



On the manifestation of reversible deformation under shock-wave loading of nitrogenous Cr-Mn-Ni austenitic steel

V. V. Sagaradze^{†,1}, N. V. Kataeva¹, I. G. Kabanova¹, S. V. Afanasyev¹, A. V. Pavlenko²

[†]vsagaradze@imp.uran.ru

¹M. N. Miheev Institute of Metal Physics of UB RAS, Ekaterinburg, 620990, Russia

²RFNC-VNIITF n. a. academician E. I. Zababakhin, Snezhinsk, 456770, Russia

The features of structural-phase transformations during cold rolling and shock-wave loading at ($-129...20^{\circ}\text{C}$) in austenitic nitrogen-containing steel 0.4N-20Sg-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb are studied. The possibility of the formation of ϵ -martensite with a density lower than that of the initial γ -phase mainly at high shock loading rates (448 and 471 m/s) is shown. Cold rolling at 20°C does not cause a $\gamma \rightarrow \epsilon$ martensitic transformation. A small amount of martensitic α and ϵ phases (less than 5%) is formed during rolling only at a cryogenic temperature of 196°C . During the shock-wave impact at -129°C at a speed of 448 m/s, plates of ϵ -martensite are formed and preserved. The martensitic orientation relation $(111)_{\gamma} \parallel (0001)_{\epsilon}$, $[10\bar{1}]_{\gamma} \parallel [11\bar{2}]_{\epsilon}$ exists between the crystals of the γ and ϵ phases. The martensitic ϵ -phase formed under low-temperature (-129°C) explosive loading is preserved in the structure, since the observed deformation heating of the metal does not exceed the temperature range of the reverse martensitic transformation $\epsilon \rightarrow \gamma$ ($200 - 300^{\circ}\text{C}$). Shock-wave loading of steel at 20°C at a speed of 471 m/s leads not only to the formation of the ϵ -phase, but also causes the reverse $\epsilon \rightarrow \gamma$ transformation in those areas that are heated to $250 - 300^{\circ}\text{C}$. Shock-wave loading at a speed of 471 m/s at 20°C contributes to the development of cyclic $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ transformation, which may be the cause of the phase hardening of austenite and the manifestation of the shape memory effect. In place of the ϵ -martensite crystals, banded clusters of dislocations with a density of $8 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ are formed, corresponding in shape to the location of the transformed martensite plates. In this paper, the high density of dislocations in phase-hardened austenite is associated with the inheritance of the dislocation structure by austenite from the strongly deformed ϵ -phase.

Keywords: austenitic steel, shock-wave action, epsilon-martensite, electron microscopy, deformation temperature.

УДК: 669.15 – 194.56:539.89:536.42

О проявлении обратимой деформации при ударно-волновом нагружении азотистой Cr-Mn-Ni аустенитной стали

Сагарадзе В. В.^{†,1}, Катаева Н. В.¹, Кабанова И. Г.¹, Афанасьев С. В.¹, Павленко А. В.²

¹Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, 620990, Россия

²РФЯЦ-ВНИИТФ им. академ. Е. И. Забабахина, Снежинск, 456770, Россия

Исследованы особенности структурно-фазовых превращений в процессе холодной прокатки и ударно-волнового нагружения при ($-129...20^{\circ}\text{C}$) в аустенитной азотсодержащей стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb. Показана возможность образования ϵ -мартенсита с меньшей плотностью, чем исходная γ -фаза преимущественно при высоких скоростях ударного нагружения (448 и 471 м/с). Холодная прокатка при 20°C не вызывает мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$. Небольшое количество мартенситных α и ϵ фаз (менее 5%) формируется в процессе прокатки только при криогенной температуре — 196°C . В процессе ударно-волнового воздействия при -129°C со скоростью 448 м/с образуются и сохраняются пластины ϵ -мартенсита. Между кристаллами γ и ϵ фаз выполняется мартенситное ориентационное соотношение $(111)_{\gamma} \parallel (0001)_{\epsilon}$, $[10\bar{1}]_{\gamma} \parallel [11\bar{2}]_{\epsilon}$. Сформировавшаяся при низкотемпературном (-129°C) взрывном нагружении мартенситная ϵ -фаза сохраняется в структуре, так как наблюдаемый деформационный разогрев металла не превышает интервал температур обратного мартенситного превращения $\epsilon \rightarrow \gamma$ ($200 - 300^{\circ}\text{C}$). Ударно-волновое нагружение стали при 20°C со скоростью 471 м/с приводит не только к образованию ϵ -фазы, но и вызывает обратное превращение $\epsilon \rightarrow \gamma$ в тех участках, которые нагреваются до $250 - 300^{\circ}\text{C}$. Ударно-волновое нагружение со скоростью 471 м/с при 20°C способствует развитию циклического $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ превращения, которое

может быть причиной фазового наклепа аустенита и проявления эффекта памяти формы. На месте кристаллов ϵ -мартенсита формируются полосчатые скопления дислокаций с плотностью $8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, по форме соответствующие местоположению превратившихся мартенситных пластин. В настоящей работе высокая плотность дислокаций в фазонаклепанном аустените связана с наследованием аустенитом дислокационной структуры от сильно деформированной ϵ -фазы.

Ключевые слова: аустенитная сталь, ударно-волновое воздействие, эpsilon-мартенсит, электронная микроскопия, температура деформации.

1. Введение

В последнее время разрабатываются дисперсионно-твердеющие марганцевые и хромо-марганцевые аустенитные стали типа 0.4C-18Mn-2Si-2V и 0.45C-13Cr-14Mn-2Si-2V, обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ) [1–12]. Проявление ЭПФ с обратимой деформацией 2–3% имеет место в подобных состаренных сталях после прямого мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$ при холодной пластической деформации и обратного $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращения при последующем нагреве. Легирование сталей углеродом и предварительное старение с выделением карбидов VC способствует расщеплению полных дислокаций на частичные [10,13]. Перемещение частичных дислокаций приводит к формированию дефектов упаковки и образованию значительного количества ϵ -фазы с ГПУ решеткой (до 80%) при малой исходной деформации 2–5% [5]. Развитие обратного мартенситного $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращения в процессе нагрева до 300°C позволяет реализовать полное или частичное восстановление формы материала. Такое явление привлекательно, в частности, при использовании этих сталей в качестве материалов, испытывающих ударные нагрузки, например, в корпусных сталях судов, работающих в арктических ледовых полях. Однако, известные ЭПФ-стали не обладают высоким сопротивлением коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН) в морской воде. Упрочняемые азотом российские аустенитные нержавеющие Cr-Mn стали типа 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb, которые предлагается применять в качестве плакирующего материала корпусов арктических ледоколов [14–17], имеют высокое сопротивление КРН и питтинговой коррозии [16]. В этих сталях может образовываться ϵ -мартенсит в процессе холодной пластической деформации. Однако количество образующегося ϵ -мартенсита при деформации прокаткой незначительное и он формируется только при криогенных температурах [18]. Чтобы активизировать мартенситное превращение с образованием мартенситной ϵ -фазы (с меньшим удельным объемом, чем исходный γ -аустенит), необходимо использовать всестороннее сжатие при нагружении (принцип Ле-Шателье). Этот эффект может наблюдаться в сталях типа 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb, в процессе ударно-волнового воздействия с повышенными скоростями [19]. В таких условиях также может происходить значительный деформационный разогрев металла, инициирующий обратное мартенситное превращение $\epsilon \rightarrow \gamma$, приводящее к полному или частичному восстановлению формы деформируемого изделия. В настоящей работе рассматриваются условия возможной реализации

$\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращений, вызывающих проявление эффекта памяти формы, в азотсодержащей аустенитной корпусной стали при различном деформационном воздействии.

2. Материал и методы исследования

Материалом исследования служила важная в практическом отношении отечественная азотсодержащая аустенитная сталь 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb с 0.04 мас.% углерода (X20H6Г11М2АФБ) [14–17], рекомендуемая, в частности, в качестве корпусного материала в судостроении. Пластическую деформацию проводили с помощью прокатки с обжатием 13.5% при температуре 20°C и 28.5% при –196°C. Ударно-волновое воздействие осуществляли при 20 и –129°C на образцах диаметром 35 мм и толщиной около 4 мм с помощью легкогазовой одноступенчатой пушки [19], вызывающей соударение в вакууме двух пластин (ударника и образца) из одного и того же испытуемого материала. Образец из испытуемой стали располагали на дульном срезе пушки. Испытание проводили с близкими скоростями (448 и 471 м/с). В процессе ударно-волнового воздействия (при –129...20°C) максимальная степень остаточной деформации по толщине испытываемых пластин из стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb составляла около 2%.

Структуру и фазовый состав стали изучали с помощью трансмиссионного электронного микроскопа JEM-200CX при ускоряющем напряжении 160 kV с анализом микродифракций и темнопольных изображений. Плотность дислокаций считали методом секущих линий.

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

3.1. Изменение структуры стали в процессе холодной прокатки

Чтобы реализовать эффект памяти формы в азотсодержащей аустенитной стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb необходимо, в первую очередь, получить ϵ -мартенсит при относительно небольшой пластической деформации. Развитие обратного мартенситного превращения $\epsilon \rightarrow \gamma$ при нагреве до 300°C обеспечивает частичное восстановление формы образца. Подобная ситуация, в частности, наблюдается в легированной аустенитной углеродистой стали 0.30C-14Cr-15Mn-4Si-3Ni-V, в которой имеет место обратимая деформация около 2% в результате циклического мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ [4]. Однако исследуемая азотистая аустенитная сталь 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb при холодной

деформации достаточно стабильна. Прокатка стали с обжигом 95% при 20°C не приводит к образованию каких-либо мартенситных фаз [5,18]. Подобная деформация способствует формированию микродвойников и дислокаций. Очень небольшое количество мартенситных ϵ и α фаз (менее 5%) образуется в процессе прокатки только при криогенной температуре -196°C [18], что не позволяет получить заметный эффект памяти формы. На Рис. 1 представлено темнопольное изображение ϵ и α фаз в составном рефлексе $((002)_\alpha + (102)_\epsilon)$ в деформированной в жидком азоте стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb.

На образовавшихся тонких ϵ -пластинах формируются дисперсные кристаллы α -мартенсита. Подобные превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ в процессе деформации типичны для аустенитных сталей с низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ) [5,18,20].

На Рис. 2а представлена дислокационная структура стали после прокатки с небольшим обжигом (13.5%) при 20°C. В результате такой деформации плотность дислокаций повышается до $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В сплавах с низкими значениями ЭДУ поперечное скольжение дислокаций затруднено и дислокации в большинстве случаев располагаются тонкими цепочками по плоскостям скольжения (см. Рис. 2а). В отдельных участках наблюда-

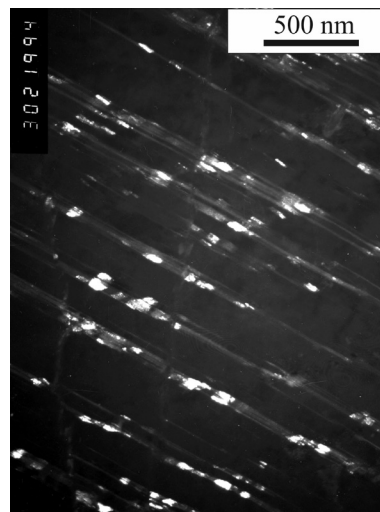
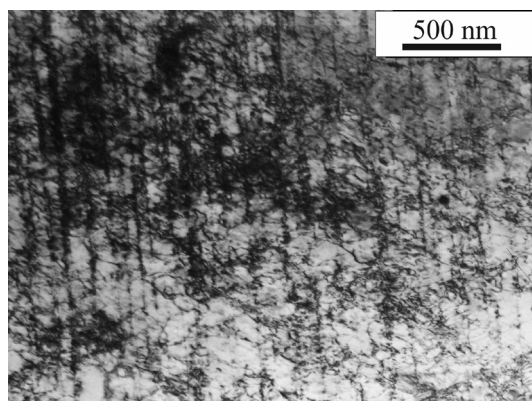
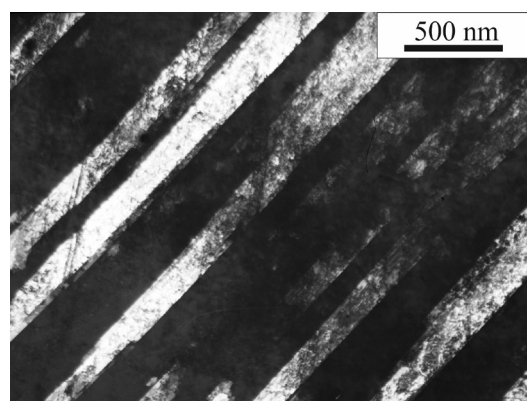


Рис. 1. Темнопольное изображение стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb (в составном рефлексе $((002)_\alpha + (102)_\epsilon)$) после закалки от 1100°C и прокатки на 28.5% при 196 °C.

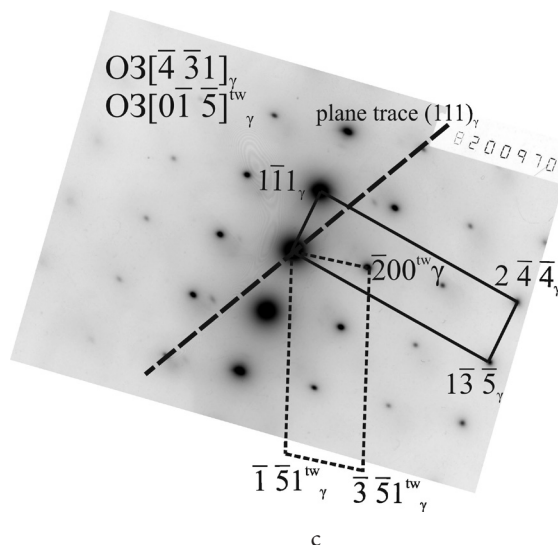
Fig. 1. Dark-field image of steel 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb (in the composite reflex $((002)_\alpha + (102)_\epsilon)$) after quenching from 1100°C and rolling by 28.5% at -196°C .



a



b



c

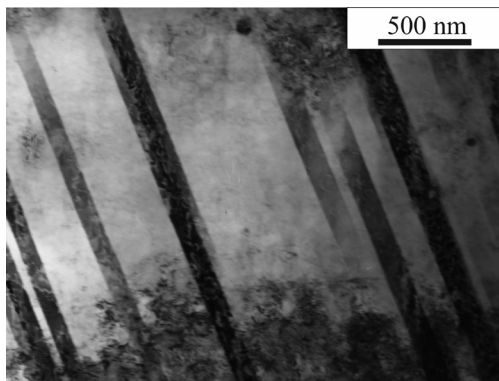
Рис. 2. Дислокационная структура (а), двойники деформации (b) и микродифракция со схемой расшифровки (с) стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb, прокатанной на 13.5% при 20°C (темнопольное изображение двойников в рефлексе $(200)^{\text{tw}}\gamma$).

Fig. 2. Dislocation structure (a), deformation twins (b) and microdiffraction with a decoding scheme (c) of 0.4 N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb steel rolled by 13.5% at 20°C (dark-field image of twins in the reflex $(200)^{\text{tw}}\gamma$).

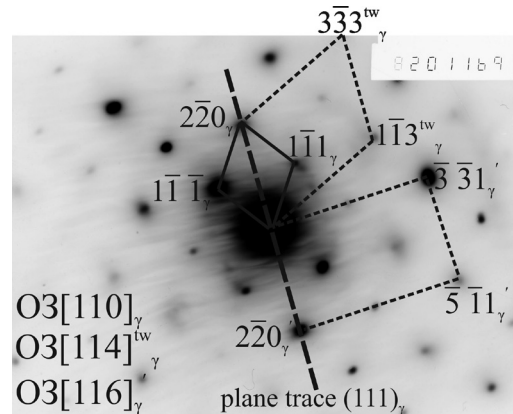
лись двойники деформации. Электронограмма и темнопольное изображение в двойниковом рефлексе представлено на Рис. 2б,с. Аустенитная матрица и двойник имеют оси зон $[4\bar{3}1]$ и $[0\bar{1}\bar{5}]$ соответственно. Кристаллы ϵ -мартенсита в этих условиях деформации при 20°C не были обнаружены. Чтобы подтвердить наличие только двойников и отсутствие кристаллов ϵ -мартенсита, деформированный прокаткой сплав был нагрет выше интервала $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращения. На Рис. 3 представлена структура и микродифракция деформированной стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb, перепевшей нагрев до 400°C. В таких условиях нагрева полностью сохраняются аустенитные двойники деформации, в частности кристаллы с осью зоны $[114]_{\gamma}^{tw}$ (см. Рис. 3). Если при деформации образовались бы пластинчатые кристаллы ϵ -мартенсита, то они должны испытать превращение $\epsilon \rightarrow \gamma$ при нагреве до 400°C с формированием повышенной плотности дислокаций на месте превратившихся ϵ -пластин. Подобные полосчатые дислокационные скопления, в структуре отсутствуют. Таким образом, формирование и сохранение ϵ -фазы в исследованной стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb в процессе прокатки при 20°C не происходит.

3.2. Изменение структуры стали в процессе ударно-волнового нагружения

Для активизации образования ϵ -фазы с меньшим удельным объемом, чем исходная γ -фаза, необходимо приложить всестороннее давление. Такие условия могут иметь место в процессе ударно-волнового воздействия [19]. Чтобы сохранить ϵ -фазу и не дать ей превратиться в аустенит в процессе неизбежного разогрева образца при взрывном нагружении, необходимо проводить ударно-волновое воздействие при отрицательных температурах. На Рис. 4 представлена структура и электронограмма стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb после взрывного нагружения при -129°C со скоростью 448 м/с. В этих условиях нагружения в стали образуются и сохраняются пластины внутренне двойникового ϵ -мартенсита. На Рис. 4а представлено темнопольное изображение ϵ -мартенсита в рефлексе $(0\bar{1}0)_{\epsilon}$. Оси зон аустенита и мартенсита составляют $[237]_{\gamma}$ и $[001]_{\epsilon}$ (Рис. 4б). Между кристаллами γ и ϵ фаз выполняются мартенситные ОС: $(111)_{\gamma} \parallel (0001)_{\epsilon}$, $[10\bar{1}]_{\gamma} \parallel [11\bar{2}0]_{\epsilon}$ [19]. Ударно-волновое нагружение стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb со скоростью 471 м/с при более высокой исходной тем-



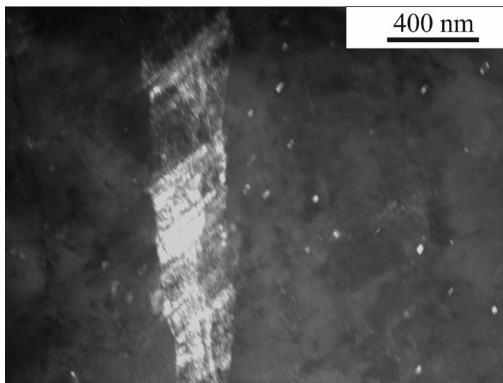
a



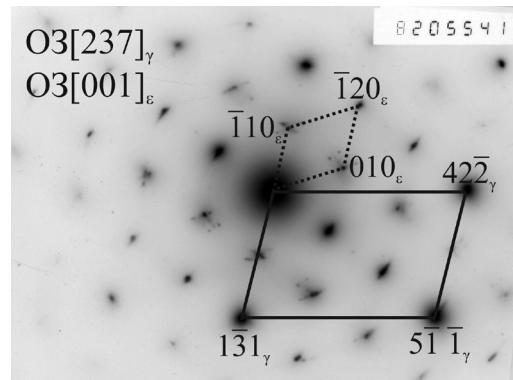
b

Рис. 3. Двойники деформации (а) и соответствующая микродифракция (b) со схемой расшифровки кристаллов с осями зон $[110]_{\gamma}$, $[114]_{\gamma}^{tw}$, $[116]_{\gamma}'$ в стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb после прокатки при 20°C на 13.5% и отжига при 400°C в течение 15 минут.

Fig. 3. Deformation doubles (a) and the corresponding microdiffraction (b) with a scheme for decoding crystals with zone axes $[011]_{\gamma}$, $[114]_{\gamma}^{tw}$, $[116]_{\gamma}'$ in steel 0.4 N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb after rolling at 20°C by 13.5% and annealing at 400°C for 15 minutes.



a



b

Рис. 4. Темнопольное изображение (а) ϵ -мартенсита в рефлексе $(0\bar{1}0)_{\epsilon}$ и соответствующая микродифракция со схемой расшифровки (b) стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb после ударно-волнового воздействия со скоростью 448 м/с при -129°C.

Fig. 4. Dark-field image (a) of ϵ -martensite in the reflex $(0\bar{1}0)_{\epsilon}$ and the corresponding microdiffraction with the decoding scheme (b) became 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb after shock wave action at a speed of 448 m/s at -129°C.

температуре 20°C не только способствует образованию ϵ -мартенсита, но и вызывает обратное $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращение в тех участках образца, которые нагреваются до 250–300°C. При этом на месте кристаллов ϵ -мартенсита формируются полосчатые скопления дислокаций с плотностью до $8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (Рис. 5), по форме соответствующие местоположению превратившихся мартенситных пластин. Полосовые скопления дислокаций имеют поперечный размер 200–300 нм и они занимают в отдельных областях до 30% объема. Как известно [17,18] плотность дислокаций в подобных недеформированных высокомарганцевых сталях за счет фазового наклепа повышается незначительно из-за высокой кристаллографической обратимости $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращений. Однако в настоящей работе высокая концентрация дислокаций в фазонаклепанном аустените связана с наследованием аустенитом дислокационной структуры от сильно деформированной ϵ -фазы.

Следует отметить, что ударно-волновое нагружение аустенитных сталей может привести не только к двойникованию и мартенситным превращениям, но и к формированию динамических полос адиабатического сдвига, состоящих из субмикроструктурных зерен [20–22]. Полосы сдвига толщиной 1–8 мкм формируются, в частности, в аустенитной стали типа 304L (Fe-18Cr-8Ni) в условиях стесненной скоростной деформации. Резкое измельчение зерна в полосе сдвига объясняется развитием рекристаллизации за счет локального повышения температуры при достижении определенной скорости деформации ($5.8 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ [20]).

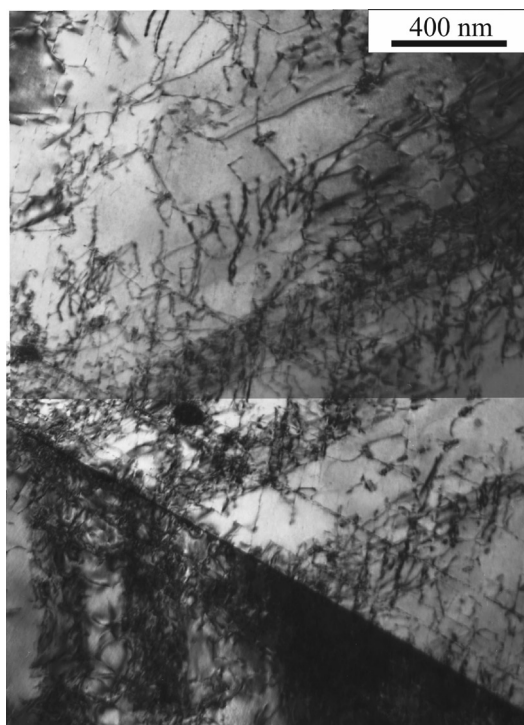


Рис. 5. Полосовая дислокационная структура стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb после ударно-волнового нагружения со скоростью 471 м/с при 20°C.

Fig. 5. The band dislocation structure of steel 0.4 N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb after shock wave loading at a speed of 471 m/s at 20°C.

Как следует из структурного анализа, ударно-волновое воздействие на азотсодержащую аустенитную сталь 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb со скоростью 471 м/с при исходной температуре 20°C не привело к образованию полос сдвига и локальному подъему температуры выше температуры рекристаллизации.

Таким образом, ударно-волновое воздействие на сталь 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb при 20°C со скоростью 471 м/с вызывает последовательное развитие $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращений, связанных с деформацией и разогревом образцов. При этом должно наблюдаться полное или частичное восстановление формы образцов исследованной стали, которую они имели до реализации деформационно-индуцированного $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращения.

4. Заключение

Холодная деформация прокаткой азотсодержащей аустенитной стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb при 20°C не вызывает мартенситного превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$ и приводит только к образованию дислокаций и микродвойников. Ударно-волновое нагружение со скоростями 448 и 471 м/с при –129 и 20°C, сопровождающееся деформационным сжатием образца, способствует образованию ϵ -мартенсита с меньшим удельным объемом, чем исходная γ -фаза. Деформация при исходной комнатной температуре сопровождается разогревом образцов и развитием обратного $\epsilon \rightarrow \gamma$ превращения с формированием дислокационных полос на месте бывших кристаллов ϵ -мартенсита. Наблюдаемое циклическое прямое и обратное $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ превращение вызывает проявление эффекта памяти формы в азотсодержащей стали 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb.

Благодарности / Acknowledgements. Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Структура», № АААА-А18-118020190116-6). Электронно-микроскопические исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН. / *The study was performed in terms of state assignment (theme Struktura, no. АААА-А18-118020190116-6). Electron-microscopic studies were performed in the Electron Microscopy Division of the Collective Usage Center at the Institute of Metal Physics, Ural Division, Russian Academy of Sciences.*

Литература / References

1. V.V. Sagaradze, E.V. Belozerov, M.L. Mukhin, Yu.R. Zainutdinov, N.L. Pecherikina, V.A. Zavalishin. Phys. Metals Metallog. 101, 5 (2006). [Crossref](#)
2. V.V. Sagaradze, M.L. Mukhin, E.V. Belozerov, Yu.R. Zainutdinov, N.L. Pecherikina, Yu.I. Filippov. Materials Science and Engineering A. 481–482, 742 (2008). [Crossref](#)
3. V.V. Sagaradze, S.V. Afanas'ev, N.V. Kataeva. Phys. Metals Metallog. 119, 8 (2018). (in Russian) [B.B. Сагарадзе, С.В. Афанасьев, Н.В. Катаева. ФММ. 119, 8 (2018).] [Crossref](#)
4. V.V. Sagaradze, Ye.V. Belozerov, N.L. Pecherikina, M.L. Mukhin, Yu.R. Zaynutdinov. Materials Science and Engineering A. 438–440, 812 (2006). [Crossref](#)

5. V.V. Sagaradze, A.I. Uvarov. Hardening and properties of austenitic steels. Yekaterinburg, RIO UrO RAS (2013) 720 p. (in Russian) [В.В. Сагарадзе, А.И. Уваров. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург, РИО УрО РАН (2013) 720 с.]
6. V.V. Sagaradze, S.V. Afanas'ev High-Strength Precipitation-Hardening Austenitic Steels with Shape Memory Effect. In: Shape memory alloys: properties, technologies, opportunities (ed. by N. Resnina, V. Rubanik). Trans Tech Publications Ltd. Pfaffikon, Switzerland (2015) part 4, pp. 575 – 599. [Crossref](#)
7. A. Baruj, T. Kikuchi, S. Kadjivara, N. Shinya. J. Phys. IV France. 112, 373 (2003). [Crossref](#)
8. Z.Z. Dong, S. Kajiwar, T. Kikuchi, T. Sawaguchi. Acta Materialia. 53 (15), 4009 (2005). [Crossref](#)
9. V.G. Gavriljuk, V.V. Bliznuk, V.D. Shanina, S.P. Kolesnik. Materials Science and Engineering A. 406, 1 (2005). [Crossref](#)
10. V.V. Sagaradze, V.I. Voronin, Yu.I. Filippov, V.A. Kazantsev, M.L. Mukhin, E.V. Belozarov, N.L. Pecherkina, N.V. Kataeva, A.G. Popov. Phys. Metals Metallogr. 106, 6 (2008). [Crossref](#)
11. D. Kim, C. Park, J. Lee, K. Hong, Y. Park, W. Lee. Engineering Structures. 239, 15 (2021). [Crossref](#)
12. S. Choi, E. Choi, W.J. Kim. Materials Characterization. 175, 111097 (2021). [Crossref](#)
13. J.S.T. van Aswegen, R.W.K. Honeycombe. Acta Metallurgica. 10, 3 (1962). [Crossref](#)
14. I.V. Gorynin, V.A. Malyshevsky, G.Yu. Kalinin, S.Yu. Mushnikova, O.A. Bannykh, V.M. Blinov, M.V. Kostina. Questions of Materials Science. 3, 59 (2009). (in Russian) [И.В. Горынин, В.А. Малышевский, Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушникова, О.А. Банньих, В.М. Блинов, М.В. Костина. Вопросы материаловедения. 3, 59 (2009).]
15. O. A. Bannykh. Metal Science and Heat Treatment of Metals. 7, 601 (2005). (in Russian) [Банньих О.А. Металл. 7, 601 (2005).]
16. S.Y. Mushnikova, S.K. Kostin, V.V. Sagaradze, N.V. Kataeva. Phys. Metals Metallogr. 118, 11 (2017). (in Russian) [С.Ю. Мушникова, С.К. Костин, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева. ФММ. 118, 11 (2017).] [Crossref](#)
17. V.V. Sagaradze, N.V. Kataeva, S.Yu. Mushnikova, G.Yu. Kalinin, O.A. Kharkov, S.K. Kostin, O.N. Parmenova. Questions of Materials Science. 3, 83 (2015).] (in Russian) [В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, С.Ю. Мушникова, Г.Ю. Калинин, О.А. Харьков, С.К. Костин, О.Н. Парменова. Вопросы материаловедения. 3, 83 (2015).]
18. V.A. Zavalishin, V.V. Sagaradze, N.V. Kataeva, G.Yu. Kalinin, S.Yu. Mushnikova. Questions of Materials Science. 3, 67 (2011). (in Russian) [В.А. Завалишин, В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушникова. Вопросы материаловедения. 3, 67 (2011).]
19. V.V. Sagaradze, N.V. Kataeva, I.G. Kabanova, S.V. Afanasev, A.V. Pavlenko. Phys. Metals Metallogr. 121, 7 (2020). (in Russian) [В.В. Сагарадзе, Н.В. Катаева, И.Г. Кабанова, С.В. Афанасьев, А.П. Павленко. ФММ. 121, 7 (2020).] [Crossref](#)
20. B.F. Wang, Z.L. Liu, X.Y. Wang, Z.Z. Li. Materials Science and Engineering A. 610, 29 (2014). [Crossref](#)
21. Q. Xue, J.F. Bingert, B.L. Henrie, G.T. Gray III. Materials Science and Engineering A. 473, 279 (2008). [Crossref](#)
22. M.A. Meyers, Y.B. Xu, Q. Xue, M.T. Perez-Prado, T.R. McNelley. Acta Materialia. 51, 1307 (2003). [Crossref](#)