

DOI: 10.15593/2224-9877/2016.2.14

УДК 621.762

С.А. Оглезнева, К.Л. СаенковПермский национальный исследовательский
политехнический университет, Пермь, Россия**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРА ЗЕРНА
НА ТЕМПЕРАТУРУ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ДО 4 К**

Представлены исследования порошковых сплавов систем Fe – 31 % Ni – (1,3–1,8) % Cr и Fe – 31 % Ni – (0,13–0,21) % C. Показано влияние размера зерна и концентрации компонентов на структуру и свойства порошковых сплавов. Для выполнения экспериментов были использованы металлографический анализ, методика измерения размера зерна, рентгенофазовый анализ, спектральный анализ, магнитометрический метод определения температур аустенитно-мартенситного превращения. При исследовании структуры сплавов Fe – 31 % Ni – C выявлено, что добавление углерода способствует измельчению среднего размера зерна аустенита, а измельчение зерна способствует торможению аустенитно-мартенситного превращения (окончание превращения при 23 К). В сплавах с одинаковым содержанием углерода (0,2 %) температура фазового превращения понижалась при уменьшении минимального размера зерна мартенсита обратно пропорционально содержанию углерода, минимальный размер зерна аустенита составил 10 мкм. Установлено, что влияние углерода на фазовое превращение согласуется с классическими представлениями (повышение содержания углерода в никелевых сталях повышает устойчивость аустенита) и не противоречит динамической волновой теории. Показано, что с увеличением содержания хрома с 1,3 до 1,8 % уменьшается размер зерна и снижается температура аустенитно-мартенситного превращения почти на 100°, а доля образовавшегося мартенсита уменьшается в два раза. Указывается, что наличие большого количества дефектов структуры (в виде границ зерен) с классической точки зрения ускоряют процесс превращения; с точки зрения динамической волновой теории уменьшение размера зерна ввиду уменьшения вероятности нахождения дефекта структуры внутри зерна должно тормозить превращение. Обнаружено, что температуры фазовых превращений в железо-никелевых сплавах, легированных хромом, были выше, чем в сплавах, легированных углеродом.

Ключевые слова: порошковые сплавы, фазовые превращения, структура, свойства, аустенит, мартенсит, стали, дисперсность, критический размер зерна, температура превращения, динамическая теория.

S.A. Oglezneva, K.L. Saenkov

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**INVESTIGATION OF THE EFFECT OF GRAIN SIZE AUSTENITE
ON PHASE TRANSFORMATION TEMPERATURE
IRON-BASED ALLOYS**

Researches powder alloys systems Fe-31%Ni-(1,3-1,8)%Cr and Fe-31%Ni-(0,13-0,21)%C. The influence of grain size and concentration of the components on the structure and properties of the alloy powders. To perform the experiments were used metallographic analysis method for measuring grain

size, X-ray analysis, spectral analysis, magnetometric method for determining the temperature austenitic-martensitic transformation. In the study of structure of the alloys Fe-31%Ni-C revealed that facilitates addition of carbon milled average austenite grain size, and grain refinement inhibition promotes austenite-martensite transformation (transformation ending at 23 K). In the alloys with the same carbon content (0.2%) the temperature of phase transition was lowered by reducing the minimum grain size of martensite is inversely proportional to the carbon content, minimum austenite grain size was 10 microns. It is found that the effect of carbon on the phase transformation is consistent with the classical concepts (increasing the carbon content in steels, nickel increases the stability of austenite) and consistent with the dynamic wave theory. It is shown that with increasing chromium content of from 1.3 to 1.8% decreases the grain size decreases and the temperature of austenite-martensite transformation is almost 100°, and the percentage of martensite formed is reduced by 2 times. It is stated that the presence of a large number of structural defects (in the form of grain boundaries) from the classical point of view, accelerate the transformation process; from the standpoint of the wave theory of dynamic reduction in grain size due to the reduced probability of finding the defect structure inside the grain should slow down the conversion. It is found that a phase transformation temperature of iron - nickel alloys doped with chromium was higher than the carbon-doped.

Keywords: powder alloys, phase transformations, structure, properties, austenite, martensite, steel, dispersion, critical grain size, temperature conversion, dynamic theory.

Введение

Сплавы на железоникелевой основе исследованы во многих работах, высокотемпературная область диаграммы этих сплавов достаточно изучена, однако нет полной картины строения данных сплавов при низких температурах: при высоких температурах система на железоникелевой основе характеризуется существованием непрерывного ряда твердых растворов между (γ -Fe) и (Ni), а интервал между температурами ликвидуса и солидуса составляет всего лишь от 5 до 10 °C [1–3].

Мартенситное превращение характеризуется смещением атомов, при этом, не превышая межатомное расстояние, атомы сохраняют взаимное соседство. Данный процесс приводит к макроскопическому сдвигу, который подразумевает микрорельеф игольчатого типа на поверхности шлифа. В ходе этого превращения мартенситные кристаллы сопряжены с аустенитом по определенным кристаллографическим плоскостям и межфазная граница не образуется. При α - γ -превращении происходит одновременный и направленный групповой сдвиг атомов в решетке аустенита [4].

При низких температурах диффузионный переход атомов из кристалла аустенита в мартенсит невозможен. Дальнейший процесс превращения происходит в результате образования кристаллов мартенсита.

Для того чтобы протекало мартенситное превращение, необходимо быстро и непрерывно охлаждать сплав ниже температуры начала

мартенситного превращения (M_n). Чем температура начала превращения ниже, тем больше образуется кристаллов мартенсита. Количество образовавшегося мартенсита возрастает в результате образования новых кристаллов, а не вследствие роста уже возникших. Температуру окончания превращения обозначают как M_k . Положение точек начала и конца превращения от скорости охлаждения не зависит, а обусловлено лишь химическим составом аустенита. Чем больше в аустените углерода, тем ниже температура точек M_n и M_k . Все легирующие элементы, за исключением кобальта и алюминия, понижают эти температуры [5].

Мартенсит, по сравнению с другими структурными составляющими сплава, и особенно с аустенитом, имеет наибольший удельный объем. Важным моментом при изготовлении сплавов является слежение за объемом образовавшегося мартенсита, так как его увеличение является причиной возникновения при закалке больших внутренних напряжений, вызывающих деформацию изделия и впоследствии появление трещин [6].

Для описания всех процессов мартенситных превращений (МП) используют кристаллографический, термодинамический подходы и динамическую теорию. Кристаллографический подход учитывает основные физические механизмы α - γ -превращения – деформация элементарного объема аустенита преобразует исходную решетку в решетку мартенсита [7–10]. Термодинамический подход: в условиях большого переохлаждения не может произойти диффузионный распад аустенита на ферритокарбидную смесь, приводящий систему к абсолютному минимуму свободной энергии, и аустенит бездиффузионным способом превращается в мартенсит, что приводит систему к относительному минимуму свободной энергии [2, 11, 12]. Динамическая теория опирается на концепцию гетерогенного зарождения и управляемого волнового роста. В динамической теории превращение начинается не на границе зерна, а на некотором от нее удалении, т.е. в его объеме. Координата начала зарождения кристалла мартенсита зависит от пространства по зерну упругих деформаций, вызванных наличием дислокаций. Обладающие минимальным размером зёрна, в которые не способен поместиться линейный дефект кристаллического строения, не будут поддерживать превращение [13–15].

Целью работы является исследование влияния размера зерна и содержания компонентов сплава на температуру фазового превращения в системах Fe–Ni–Cr и Fe–Ni–C.

Методика исследований

Для получения образцов использовались порошки железа карбонильного (ВМ), никеля карбонильного (ПНК УТ-3) и хрома ПХ1-м. Смешивание порошков производили в смесителе со смещенной осью вращения в течение 4 ч. Прессование порошков заданных составов производилось в пресс-форме при давлении 600 МПа.

Спекание и расплавление образцов производили в вакуумной электропечи СШВ-4.5.5/12-ИС1. Отжиг проводили при $t = 900$ °С в течение 1 ч с последующей допрессовкой (для повышения физических и механических свойств, увеличения точности размеров) при 600 МПа; спекание при $t = 1200$ °С в течение 19 ч. Часть образцов были расплавлены в атмосфере аргона при $t = 1555$ °С в течение 40 мин.

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе Axiovert и аналитическом автоэмиссионном растровом электронном микроскопе ULTRA 55/60 Carl Zeiss с разрешением 1 нм, оснащенном спектральным анализатором INCA. Для выявления аустенитного зерна использовали вакуумное травление шлифов при $t = 1000$ °С в течение 30 мин. Для выявления микроструктуры сплавов был использован 4%-ный раствор HNO_3 . Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н в соответствии с ГОСТ 9450–76, погрешность измерений – 10 %. Измерение размера зерна выполняли по методу измерения длин хорд по ГОСТ 5639–82 на фотографиях шлифа при увеличении $\times 200$. Рентгенофазовый анализ образцов сталей проведен на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 в излучении $\text{K}\alpha\text{-Cu}$, расшифровка дифрактограмм проводилась с использованием картотеки ICDD PDF-2. Твердость измеряли по методу Бринелля (после спекания) и Роквелла HRB (после переохладения) по ГОСТ 9013–59.

Температуру аустенитно-мартенситного превращения измеряли магнитометрическим методом по изменению магнитного момента сплава. Использовалась магнитометрическая установка MPMS–XL-5 фирмы Quantum Design (США) для измерения магнитных характеристик в полях до 50 кЭ и при температурах от 1,8 до 400 К. Диапазон

измерения магнитного момента 10^{-8} – $300 \text{ Гс}\cdot\text{см}^3$. Сначала снималась кривая намагниченности при комнатной температуре, чтобы привести образец в однодоменное состояние. По ходу кривой определяли тенденцию к насыщению за счет сдвига температуры начала превращения (M_s) в поле. Фиксировалась частота 5 кГц. Снималась кривая охлаждения, демонстрирующая увеличение намагниченности при снижении температуры. Далее снималась кривая зависимости намагниченности от температуры при нагреве. После измерялась температура M_f – температура, при которой графики охлаждения и нагрева начинают расходиться.

Результаты эксперимента

Магнитометрическим методом исследованы превращения в сплавах Fe – 31 % Ni – (0,13–0,21) % C на основе карбонильных порошков. Сначала образцы сплавов были намагничены в нарастающем от нуля до 5 кЭ магнитном поле при комнатной температуре, затем образцы сплавов охлаждались до 4 К в поле с напряженностью 5 кЭ, при этом значение намагниченности возрастало до 110–160 $\text{Гс}\cdot\text{см}^3/\text{г}$ ввиду того, что появлялась дополнительная намагниченность от мартенсита, образовавшегося при переохлаждении сплава.

Микротвердость аустенита после охлаждения была 1530–2770 МПа, мартенсита – 1700–4740 МПа в зависимости от содержания углерода (табл. 1) [16].

Таблица 1

Микротвердость фаз сплава Fe – 31 % Ni – 0,13 % C

Количество углерода	Микротвердость, МПа	
	Мартенсит	Аустенит
0	1700–1790	1530–1550
0,13	3580–3600	1650–1830
0,19	3740–3980	1590–1790
0,21	3290–4740	2050–2770

При исследовании структурно-фазового состава сплавов Fe – 31 % Ni – 0,2 % C установлено, что особенностью фазового пре-

вращения в данных сплавах является длительность превращения в довольно широком интервале температур (несколько десятков градусов) (рис. 1). Количество образовавшегося мартенсита в сплавах, содержащих углерод, было невелико – от 30 до 14 % (рис. 2).

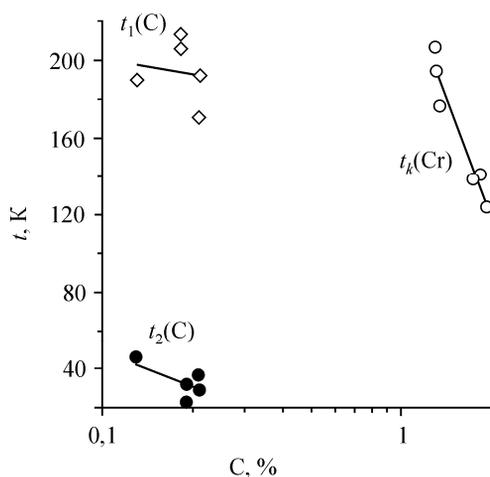


Рис. 1. Температуры аустенитно-мартенситного превращения в сплавах Fe – 31 % Ni в зависимости от концентрации легирующих элементов – углерода или хрома, где $t_1(C)$ и $t_2(C)$ температуры начала и конца превращения в сплавах с углеродом, $t_k(Cr)$ – в сплавах с хромом

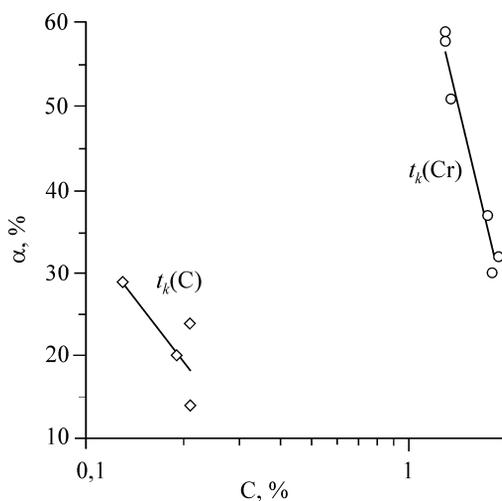


Рис. 2. Количество мартенсита после охлаждения сплавов Fe – 31 % Ni в зависимости от концентрации легирующих элементов: углерода – $t_k(C)$ или хрома – $t_k(Cr)$

В железо-никель-хромовых сплавах (Fe – 31 % Ni – (1,3–1,8) % Cr) микротвердость аустенитно-мартенситных комплексов составила 1100–1350 МПа, мартенсита – 1700–1850 МПа, что значительно меньше, чем в сплавах с углеродистым мартенситом (табл. 2).

Таблица 2

Микротвердость в образцах системы Fe – 31 % Ni – (1,3–1,8) % Cr

Содержание Cr, %	Содержание Ni, %	Микротвердость, МПа	
		Аустенит	Мартенсит
0,262	31,694	1250	1697
1,272	31,245	1350	1823
1,307	29,065	1270	1700
1,311	30,180	1290	1857
1,346	30,251	1103	1727
1,767	30,156	1337	1827
1,827	29,958	1283	1610
1,924	30,229	1243	1630

Количество мартенсита после охлаждения было значительно больше, чем в углеродистых сплавах, и достигало 60 % (при низком содержании хрома) (рис. 3); минимальный размер зерна мартенсита для сплавов с 1,3 % хрома составил 5 мкм, для сплавов с 1,8 % хрома – 10 мкм (рис. 4), а температурный интервал превращения был очень узкий и составлял для всех систем несколько градусов (рис. 5).

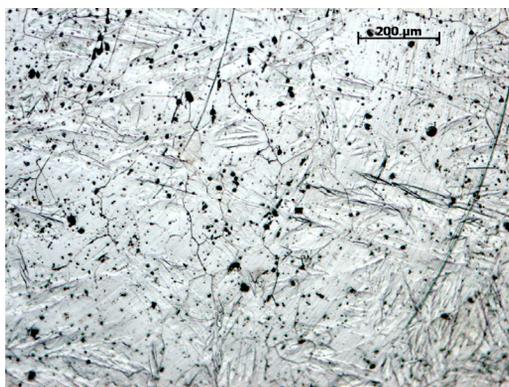


Рис. 3. Зеренная структура сплава Fe – 31 % Ni – 1,8 % Cr

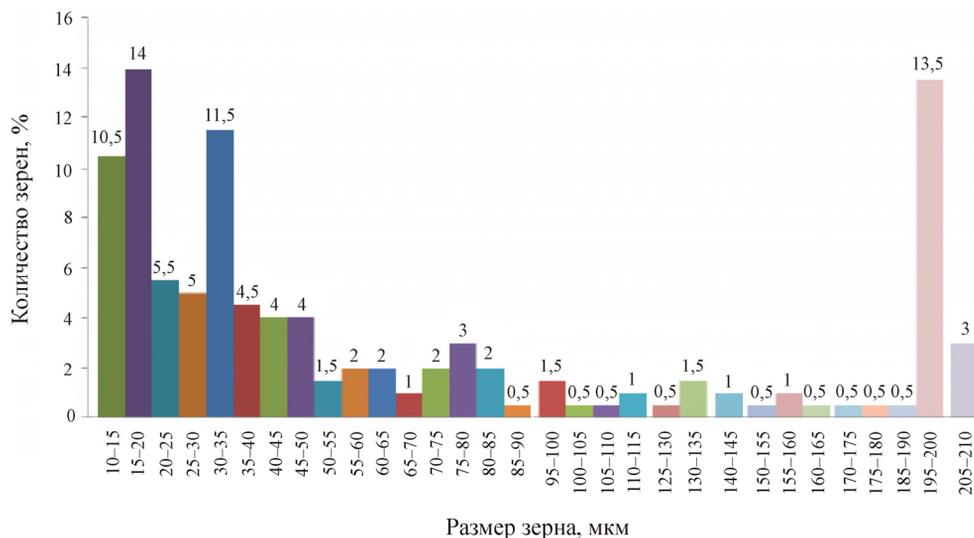


Рис. 4. Гистограммы распределения зерен мартенита по размерам в сплаве Fe – 31 % Ni – 1,8 % Cr после охлаждения

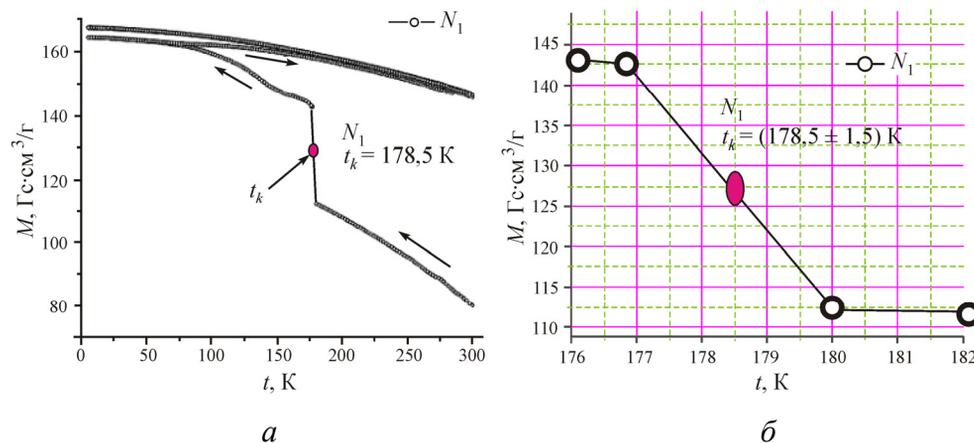


Рис. 5. Зависимость намагниченности сплава Fe – 31 % Ni – 1,3 % Cr от температуры

В обоих составах сплавов при равных концентрациях хрома наблюдали одинаковую тенденцию к снижению температуры фазового превращения при уменьшении размера зерна (рис. б). Температуры фазовых превращений в железоникелевых сплавах, легированных хромом, были выше, чем в сплавах, легированных углеродом.

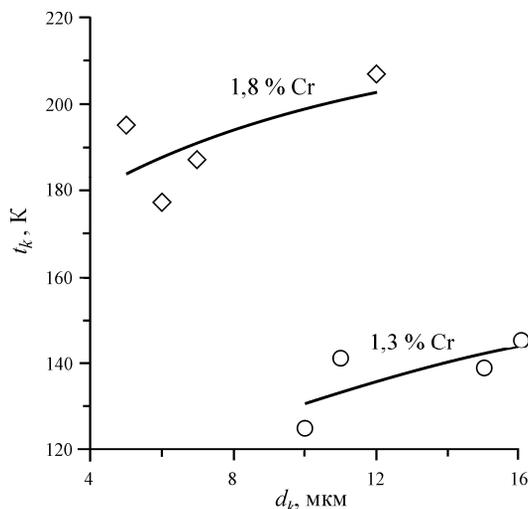


Рис. 6. Температуры аустенитно-мартенситного превращения в сплавах Fe – 31 % Ni – (1,3–1,8) % Cr в зависимости от минимального размера зерна мартенсита в сплавах

Еще одной особенностью распада аустенита в железо-никель-хромовых сплавах было обнаружение высоко- и низкотемпературного мартенсита (рис. 7), образующихся при повторных циклах нагрева-охлаждения. Причины могут быть связаны, например, с ростом мартенситных кристаллов или образованием мартенсита деформации.

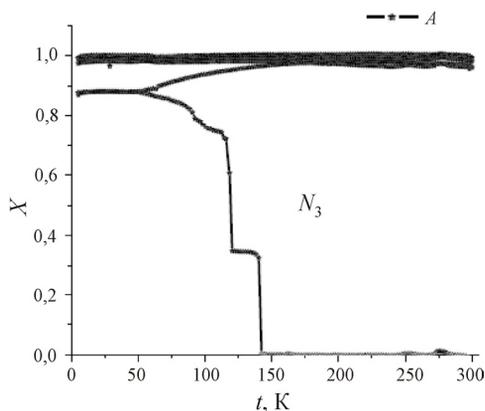


Рис. 7. Зависимость намагниченности сплава Fe – 31 % Ni – (1,3–1,8) % Cr после дополнительных циклов охлаждения

Влияние размера зерна на фазовое превращение показывает, что наличие большого количества дефектов структуры (в виде границ зерен) с классической точки зрения ускоряют процесс превращения; с точки зрения динамической волновой теории уменьшение размера зерна ввиду уменьшения вероятности нахождения дефекта структуры внутри зерна должно тормозить превращение.

Заключение

В сплавах системы Fe – 31 % Ni – (0,13–0,21) % C установлено, что влияние углерода на фазовое превращение согласуется с классическими представлениями (повышение содержания углерода в никелевых сталях повышает устойчивость аустенита) и не противоречит динамической волновой теории, поскольку зеренная структура порошковых сплавов очень неоднородна, то существуют зерна с критическим размером, в которых превращение не произошло.

В системе Fe – 31 % Ni – (1,3–1,8) % Cr выявлено, что хром повышает устойчивость аустенита в сплаве, увеличивались твердость и прочность при повышении концентрации хрома. При исследовании влияния добавления к железоникелевому сплаву металлов установлено, что с увеличением содержания хрома зерна измельчаются, что также приводит к торможению α - γ -превращения и укладывается в рамки динамической волновой теории превращений. С увеличением содержания хрома с 1,3 до 1,8 % температура аустенитно-мартенситного превращения снижается почти на 100 К, а доля образовавшегося мартенсита уменьшается в два раза. Температуры фазовых превращений в железоникелевых сплавах, легированных хромом, были выше, чем в сплавах, легированных углеродом.

Статья подготовлена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00734.

Список литературы

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ.: в 3 т. / под. общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 2000. – Т. 2. – 1024 с.

2. Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Горностырев Ю.Н. Структурные превращения в нанокластерах сплава Fe–Ni. Результаты моделирования методом молекулярной динамики // ФММ. – 2006. – Т. 101, вып. 2. – С. 146–157.

3. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при γ - α -превращении в сплавах на основе железа. – 2-е изд., испр. и доп. / Иж. ин-т комп. исследований. – М.; Ижевск: Регулярная и хаотическая динамика, 2010. – 280 с.

4. Аюбов Л.Ю., Барануков Г.Г. Структурные и фазовые изменения в сплавах системы Fe–Ni при облучении частицами сверхвысоких энергий // Фундаментальные исследования. – 2008. – № 5. – С. 496–507.

5. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the theory of formation of martensite // Journal of Metals. – 1953. – Vol. 197. – P. 1503–1515.

6. Bowles J.S., Mackenzie J.K. The crystallography of martensite transformation III. Face-centered cubic to body-centered tetragonal transformations // Acta Metallurgica. – 1954. – Vol. 2, № 3. – P. 224–234.

7. Кризement О., Гудремон З., Вефер Ф. К термодинамике аустенитно-мартенситного превращения // Фазовые превращения в стали. – М.: Metallurgizdat, 1961. – С. 72–89.

8. Няшина Н.Д., Трусов П.В. Моделирование мартенситных превращений в сталях: кинематика мезоуровня // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2014. – № 4. – С. 118–151.

9. Паташинский А.З., Покровский В.Л. Флуктуационная теория фазовых переходов. – М.: Наука, 1982. – 382 с.

10. Изюмов Ю.А., Сыромятников В.Н. Фазовые переходы и симметрия кристаллов. – М.: Наука, 1984. – 248 с.

11. Русаненко В.В., Еднерал Ф.Ф., Леденева О.Н. Эливарные и механические свойства мартенситно-аустенитных сплавов // Металловедение и термическая обработка. – 1996. – № 7. – С. 27–30.

12. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.А. Термодинамика железоуглеродистых сплавов. – М.: Metallurgiya, 1972. – С. 263–272.

13. Кащенко М.П., Чащина В.Г. Динамическая модель формирования двойникованных мартенситных кристаллов при γ - α -превращении в сплавах железа / Урал. гос. лесотехн. ун-т. – Екатеринбург, 2009. – 98 с.

14. Кащенко М.П. Волновая модель роста мартенсита при α - γ -превращении в сплавах на основе железа. – Екатеринбург: Наука, 1993. – 224 с.

15. Кащенко М.П., Верещагин В.П. Учет упругого поля прямолинейной дислокации в рамках волнового описания роста мартенсита // Известия вузов. Физика. – 1989. – № 8. – С. 20–23.

16. Оглезнева С.А., Саенков К.Л., Мазеин А.В. Влияние размера зерна аустенита на температуры аустенитно-мартенситных превращений в порошковых сплавах железо–никель–углерод // Современные инновации в науке и технике. – 2014. – Т. 3. – С. 13–19.

References

1. Diagrammy sostoiianiia dvoinykh metallicheskih system [Charts of a condition of double metal systems]. Ed. by N.P. Liakishev. Moscow: Mashinostroenie, 2000. Vol. 2. 1024 p.

2. Kar'kina L.E., Kar'kin I.N., Gornostyrev Iu.N. Strukturnye prevrashcheniia v nanoklasterakh splava Fe–Ni. Rezul'taty modelirovaniia metodom molekuliarnoi dinamiki [Structural transformations in Fe–Ni alloy nanoclusters. Results of modeling by method of molecular dynamics]. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2006, vol. 101, iss. 2, pp. 146-157.

3. Kashchenko M.P. Volnovaia model' rosta martensita pri γ - α -prevrashchenii v splavakh na osnove zheleza [Wave model of growth of martensite at γ - α -transformation in the splavakh on the basis of iron]. Moscow, Izhevsk: Reguliarnaia i khaoticheskaia dinamika, Izhevskii institut komp'uternykh issledovaniia, 2010. 280 p.

4. Aiubov L.Iu., Baranukov G.G. Strukturye i fazovye izmeneniia v splavakh sistemy Fe–Ni pri obluchenii chastitsami sverkhvysokikh energii [Structury and phase changes in Fe–Ni system alloys at radiation by particles of ultrahigh energiya]. *Fundamental'nye issledovaniia*, 2008, no. 5, pp. 496-507.

5. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the theory of formation of martensite. *Journal of Metals*, 1953, vol. 197, pp. 1503-1515.

6. Bowles J.S., Mackenzie J.K. The crystallography of martensite transformation III. Face-centered cubic to body-centered tetragonal transformations. *Acta Metallurgica*, 1954, vol. 2, no. 3, pp. 224-234.

7. Krizement O., Gudremon Z., Vefer F. K termodinamike austenitno-martensitnogo prevrashcheniia [To thermodynamics austenitic-martensitic

transformations]. *Fazovye prevrashcheniia v stali*. Moscow: Metallurgizdat, 1961, pp. 72-89.

8. Niashina N.D., Trusov P.V. Modelirovanie martensitnykh prevrashchenii v staliakh: kinematika mezourovnia [Modeling the martensitnykh of transformations in the stalyakh: mesolevel kinematics]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mekhanika*, 2014, no. 4, pp. 118-151.

9. Patashinskii A.Z., Pokrovskii V.L. Fluktuatsionnaia teoriia fazovykh perekhodov [Fluctuation theory of phase transitions]. Moscow: Nauka, 1982. 382 p.

10. Iziunov Iu.A., Syromiatnikov V.N. Fazovye perekhody i simetriia kristallov [Phase transitions and symmetry of crystals]. Moscow: Nauka, 1984. 248 p.

11. Rusanenko V.V., Edneral F.F., Ledeneva O.N. Elinvarnye i mekhanicheskie svoistva martensitno-austenitnykh splavov [Elinvarnye and mechanical properties of martensitno-austenitic alloys]. *Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka*, 1996, no. 7, pp. 27-30.

12. Mogutnov B.M., Tomilin I.A., Shvartsman L.A. Termodinamika zhelezouglerodistykh splavov [Thermodynamics zhelezouglerodistykh of alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1972, pp. 263-272.

13. Kashchenko M.P., Chashchina V.G. Dinamicheskaiia model' formirovaniia dvoynikovannykh martensitnykh kristallov pri γ - α -prevrashchenii v splavakh zheleza [Dynamic model of formation the dvoynikovannykh the martensitnykh of crystals at γ - α -transformation in iron alloys]. Ekaterinburg: Ural'skii gosudarstvennyi lesotekhnicheskii universitet, 2009. 98 p.

14. Kashchenko M.P. Volnovaia model' rosta martensita pri α - γ -prevrashchenii v splavakh na osnove zheleza [Wave model of growth of martensite at a γ - α -transformation in alloys on the basis of iron]. Ekaterinburg: Nauka, 1993. 224 p.

15. Kashchenko M.P., Vereshchagin V.P. Uchet uprugogo polia priamo-lineinoi dislokatsii v ramkakh volnovogo opisaniia rosta martensita [The accounting of the elastic field of rectilinear dislocation within the wave description of growth of martensite]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 1989, no. 8, pp. 20-23.

16. Oglezneva S.A., Saenkov K.L., Mazein A.V. Vliianie razmera zerna austenita na temperatury austenitno-martensitnykh prevrashchenii v poroshkovykh splavakh zhelezo-nikel'-uglerod [Influence of the size of

grain of austenite on temperatures austenitic-martensitnykh transformations in powder alloys iron-nickel-carbon]. *Sovremennye innovatsii v nauke i tekhnike*, 2014, vol. 3, pp. 13-19.

Получено 06.04.2016

Об авторах

Оглезнева Светлана Аркадьевна (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Материалы, технологии и конструирование машин» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: svetlana.iron@yandex.ru.

Саенков Константин Леонидович (Пермь, Россия) – аспирант кафедры «Материалы, технологии и конструирование машин» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: severskl@mail.ru.

About the authors

Svetlana A. Oglezneva – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Materials, Technology and Constructions of Machines, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: svetlana.iron@yandex.ru.

Konstantin L. Saenkov – Postgraduate Student, Department of Materials, Technology and Constructions of Machines, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: severskl@mail.ru.