СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.15-194.56:539.89:536.42

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ АЗОТИСТОЙ Сг–Мп АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

© 2019 г. В. В. Сагарадзе^{*a*, *}, Н. В. Катаева^{*a*}, А. В. Павленко^{*b*}

^{*а*}Институт физики металлов УрО РАН, 620108 Россия, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18 ^{*b*}РФЯЦ ВНИИТФ им. академ. Е.И. Забабахина, 456770 Россия, Челябинская обл., Снежинск, ул. Васильева, 13

> *e-mail: vsagaradze@imp.uran.ru Поступила в редакцию 12.07.2018 г. После доработки 23.07.2018 г. Принята к публикации 14.08.2018 г.

Методами металлографии, трансмиссионной электронной микроскопии и EBSD анализа выполнено исследование структурно-фазовых превращений при различных скоростях ударно-волнового нагружения в аустенитной нержавеющей стали типа 0.4N-20Cr-6Ni-11Mn-2Mo-V-Nb (X20H6Г11M2AФБ). В процессе ударной деформации при скорости 471 м/с в исследованной стали наблюдалось повышение плотности дислокаций до 8×10^{10} см⁻² и образование ϵ -мартенсита с ГПУ-решеткой. Увеличение скорости нагружения от 471 до 904 м/с при исходной комнатной температуре приводит к большему разогреву образцов аустенитной стали без образования рекристаллизованных зерен, но вызывает обратное $\epsilon \rightarrow \gamma$ -превращение с наследованием дислокаций.

Ключевые слова: аустенитная сталь, ударно-волновое воздействие, эпсилон-мартенсит, электронная микроскопия, EBSD-анализ, структура, рекристаллизация, разориентация зерен, скорость деформации

DOI: 10.1134/S0015323019030124

введение

Высокопрочные азотсодержащие аустенитные стали, в частности стали типа Х20Н6Г11М2АФБ [1-5], могут быть использованы в качестве плакирующего материала корпусов судов ледокольного флота [6]. Это объясняется повышенной прочностью и износостойкостью таких материалов против истирания в ледовом окружении [7], а также высоким сопротивлением питтинговой коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением в морской воде [8-10]. Одним из режимов упрочнения стали Х20Н6Г11М2АФБ является закалка с прокатного нагрева [4, 10]. При этом свойства стали обеспечиваются в результате твердорастворного упрочнения азотом, сохранения высокотемпературной субзеренной структуры и частичного распада аустенита с выделением наноразмерных нитридов. Снижение скорости охлаждения после прокатки может привести к ускоренному выделению приграничных нитридов, что заметно снижает ударную вязкость и сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением [11]. Другой способ обработки, исключающий возможность приграничных выделений нитридов в аустените, заключается в закалке стали от высокой температуры с практически

полным переходом азота в твердый раствор аустенита [12]. Дополнительное упрочнение с повышением предела текучести $\sigma_{0.2}$ до 700 МПа и более обеспечивается холодной или теплой прокаткой на 10—15%. До настоящего времени нет сведений о возможных структурных изменениях в подобной аустенитной стали при ударном нагружении, в частности в процессе активного продвижения ледокола через ледовые поля. В представленной работе исследовано влияние ударного нагружения с разными скоростями на структурно-фазовые превращения в азотсодержащей Сг—Мп аустенитной стали.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали азотистую аустенитную сталь 0.4N— 20Cr—6Ni—11Mn—2Mo—V—Nb (Х20Н6Г11М2АФБ). Ударно-волновое воздействие осуществляли с помощью легкогазовой одноступенчатой пушки, вызывающей соударение в вакууме двух пластин (ударника и образца) из одного и того же испытуемого материала. Покоящийся образец располагали на дульном срезе пушки. Скорость соударения определяла амплитуду воздействия, а толщина



Рис. 1. Микроструктура стали Х20Н6Г11М2АФБ в исходном состоянии: световая металлография (а), схема БУ и МУ границ (соответственно темные и более светлые линии) (б) и расположение зерен δ- феррита (светлые участки) в аустенитной матрице (темные участки) (в).

ударника — длительность нагружения. Испытание проводили с двумя скоростями (471 и 904 м/с) при исходной комнатной температуре.

Структуру и фазовый состав стали изучали с помощью светового микроскопа ALTAMI и трансмиссионного электронного микроскопа JEM-200CX с анализом микродифракций и темнопольных изображений. Размер и разориентацию зерен после различных режимов горячей деформации определяли с помощью сканирующего растрового микроскопа Ouanta 200. оснашенного системой автоматического анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов (метод EBSD-анализа). Подготовку образцов для исследований осуществляли электрополировкой в растворе ортофосфорной кислоты и хромого ангидрита. С помощью программного обеспечения для обработки картин дифракции обратно-рассеянных электронов TSL OIM Analysis получали изображение микроструктур в виде карт распределения ориентировок кристаллитов. Большеугловыми (БУ) границами считали границы зерен с разориентировкой более 15°, границы с разориентировкой менее 15° рассматривали как малоугловые (МУ) границы или субграницы. Средний размер зерен считали по EBSD – картам методом случайных секущих в направлении, перпендикулярном направлению прокатки.

ЭкСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Изменение зеренной структуры стали в результате деформации со скоростями 471 и 904 м/с при 20°С

Изменение размеров зерен аустенитной стали X20H6Г11M2AФБ в процессе разогрева образцов при ударно-волновом воздействии может происходить в результате рекристаллизации при высокой скорости нагружения. Сталь в исходном состоянии после закалки с прокатного нагрева содержала преимущественно полиэдрические зерна аустенита размером 40-120 мкм и до 7% мелких зерен δ-феррита размером 5-20 мкм, выстроенных в цепочки в основном в направлении прокатки (рис. 1а). Распределение зерен по углам разориентации анализировали с помощью обработки картин дифракции обратно-рассеянных электронов. На рис. 16 представлено распределение межзеренных БУ границ с углами разориентации 15°-180° (темные линии) и МУ границ с углами разориентации 2°-15° (более светлые линии) для стали Х20Н6Г11М2АФБ в исходном состоянии. Преобладают мелкие и более крупные зерна с большеугловыми границами (около 90%) в исследованном участке образца). Цепочки самых мелких зерен являются б-ферритом (рис. 16, 1в). Расположение зерен δ-феррита с ОЦК-решеткой представлено на темном фоне аустенитной матрицы с ГЦК-решеткой (рис. 1в).

Ударно-волновое воздействие со скоростями 471 и 904 м/с практически не изменяет зеренную структуру стали Х20Н6Г11М2АФБ (рис. 2а, 2б). Новые рекристаллизованные зерна обнаружены не были. Это свидетельствует о том, что разогрев стали при используемых скоростях воздействия не превышал 750–800°С, когда могут появляться первые кристаллы рекристаллизованного аустенита. Небольшое количество внутризеренных МУ границ присутствует в деформированных образцах (рис. 2а, 2б). Следует отметить заметную разнозернистость по сечению образцов стали в исходном состоянии, что не позволяет получить точные средние размеры зерен в разных участках



Рис. 2. Схема БУ и МУ-границ зерен (соответственно темные и более светлые линии) в стали 04X20H6Г11M2AФБ после ударно-волнового воздействия при исходной комнатной температуре со скоростями 471 (а) и 904 м/с (б).

образцов после деформационного воздействия. Рассчитанные средние размеры кристаллов сплава Х20Н6Г11М2АФБ, состоящего из мелких зерен феррита и более крупных зерен аустенита, составляют 26.5, 30.4, 23.7 мкм соответственно для исходного и деформированного при 471 и 904 м/с состояний. Наблюдаемая небольшая разница в средних величинах зерен связана с неоднородностью исходной зеренной структуры и не отражает изменение их размеров в результате высокоскоростной деформации. Гистограммы распределения границ зерен по углу разориентации после деформационного воздействия со скоростями 471 и 904 м/с также мало отличаются друг от друга (рис. 3). Основные деформационно-индуцированные структурные изменения происходят внутри зерен, что подтверждается электронно-микроскопическими исследованиями.



Рис. 3. Гистограммы распределения границ зерен по углу разориентации в стали 04Х20Н6Г11М2АФБ после ударно-волнового воздействия со скоростями 471 (а) и 904 м/с (б) при исходной комнатной температуре.

Изменение тонкой структуры стали в результате деформации со скоростями 471 и 904 м/с при исходной комнатной температуре

В процессе ударной деформации со скоростью 471 м/с при исходной температуре 20°С в исследованной стали наблюдается образование большого количества дислокаций и кристаллов ε -мартенсита с ГПУ-решеткой (рис. 4), что типично для Cr–Mn-аустенитных сталей с пониженной энергией дефекта упаковки. На электронограмме деформированной стали (рис. 4в) присутствуют сетки рефлексов от ГЦК-аустенита и ε -мартенсита с осями зон соответственно [011]_у и [111]_ε.

Пластинчатые кристаллы є-фазы хорошо видны на светлопольном и темнопольном изображениях (рис. 4а, 4б). Эти кристаллы, в свою очередь, претерпевают дополнительное деформационное воздействие при их пересечении дислокациями



Рис. 4. Светлопольное (а) и темнопольное (б) изображения пластин ε -мартенсита с соответствующей микродифракцией (в) и темнопольное изображение карбонитридов (г) в составном рефлексе $(\overline{200})_{\gamma} + (\overline{200})_{V,Nb(N,C)}$ в стали Х20Н6Г11М2АФБ, подвергнутой ударно-волновому нагружению при комнатной температуре со скоростью 471 м/с.

по поперечно распложенным плоскостям, что приводит к дроблению є-пластин и возможно к их частичному двойникованию. В пределах зерна деформированного аустенита наблюдаются также дисперсные частицы карбонитридов типа V,Nb(C,N) размером менее 10 нм (см. темнопольное изображение на рис. 4г), изоморфных аустенитной матрице с осью зоны [011]. Соответствующие карбонитридные рефлексы видны на электронограмме (рис. 4в).

Следует отметить, что степень деформации сохраненных образцов неодинаковая. В пределах исходных аустенитных зерен в процессе ударноволнового нагружения со скоростью 471 м/с в отдельных участках формируются протяженные полосовые скопления дислокаций с повышенной плотностью – до (5–8) × 10¹⁰ см⁻² (рис. 5а, 5б). Эти скопления дислокаций образовались на месте бывших кристаллов є-фазы. Если в процессе ударно-волнового нагружения происходит разогрев отдельных участков образца выше 250-300°C, то в стали должно происходить обратное мартенситное превращение $\varepsilon \rightarrow \gamma$. Появление в аустенитных зернах вытянутых зон с повышенной плотностью дислокаций, которые имеют ту же ГЦК-решетку и ориентацию, как аустенитная матрица (рис. 5в), однозначно свидетельствует о развитии обратного мартенситного превращения $\varepsilon \rightarrow \gamma$ в процессе ударного воздействии. При этом имеет место фазовый наклеп аустенита [12] в результате циклического $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения (в виде повышенной плотности дислокаций до $(5-8) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$) на месте бывших кристаллов є-мартенсита. Следует отметить тот факт, что обычно плотность дислокаций в высокомарганцевых сталях после цикла $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращений изменяется незначительно из-за высокой обратимости этих превращений и не приводит к рекристаллизации аустенита от фазового наклепа [13]. Однако в настоящей работе высокая концентрация дислокаций в фазанаклепанном аустените объясняется предварительнойинтенсивнойдеформацией є-фазы в процессе ударно-волнового нагружения.

На рис. ба представлена структура стали X20H6Г11M2AФБ после ударно-волнового нагружения со скоростью 904 м/с при исходной комнатной температуре.

Увеличение скорости деформационного воздействия почти в 2 раза (по сравнению с ранее рассмотренным случаем) привело к существенному повышению температуры образца, что способствовало более полному развитию обратного мартенситного превращения $\varepsilon \rightarrow \gamma$. При этом в



Рис. 5. Полосовая дислокационная структура аустенита (а, б) и соответствующая микродифракция (в) после γ → ε → γ превращения в стали Х20Н6Г11М2АФБ, подвергнутой ударно-волновому нагружению со скоростью 471 м/с при исходной комнатной температуре.



Рис. 6. Структура стали Х20Н6Г11М2АФБ после ударно-волнового нагружения со скоростью 904 м/с при исходной комнатной температуре (а) и соответствующая электронограмма (б). структуре полностью исчезли кристаллы ε -мартенстита и на их месте сформировались вытянутые аустенитные области с повышенной плотностью дислокаций (до 8 × 10¹⁰ см⁻²). Наблюдаемые дислокационные полосы имеют такую же ориентацию, как и исходная аустенитная матрица (см. микродифракцию на рис. 6б от монокристальной γ-фазы с осью зоны [123]_γ), что свидетельствует о восстановлении ориентации аустенита после прямого и обратного мартенситных превращений $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \gamma$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Выполнено исследование структурно-фазовых превращений при различных скоростях ударноволнового нагружения в аустенитной азотистой Сг-Мп-стали типа X20Н6Г11М2АФБ, содержащей около 7% б-феррита. Показано отсутствие рекристаллизации при разогреве образцов в условиях деформации со скоростями 471 и 904 м/с. В процессе ударной деформации в исследованной стали наблюдалось повышение плотности дислокаций и развитие прямого мартенситного превращения с образованием є-мартенсита с ГПУ-решеткой. Формирование внутри аустенитных зерен вытянутых участков с повышенной плотностью дислокаций (до 8 \times 10¹⁰ см⁻²), которые имеют ту же ГЦК-решетку, как аустенитная матрица, свидетельствует также о развитии обратного $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения при ударном воздействии с возникновением участков, упрочненных фазовым наклепом. Увеличение скорости ударно-волнового нагружения от 471 до 904 м/с при исходной комнатной температуре приводит к дополнительному разогреву образцов и вызывает активизацию обратного $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -превращения с наследованием дислокаций.

Работа выполнена по темам "Структура", № АААА-А18-118020190116-6 и "Давление" № АААА-А18-118020190104-3. Электронно-микроскопические исследования проведены в ОЭМ ЦКП ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Малахов Н.В., Мушникова С.Ю., Ямпольский В.Д. Создание перспективных принципиально новых коррозионно-стойких корпусных сталей, легированных азотом // Вопр. материаловедения. 2005. № 2(42). С. 40–54.
- Горынин И.В, Малышевский В.А., Рыбин В.В. Высокопрочные свариваемые корпусные стали для подводного кораблестроения: вчера, сегодня, завтра / Роль Российской науки в создании отечественного подводного флота // Под редакцией Саркисова А.А. РАН. М.: Наука, 2008. С. 281–288.
- 3. Горынин И.В., Малышевский В.А., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали // Вопросы материаловедения. 2009. № 3(59). С. 7–16.
- Калинин Г.Ю., Малышевский В.А., Мушникова С.Ю., Петров С.Н., Ямпольский В.Д. Влияние степени горячей пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной высокопрочной коррозионно-стойкой стали 05Х19H5Г12AM2БФ // Вопр. материаловедения. 2003. № 4(36). С. 1–7.
- Коррозионно-стойкая высокопрочная немагнитная сталь и способ ее термодеформационной обработки // Патент РФ № 2392348, "Бюллетень ФИПС (Роспатент", № 17, 27.02.2010. Горынин И.В., Рыбин В.В., Малышевский В.А., Голуб Ю.В., Гутман Е.Р., Калинин Г.Ю., Малахов Н.В., Мушникова С.Ю., Фомина О.В., Харьков А.А., Цуканов В.В., Ямпольский В.Д., Дурынин В.А., Афа-

насьев С.Ю., Баландин С.Ю., Батов Ю.М., Немтинов А.А., Степанов А.А., Луценко А.Н.

- Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Мушникова С.Ю., Калинин Г.Ю., Харьков О.А.,. Костин С.К, Парменова О.Н. Структура и свойства плакированной двухслойной стали для корпусов арктических судов // Вопр. материаловедения. 2015. № 3(83). С. 14–25.
- 7. Коршунов Л.Г., Сагарадзе В.В., Черненко Н.Л., Печеркина Н.Л., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Харьков О.А. Структура и трибологические свойства азотсодержащих нержавеющих аустенитных сталей. // Вопр. материаловедения. 2012. № 3(71). С. 136–145
- Филиппов Ю.И., Сагарадзе В.В., Завалишин В.А., Печеркина Н.Л., Катаева Н.В., Мушникова С.Ю., Костин С.К., Калинин Г.Ю. Акустически регистрируемое коррозионное растрескивание под напряжением азотистых аустенитных сталей // ФММ. 2014. Т. 115. С. 624–637.
- Мушникова 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. С. 663–672.
- Мушникова 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
- Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Завалишин В.А., Филиппов Ю.И., Мушникова С.Ю., Калинин Г.Ю. Влияние скорости охлаждения в интервале 1100– 800°С на механические свойства и структуру азотсодержащей аустенитной стали // Вопр. материаловедения. 2011. № 3(67).С. 5–12.
- Сагарадзе В.В., Фомина О.В., Вихарева Т.В., Катаева Н.В., Кабанова И.Г., Завалишин В.А. Особенности распада дельта-феррита в азотсодержащих аустенитных сталях // ФММ, 2018. Т. 119. № 3. С. 296–302.
- Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург. РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
- Сагарадзе В.В., Терещенко Н.А., Уваров А.И. О перекристаллизации Fe-Mn-сплавов, испытавших γ→ → ε → γ-превращение // ФММ. 1984. Т. 58. Вып. 1. С. 81-89.

№ 3 2019

том 120