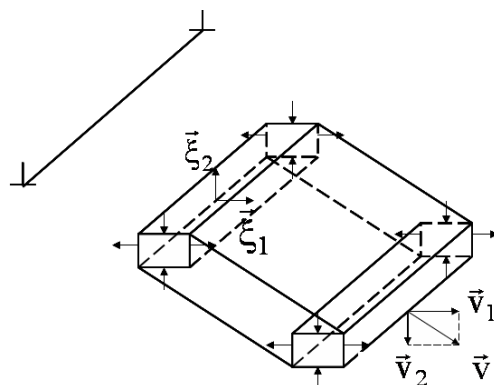


Рис.2. Волновая модель управления ростом мартенситного кристалла (без учета двойников превращения) [3]

Fig.2. Wave model of growth control martensite crystal (excluding transformation twins) [3]

3. Самыми короткими из s-волн, актуальных для преодоления пороговой деформации бейновского типа (см. рис.3), являются волны вдоль осей симметрии 4-го порядка, половина длины волны которых равна параметру решетки  $a$  исходной  $\gamma$  (ГЦК)-фазы.

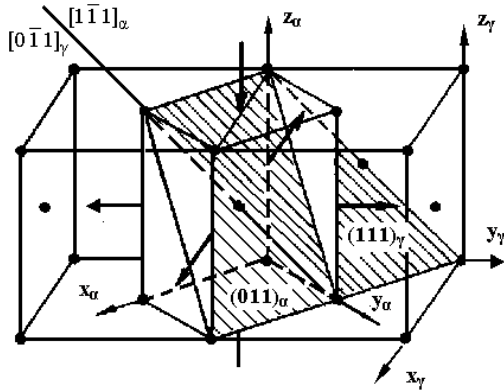


Рис.3. Схема деформации Бейна [1]

Fig.3. Bain's deformation scheme [1]

Соответственно, длины волновых векторов этих волн равны половине от максимально возможного значения. При расчете скоростей таких волн обязательным является учет закона дисперсии.

4. Реализация габитуса в качестве инвариантной плоскости в волновой модели предполагает, что в области локализации НВС пара собственных векторов  $\vec{\xi}_{1,2}$  тензора упругого поля ДЦЗ соответствует различным знакам деформации ( $\varepsilon_1 > 0$ ,  $\varepsilon_2 < 0$ ), а третья деформация  $\varepsilon_3 = 0$ .

5. Естественно полагать, что кинематическое описание габитусной плоскости совпадает с динамическим (деформационным). Тогда при пороговых деформациях, малых по сравнению с единицей, один из простейших вариантов наследования деформации упругого поля ДЦЗ дается соотношением:

$$\varkappa^2 \approx \frac{\varepsilon_1}{|\varepsilon_2|}, \quad \varkappa = \frac{v_2}{v_1}. \quad (2)$$

6. При быстром росте кристаллов МО соотношение (2) оказывается применимым не только для пороговых, но и для финальных деформаций.

7. В [13] обсуждался вариант пространственного масштабирования НВС за счет распространения волны цилиндрического типа для изменения удельного объема  $\delta$ , возбуждаемой колеблющимся НВС. Предполагается, что на-

чальное значение  $\delta_0$  порядка порогового значения  $\delta_{th}(T_0)$  при температуре  $T_0$  равновесия фаз. Если выполняется сильное неравенство

$$\delta_{th}(M_s) \ll \delta_{th}(T_0), \quad (3)$$

то поперечный размер НВС может заметно возрастать, как это отражено на рис.4.

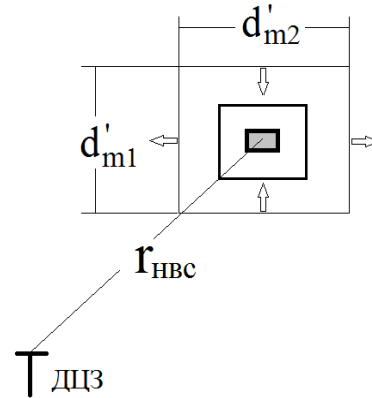


Рис.4. Схема, демонстрирующая зависимость поперечного сечения НВС от соотношения  $\delta_0$  и  $\delta_{th}$ : серый наименьший прямоугольник соответствует случаю  $\delta_0 \approx \delta_{th}$ , два других варианта  $\delta_0 > \delta_{th}$ . Направления стрелок отражают различие знаков деформаций в ортогональных направлениях,  $r_{НВС}$  – расстояние исходного НВС от ДЦЗ

Fig.4. Scheme demonstrating the dependence of the IES cross section on the ratio of  $\delta_0$  and  $\delta_{th}$ : the smallest gray rectangle corresponds to the case  $\delta_0 \approx \delta_{th}$ , the other two options are  $\delta_0 > \delta_{th}$ . The directions of the arrows reflect the difference of the signs of deformations in orthogonal directions,  $r_{IES}$  is the distance of the initial IES from the DNC

Соотношение между  $\delta_{th}(M_s)$  и  $\delta_0$  имеет вид

$$\delta_0/\delta_{th} = (\rho/\rho_0)^{3/2} = (d'_m/d_m)^{3/2}, \quad (4)$$

где  $\rho$  – радиус расширяющейся цилиндрической волны от исходного значения  $\rho_0$ . Индекс  $m$  в обозначении  $d_m$  (в приближении  $d_m \approx d_{m1} \approx d_{m2}$ ) отражает выбор системой максимально большого поперечного размера НВС еще совместимого с пороговыми условиями деформации метастабильно устойчивого аустенита. Последнее требование позволяет обеспечить максимальное отношение объема к поверхности для области локализации НВС и, следовательно, способствует максимальному высвобождению энергии в переохлажденной системе, обеспечивая максимальную скорость релаксации. Таким образом, при  $\delta_0 \gg \delta_{th}$  соотношение (1) модифицируется

$$L/d'_m \sim 10^2/(\delta_0/\delta_{th})^{2/3}. \quad (5)$$

Очевидно, что при выполнении (5) длины волн возбуждаемых волновых пучков и толщина  $d$  кристалла мартенсита возрастут в  $(\delta_0/\delta_{th})^{2/3}$  раз.

8. Если идеологию возможного пространственного масштабирования применить для случая НВС в форме колеблющегося кубика, моделируя трехмерное распространение относительного изменения объема не цилиндрической, а сферической волной с радиусом фронта  $r$ , то вместо (4) получим соотношение:

$$\delta_0/\delta_{th} = (r/r_0)^2 = (d'_m/d_m)^2, \quad (6)$$

а вместо (5)

$$L/d'_m \sim 10^2/(\delta_0/\delta_{th})^{1/2}. \quad (7)$$

Различие показателей степени в (4) и (6) и, соответственно, в (5) и (7) отражает различие зависимостей амплитуд волн от радиусов кривизны их фронтов.

### Обсуждение результатов

Прежде всего, напомним, что использование в качестве геометрически предельного (минимального) значения  $d_m = a$  позволяет в качестве формальной оценки величины  $D_c$  (при наличии нескольких дислокаций в зерне), согласно (1), принять  $10^2 a$ . Следовательно, при типичных для ГЦК сплавов железа значениях  $a \sim (0,35-0,36)$  нм  $D_c \sim (350-360)$  нм. Если же в зерне имеется единственная дислокация на границе зерна, то оценка величины  $D_c$  на порядок меньше. Напомним, критический размер зерна  $D_c$  ограничивает снизу размеры зерен, в которых возможно протекание МП с образованием кристаллов мартенсита, обладающих характерным набором морфологических признаков.

Для превращения, при котором основной объем зерен в нанокристаллическом состоянии трансформируется как целое, в [12, 14] использован термин аккомодационное мартенситное превращение (АМП) и, по определению, введен критический размер  $D_{ac}$ , ограничивающий сверху диаметры зерен, способные к АМП. Ожидаемо выполнение неравенства

$$D_{ac} < D_c. \quad (8)$$

Оценка верхнего значения величины  $D_{ac}$  осуществлялась на основе условия сохранения макросплошности, предполагающей, что смещения атомов на границе зерна, обусловленные однородной деформацией зерна, оказываются порядка параметра решетки.

Механизм пространственного масштабирования [13] позволяет дать динамическую трактовку параметру  $D_{ac}$ . Действительно, в [13] отмечалось, что изменение поперечного размера НВС за счет распространения цилиндрической волны способно инициировать превращение большей части нанозерна как целого.

Для равноосных же зерен вариант подобной трансформации, скорее всего, соответствует сценарию сферической расширяющейся волны для относительного изменения объема. Ясно, что, задавая значение параметра  $\delta_0/\delta_{th}$ , можно определить критический размер зерен  $D_{ac}$ , связанный с однократным расширением НВС от минимального размера  $d_m = a$ , соответствующего  $\delta_0$ , до значения  $d'_m$ , соответствующего  $\delta_{th}$  и фактически задающего  $D_{ac}$ .

Оценим  $D_{ac}$ , полагая  $\delta_0 \geq \delta_B/2$ , где  $\delta_B$  – соответствует типичным для деформации Бейна значениям  $\sim 2 \cdot 10^{-2}$ . Например, при  $\delta_0 \approx 1,3 \cdot 10^{-2}$  и  $\delta_{th} \approx 3,6 \cdot 10^{-5}$  для диаметра зерна аустенита, испытывающего АМП для  $D_{ac} \approx d'_m$ , согласно (6), имеем  $D_{ac} \approx 19a$ . Тогда при  $a \approx 0,36$  нм  $D_{ac} \approx 7$  нм. Заметим, что при тех же значениях  $\delta_0$ ,  $\delta_{th}$  и  $a$ , но при использовании (4) получили бы  $D_{ac} \approx 18$  нм, то есть при расширении НВС, связанном с цилиндрической симметрией имеем примерно в 2,5 раза большее значение. Ясно, что в зависимости от величины  $\delta_{th}$  оценка  $D_{ac}$  может как уменьшиться, так и возрасти.

Сделаем ряд дополнительных замечаний.

1. В нанокристаллическом состоянии размер  $D_{ac} > a$ , поскольку зерно с объемом порядка объема элементарной ячейки не может превратиться как целое из-за большого отношения поверхности к объему. Однако для свободной частицы подобное ограничение не критично. Разумеется, состояние кластеров из малого количества частиц требует отдельного анализа.

2. Для варианта, связанного с трехмерным масштабированием НВС вдоль трех ортогональных осей симметрии 4 порядка, ОЦК решетка при учете (2), реализуется при равных величинах  $(\sqrt{2}-1)/(\sqrt{2}+1)$  для деформаций сжатия и растяжения [15], что приводит к значительному объемному эффекту. В стесненных условиях нанокристаллического состояния, подобное расширение будет лимитироваться процессом рождения дислокаций.

3. Имеющиеся факты [11] превращения, как целого, относительно крупных свободных шарообразных частиц (с диаметрами

$D \leq 100$  нм) допускают альтернативные интерпретации потери устойчивости. С одной стороны, как следствия достаточно высоких амплитуд низкочастотных мод колебаний нанокристалла как целого. При этом самой низкочастотной моде соответствует движение в противофазе диаметрально расположенных параллельных участков поверхностного слоя нанокристалла. С другой стороны, возрастание  $D_{ac}$  может быть следствием двухступенчатого нарастания  $d'_m$ , как это отмечалось в [13]. Для конкретизации динамического сценария АМП требуется серия современных экспериментов на частицах малого диаметра, предполагающая прецизионное исследование структуры дефектов отожженных частиц с последующим превращением при их охлаждении. Данная информация важна, так как именно упругое поле ДЦЗ способствует инициации процесса возникновения НВС с начальным уровнем  $\delta_0$ , достаточным для последующего пространственного масштабирования.

### Заключение

1. Выполненный анализ показал, что вариантам  $\gamma - \alpha$  мартенситного превращения зерен в нанокристаллическом состоянии и малых свободных частиц «как целого» можно сопоставить динамические сценарии пространственного масштабирования НВС, связанные с волнами не только цилиндрического, но и сферического типа для относительного изменения объема.

2. Для оценки пороговых деформаций представляется целесообразным установление ДЦЗ, инициирующих превращения нанозерен и малых свободных частиц с критическими размерами.

### Список литературы

1. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М.: Наука, 1977. 238 с.

2. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Основные принципы динамической теории реконструктивных мартенситных превращений // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2006. Т. 3, № 4. С. 67–70.

3. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma - \alpha$  превращении в сплавах на основе железа / 2-е изд. испр. и доп. М. П. Кащенко. М. Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотич-

еская динамика», Ижевский институт компьютерных исследований, 2010. 280 с.

4. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель сверхзвукового роста мартенситных кристаллов // УФН. 2011. Т. 181, № 4. С. 345–364.

5. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при  $\gamma - \alpha$  превращениях в сплавах железа. Екатеринбург: УГЛТУ, 2009. 98 с.

6. Kashchenko M. P., Kashchenko N.M., Chashchina V. G. Dynamic options for forming transformation twins // Materials Today: Proceedings. 2017. V. 4, N 3. P. 4605–4610.

7. Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Чащина В.Г. Начальное возбужденное состояние и расходимость волновых пучков как факторы реализации волнового процесса, управляющего ростом двойников превращения // ФММ. 2019. Т. 120, № 5. С. 457–463.

8. Kashchenko M.P., Kashchenko N.M., Chashchina V.G. The formation of martensite crystals with a degenerate structure of transformation twins // Letters on materials. 2018. V. 8, N 4. P. 429–434.

9. Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Чащина В.Г. Вырожденная структура двойников превращения и оценка плотности дислокаций мартенситных кристаллов // ФТТ. 2019. Т. 61, № 12. С. 2274–2279.

10. Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Чащина В.Г. Вырожденная структура двойников превращения и монокристалличность части тонкопластинчатого мартенсита, инициированного сильным магнитным полем // Известия РАН. Механика твердого тела. 2020. № 1. С. 9–20.

11. Kajiwara S., Ohno S., Honma K. and Uda M. Martensitic transformation in ultrafine particles of Fe-Ni alloys // The Japan institute of metals. 1986. P. 359–364.

12. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Аккомодационное мартенситное превращение в нанокристаллическом состоянии // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2008. Т. 5, № 2. С. 40–44.

13. Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Чащина В.Г. Динамическая модель пространственного масштабирования начального возбужденного состояния при реконструктивных мартенситных превращениях // ФММ. 2021. Т. 122, № 9. С. 895–901.

14. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая теория  $\gamma - \alpha$  мартенситного превращения в сплавах железа и решение проблемы критического размера зерна. М. Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», Ижевский институт компьютерных исследований, 2010. 132 с.

15. Кащенко М.П., Семеновых А.Г., Нефедов А.В., Кащенко Н.М., Чащина В.Г. Динамическая модель нанокристаллической реализации  $\gamma - \alpha$  мартенситного превращения при повышенном значении объемного эффекта // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022. Т. 19, № 1. С. 25–31.

### Информация об авторах

М. П. Кащенко – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой общей физики Уральского государственного лесотехнического университета; профессор кафедры высшей математики Института фундаментального образования Уральского федерального университета им. первого Президента России Б. Н. Ельцина.

Н. А. Скорикова – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры общей физики Уральского государственного лесотехнического университета.

Н. М. Кащенко – студент Физико-технологического института Уральского федерального университета им. первого Президента России Б. Н. Ельцина.

В. Г. Чащина – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой высшей математики Института фундаментального образования Уральского федерального университета, профессор кафедры общей физики Уральского государственного лесотехнического университета.

### References

1. Kurdyumov, G. V., Utevskii, L. M. & Entin, R. I. (1977). Transformations in Iron and Steel. Nauka, Moscow. P. 238. (In Russ.).

2. Kashchenko, M. P. & Chashchina, V. G. (2006). Basic principles of the dynamic theory of reconstructive martensitic transformations. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 4(3), 67–70. (In Russ.).

3. Kashchenko, M. P. (2010). Wave model of martensite growth during  $\gamma - \alpha$  transformation in iron-based alloys / 2nd ed. Moscow-Izhevsk, NITs «Regulyarnaya i khaoticheskaya dinamika», Izhevsk Institute of Computer Research. P. 280. (In Russ.).

4. Kashchenko, M. P. & Chashchina, V. G. (2011). Dynamic model of supersonic martensitic crystal growth. *Usp. Phys. Nauk*, 54, 331–349. (In Russ.).

5. Kashchenko, M. P. & Chashchina, V. G. (2012). Dynamic theory of  $\gamma - \alpha$  transformation in iron based alloys. Solving the problem of the formation of twinned martensite crystals. Saarbrucken (Germany). Lambert Academic. P. 110. (In Russ.).

6. Kashchenko, M. P., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2017). Dynamic options for forming transformation twins. *Materials Today: Proceedings*, 3(4), 4605–4610.

7. Kashchenko, M. P., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2019). Initial excited state and divergence of wave beams as factors responsible for the realization of the wave process that controls the growth of transformation twins. *Phys. Met. Metallogr.*, 5(120), 422–428. (In Russ.).

8. Kashchenko, M. P., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2018). The formation of martensite crystals with a degenerate structure of transformation twin. *Letters on materials*, 4(8), 429–434.

9. Kashchenko, M. P., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2019). Degenerate structure of transformation twins and estimation of dislocation density in martensite crystals. *Phys. Solid State*, 12(61), 2254–2259. (In Russ.).

10. Kashchenko, M. P., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2020). The degenerate structure of transformation twins and the monocrystallinity of part of the thin-plate martensite initiated by a strong magnetic field. *Mechanics of Solids*, 5(55), 6–15. (In Russ.).

11. Kajiwara, S., Ohno, S., Honma, K. & Uda, M. (1986). Martensitic transformation in ultrafine particles of Fe-Ni alloys. *The Japan institute of metals*, 359–364.

12. Kashchenko, M. P. & Chashchina, V. G. (2008). Accommodation martensitic transformation in the nanocrystalline state. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 2(5), 40–44. (In Russ.).

13. Kashchenko, M. P., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2021). Dynamic model of spa-

tial scaling of the initial excited state upon reconstructive martensitic transformations. *Phys. Met. Metallogr.*, 9(122), 834–840. (In Russ.).

14. Kashchenko, M. P. & Chashchina, V. G. (2010). Dynamic theory of  $\gamma - \alpha$  martensitic transformation in iron alloys and solution of the problem of critical grain size. Moscow-Izhevsk, NITs «Regulyarnaya i khaoticheskaya dinamika», Izhevsk Institute of Computer Research. P. 132. (In Russ.).

15. Kashchenko, M. P., Semenovych, A. G., Nefedov, A. V., Kashchenko, N. M. & Chashchina, V. G. (2022). Dynamic model of nanocrystalline realization of  $\gamma - \alpha$  martensitic transformation with increased volume effect. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 1(19), 25–31. (In Russ.).

### **Information about the authors**

*M. P. Kashchenko – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Physics of the Ural State Forestry University; Professor of the Department of Higher Mathematics of the Ural Federal University.*

*N. A. Skorikova – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Assistant Professor of the Department of Physics of the Ural State Forestry University.*

*N. M. Kashchenko – Student at the Physics and Technology Institute of the Ural Federal University, Department of Applied Mathematics and Theoretical Physics.*

*V. G. Chashchina – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, Head of the Department of Higher Mathematics of the Ural Federal University; Professor of the Department of Physics of the Ural State Forestry University.*

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.  
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 27.04.2022; одобрена после рецензирования 10.05.2022; принята к публикации 17.05.2022.

The article was received by the editorial board on 27 Apr. 22; approved after reviewing on 10 May. 22; accepted for publication on 17 May. 22.