

СТРУКТУРА,
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.56:539.89:536.42

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ
НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
АЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Cr–Mn–Ni

© 2020 г. В. В. Сагарадзе^{а, *}, Н. В. Катаева^а, И. Г. Кабанова^а,
С. В. Афанасьев^а, А. В. Павленко^б

^аИнститут физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620990 Россия

^бРФЯЦ ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина, а/я 245, Челябинская обл., Снежинск, 456770 Россия

*e-mail: vsagaradze@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 10.02.2020 г.

После доработки 09.03.2020 г.

Принята к публикации 10.03.2020 г.

Определены особенности структурно-фазовых превращений при различных исходных температурах ударно-волнового нагружения (–129...548°C) в аустенитной азотсодержащей стали X20H6Г11М2АФБ (0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb) при высоких скоростях деформации (448–530 м/с). В процессе ударного воздействия при 20–203°C наблюдается циклическое $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ -превращение, которое является причиной фазового наклепа аустенита и возможного проявления эффекта памяти формы в области локализации деформации.

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

DOI: 10.31857/S0015323020070098

ВВЕДЕНИЕ

Азотсодержащие нержавеющие стали типа 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb (X20H6Г11М2АФБ) [1–6] после различных упрочняющих обработок могут обладать не только повышенными прочностными характеристиками, но и высоким сопротивлением питтинговой коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением в морской воде. Это предопределяет возможность их использования в качестве корпусного конструкционного материала морских судов и конструкций. В частности, подобные стали могут применяться как плакирующий материал корпусов судов ледокольного флота [6], обладающий хорошей износостойкостью [7] в ледовом окружении и высокими коррозионными и механическими свойствами [8–11]. Значительную прочность таких аустенитных сталей можно обеспечить не только за счет твердорастворного легирования азотом, но и в результате дисперсионного твердения с частичным выделением наноразмерных нитридов, а также вследствие повышения плотности дислокаций при высокотемпературной термомеханической обработке, холодной или теплой деформации [11]. В процессе работы корпусов ледоколов в мощных ледовых полях имеет место не только фрикционное

воздействие, но и наблюдаются большие ударные нагрузки. Интенсивное деформационное воздействие может вызвать образование мартенситных фаз в различных сталях [12–18]. Ранее влияние интенсивных ударных воздействий на структуру и фазовые превращения азотсодержащих нержавеющих сталей при различных температурах практически не исследовалось. Настоящая работа посвящена изучению влияния ударно-волнового нагружения на структурно-фазовые превращения азотистой аустенитной стали Cr–Mn–Ni при различных температурах, в том числе при температуре ниже 0°C.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали азотистую аустенитную сталь 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb (X20H6Г11М2АФБ), содержащую 0.04 мас. % углерода. Ударно-волновое воздействие осуществляли на образцах диаметром 35 мм и толщиной около 4 мм при разных температурах (–129, 20, 203 и 548°C) с помощью легкогазовой одноступенчатой пушки [19], вызывающей соударение в вакууме двух пластин (ударника и образца) из одного и того же испытуемого материала. Подобное воздействие исследовали

ранее [20] только при исходной комнатной температуре и разных скоростях деформации. Покоящийся образец располагали на дульном срезе пушки. Скорость соударения определяла амплитуду воздействия, а толщина ударника – длительность нагружения [19]. Испытание проводили с близкими скоростями (448–530 м/с). При ударно-волновом воздействии максимальная степень остаточной деформации по толщине испытываемых пластин при 548°C составляла 8%, а при температурах –129...203°C не более 2%.

Структуру и фазовый состав стали изучали с помощью трансмиссионного электронного микроскопа JEM-200СХ с последующим анализом микродифракций и темнопольных изображений. Плотность дислокаций считали методом секущих.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Изменение структуры стали после холодной ударно-волновой деформации при –129 и 20°C

Структура стали 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb в исходном состоянии после закалки с прокатного нагрева от температур 1000–1100°C состояла из полиэдрических зерен аустенита размером 40–120 мкм. Использование скоростного нагружения может приводить к реализации трех основных структурных изменений в стали: увеличению плотности дислокаций; образованию более плотных мартенситных фаз при локальном сжатии метастабильного аустенита (принцип Ле-Шателье); развитию обратного мартенситного превращения. При деформационном разогреве возможны также возврат и рекристаллизация аустенита. Как показали исследования, деформирование азотистой аустенитной стали при исходных температурах –129 и 20°C со скоростями 448 и 471 м/с практически не изменяет зеренную структуру. В средней части образцов наблюдаются участки откольного разрушения. Деформационно-индуцированные структурно-фазовые превращения происходят внутри зерен, что подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями. На рис. 1а, 1б представлены светлопольное и темнопольное изображения структуры исследованной стали после ударно-волнового воздействия со скоростью 448 м/с при температуре –129°C. На снимках видны участки с повышенной плотностью дислокаций и пластинчатые кристаллы мартенситной ϵ -фазы с ГПУ-решеткой, имеющей меньший удельный объем, чем материнская аустенитная фаза. Внутри мартенситных кристаллов заметны дислокации и тонкие пластины иной ориентации, похожие на микродвойники. Расшифровка се-

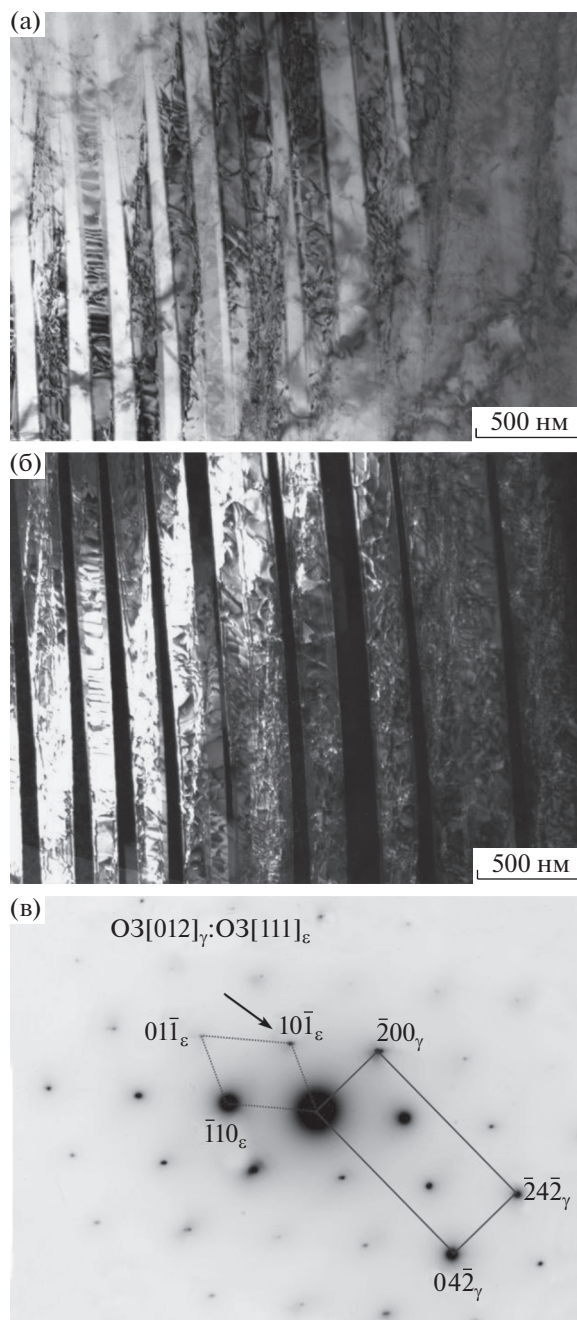


Рис. 1. Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения ϵ -мартенсита и соответствующая микродифракция (в) от аустенита и мартенсита (с осями зон $[012]_\gamma$ и $[111]_\epsilon$) в стали 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb, подвергнутой ударно-волновому нагружению со скоростью 448 м/с при –129°C (стрелкой показан рефлекс $(10\bar{1})_\epsilon$, в котором снималось темное поле).

ток рефлексов на микродифракции (рис. 1в) свидетельствует о присутствии γ и ϵ фаз с осями зон $[012]$ и $[111]$ соответственно. Проведенный анализ стереографических проекций, построенных для этих осей зон, подтверждает наличие типичных мартен-

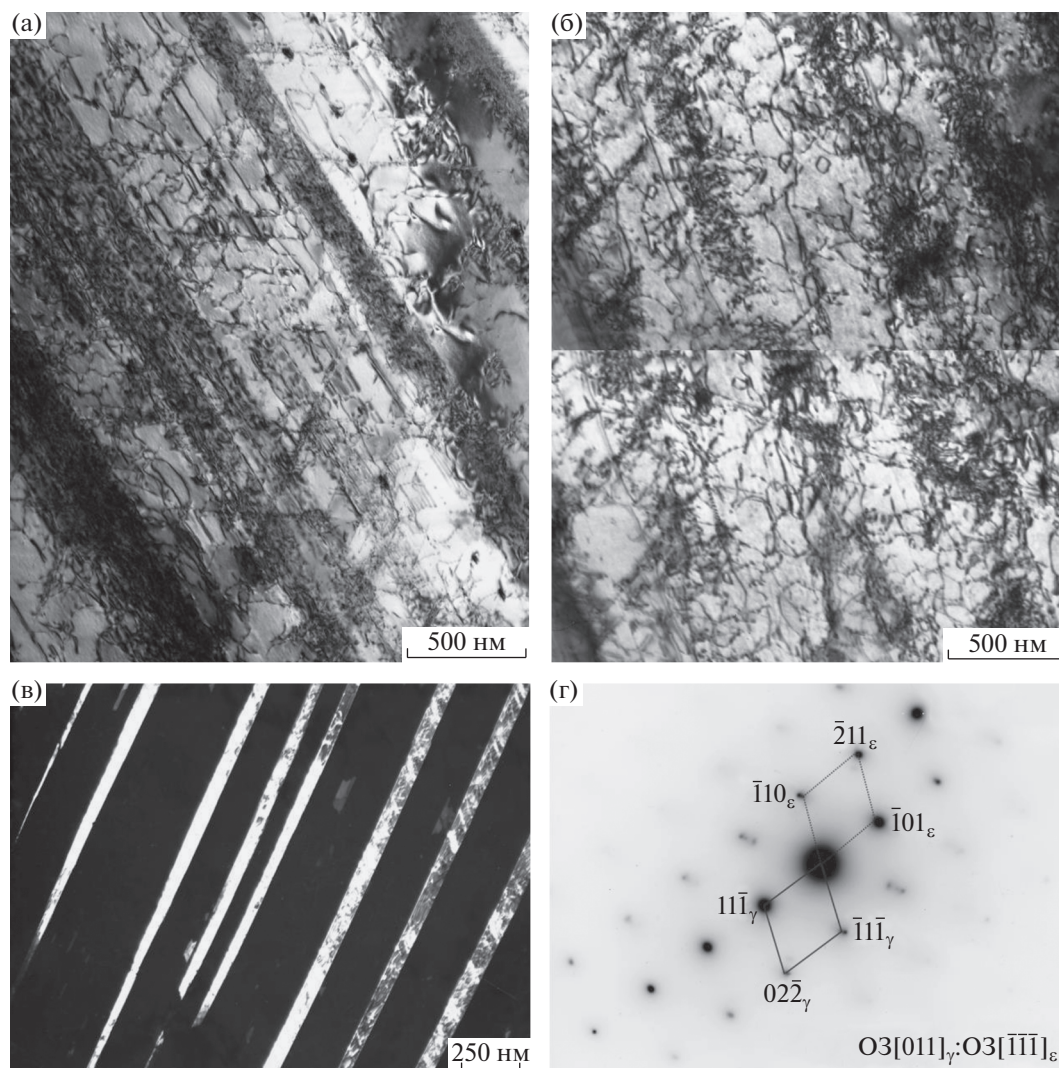


Рис. 2. Светлопольное (а, б) и темнопольное (в) изображения структуры стали 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb и соответствующая микродифракция (г) после ударно-волнового нагружения со скоростью 471 м/с при исходной температуре 20°С. Темное поле (в) получено в рефлексе $(\bar{1}10)_{\epsilon}$.

ситных ориентационных соотношений между этими фазами: $(0001)_{\epsilon} \parallel (\bar{1}11)_{\gamma}$, $[\bar{1}2\bar{1}0]_{\epsilon} \parallel [110]_{\gamma}$. Следует отметить, что в процессе холодной деформации прокаткой в исследованной стали ϵ -фаза не образуется [21, 22], что связано с отсутствием заметного объемного сжатия аустенита в этих условиях. Сформировавшаяся при низкотемпературном (-129°C) взрывном нагружении мартенситная ϵ -фаза сохраняется в структуре, так как наблюдаемый деформационный разогрев металла не превышает температуры обратного мартенситного превращения $\epsilon \rightarrow \gamma$ ($200\text{--}300^{\circ}\text{C}$) в подобных сталях [18].

Повышение до 20°C температуры исходной деформации со скоростью 471 м/с также приводит к структурным изменениям (рис. 2а–2г). На электронограмме деформированной стали (рис. 2г)

присутствуют сетки рефлексов от ГЦК-аустенита и ГПУ-мартенсита с осями зон соответственно $[011]_{\gamma}$ и $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\epsilon}$. Пластинчатые кристаллы ϵ -фазы хорошо видны на темнопольном изображении (рис. 2в). Степень деформации в разных участках сохраненных образцов неодинаковая. Основным отличием структуры стали, деформированной при этой более высокой температуре (20°C), является образование в отдельных участках зерна протяженных полосовых дислокационных скоплений (рис. 2а, 2б) с высокой плотностью дислокаций внутри полос (до $(1\text{--}2) \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$). При этом средняя плотность дислокаций в зерне достигает $2 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, в то время как плотность дислокаций в исходной закаленной аустенитной стали составляет $2 \times 10^8 \text{ см}^{-2}$. Если в процессе

ударно-волнового нагружения при исходной температуре 20°C имеет место разогрев отдельных участков образца выше температурного интервала обратного $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения ($200\text{--}300^{\circ}\text{C}$), то в стали должен осуществляться $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -переход. Появление в аустенитных зернах вытянутых зон с повышенной плотностью дислокаций, которые имеют ту же ГЦК-решетку и ориентацию, как аустенитная матрица, однозначно свидетельствует о развитии обратимого мартенситного превращения $\varepsilon \rightarrow \gamma$. При этом наблюдается фазовый наклеп аустенита [21] в результате циклического $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения, проявляющийся в виде повышенной плотности дислокаций на месте бывших кристаллов ε -мартенсита. Обычно плотность дислокаций в подобных недеформированных высокомарганцевых сталях после цикла $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращений повышается незначительно из-за высокой кристаллографической обратимости этих превращений [21, 22]. В настоящей работе высокая концентрация дислокаций в фазонаклепанном аустените объясняется наследованием аустенитом дислокационной структуры от сильно деформированной ε -фазы.

3.2. Изменение структуры стали после ударно-волновой деформации при 203°C

Повышение температуры деформации до 203°C (при близкой скорости нагружения 530 м/с) приводит к развитию циклического $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения с формированием вытянутых дислокационных скоплений в пределах бывших ε -пластин (рис. 3а, 3б). Образование ε -фазы при относительно высокой температуре 203°C объясняется высоким давлением при ударно-волновом нагружении, которое расширяет температурный интервал образования ε -фазы с меньшим удельным объемом, чем у γ -фазы.

Как видно на рис. 3, в структуре не сохранились кристаллы ε -фазы – все они испытали обратное $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращение при снятии высокого давления и локальном повышении температуры. В результате деформации при 203°C и фазового наклепа при $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращении плотность дислокаций в аустенитном зерне увеличилась до 10^{10} см^{-2} . По распределению кристаллов ε -фазы и вытянутых дислокационных полос на их месте (см. рис. 1–3) можно полагать, что в результате скоростной деформации при -129 , 20 и 203°C в исследованной стали образовывалось до $30\text{--}50\%$ ε -фазы. Близкое количество ε -мартенсита образуется при $4\text{--}5\%$ холодной пластической деформации в аустенитных Cr-Mn-Mo-V сталях с $0.3\text{--}0.4\text{ мас. \%}$ углерода ($0.35\text{C-}14\text{Cr-}3\text{Ni-}15\text{Mn-}4\text{Si-}1\text{V}$). Эти стали обладают эффектом памяти формы (ЭПФ) в результате $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращения при деформации и $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения при последующем нагреве [21,

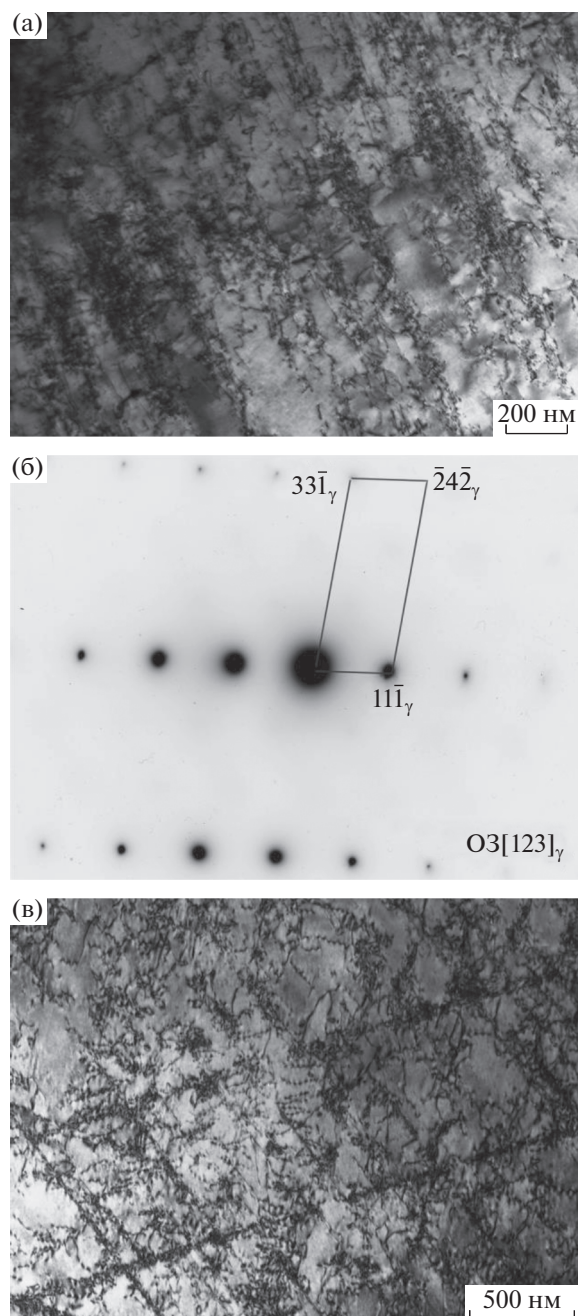


Рис. 3. Дислокационная структура (а, в) и микродифракция (б) стали $0.4\text{N-}20\text{Cr-}6\text{Ni-}11\text{Mn-}2\text{Mo-}V\text{-Nb}$ после $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе ударно-волнового воздействия со скоростью 530 м/с при 203°C .

23]. Развитие $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения в процессе ударно-волнового воздействия на сталь $0.4\text{N-}20\text{Cr-}6\text{Ni-}11\text{Mn-}2\text{Mo-}V\text{-Nb}$ при 20 и 203°C должно привести не только к локальному формоизменению материала (при превращении $\gamma \rightarrow \varepsilon$), но и к частичному восстановлению его формы (при обратном превращении $\varepsilon \rightarrow \gamma$). За счет ЭПФ возможно уменьшение величины пластической

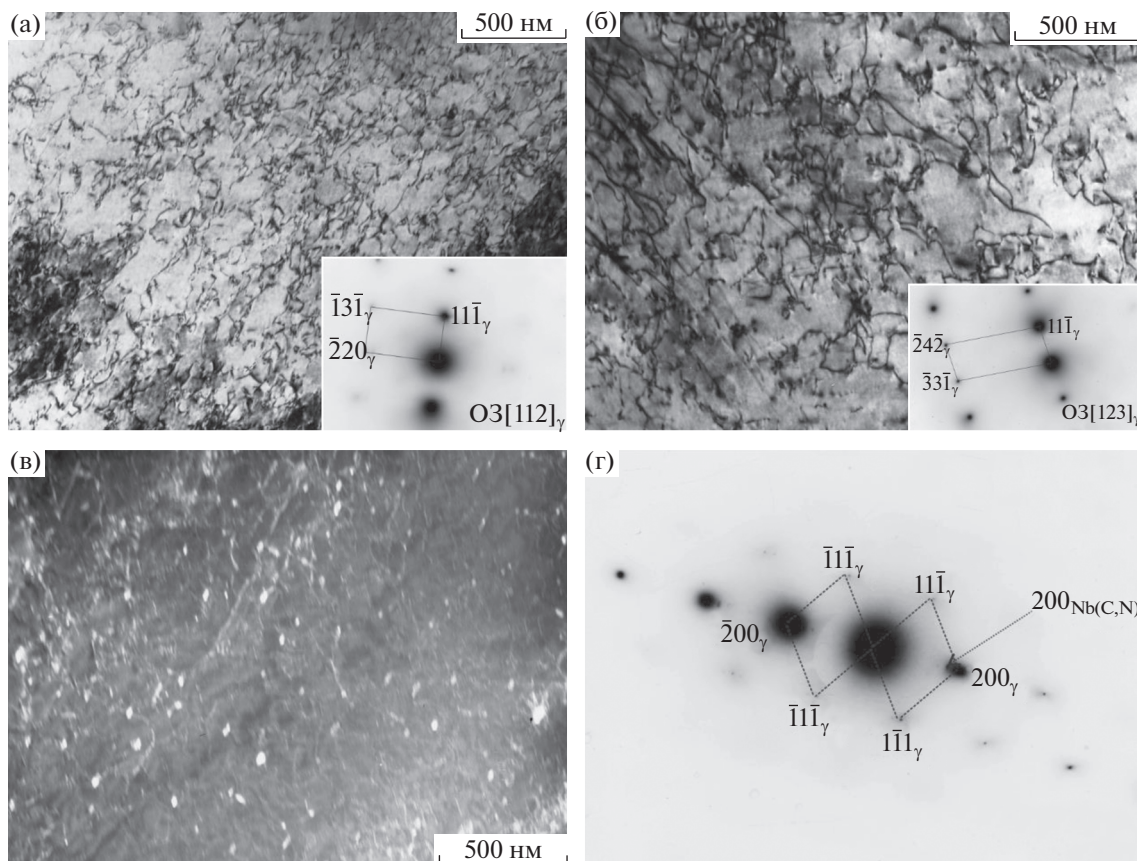


Рис. 4. Различные участки структуры стали 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb (а–в) с соответствующими микродифракциями после ударно-волнового воздействия со скоростью 509 м/с при 548°C. Темнопольное изображение карбонитридов (в) получено в рефлексе $(200)_{\text{Nb}(\text{C},\text{N})}$, представленном на микродифракции (г).

деформации на 1.5–2% в сталях близкого состава [23]. При этом экспериментально наблюдаемая оставшаяся часть пластической деформации в стали составляет ~2%. Эта степень пластической деформации реализована в результате не мартенситного, а дислокационного механизма формирования при ударно-волновом нагружении.

3.3. Структура стали

после ударно-волнового нагружения при 548°C

В результате пластической деформации стали 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb со скоростью нагружения 509 м/с при значительно более высокой температуре (548°C) реализуется начальная стадия формирования ячеистой дислокационной структуры (рис. 4а, 4б). Средняя плотность дислокаций достигает $(5–6) \times 10^9 \text{ см}^{-2}$. По микродифракционным картинкам (рис. 4а, 4б, 4г) можно утверждать, что в стали нет ϵ -фазы. Преобладает однофазная аустенитная структура с ГЦК-решеткой. Нет вытянутых полосовых скоплений дислокаций, что говорит об отсутствии деформационно-индуцированного превращения

$\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ при таких высоких температурах ударно-волнового нагружения. В отдельных участках образца наблюдается снижение плотности дислокаций, связанное с развитием процессов возврата и полигонизации. Высокие температуры обработки вызывают выделение карбонитридов ниобия (на дислокациях) размером до 10–20 нм, темнопольное изображение которых в рефлексе $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$ представлено на рис. 4в.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выявлены особенности структурно-фазовых превращений при различных температурах (–129–548°C) ударно-волнового нагружения со скоростями 448–530 м/с в аустенитной азотистой нержавеющей стали типа 0.4N–20Cr–6Ni–11Mn–2Mo–V–Nb (X20H6Г11M2АФБ). При низкой температуре воздействия (–129°C) в стали повышается плотность дислокаций и формируются пластинчатые кристаллы ϵ -мартенсита с ГПУ-решеткой, имеющего меньший удельный объем, чем исходная фаза с ГЦК-решеткой. В процессе деформации при 20°C также образуются кристал-

лы ϵ -мартенсита, однако они частично превращаются в аустенит с высокой плотностью дислокаций в условиях деформационного разогрева образцов. Повышение температуры скоростной деформации до 203°C также приводит к образованию внутри аустенитных зерен вытянутых участков с повышенной плотностью дислокаций, которые имеют ту же ГЦК-решетку, как аустенитная матрица. Это свидетельствует о развитии не только деформационно-индуцированного $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения, но и обратного $\epsilon \rightarrow \gamma$ -превращения при снятии давления и деформационном разогреве образцов выше интервала критических температур (200–300°C). Реализация $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ -превращения приводит не только к фазовому наклепу аустенита, но и вызывает обратимую деформацию с проявлением эффекта памяти формы в месте локального деформационного нагружения. Увеличение температуры ударно-волнового воздействия до 548°C исключает возможность образования ϵ -мартенсита. Наблюдаются начальные стадии образования ячеистой дислокационной структуры.

Работа выполнена по теме “Структура”, № АААА-А18-118020190116-6. Электронно-микроскопические исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Горынин И.В., Малышевский В.А., Рыбин В.В. Высокопрочные свариваемые корпусные стали для подводного кораблестроения: вчера, сегодня, завтра / В кн. “Роль Российской науки в создании отечественного подводного флота”, под редакцией А.А. Саркисова. РАН, Москва, Наука. 2008. С. 281–288.
2. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Малахов Н.В., Мушников С.Ю., Ямпольский В.Д. Создание перспективных принципиально новых коррозионно-стойких корпусных сталей, легированных азотом // Вопросы материаловедения. 2005. № 2 (42). С. 40–54.
3. Горынин И.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Мушников С.Ю., Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали // Вопросы материаловедения. 2009. № 3 (59). С. 7–16.
4. Калинин Г.Ю., Малышевский В.А., Мушников С.Ю., Петров С.Н., Ямпольский В.Д. Влияние степени горячей пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной высокопрочной коррозионно-стойкой стали 05X19H5Г12АМ2БФ // Вопросы материаловедения. 2003. № 4 (36). С. 1–7.
5. Мушников С.Ю., Костин С.К., Сагарадзе В.В., Катаева Н.В. Структура, свойства и сопротивление коррозионному растрескиванию азотсодержащей аустенитной стали, упрочненной термомеханической обработкой // ФММ. 2017. Т.118. № 11. С. 1223–1235.
6. Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Мушников С.Ю., Калинин Г.Ю., Харьков О.А., Костин С.К., Парменова О.Н. Структура и свойства плакированной двухслойной стали для корпусов арктических судов // Вопросы материаловедения. 2015. № 3(83). С. 14–25.
7. Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Черненко Н.Л., Печеркина Н.Л., Калинин Г.Ю., Мушников С.Ю., Харьков О.А. Структура и трибологические свойства азотсодержащих нержавеющей аустенитных сталей // Вопросы материаловедения. 2012. № 3 (71). С. 136–145.
8. Филиппов Ю.И., Сагарадзе В.В., Завалишин В.А., Печеркина Н.Л., Катаева Н.В., Мушников С.Ю., Костин С.К., Калинин Г.Ю. Акустически регистрируемое коррозионное растрескивание под напряжением азотистых аустенитных сталей // ФММ. 2014. Т. 115. № 6. С. 624–637.
9. Мушников С.Ю., Сагарадзе В.В., Филиппов Ю.И., Катаева Н.В., Завалишин В.А., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Костин С.К. Сравнительный анализ коррозионного растрескивания аустенитных сталей с разным содержанием азота в хлоридных и водородсодержащих средах // ФММ. 2015. Т. 116. № 6. С. 663–672.
10. Sedriks A.J., Dudt P.J. Corrosion Resistance, Coating, and Magnetic Property Issues of Nonmagnetic Austenitic Stainless Steel for Ship Hulls // Corrosion. 2001. V. 5. № 1. P. 84–91.
11. Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Завалишин В.А., Филиппов Ю.И., Мушников С.Ю., Калинин Г.Ю. Влияние скорости охлаждения в интервале 1100–800°C на механические свойства и структуру азотсодержащей аустенитной стали // Вопросы материаловедения. 2011. № 3(67). С. 5–12.
12. Немировский М.Р., Немировский Ю.Р., Рудаков А.А. Фазовые и структурные изменения при деформационном $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ превращении в сплаве 30X12Г23 // ФММ. 1980. Т. 50. № 5. С. 1074–1080.
13. Baruj A., Kikuchi T., Kadjivara 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. V.112. P. 373 – 376.
14. Dong Z.Z., Kajiwarara S., Kikuchi T., Sawaguchi T. Effect of pre-deformation at room temperature on shape memory properties of stainless type Fe–15Mn–9Cr–5Ni–(0.5–1.0) NbC alloys // Acta Materialia. 2005. V. 3. P. 4009 – 4018.
15. Хейфец А.Э., Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Долгих С.М., Гаан К.В., Шорохов Е.В. Фазовые и структурные превращения в низкоуглеродистой стали, происходящие при схлопывании цилиндрической оболочки // ФММ. 2017. Т. 118. № 7. С. 715–724.
16. Наркевич Н.А., Толмачев А.И., Власов И.В., Сурикова Н.С. Структура и механические свойства аустенитной азотистой стали, подвергнутой ультразвуковой ковке // ФММ. 2016. Т. 117. № 3. С. 300–306.
17. Линдеров М.Л., Segel C., Weidner A., Biermann H., Виноградов А.Ю. Исследование деформационных про-

- цессов в трип/твип-сталях с использованием акустической эмиссии и сканирующей электронной микроскопии // ФММ. 2018. Т. 119. № 4. С. 407–414.
18. *Наркевич Н.А., Шулепов И.А., Миронов Ю.П.* Структура, механические и трибологические свойства аустенитной азотистой стали после фрикционной обработки // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 421–428.
 19. *Mokrushin S.S., Mayorova A.S., Malyugina S.N., Pavlenko A.V., Sagaradze V.V., Kataeva N.V., Volkova Ye.G.* Dynamic Properties of Reactor Steels Kh16N15M3T1 and Kh13V2 Under Shock-Wave Loading of Submicrosecond Scale. /EPJ Web Conf. Volume 183, 2018. DУМАТ 2018 – 12th International Conference on the Mechanical and Physical Behaviour of Materials under Dynamic Loading.
 20. *Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Павленко А.В.* Влияние скорости ударно-волнового нагружения на структурно-фазовые превращения азотистой Cr–Mn аустенитной стали // ФММ. 2019. Т. 120. № 3. С. 301–306.
 21. *Сагарадзе В.В., Уваров А.И.* Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
 22. *Сагарадзе В.В., Терещенко Н.А., Уваров А.И.* О перекристаллизации Fe–Mn-сплавов, испытанных $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \gamma$ -превращение // ФММ. 1984. Т. 58. Вып. 1. С. 81–89.
 23. *Сагарадзе В.В., Афанасьев С.В., Катаева Н.В.* Эффект памяти формы в коррозионно-стойких сталях с различным карбидным упрочнением // ФММ. 2018. Т. 119. № 8. С. 811–816.