

## THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HARDENED STAINLESS STEELS WITH A SHAPE MEMORY EFFECT

S. V. Afanasiev, E. G. Volkova\*, V. V. Sagaradze

*M.N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, 18 S. Kovalevskoy st., Ekaterinburg, Russian Federation*

\*Corresponding author. E-mail: [volkova@imp.uran.ru](mailto:volkova@imp.uran.ru); address for correspondence: 18, ul. S. Kovalevskoy, 620990, Ekaterinburg, Russian Federation. Tel.: +7 343 3783527; fax: +7 343 3745244

A possibility of obtaining the shape memory effect has been investigated as a result of  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$  transformations in stainless steels hardened by VC carbides. Age hardening conditions at 650 and 720 °C for stainless steels containing (in mass %) 0.20 – 0.35 C, 1 V, 3 – 4 Si, 9 and 13 – 14 Cr are presented. The values of reversible strain  $e$  determined after heating to 400 °C in specimens preliminarily deformed by 3.5 – 4 % vary from 0.15 to 2.7 % depending on the composition of the steels and the conditions of stabilizing and destabilizing aging.

*Keywords: shape memory effect, stainless steel, VC carbide, martensite transformation,  $\varepsilon$ -phase, electron microscopy.*

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2015.6.019-026

### References

1. Sagaradze V.V., Belozeroev Ye.V., Pecherkina N.L., Mukhin M.L., Zaynutdinov Yu.R. The shape memory effect in high-strength precipitation-hardening austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 438–440, pp. 812–815. DOI:10.1016/j.msea.2006.01.113.
2. Sagaradze V.V., Belozeroev E.V., Mukhin M.L., Zainutdinov Yu.R., Pecherkina N.L., Zavalishin V.A. A new approach to creation of high-strength austenitic steels with a controlled shape-memory effect. *The Physics of Metals and Metallography*, 2006, vol. 101, iss. 5, pp. 506–512. DOI: 10.1134/S0031918X06050127.
3. Sagaradze V.V., Mukhin M.L., Belozeroev E.V., Zainutdinov Yu.R., Pecherkina N.L., Filippov Yu.I. Controlled shape memory effect in high strength Mn and Cr-Mn steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 481–482, pp. 742–746. DOI:10.1016/j.msea.2007.02.155.
4. Sagaradze V.V., Kositsyna I.I., Mukhin M.L., Belozeroev E.V., Zaynutdinov Yu.R. High-strength precipitation-hardening austenitic Fe-Mn-V-Mo-C steels with shape memory effect. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, vol. 481–482, pp. 747–751. DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.158.
5. Sagaradze V.V., Voronin V.I., Filippov Yu.I., Kazantsev V.A., Mukhin M.L., Belozeroev E.V., Pecherkina N.L., Kataeva N.V., Popov A.G. Martensitic transformations  $\gamma$ - $\varepsilon(\alpha)$  and the shape-memory effect in aging high-strength manganese austenitic steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 2008, vol. 106, iss.6, pp 630–640. DOI: 10.1134/S0031918X08120120.
6. Sagaradze V. V., Afanas'ev S. V., Kataeva N. V. Shape memory effect in Mn-V-C austenitic steels involving deformation reorientation of  $\varepsilon$ -martensite. *The Physics of Metals and Metallography*, 2013, vol. 114, iss. 4, pp. 322–326. DOI: 10.1134/S0031918X13020117.
7. Gavriljuk V.G., Bliznuk V.V., Shanina V.D., Kolesnik S.P. Effect of silicon on atomic distribution and shape memory in Fe-Mn base alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 406, iss. 1–2, pp. 1–10. DOI: 10.1016/j.msea.2005.05.043.
8. Baruj A., Kikuchi T., Kajivara S., Shinya N. Improved shape memory properties and internal structures in Fe-Mn-Si-based alloys containing Nb and C. *J. Phys. IV France*, 2003, vol. 112, pp. 373–376. DOI: 10.1051/jp4:2003904.

9. Dong Z.Z., Kajiwara S., Kikuchi T., Sawaguchi T. Effect of pre-deformation at room temperature on shape memory properties of stainless type Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni-(0.5-1.0)NbC alloys. *Acta Materialia*, 2005, vol. 53, iss. 15, pp. 4009–4018. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.04.035.
10. Malyshev K.A., Vasilevskaya M. A change in the physical properties of martensite in titanium-alloyed iron-nickel alloys under tempering. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 1964, vol. 18, no. 5, pp. 793–795. (In Russian).
11. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. *Uprochnenie i svoistva austenitnykh staley* [Hardening and Properties of Austenitic Steels]. Ekaterinburg, RIO UO RAS Publ., 2013, 720 p. (In Russian).
12. Romanova R.R., Pushin V.G., Uksusnikov A.N., Buinov N.N. *Strukturnyy mekhanizm stareniya austenitnykh zhelezomargantsevykh i zhelezonikelevykh staley, uprochnyaemykh karbidom vanadiya*. In: *Struktura i svoistva nemagnitnykh staley* [Structure and Properties of Non-Magnetic Steels]. M., Nauka Publ., 1982, pp. 107–114.
13. Van Aswegen J.S.T., Honeycombe R.W.K. Segregation and precipitation in stacking faults. *Acta Metallurgica*, 1962, vol.10, iss. 3, pp. 262–264.

Подана в журнал: 28.09.2015 г.  
УДК 669.74'292'784:536.424.1  
DOI: 10.17804/2410-9908.2015.6.019-026

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА УПРОЧНЕННЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

С. В. Афанасьев, Е. Г. Волкова\*, В. В. Сагарадзе

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С.Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация*

\*Ответственный автор. Электронная почта: [volkova@imp.uran.ru](mailto:volkova@imp.uran.ru); адрес для переписки: ул. С. Ковалевской, 18, 620990, Екатеринбург, Российская Федерация. Телефон: +7 (343) 374-40-54; факс: +7 (343) 374-52-44

Исследована возможность получения эффекта памяти формы (ЭПФ) в результате  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$  превращений в стареющих нержавеющей сталях, упрочняемых карбидами VC. Представлены режимы упрочняющего старения при 650 и 720 °C нержавеющей сталей, преимущественно содержащих (мас. %) 0,20–0,35 C, 1 V, 3–4 Si, 9 и 13–14 Cr. Значения обратной деформации  $e$  (величины ЭПФ), определенные после нагрева до 400 °C в предварительно деформированных на 3,5–4 % образцах, изменяются от 0,15 до 2,7 % в зависимости от состава сталей и режимов стабилизирующего и дестабилизирующего старения.

*Ключевые слова: эффект памяти формы, стареющие нержавеющей стали, карбид VC, мартенситное превращение,  $\epsilon$ -фаза, электронная микроскопия.*

### 1. Введение

Дисперсионно-твердеющие Mn-Si-V стали с 0,2 – 1,0 мас. % углерода (0,2C-20Mn-2Si-1V; 0,4C-18Mn-2Si-2V и др.), обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ) до ~ 2,5 %, впервые были предложены и исследованы в работах [1–6]. Предложенные стали упрочняются за счет выделения наноразмерных карбидов VC при старении, испытывают прямое  $\gamma \rightarrow \epsilon$  и обратное  $\epsilon \rightarrow \gamma$  мартенситные превращения и имеют преимущества перед известными [7] ЭПФ-сталями на основе Fe-28Mn-6Si. Они являются высокопрочными за счет возможности дисперсионного твердения, содержат существенно меньше марганца и кремния, позволяют регулировать величину ЭПФ в результате стабилизирующего или дестабилизирующего старения. Эффект дисперсионного твердения в этих ванадийсодержащих сталях с 0,2–1,0 мас. % углерода выше, чем в ЭПФ-сталях с 0,5–1,0 мас. % ниобия [8, 9]. Однако предложенные [1–6] дисперсионно-твердеющие стали с эффектом памяти формы не являются коррозионностойкими. Представляет значительный интерес получить эффект памяти формы на стареющих нержавеющей сталях с повышенным содержанием хрома. В настоящее время нет ясности, как будет проходить старение в сталях с повышенным содержанием сильных карбидообразующих элементов – ванадия и хрома как изменятся механические свойства и величина ЭПФ в сталях с двумя видами карбидов разного размера, морфологии и расположения. Настоящая работа посвящена исследованию Cr-Mn-V-Si аустенитных нержавеющей сталей с эффектом памяти формы.

### 2. Материал и методика

Исследованию подвергали дисперсионно-твердеющие аустенитные стали с эффектом памяти формы, имеющие разное содержание углерода, хрома, марганца, никеля, кремния и ванадия (таблица) и образующие при старении карбиды ванадия и хрома. Стали выплавляли в индукционной печи, разливали в слитки преимущественно массой 0,2 кг, проковывали и гомогенизировали при 1150–1200 °C. Определение величины ЭПФ выполняли после старе-

ния, прямого мартенситного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения при холодной деформации и обратного мартенситного превращения  $\epsilon \rightarrow \gamma$  в результате нагрева до 450–500 °С. Старение осуществляли при 650–750 °С с выдержкой до 10 ч. После закалки от 1100–1150 °С и старения пластинчатые образцы подвергали холодной деформации изгибом на 180 ° вокруг цилиндрических оправок диаметром 30 или 60 мм с целью осуществления мартенситного  $\gamma$ - $\epsilon$  превращения. Исходную деформацию ( $e_0$ , %) на внешней поверхности изогнутого пластинчатого образца рассчитывали по известной формуле  $e_0 = 100 b/D$ , где  $b$  – толщина пластины, а  $D$  – диаметр изогнутого образца. При этом деформация растяжения на внешней поверхности изогнутого образца была равна 3,5–4 %. Температурный интервал обратного  $\epsilon$ - $\gamma$  превращения при нагреве определяли дилатометрически. В частности, в закаленной и деформированной на 3,5 % стали 0,20C-9Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращение происходит в интервале 80–320 °С. Обратимую деформацию  $e$  (величину ЭПФ, %) рассчитывали по разнице между исходной холодной деформацией и оставшейся деформацией ( $e_r$ , %) после распрямления образца в результате нагрева. Структуру и фазовый состав сталей анализировали методом рентгенографии и трансмиссионной электронной микроскопии в электронном микроскопе JEM-200CX.

### 3. Результаты и обсуждение

Изменение величины обратимой деформации от времени старения при 650 °С и 720 °С в сталях с 9 и 13–14 мас. % хрома и 0,20–0,35 мас. % углерода представлено в таблице. В дальнейшем для удобства будем указывать стали по номерам (таблица).

Увеличение времени «высокотемпературного» дестабилизирующего старения сталей с 14 % Cr при 720 °С приводит к прогрессирующему освобождению аустенитной матрицы от углерода и ванадия, что интенсифицирует образование  $\epsilon$ -мартенсита деформации и способствует повышению величины ЭПФ в результате  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$  превращения. Однако, в стали № 2 с повышенным содержанием углерода наблюдается перестаривание и охрупчивание образцов после выдержки в течение 6 ч при 720 °С. Сталь с меньшим содержанием хрома (9 мас. %) и 0,2 мас. % углерода в закаленном и состаренном (при 720 °С, 5–10 ч) состояниях имеет высокие значения ЭПФ ( $e=2,4$ – $2,7$  %) (таблица).

Величина эффекта памяти формы ( $e$ , %) в нержавеющей сталях № 1–4 в зависимости от времени старения при 650 °С и 720 °С.

№	Сталь	Обработка	$e$ , %
1	0,20C-14Cr-15Mn-1Ni-4Si-1V	Закалка от 1100 °С	1,0
		650 °С, 3 ч	0,8
		650 °С, 6 ч	0,9
		720 °С, 3 ч	1,0
		720 °С, 6 ч	1,4
2	0,35-14Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V	Закалка от 1100 °С	0,2
		720 °С, 1 ч	0,8
		720 °С, 3 ч	1,3
3	0,30C-13Cr-15Mn-3Si-1V	Закалка от 1100 °С	0,5
		720 °С, 1 ч	0,6
		720 °С, 3 ч	0,5
		720 °С, 6 ч	1,1
4	0,20C-9Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V	Закалка от 1100 °С	2,4
		720 °С, 1 ч	1,5
		720 °С, 3 ч	1,8
		720 °С, 5 ч	2,6
		720 °С, 6 ч	2,7
		720 °С, 10 ч	2,5

Сопоставим структуру и свойства ЭПФ-сталей с 9 (№ 4) и 13–14 (№ 1–3) мас. % хрома (таблица) после старения,  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения при деформации  $\sim 4\%$  и обратного  $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращения при нагреве до  $500\text{ }^\circ\text{C}$ . На примере стали № 1, с 14 мас. % Cr, видно, что «низкотемпературное» старение ( $650\text{ }^\circ\text{C}$ , 3 и 6 ч) не приводит к увеличению эффекта памяти формы. Как известно [2, 10, 11], в этом случае происходит частичная стабилизация аустенита по отношению к мартенситному  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращению (образуется меньше  $\epsilon$ -мартенсита при исходной деформации и, как следствие, снижается величина обратимой деформации при нагреве). Такая стабилизация аустенита имеет место [10, 11] несмотря на обеднение аустенитной матрицы углеродом и ванадием в процессе старения при  $650\text{ }^\circ\text{C}$ . Увеличение температуры старения до  $720\text{ }^\circ\text{C}$  (6 ч) приводит к дестабилизации аустенита и росту ЭПФ до  $1,4\%$  (таблица).

В структуре сталей № 1–3, с 13–14 % Cr, после старения при  $720\text{ }^\circ\text{C}$  (6 ч) и цикла  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$  превращений (рис. 1 а–в) сохраняются карбиды VC, дефекты упаковки и вновь появляются отдельные редкие кристаллы  $\epsilon$ -мартенсита. В результате подобной обработки в стали № 1, с меньшим пересыщением по углероду, частицы VC (с размером до  $12\text{ нм}$  и плотностью  $7 \times 10^{14}\text{ см}^{-3}$ ) расположены преимущественно гетерогенно на дислокациях (рис. 1 а), как и в работе [12]. В стали № 3, с  $0,30\text{ мас. \% C}$ , карбидная фаза VC располагается достаточно равномерно по объему зерен, имеет средний размер  $\sim 6\text{ нм}$  и более высокую плотность  $3 \times 10^{15}\text{ см}^{-3}$  (рис. 1 в). Кроме дисперсных карбидов VC в процессе старения при  $720\text{ }^\circ\text{C}$  в отдельных случаях появляются более крупные частицы карбида  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  (рис. 1 з), которые обычно ответственны за уменьшение пластичности и охрупчивание сталей. Таким образом, в сталях с повышенным содержанием хрома (13–14 мас. %) старение не вызывает необходимую дестабилизацию аустенита (для получения наибольшего количества  $\epsilon$ -мартенсита деформации), что определяет не очень высокие значения ЭПФ ( $e = 1,3\text{--}1,4\%$ ).

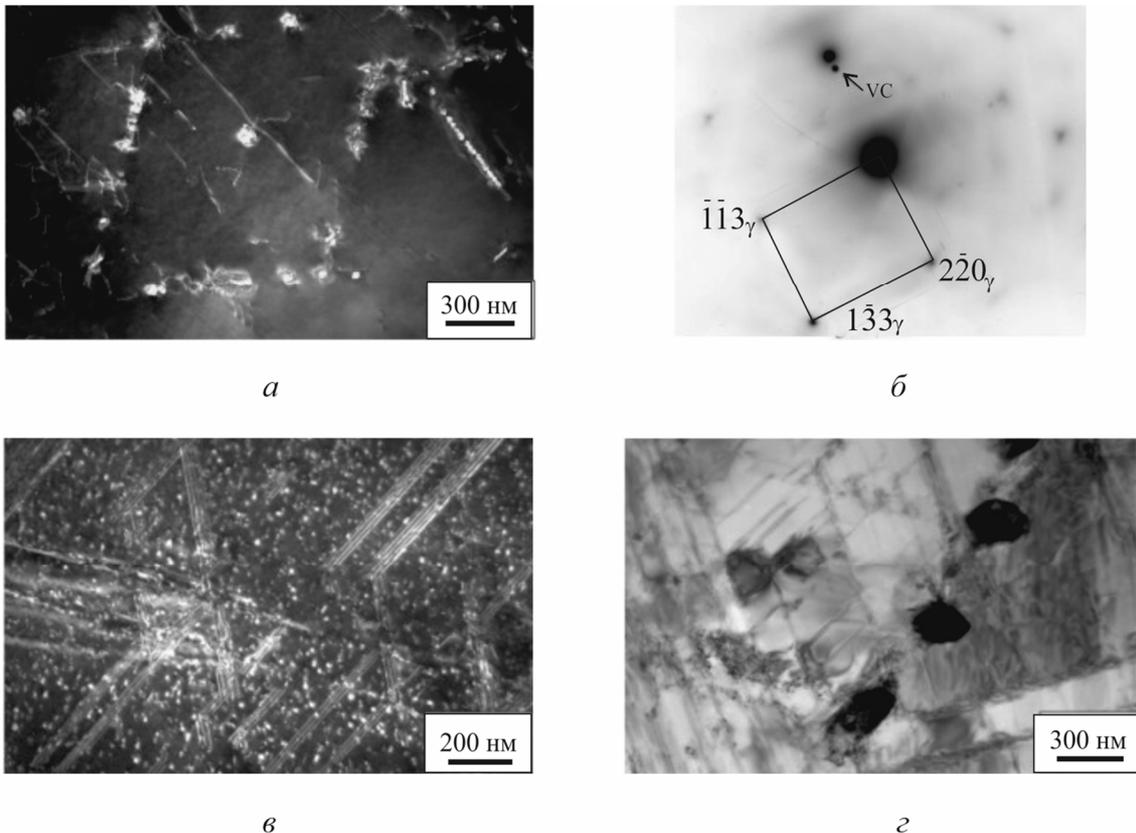


Рис. 1. Структура и электронограмма сталей № 1 (а, б), № 3 (в), № 2 (г) с темнопольным изображением в рефлексе VC (а, в). Обработка: закалка от  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ ; старение при  $720\text{ }^\circ\text{C}$ , 6 ч; холодная деформация  $\sim 4\%$  ( $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращение) и нагрев до  $500\text{ }^\circ\text{C}$  ( $\epsilon \rightarrow \gamma$  превращение)

В стали № 4, с 9 мас. % хрома и 0,2 мас. % углерода, наблюдается максимальная величина обратимой деформации ( $e = 2,5-2,7\%$ ) после дестабилизирующего старения ( $720\text{ }^\circ\text{C}$ , 5–10 ч). Малое время старения (1–3 ч) при  $720\text{ }^\circ\text{C}$  в этой стали приводит к некоторой стабилизации аустенита и уменьшает величину ЭПФ ( $e = 1,5-1,8\%$ ). На рентгенограмме (рис. 2) представлены отражения от  $\gamma$  и  $\epsilon$  фаз в стали № 4 – 0,20C-9Cr-15Mn-3Ni-4Si-1V после старения при  $720\text{ }^\circ\text{C}$  (3 ч) и деформации изгибом на  $\sim 4\%$ . Количество  $\epsilon$ -мартенсита после такой обработки составляет  $\sim 40\%$ , что больше, чем во всех исследованных деформированных образцах сталей с 13–14 мас. % хрома.

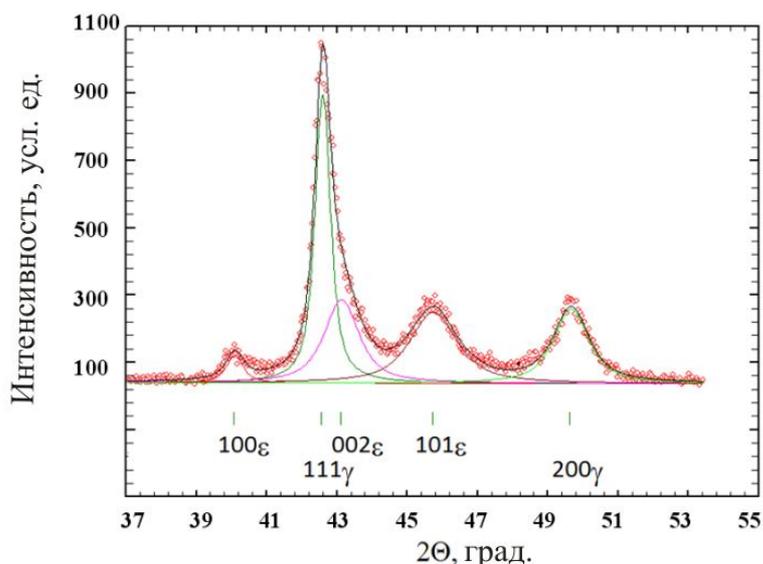


Рис. 2. Рентгенограмма стали № 4 с отражениями от  $\epsilon$ - и  $\gamma$ -фаз. Обработка: закалка от  $1100\text{ }^\circ\text{C}$ , старение при  $720\text{ }^\circ\text{C}$  (3 ч), холодная деформация на 3,5 % изгибом

На рис. 3 *a, б* показана структура стали после предварительной закалки и старения ( $720\text{ }^\circ\text{C}$ , 1 ч). Видны частицы VC размером  $\sim 10\text{ нм}$ , равномерно распределенные в матрице (плотность  $5 \times 10^{14}\text{ см}^{-3}$ ). Присутствуют множественные дефекты упаковки. Вокруг частиц хорошо заметны поля напряжений, создающие контраст в виде крыльев бабочки (рис. 3 *a*). При увеличении времени старения до 3 ч структура существенно не меняется. Отдельные частицы VC зарождаются на дислокациях при старении и становятся источниками расщепления полных дислокаций на частичные с образованием дефектов упаковки. На образующихся дефектах упаковки формируются новые мелкие частицы, которые своим упругим полем способствуют дальнейшему расщеплению дислокаций. На рис. 3 *в, г* в состаренной при  $720\text{ }^\circ\text{C}$ , 6 ч, стали № 4 можно видеть дефекты упаковки, на которых выделились частицы VC (средний размер 9 нм, плотность  $3 \times 10^{15}\text{ см}^{-3}$ ). Аналогичная ситуация наблюдалась в работе [13], в которой на аустенитной стали 0,1C-18Cr-10Ni-1Nb впервые было показано, что старение при  $700\text{ }^\circ\text{C}$  (5 ч) снижает энергию дефектов упаковки и приводит к диссоциации полных дислокаций с образованием дефектов упаковки. Увеличение времени старения при  $700\text{ }^\circ\text{C}$  также вызвало формирование дисперсных карбидов (NbC) на дефектах упаковки [13].

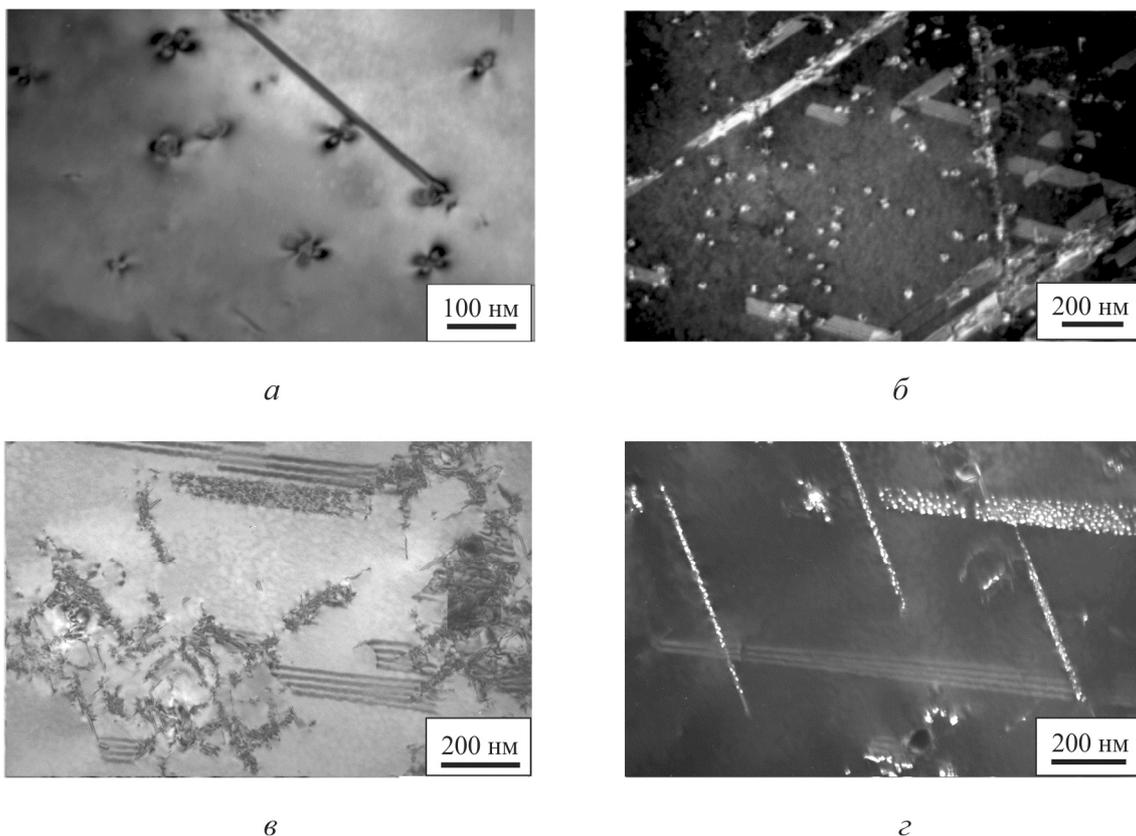


Рис. 3. Светлопольные (*а, в*) и темнопольные – в составном рефлексе  $\gamma+VC$  (*б, г*) изображения структуры стали № 4. Обработка: закалка от 1100 °С, старение при 720 °С, 1 ч (*а, б*), или 720 °С, 6 ч (*в, г*), с последующим  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$  превращением

Таким образом, увеличение времени старения стали № 4 до 6 ч при 720 °С способствует смене механизма зарождения карбидов с гомогенного на гетерогенный, что приводит к увеличению ЭПФ ( $e = 2,7\%$ ).

#### 4. Заключение

1. Показано, что наибольшая величина обратимой деформации наблюдается в коррозионно-стойких ЭПФ-сталях с 9 мас. % хрома, 0,20 мас. % углерода и высоким содержанием кремния (4 мас. %), который уменьшает энергию дефекта упаковки, способствует образованию  $\varepsilon$ -фазы с ГПУ-решеткой и увеличивает ЭПФ ( $e = 2,50\text{--}2,70\%$ ).
2. В исследованных коррозионно-стойких ЭПФ-сталях с 13–14 мас. % хрома наблюдаются существенно меньшие значения обратимой деформации (преимущественно  $e = 1,0\text{--}1,4\%$ ), чем в сплаве с 9 мас. % хрома, даже после дестабилизирующего старения при 720 °С (6 ч) с выделением карбидов VC и Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.
3. Смена механизма выделения карбидов с гомогенного на гетерогенный при повышении температуры и времени старения способствует росту величины обратимой деформации в нержавеющей ЭПФ-сталях.

#### Благодарность

Электронно-микроскопические исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН. Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура», № 01201463331) и при частичной поддержке Уральского отделения РАН (проект № 15-9-2-16).

## Литература

1. The shape memory effect in high-strength precipitation-hardening austenitic steels / V. V. Sagaradze, Ye. V. Belozerov, N. L. Pecherkina, M. L. Mukhin, Yu. R. Zaynutdinov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – Vol. 438–440. – P. 812–815. – DOI:10.1016/j.msea.2006.01.113.
2. A new approach to creation of high-strength austenitic steels with a controlled shape-memory effect / V. V. Sagaradze, E. V. Belozerov, M. L. Mukhin, Yu. R. Zainutdinov, N. L. Pecherkina, V. A. Zavalishin // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2006. – Vol. 101, iss. 5. P. 506–512. – DOI: 10.1134/S0031918X06050127.
3. Controlled shape memory effect in high strength Mn and Cr-Mn steels / V. V. Sagaradze, M. L. Mukhin, E. V. Belozerov, Yu. R. Zainutdinov, N. L. Pecherkina, Yu. I. Filippov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 481–482. – P. 742–746. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.155.
4. High-strength precipitation-hardening austenitic Fe-Mn-V-Mo-C steels with shape memory effect / V. V. Sagaradze, I. I. Kositsyna, M. L. Mukhin, E. V. Belozerov, Yu. R. Zaynutdinov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 481–482. – P. 747–751. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.02.158.
5. Martensitic transformations  $\gamma$ - $\epsilon$ ( $\alpha$ ) and the shape-memory effect in aging high-strength manganese austenitic steels / V. V. Sagaradze, V. I. Voronin, Yu. I. Filippov, V. A. Kazantsev, M. L. Mukhin, E. V. Belozerov, N. L. Pecherkina, N. V. Kataeva, A. G. Popov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2008. – Vol. 106, iss.6. – P. 630–640. – DOI: 10.1134/S0031918X08120120.
6. Sagaradze V. V., Afanas'ev S. V., Kataeva N. V. Shape memory effect in Mn-V-C austenitic steels involving deformation reorientation of  $\epsilon$ -martensite // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2013. – Vol. 114, iss. 4. – P. 322–326. – DOI: 10.1134/S0031918X13020117.
7. Effect of silicon on atomic distribution and shape memory in Fe-Mn base alloys / V. G. Gavriljuk, V. V. Bliznuk, V. D. Shanina, S. P. Kolesnik // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 406, iss. 1–2. – P. 1–10. – DOI: 10.1016/j.msea.2005.05.043.
8. Improved shape memory properties and internal structures in Fe-Mn-Si-based alloys containing Nb and C / A. Baruj, T. Kikuchi, S. Kajiwara, N. Shinya // *J. Phys. IV France*. – 2003. – Vol. 112. – P. 373–376. – DOI: 10.1051/jp4:2003904.
9. Effect of pre-deformation at room temperature on shape memory properties of stainless type Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni-(0.5–1.0)NbC alloys / Z. Z. Dong, S. Kajiwara, T. Kikuchi, T. Sawaguchi // *Acta Materialia*. – 2005. – Vol. 53, iss. 15. – P. 4009–4018. – DOI: 10.1016/j.actamat.2005.04.035.
10. Малышев К. А., Василевская М. Изменение физических свойств при отпуске мартенсита в железоникелевых сплавах, легированных титаном // *ФММ*. – 1964. – Т. 18, № 5. – С. 793–795.
11. Сагарадзе В. В., Уваров А. И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. – Екатеринбург : РИО УрО РАН, 2013. – 720 с.
12. Структурный механизм старения аустенитных железомарганцевых и железоникелевых сталей, упрочняемых карбидом ванадия / Р. Р. Романова, В. Г. Пушин, А. Н. Укусников, Н. Н. Буйнов // *Структура и свойства немагнитных сталей*. – М. : Наука, 1982. – С. 107–114.
13. Van Aswegen J. S. T., Honeycombe R. W. K. Segregation and precipitation in stacking faults // *Acta Metallurgica*. – 1962. – Vol.10, iss. 3. – P. 262–264.