

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.56:539.89

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ AISI 316H ПРИ ТЕПЛОМ МНОГОХОДОВОМ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

© 2021 г. К. Хаджизаде^а, *, К. Кужыдловски^б

^аКафедра горно-металлургического машиностроения, Технологический университет Урмии, п/я (Р.О.Вох 57155-419), пров. Западный Азербайджан, Иран

^бФакультет машиностроения, Белостокский технологический университет, ул. Вьейская, 45, Белосток 15-351, воевод. Подляское, Польша

*e-mail: kaveh.hajizadeh@uut.ac.ir

Поступила в редакцию 02.10.2020 г.

После доработки 20.01.2021 г.

Принята к публикации 16.06.2021 г.

Аустенитная нержавеющая сталь AISI 316H была подвергнута равноканальному угловому прессованию (РКУП/ЕСАР) при 350°C до восьми проходов. Полученные механические свойства сравнивали с полученными после холодной прокатки свойствами в качестве репрезентативных для состояния холодной обработки. В начале РКУП внутри крупных зерен наблюдали высокую плотность тонких параллельных полос скольжения. Интенсивное образование полос скольжения микросдвигом происходило при продолжении РКУП процедуры путем добавления большего количества проходов. В то время как в микроструктуре не было обнаружено мартенситного превращения, мы установили, что на поздних стадиях РКУП (при большом числе проходов) происходило деформационное двойникование. Конечная микроструктура после 8 проходов характеризуется трехмодальным распределением зерен по размерам: с равноосными ультрадисперсными зернами 176 нм в диаметре и областями с более крупными зернами размером 217–1376 нм, окруженными полосами сдвига, содержащими зерна нанокристаллических размеров. Внутри нанокристаллических зерен аустенита наблюдаются нанодвойники шириной в среднем 8 нм. Наблюдаемые микроструктурные особенности были объяснены величиной энергии дефектов упаковки и температурным диапазоном мартенситного превращения исследуемого материала. С точки зрения механических свойств обработанный материал продемонстрировал сочетание очень высокого предела текучести, превысившего 1550 МПа (почти в четыре раза больше исходного значения), и хорошей пластичности (с деформацией до разрушения) $\epsilon_f = 11.6\%$.

Ключевые слова: нержавеющая сталь марки 316H, равноканальное угловое прессование (РКУП/ЕСАР), нанокристаллическая структура, механические свойства, эффект влияния размера зерен

DOI: 10.31857/S001532302130001X

ВВЕДЕНИЕ

Сталь марки AISI 316H – аустенитная нержавеющая сталь, содержащая молибден, с высокой устойчивостью к точечной (“питтинговой”) и щелевой коррозии в средах с высоким содержанием хлоридов [1]. Она находит широкое применение в производстве оборудования для химической обработки и хранения материалов. Основным недостатком этой стали является ее низкий предел текучести (ПТ/YS) [2]. Холодная механическая обработка (ХМ) материала, например, прокатка, является очевидным методом повышения его стойкости к пластической деформации, однако ХМ сопровождается резким снижением пластичности [3]. В этом контексте более эффек-

тивным является упрочнение измельчением зерна материала, что сохраняет или даже повышает пластичность ГЦК-металлов [4, 5].

Технологический этап интенсивной пластической деформации (ИПД) был внедрен в последние годы в качестве практического подхода к измельчению размера зерна материала [3, 5, 6]. Различные методы ИПД, такие как равноканальное угловое прессование (РКУП/ЕСАР) [2, 7], кручение под высоким давлением (КВД/НРТ) [8] и гидростатическая экструзия [9], были успешно испытаны на аустенитных нержавеющих сталях. В результате обычно получали нанокристаллическую структуру ($d < 100$ нм), что приводило к значительному повышению предела текучести и предела прочности [7–9].

Дислокационное скольжение, двойникование и деформационно-индуцированное мартенситное превращение являются типичными механизмами деформации в аустенитных нержавеющей стали [2]. Одним из факторов, играющих ключевую роль в возникновении каждого из этих механизмов во время деформации, является энергия дефекта упаковки (ЭДУ/SFE) материала [2]. ЭДУ является функцией химического состава, и в этом отношении углерод является очень эффективным химическим элементом [7]. Поэтому следует ожидать, что во время ИПД произойдут различные микроструктурные изменения в типе стали, маркированном как 316Н, который является более высокоуглеродистым (литера Н означает “High”) вариантом типа (стали) 316, в сравнении со сталью типа 316L (литера L означает “Low”) с низким содержанием углерода. Это, в свою очередь, может повлиять на степень диспергизации исходной микроструктуры и результирующие механические свойства обрабатываемого материала. Несмотря на большую активность в публикациях по обработке РКУП нержавеющей стали 316, обзор литературы показывает, что в большинстве более ранних исследований были изучены стали типа 316L. Настоящая же работа представляет собой попытку исследовать деформированную микроструктуру и механические свойства нержавеющей стали типа 316Н при обработке РКУП. В связи с этим для наблюдения микроструктуры использовались световая (ОМ/LM) и растровая просвечивающая электронная микроскопия (РПЭМ/STEM). Для оценки влияния обработки РКУП на механические свойства стали были проведены испытания на растяжение и твердость.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала для исследования была выбрана промышленная горячекатаная аустенитная нержавеющая сталь типа AISI 316Н. Ее номинальный состав (в объемных процентах): 16.5% Cr, 13.8% Ni, 2.8% Mo, 0.079% C, 0.10% N, 1.68% Mn, 0.42% Si, остальное – Fe. Сначала материал отжигали при температуре 1150°C в течение одного часа, а затем закачивали в воду. Образцы для обработки РКУП длиной 70 мм и диаметром 14.5 мм были выточены из отожженного материала. Эти образцы подвергали РКУП в прессовой матрице с каналами, пересекающимися под внутренним углом $\Phi = 105^\circ$ и внешним углом $\Psi \approx 20^\circ$, что обеспечивало эффективную деформацию за проход около 0.8 [10]. Процедуру РКУП выполняли за 8 проходов при 350°C при постоянной скорости подачи пуансона 1 мм/с с использованием схемы маршрута спецификации В_С, когда заготовку поворачивают на 90° против часовой стрелки между следующими друг за другом проходами. Микроструктуры РКУП-спрессованных образцов отслеживали как

с помощью светового микроскопа, так и с помощью сканирующего (растрового) просвечивающего электронного микроскопа (Hitachi HD 2700, работавшего при 200 кВ).

Образцы для РПЭМ наблюдений вырезали из срединных участков прессованных заготовок параллельно направлению прессования. Тонкие фольги сначала механически шлифовали примерно до 40 мм толщины и, наконец, электрополировали в установке двойной струйной полировки Tenipol 5 в растворе 10 об. % перхлорной кислоты и этанола при комнатной температуре.

Для оценки механического поведения РКУП-обрабатываемого материала были проведены испытания на микротвердость и растяжение. Измерения микротвердости по Виккерсу проводили с помощью тестера микротвердости модели Future-Tech FM-700 на плоскости, параллельной продольной оси РКУП образцов, с нагрузкой 200 г со временем экспозиции 15 с. Образцы для испытаний на растяжение размером 2 × 3 × 12 мм были разрезаны вдоль продольной оси заготовок в соответствии с требованиями Стандарта JIS Z2201. Все испытания на растяжение проводили при комнатной температуре с использованием автоматически регулируемой испытательной машины MTS 810, работавшей при начальной скорости деформации $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Эксперименты были повторены на трех однотипных образцах, чтобы проверить воспроизводимость результатов.

Рентгеновские дифрактограммы (РД) регистрировали на дифрактометре Bruker AXS D8-ADVANCE в CuK_α -излучении с длиной волны 0.15406 нм, при 40 кВ и 50 мА. Образцы были сняты в диапазоне $2\theta : 40^\circ - 100^\circ$, с шагом $\Delta \sim 0.01^\circ$ и временем выдержки 1 с. Чтобы лучше понять разницу между обработкой ИПД, методом РКУП и холодной обработкой, холодную прокатку (ХП) осуществляли при комнатной температуре на двух образцах исходного материала после их обработки отжигом. Образцы ХП имели прямоугольные сечения размерами 12 × 12 × 70 мм. Уменьшение их толщины на 50 и 90% было осуществлено без какого-либо промежуточного отжига.

РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 1 представлены ОМ-изображения, воспроизводящие микроструктуру нержавеющей стали 316Н до и после 1–8 проходов РКУП. Исходная микроструктура (рис. 1а) состояла из равноосных зерен со средней длиной ~57 мкм, определенной по методу секущих. Кроме того, внутри некоторых зерен видны двойники отжига с ориентацией, изменяющейся от зерна к зерну. Иногда встречаются включения размером менее нескольких микрометров. После одного прохода РКУП исходные равноосные зерна стали сильно

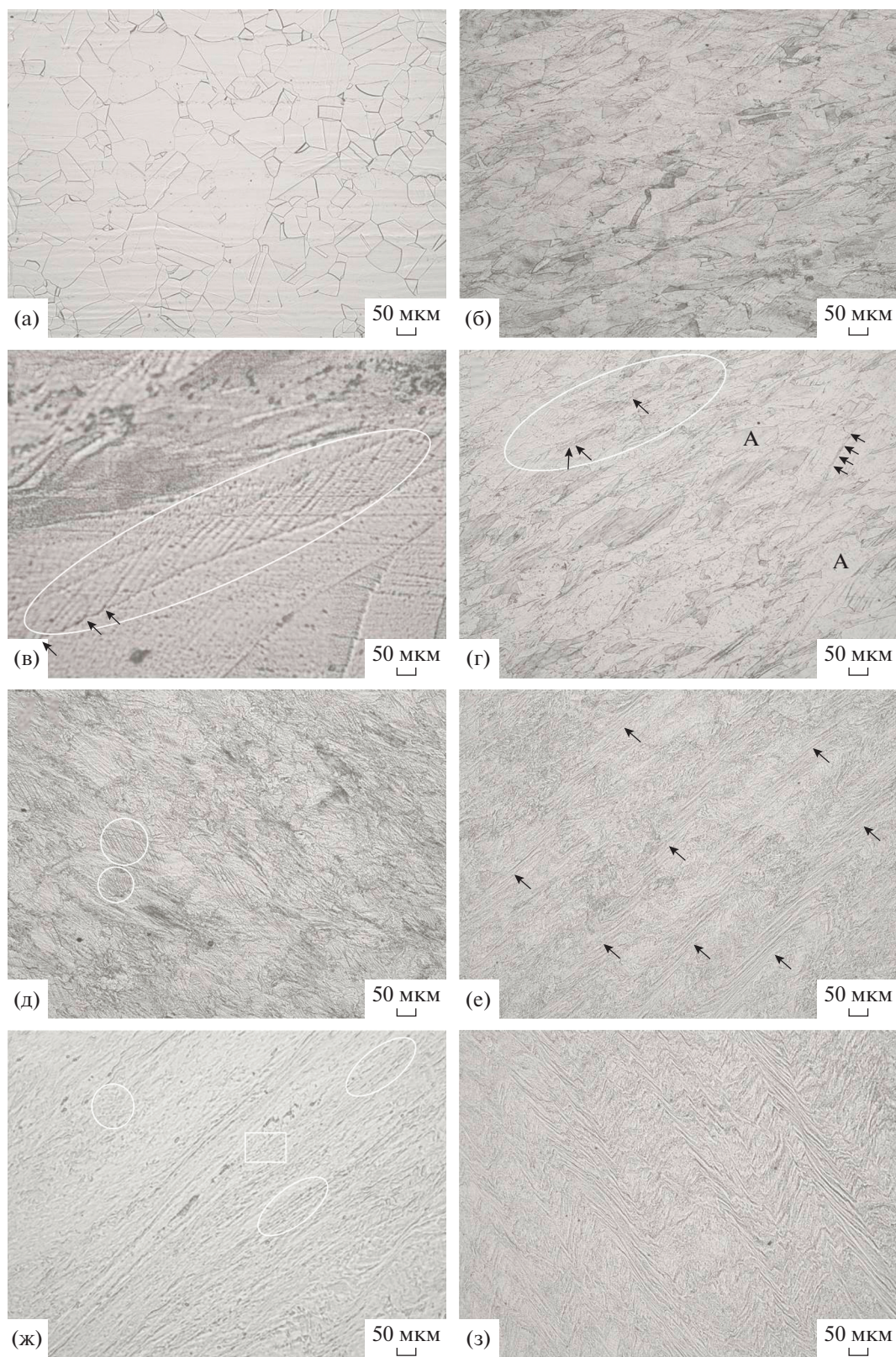


Рис. 1. ОМ-микрофотографии, показывающие микроструктуру нержавеющей стали 316Н: (а) до РКУП и после повторяющегося РКУП: (б, в) 1 проход, (г) 2 прохода, (д) 3 прохода, (е, ж) 6 проходов и (з) 8 проходов.

вытянутыми и разделенными на составляющие фрагменты. Внутри некоторых зерен можно обнаружить высокую плотность тонких параллельных полос скольжения средней ширины 1.6 мкм. Пример этих полос показан на увеличенном изображении, рис. 1в. Следы скольжения (обозначенные стрелками) хорошо видны в конце полос скольжения, демонстрирующих тот факт, что они являются полосами скольжения и образованы в результате скольжения, а не двойникования. После двух проходов наблюдали частично неоднородную микроструктуру. Области с сильно вытянутыми зернами (окруженными эллипсом на рис. 1г), разбитые на фрагменты размером в несколько микрометров (например, обозначенные стрелками), вместе с исходными крупнозернистыми кристаллитами, которые слегка удлинены (обозначены буквой А на рис. 1г), видны в структуре одновременно. Дисперсные области, вероятно, содержат благоприятно ориентированные зерна для скольжения, которые достаточно деформированы, в результате чего там образовались относительно мелкие фрагменты. Еще одной особенностью микроструктуры после двух проходов является образование локализованной области деформации в виде полос сдвига внутри некоторых исходных крупных зерен. Пример таких полос сдвига отмечен рядом коротких черных стрелок на рис. 1г. Дальнейшее увеличение РКУП-проходов до 3-х в сумме приводит к более однородной микроструктуре. Здесь все зерна пересечены многочисленными тонкими полосами. Пересечение полос скольжения (например, окруженных двумя кругами на рис. 1д) часто встречается и приводит к фрагментации ламелей, возникших при предшествующих проходах. Пересечение полос вызвано активацией отличных от предшествующих систем скольжения в последующих проходах, поскольку вращения образца вокруг его продольной оси изменяют плоскость сдвига [8]. После шести проходов микроструктура претерпевает значительные изменения: Во-первых, начальные границы зерен уже больше не распознаются. Во-вторых, по всей микроструктуре произошло широкое распространение полос сдвига (некоторые из них обозначены стрелками на рис. 1е). В-третьих, вне полос сдвига микроструктура интенсивно измельчается, так что в большинстве областей образуется много равноосных ультрадисперсных зерен или очень коротких/тонких полос (пример таких областей выделен кружком на рис. 1ж, который представляет собой изображение с более высоким увеличением после шести РКУП-проходов). На рис. 1ж показаны две характерные особенности в области полосы сдвига: (1) структура вытянутых (удлинённых) зерен, как правило, менее 1 мкм в ширину, вытянутая в направлении сдвига (например, окруженная двумя эллипсами на рис. 1ж) и (2) равноосные зерна субмикронного размера

(обведены там же прямоугольником). Наконец, рис. 1з показывает микроструктуру после восьми проходов РКУП, очень похожую на микроструктуру после 6-го прохода РКУП. Эта микроструктура была исследована РПЭМ-методом, и ее детали представлены ниже на рис. 2.

Как и ожидалось, при деформировании до уровня, эквивалентного значению 6.4, начальная крупнозернистая структура подверглась очевидному измельчению до размеров с десятков микрон до величин ультрадисперсного/нанокристаллического диапазона. Микроструктура имеет трехмодальный характер (рис. 2а) и состоит в основном из областей с равноосными ультрадисперсными зернами среднего размера 176 нм (пример их показан на рис. 2а, 2б) и области с более крупными зернами размером 217–1376 нм, окруженными и/или включенными в полосы чрезвычайно тонких удлинённых зерен (например, области, выделенные прямоугольником на рис. 2а). Типичное изображение с более высоким увеличением из числа этих областей показано на рис. 2в. Относительно крупные зерна с субмикрометрическим (суб-мкм) размером наблюдаются в средней части изображения; они окружены двумя наборами, каждый из которых содержит большое количество коротких/тонких полос. Области, содержащие эти тонкие пластинки (обведены двумя эллипсами на рис. 2в), фактически являются теми же областями локализации сдвига (полосами сдвига), появление которых ранее было отмечено на металлографических изображениях. Микроструктура в полосах сдвига в основном состоит из удлинённых зерен со средней длиной 228 нм и средней шириной 66 нм. Вместе с тем часто можно обнаружить чрезвычайно мелкие равноосные зерна, обычно размером менее 50 нм (например, зерна, обозначенные короткими белыми стрелками на рис. 2в).

В некоторых областях можно увидеть другой тип зеренной структуры. Ультрадисперсные зерна, хотя и небольшие по количеству, встречаются в структуре, внутри которой имеется несколько плоских интерфейсов, параллельных друг другу (кружки на рис. 2г обозначают некоторые из таких зерен). Средняя ширина этих ультратонких полос составляет всего 8 нм. Позже будет обсуждаться, что в исследуемой стали мартенситная фаза имеет очень мало шансов образоваться, поэтому эти ультра-узкие полосы, скорее всего, являются двойниками деформации. Образование нано-размерных двойников является общей особенностью, которая наблюдается при сильной пластической деформации материалов с низкой энергией дефектов упаковки, таких как нержавеющая сталь типа 316L [2, 8].

На рис. 3 показаны инженерные кривые “напряжение–деформация” для нержавеющей стали 316Н, полученные при испытаниях на растяжение

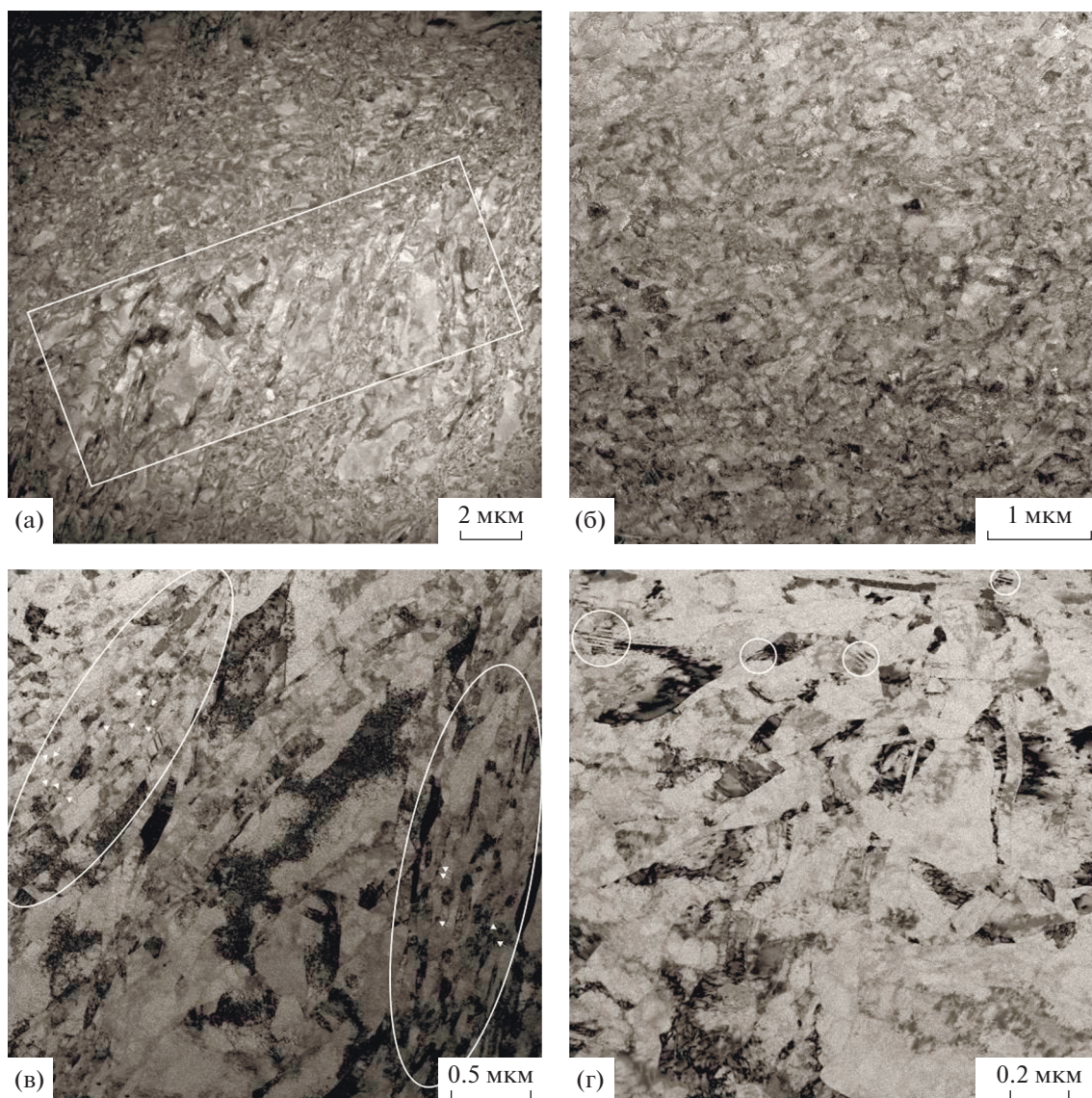


Рис. 2. Микрофотографии микроструктуры нержавеющей стали 316Н по данным РПЭМ/STEM после РКУП через 8 проходов при 350°С, сделанные с продольного сечения РКУП-обрабатываемого образца: (а, б) низкое и (в, г) высокое увеличение.

при комнатной температуре для исходного материала вместе с образцами, подвергнутыми РКУП для различного числа проходов. Кроме того, на рис. 3 показаны кривые для прокатанных на 50% и 90% холоднокатаных образцов как представителей состояния материала после холодной обработки. Свойства на растяжение, полученные из кривых напряжение–деформация, а также значения микротвердости образцов приведены в табл. 1. Видно, что микротвердость увеличивается от значения 148 HV, относящегося к отожженному образцу, до 309 HV – после одного прохода РКУП и возрастает до 350 HV – после второго прохода РКУП. После этого микротвердость немного увеличивается до максимального значения 426 HV

после в общей сложности восьми проходов. Из рис. 3 и табл. 1 видно, что в целом обработка “восемь проходов РКУП” привела к заметному повышению предела текучести, примерно в четыре раза – от 407 до 1584 МПа и предела прочности при растяжении более чем в два раза – от 753 до 1670 МПа. Такое значительное упрочнение сопровождается очевидной потерей пластичности, при которой относительное удлинение до разрушения (ϵ_f) уменьшается от 51% в исходном материале до ~12% после восьми проходов РКУП. Очевидно также, что холодная прокатка значительно повысила прочность и твердость нержавеющей стали 316Н. Видно, что предел текучести (на растяжение) образца (ПТР), подвергнутого

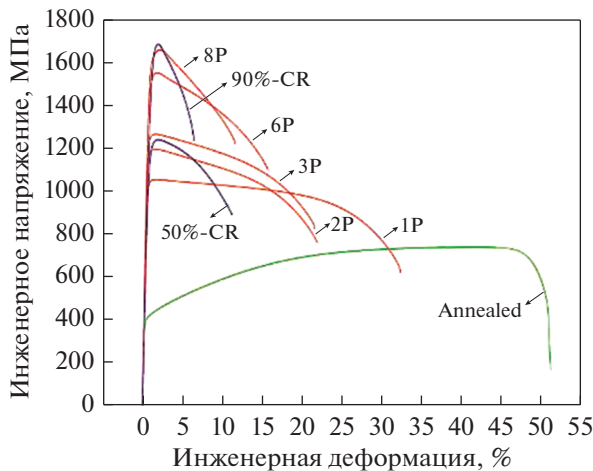


Рис. 3. Кривые растяжения и деформации нержавеющей стали 316Н при комнатной температуре, полученные после различных условий обработки: отожженный материал (зеленая кривая), после РКУП при различном количестве проходов (красные кривые) и после уменьшения толщины образца на 50 и 90% предварительной холодной прокаткой (синие кривые).

предварительному 50% уменьшению толщины (прокаткой), достигало 1160 МПа; это значение сопоставимо с таковым для образца после трех РКУП проходов, а затем значение ПТР приближалось к ~1700 МПа после предварительного 90% уменьшения толщины образца, что больше, чем ПТР, соответствующего образцу, деформированному РКУП за восемь проходов. В то же время холоднокатаный материал демонстрировал плохую пластичность $\epsilon_f = 10.7$ и 6.4% соответственно после уменьшения толщины на 50 и 90%.

ОБСУЖДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие стали деформируются в результате действия различных механизмов деформации. Дислокационное скольжение,

двойникование, мартенситное превращение, вызванное напряжением, являются типичными явлениями в этих сталях, возникновение каждого из которых зависит главным образом от “запасенного” значения энергии дефектов упаковки (ЭДУ) материала, а также от условий обработки, таких как температура и скорость деформации [2]. В зависимости от химического состава материала, ЭДУ аустенитных нержавеющих сталей колеблется от 9.2 до 80.7 мДж/м² [7]. В литературе последовательность механизмов деформации аустенитных сталей при уменьшении энергии дефектов упаковки описывается следующим образом [11]: при ЭДУ < 20 мДж/м² мартенситное превращение ($\gamma \rightarrow \alpha_{\text{ОЦК}}$ или $\gamma \rightarrow \epsilon_{\text{ГПУ}}$) является доминирующим механизмом. При энергиях дефектов упаковки примерно в диапазоне $20 < \text{ЭДУ} < 45$ мДж/м² происходит двойникование. При ЭДУ выше 45 мДж/м², пластическая деформация контролируется дислокационным скольжением. ЭДУ аустенитных сталей можно оценить по их химическому составу по следующему эмпирическому уравнению [7]:

$$\begin{aligned} \text{ЭДУ (мДж/м}^2\text{)} &= \\ &= 25.7 - 2.0 \times \%Ni + 410.0 \times \%C - 0.9 \times \%Cr - (1) \\ &\quad - 77.0 \times \%N - 13.0 \times \%Si - 1.2 \times \%Mn. \end{aligned}$$

В выражении (1) фигурируют весовые проценты. Для номинального химического состава стали, используемой в настоящем исследовании, эта формула дает оценку ЭДУ = 55.4 мДж/м².

При таком значении ЭДУ литературные данные [12] показывают, что доминирующими механизмами деформации при РКУП обработке, как ожидается, будет единственно дислокационное скольжение, что согласуется с результатами микроструктурных наблюдений. Аналогичная формула может быть использована для оценки диапазона температур мартенситного превращения: M_s (температура начала мартенситного превраще-

Таблица 1. Свойства стали AISI 316Н в тестах на растяжение после обработки в различных условиях деформации

Условия обработки	ПТР, МПа	ППР, МПа	ϵ_f , %	ϵ_u , %	Микротвердость, HV
Annealed	407	753	51	40.9	148
РКУП-1П	1036	1066	32.2	1.68	309
РКУП-2П	1173	1208	21.9	1.72	350
РКУП-3П	1240	1278	21.6	1.64	367
РКУП-6П	1486	1564	15.7	1.86	405
РКУП-8П	1584	1670	11.6	2.15	426
50% Cr	1160	1253	10.7	1.92	348
90% Cr	1557	1697	6.4	1.94	415

ПТР – предел текучести в тестах на растяжение.

ППР – предел прочности при растяжении.

ния) и M_{d30} (самая низкая температура, при которой 50% α -мартенсита образуется при деформации на 30%-ную величину истинной деформации).

Значения этих температур получены как $M_S = -555^\circ\text{C}$, $M_{d30} = -96^\circ\text{C}$ по формуле, представленной в [7]. Соответственно мартенситное превращение вряд ли произойдет при РКУП обработке при 350°C в случае стали, исследуемой в данной работе, из-за относительно высокого содержания углерода и азота в химическом составе стали, которые известны как сильные аустенитные стабилизаторы. Авторы работы [12] показали, что образование двойников в нержавеющей стали AISI 316 и AISI 316LN сильно зависит от величины внешнего приложенного напряжения. Они предложили выражение для оценки критического уровня напряжения, выше которого происходит зарождение двойников:

$$\sigma_T = \frac{1}{S_F} \frac{2\gamma_{SFE}}{b}, \quad (2)$$

где σ_T — одноосное критическое напряжение двойникования, γ_{SFE} — энергия дефектов упаковки (ЭДУ/SFE) материала, S_F — среднее значение фактора Шмидта, b — абсолютная величина вектора Бюргерса. Подставив 145 нм для b и расчетное значение 55.4 МДж/м^2 для γ_{SFE} и положив фактор Шмидта равным 0.5 в соответствии с работами [13] и [14], критическое напряжение двойникования получается равным 1528 МПа, что значительно превышает величину, сообщенную в [12]. (т.е. $\sigma_T = 600 \text{ МПа}$ при комнатной температуре). Такая большая разница может быть вызвана, во-первых, разницей в γ_{SFE} настоящей стали с той, которая использована в их исследовании, а во-вторых, разницей в температурах деформации (указанных двух исследований) Следует ожидать, что двойникование происходит значительно более сложным образом с увеличением температуры деформации, поскольку напряжение двойникования увеличивается с увеличением температуры.

На рис. 5 показаны кривые “нагрузка–смещение” при прессовании, снятые во время РКУП обработки исследуемой стали AISI 316Н при 350°C вплоть до восьми проходов. Можно видеть, что установившаяся нагрузка, необходимая для одного прохода РКУП обработки, составляла около 139 кН и постепенно увеличивалась с дальнейшими проходами и в конечном итоге достигла примерно 252 кН к моменту восьмого РКУП-прохода. При делении зарегистрированных нагрузок на площадь поперечного сечения заготовки максимальные нормальные напряжения, приложенные к заготовкам, получаются 844, 945, 1068, 1312 и 1530 МПа соответственно за 1, 2, 3, 6 и 8 проходов. Сравнивая эти значения с критическим уровнем напряжения двойникования, рассчитанным для исследуемого материала по урав-

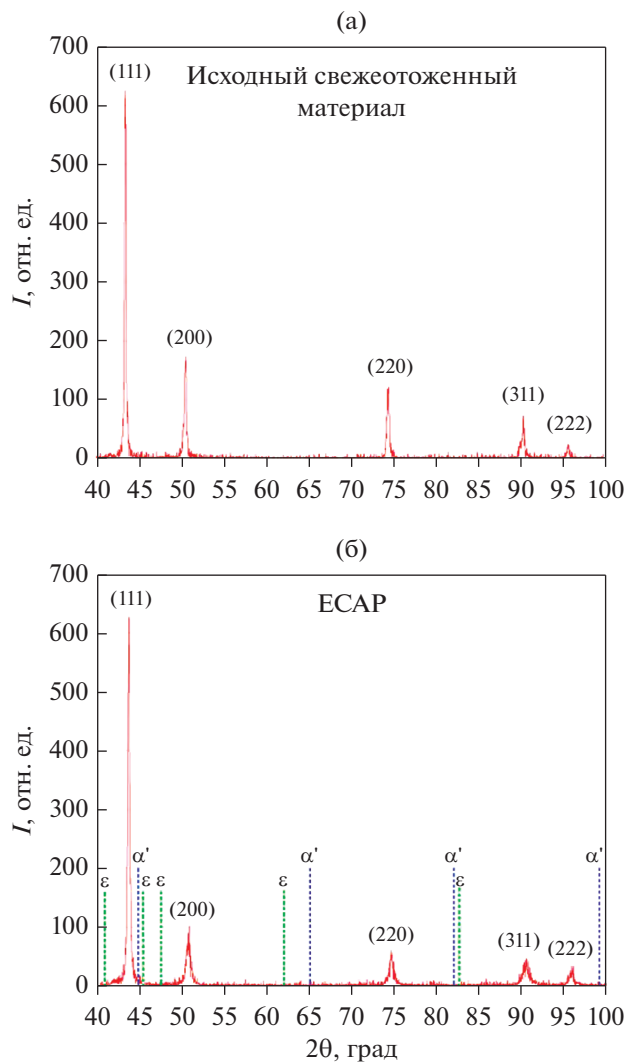


Рис. 4. Рентгенограммы нержавеющей стали AISI 316Н, относящиеся к исходному крупнозернистому материалу после отжига (а), и после 8 проходов РКУП при 350°C (б). Пунктирные линии в (б) указывают положения, в которых появляются пики, связанные с мартенситными фазами α' и ϵ , если они существуют.

нению (2) (т.е. $\sigma_T = 1528 \text{ МПа}$), можно заметить, что двойникование, вероятно, происходит при поздних РКУП-проходах, где экспериментальное приложенное нормальное напряжение превышало критическое расчетное значение, подобно тому, что наблюдается на момент восьмого прохода. Это говорит о том, что ультратонкие параллельные полосы, образованные внутри некоторых нанокристаллических зерен (отмечено кругами на рис. 2г), скорее всего, являются двойникованными полосами.

Сравнение полученных значений прочности и твердости после РКУП с измеренными для холоднокатанных образцов показывает, что холодная прокатка так же эффективна, как и РКУП, или даже более эффективна, чем при упрочнении

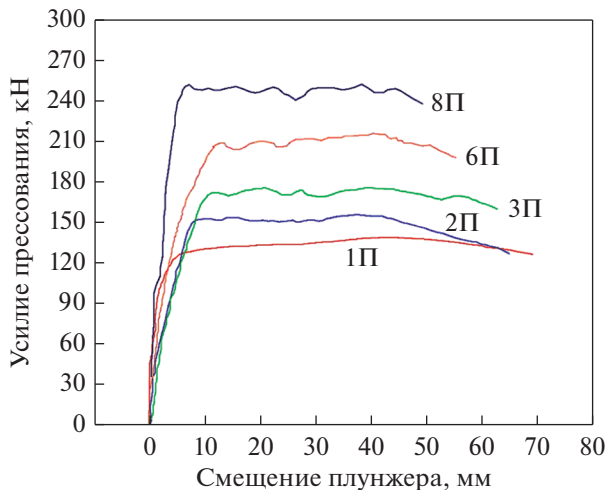


Рис. 5. Кривые зависимости величины усилия прессования от смещения плунжера, снятые на нержавеющей стали – 316Н при 350°C при РКУП различного числа проходов.

нержавеющей стали 316Н методом РКУП. Отличительным аспектом РКУП с предварительной холодной прокаткой является то, что, поскольку образец сохраняет одинаковую площадь поперечного сечения во время РКУП, возможно использование повторяющегося прессования, чтобы обеспечить возможность наложения на материал высоких уровней пластической деформации. Это позволяет малоугловым границам, образованным при небольших значениях деформации во время начальных проходов, эволюционировать в высокоугловые (границы) за счет поглощения большего количества решеточных дислокаций [10].

Напротив, такая эволюция не может происходить при обычных процессах деформации, таких как холодная прокатка, из-за присущего им ограничения на увеличение деформации, возникающего в результате уменьшения толщины образца. В результате, несмотря на то что РКУП-обработанные материалы содержат массивы ультрадисперсных зерен, окруженных в основном высокоугловыми границами зерен [15], микроструктура холоднокатанных образцов ГЦК-металлов обычно состоит из ячеистых структур и субзерен, разделенных малоугловыми границами [3, 10]. Границы субзерен не являются непреодолимыми барьерами движению дислокаций и проницаемы для них. Таким образом, на первый взгляд можно ожидать, что холоднокатаная структура будет демонстрировать меньшую прочность, чем структура материала после РКУП. Однако следует отметить, что при том, что предварительную прокатку производили при комнатной температуре, РКУП-обработку проводили в теплой области деформации ($T = 350^\circ\text{C}$). Совершенно очевидно, что повышение температуры деформации снижает плотность дислокаций

внутри зерен, поскольку при этом ускоряются термически активированные механизмы деформации, такие как переползание дислокаций, их поперечное скольжение и т. д. Тем самым высокая прочность холоднокатаного материала может быть объяснена главным образом его гораздо более высокой плотностью дислокаций по сравнению с материалом, прошедшем РКУП-обработку. Кроме того, целесообразно учитывать, что холоднокатаная структура получает больший вклад от тонких двойников, и их границы должны быть усилены, поскольку двойникование происходит легче при более низких температурах деформации. Основное преимущество микроструктуры после РКУП, по сравнению со структурой холоднокатаного материала, заключается в том, что, несмотря на свою большую прочность, она все еще сохраняет разумную пластичность. Мы не наблюдали такого поведения в холоднокатаном материале. Например, в то время как прочность образца, прокатанного на 90% в холодную, и образца, прошедшего 8-кратную РКУП-обработку, почти идентичны, пластичность после РКУП почти в два раза выше, чем после холодной прокатки (ϵ_f (РКУП) = 11.6% против ϵ_f (ХП) = 6.4%). Такую же тенденцию в эволюции пластичности наблюдали в алюминиевом сплаве 3004 [15], где РКУП-обработка в конечном итоге привела к сохранению пластичности в большей степени, чем холодная прокатка. Такое поведение было обусловлено более высоким процентом содержания большеугловых границ зерен внутри микроструктуры после РКУП и, следовательно, с возросшей ролью скольжения границ зерен и их ротацией в объеме материала – своего рода механизмов, которые обеспечивают аккомодацию деформированных фрагментов материала между собой, что является залогом его хорошей пластичности [10, 16].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Равноканальное угловое прессование (РКУП) проводили на нержавеющей стали типа 316Н до 8 проходов ($\epsilon_f = 11.6\%$). По полученным результатам можно сделать следующие выводы:

1. В целом, РКУП при 8 проходах приводит к очевидному измельчению зерен от 57 мкм вплоть до ультрадисперсного/наноразмерного диапазона. Измельченная микроструктура демонстрирует трехмодальный характер распределения зерен по размерам, состоящий из областей в основном с равноосными ультрадисперсными зернами 176 нм и областей с более крупными зернами 217–1376 нм, окруженных полосами сдвига областей, содержащих в основном зерна нанокристаллических размеров. Нанодвойники, средняя ширина которых составляет 8 нм, наблюдаются внутри зерен нанокристаллического аустенита после 8 проходов.

2. Формирование ультрамелкодисперсной/нанокристаллической зеренной структуры в нержавеющей стали 316Н после 8 проходов приводит к значительному повышению:

а – микротвердости от 148 до 426 НВ,

б – предела текучести от 407 до 1584 МПа,

в – предела прочности на растяжение от 753 до 1670 МПа.

В то же время в материале сохраняется умеренная пластичность – 11.6%.

3. Несмотря на аналогичную способность к упрочнению, теплая интенсивная пластическая деформация стали AISI 316Н методом РКУП приводит в конечном итоге к сохранению пластичности материала на более высоком уровне, чем в случае холодной прокатки (почти в два раза).

Автор хотел бы поблагодарить Варшавский технологический университет за оказанную финансовую поддержку, сделавшую возможной проведение исследовательской работы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Mushnikova S.Yu., Kostina S.K., Sagaradze V.V., Kataeva N.V.* Structure, properties, and resistance to stress-corrosion cracking of a nitrogen-containing austenitic steel strengthened by thermomechanical treatment // *Phys. Met. Metallogr.* 2017. V. 118. P. 1155–1166.
2. *Yapici G.G., Karaman, Luo Z.P., Maier H.J., Chumlyakov Y.I.* Microstructural refinement and deformation twinning during severe plastic deformation of 316L stainless steel at high temperatures // *J. Mater. Res.* 2004. V. 19. P. 2268–2278.
3. *Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V.* Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Prog. Mater. Sci.* 2000. V.45. P. 103–189.
4. *Vasilev L.S., Lomaev I.L.* On possible mechanisms of nanostructure evolution upon severe plastic deformation of metals and alloys // *Phys. Met. Metallogr.* 2006. V. 101. P. 386–392.
5. *Brodova I.G., Zel'dovich V.I., Khomskaya I.V.* Structure–Phase Transformations and Properties of Non-Ferrous Metals and Alloys under Extreme Conditions // *Phys. Met. Metallogr.* 2020. V. 121. P. 631–663.
6. *Nayzabekov A.B., Volokitina I.E.* Effect of the Initial Structural State of Cr–Mo High-Temperature Steel on Mechanical Properties after Equal-Channel Angular Pressing // *Phys. Met. Metallogr.* 2019. V. 120. P. 177–183.
7. *Ueno H., Kakihata K., Kaneko Y., Hashimoto S., Vinogradov A.* Nanostructurization assisted by twinning during equal channel angular pressing of metastable 316L stainless steel // *J. Mater. Sci.* 2011. V. 46. P. 4276–4283.
8. *Scheriau S., Zhang Z., Kleber S., Pippan R.* Deformation mechanisms of a modified 316L austenitic steel subjected to high pressure torsion // *Mater. Sci. Eng.* 2011. V. A 528. P. 2776–2786.
9. *Pisarek M., Kedzierzawski P., Janik-Czachor M., Kurzydowski K.J.* The effect of hydrostatic extrusion on resistance of 316 austenitic stainless steel to pit nucleation // *Electrochem. Commun.* 2007. V. 9. P. 2463–2466.
10. *Valiev R.Z., Langdon T.G.* Principles of equalchannel angular pressing as a processing tool for grain refinement // *Prog. Mater. Sci.* 2006. V. 51. P. 881–981.
11. *Lu J., Hultman L., Holmstrom E., Antonsson K.H., Grehk M., Li W., Vitos L., and Golpayegani A.* Stacking fault energies in austenitic stainless steels // *Acta Mater.* 2016. V. 111. P. 39–46.
12. *Byun T.S., Hashimoto N., Farrell K.* Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels // *Acta. Mater.* 2004. V. 52. P. 3889–3899.
13. *Moallemi M., Zarei-Hanzaki A., Mirzaei A.* On the Stacking Fault Energy Evaluation and Deformation Mechanism of Sanicro-28 Super-Austenitic Stainless Steel // *J. Mater. Eng. Perform.* 2015. V. 24. P. 2335–2340.
14. *Talonen J., Hanninen H.* Formation of Shear Bands and Strain Induced Martensite During Plastic Deformation of Metastable Austenitic Stainless Steel // *Acta. Mater.* 2007. V. 55. P. 6108–6118.
15. *Lezhneva S.N., Volokitina I.E., Panina E.A., Volokitina A.V.* Evolution of the Microstructure and Mechanical Properties of Copper during the Rolling–ECAP Process // *Phys. Met. Metallogr.* 2020. V. 121. P. 689–693.
16. *Zhu Y.T., Langdon T.G.* The fundamentals of nanostructured materials processed by severe plastic deformation // *JOM.* 2004. V. 56. P. 58.
17. *Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Ganeev A.V., Enikeev N.A.* Superstrength of nanostructured metals and alloys produced by severe plastic deformation // *Phys. Met. Metallogr.* 2012. V. 113. P. 1193–1201.