ФИЗИКА МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ, 2023, том 124, № 6, с. 524–532

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.15-194.56:539.25

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ, ТЕКСТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ХОЛОДНОЙ РАДИАЛЬНОЙ КОВКЕ, ПРИ ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННЫХ ОТЖИГАХ

© 2023 г. Р. С. Черниченко[a, *], Д. О. Панов[a, **], С. В. Наумов[a], Е. А. Кудрявцев[a], В. В. Миронцов[a], Г. А. Салищев[a], А. С. Перцев[b]

[a] *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия*

[b] *Пермский научно-исследовательский технологический институт, ул. Героев Хасана, 41, Пермь, 614600 Россия*

**e-mail: chernichenko@bsu.edu.ru*

***e-mail: dimmak-panov@mail.ru*

Поступила в редакцию 27.01.2023 г.
После доработки 04.04.2023 г.
Принята к публикации 07.04.2023 г.

Исследовано влияние температуры отжига на структуру и текстуру, а также механические свойства аустенитной нержавеющей стали 08Х16Н13М2Т, исходно подвергнутой холодной радиальной ковке со степенью 95%. Исследования показали формирование градиента структуры и текстуры ⟨111⟩ и ⟨100⟩ аустенита в процессе предварительной пластической деформации. Отжиг при низких температурах (500–600°С) приводит к полигонизациии структуры. Интенсивность текстурных компонент ⟨111⟩ и ⟨100⟩ при этом остается без изменений. После отжига при 700°С наблюдается начало рекристаллизации только в подповерхностных слоях прутка. В результате отжига при 800–900°С протекают процессы статической рекристаллизации по всему сечению прутка, что вызывает размытие текстурного градиента. Отжиг при температурах 400–600°С сопровождается повышением характеристик прочности и твердости, однако при этом наблюдается рост пластичности с увеличением температуры отжига. Отжиг при 700°С приводит к разупрочнению материала практически до уровня исходного холоднодеформированного состояния и существенному повышению пластичности.

Ключевые слова: аустенитная сталь, структура, текстура, радиальная ковка, прочность, пластичность

DOI: 10.31857/S0015323023600120, **EDN:** OKVEGP

ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие стали благодаря хорошей стойкости к окислению, высокой пластичности и ударной вязкости при комнатной и пониженных температурах, нашли применение в морской, аэрокосмической, автомобильной, нефтехимической и атомной промышленности, а также в медицине [1–6]. В то же время одним из наиболее существенных недостатков таких сталей является низкий предел текучести.

На данный момент проведено множество исследований, направленных на повышение предела текучести аустенитных сталей [7–14]. Например, в работе [13] показано, что деформация прокаткой (ε = 75%) аустенитной нержавеющей стали 17Cr–14Ni–3Mo при комнатной температуре приводит к существенному повышению предела текучести из-за фрагментации структуры аустенита, но при этом происходит снижение пластичности. С другой стороны, повышение прочности без снижения пластичности возможно за счет создания гетерогенных структур, состоящих из разноразмерных структурных элементов [7, 8]. Так, в результате динамической ковки и последующего отжига в интервале температур 730–800°С наблюдали формирование гетерогенной структуры, состоящей из нерекристаллизованных двойникованных областей и крупных бездефектных рекристаллизованых зерен, что обеспечило синергию прочности и пластичности нержавеющей аустенитной стали 316L [7]. Альтернативным способом достижения высоких прочностных и пластических характеристик является создание гомогенных нанокристаллических (НК) и ультрамелкозернистых (УМЗ) структур с низкой плотностью дислокаций. Так, в работе [8] сообщается, что аустенитная нержавеющая сталь 316 имеет хорошие механические свойства после кручения под высоким давлением с получением УМЗ-структу-

ры и последующего кратковременного отжига для снижения плотности дислокаций. Однако методами, используемыми в работах [7, 8] достаточно сложно получить заготовку для промышленного применения.

Следует отметить, что получение промышленных заготовок, обладающих высоким пределом текучести, возможно методом холодной радиальной ковки (ХРК) [9–12]. В процессе деформационной обработки аустенитных сталей методом ХРК [10, 11] наблюдали увеличение плотности дислокаций и двойников деформации с последующей фрагментацией структуры, что приводило к повышению предела текучести стали 08Х16Н13М2Т более, чем в четыре раза (от 243 до 1076 МПа) и существенному снижению относительного удлинения (от 62 до 9%). Таким образом, ХРК является перспективным промышленным методом увеличения предела текучести, однако требуются дополнительные исследования для определения условий получения хорошей пластичности без потери прочности после такой обработки. В то же время известно [7, 9], что оптимальное сочетание прочности и пластичности может быть достигнуто в результате холодной пластической деформации с последующим отжигом. Таким образом, данная работа посвящена исследованию эволюции структуры, текстуры и механических свойств аустенитной нержавеющей стали, подвергнутой ХРК, при последеформационных отжигах.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

В качестве исследуемого материала использовали сталь 08Х16Н13М2Т следующего химического состава: 0.08% C, 16.4% Cr, 12.3% Ni, 2.18% Mo, 1.28% Mn, 0.42% Si, 0.2% Ti, остальное Fe. Предварительно слиток стали был подвергнут горячей радиальной ковке до ∅46 мм с последующей закалкой от 1050°C на воздухе. После этого полученный пруток деформировали методом ХРК в пять проходов: 20% (с 46 до 35 мм), 40% (с 35 до 30 мм), 60% (с 30 до 25 мм), 80% (с 25 до 17 мм) и 95% (с 17 до 12.6 мм) от начальной площади поперечного сечения прутка. В качестве исходного для последующих отжигов принято состояние после деформации со степенью 95%. Затем полученный пруток подвергали отжигам при температурах 400, 500, 550, 600, 700, 800 и 900°C в течение двух часов с охлаждением на воздухе.

Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) проводили на тонких фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Для приготовления фольг использовали стандартные методики [10]. Исследования методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) проводили на поверхности тонких фольг с использованием сканирующего электронного микроскопа FEI Nova NanoSEM 450, оснащенного камерой EDAX Hikari EBSD. Шаг сканирования составлял 200 нм для построения карт разориентировок кристаллов. Твёрдость по Виккерсу определяли на измерительном микротвердомере Wolpert 402MVD оснащенном алмазной пирамидкой с углом при вершине 136°. Прикладываемая нагрузка составляла 200 г, время выдержки – 15 с. Измерения проводили в поперечном сечении по двум взаимно перпендикулярным диаметрам с последующим усреднением результатов. Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре со скоростью деформации 1.2×10^{-3} $с^{-1}$ на универсальной испытательной машине Instron 5882. Плоские образцы для испытаний вырезали из центральной части прутка вдоль оси. При этом в поперечном сечении этих образцов присутствовали все структурные зоны полученного материала. Размеры образцов рассчитывались согласно ГОСТ 1497–84.

Структура стали в исходно холоднодеформированном состоянии. После ХРК со степенью 95% сталь имеет преимущественно аустенитную структуру [10]. При этом по сечению прутка обнаружен структурный и текстурный градиенты. Электронно-микроскопические исследования поперечного сечения прутка показали, что структура центральной части фрагментирована единичными двойниками деформации различных систем и дислокационными ячейками (рис. 1а), а также пакетами двойников (рис. 1б). В свою очередь, подповерхностные слои имеют преимущественно ламельную структуру (рис. 1в). По результатам микродифракционного и темнопольного анализа (рис. 1д, 1е) показано, что вдоль ламелей формируется фрагментированная структура субмикрокристаллического масштаба с малоугловыми разориентировками – менее 15°. Следует отметить, что в работах [15, 16] в процессе холодной пластической деформации с большими степенями наблюдали формирование субмикрозерен с низкой плотностью дефектов и средним диаметром 100–200 нм. Подобные единичные структурные элементы также были обнаружены ранее в подповерхностных слоях сильнодеформированных образцов исследуемого в настоящей работе материала [10].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Холодная радиальная ковка приводит также к формированию острой аксиальной текстуры ⟨001⟩//оси прутка (ОП) и ⟨111⟩//ОП в центре прутка (рис. 2а, 2в), которая размывается в направлении края (рис. 2б, 2г). Объемная доля кристаллов с ориентировкой ⟨001⟩//ОП снижается по направлению к краю от 37 до 6–16%. В свою очередь, объемная доля кристаллов с ориентировкой ⟨111⟩//ОП в центре прутка и на половине радиуса

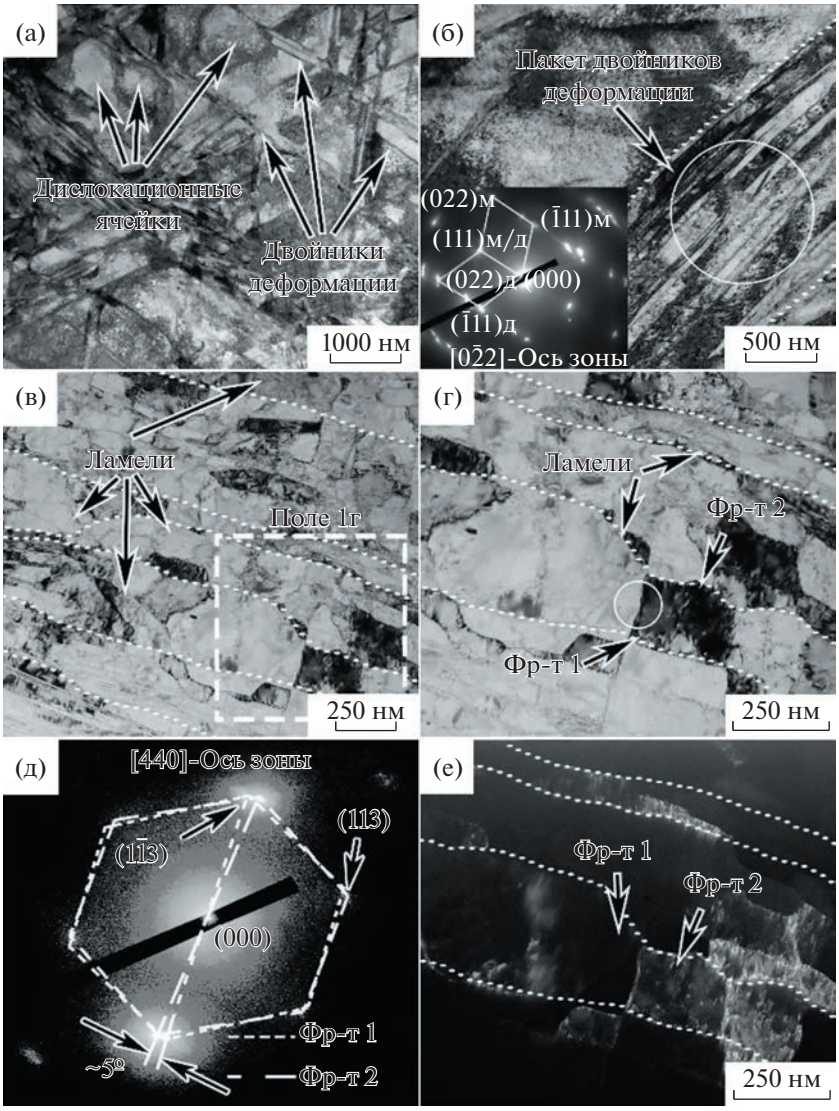

Рис. 1. Результаты исследования методами ПЭМ центра (а, б) и подповерхностого слоя (в–е) прутка: а–г – светлопольные изображения; д – микродифракция с области микроструктуры, ограниченной белой окружностью на 1г; е – темнопольное изображение в аустенитном рефлексе (113) фрагмента 2 (Фр-т 2). Дополнительно на 1б приведена микродифракция с участка микроструктуры, ограниченного белой окружностью на 1г.

находится на одном уровне 50–60%. Однако по направлению к краю также наблюдается снижение объемной доли таких кристаллов до 18%. Следует отметить, что развитие компоненты ⟨111⟩//ОП при ХРК обусловлено двойникованием зерен аустенита [10, 17], тогда как зерна с ориентировкой ⟨001⟩//ОП текстурированы за счет скольжения дислокаций. Более подробно формирование исходного состояния описано в работе [10].

Эволюция тонкой структуры при последеформационных отжигах. Результаты исследования тонкой структуры стали 08Х16Н13М2Т после отжигов показаны на рис. 3. Последеформационные отжиги при температурах 500–600°С привели к схожим структурным изменениям. Так, в центральной части (рис. 3а) и в подповерхностных слоях (рис. 3б) прутка происходит образование бездислокационных субзерен и фрагментация механических двойников/ламелей. Следует отметить, что в подповерхностном слое эти процессы развиваются более интенсивно с формированием преимущественно субзеренной структуры с размером субзерна порядка 100 нм (рис. 3б). Увеличение температуры отжига до 700°С сопровождается дальнейшим перераспределением дислокаций в центре прутка (рис. 3в) с формированием субзеренной структуры. В то же время в подповерхностном слое (рис. 3г) обнаружены новые крупные бездефектные зерна размером порядка 500 нм, которые, по-видимому, образовались в

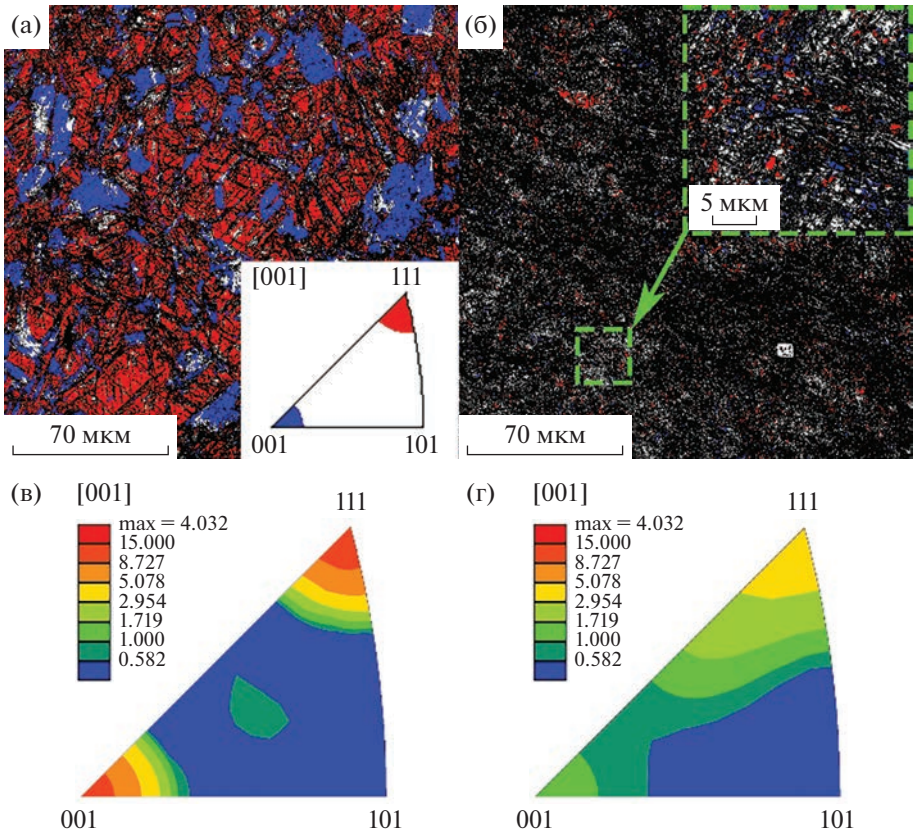

Рис. 2. Карты распределения ориентировок (а, б) и обратные полюсные фигуры (в, г) для исходно деформированного состояния в центре (а, в) и подповерхностном слое прутка (б, г).

результате развития статической рекристаллизации [14].

Дальнейшее повышение температуры отжига до 800°С вызывает полную рекристаллизацию холоднодеформированной структуры с образованием равноосных бездефектных зерен аустенита размером 4–6 мкм как в центральной части прутка, так и в подповерхностном слое (рис. 3д, 3е). В результате исчезает структурный градиент, сформированный в процессе предварительной ХРК.

Эволюция текстуры при последеформационных отжигах. Карты распределения ориентировок и обратные полюсные фигуры исследованной стали после отжигов представлены на рис. 4. После отжигов при 600–700°С в центре прутка наблюдается острая текстура ⟨001⟩//ОП и ⟨111⟩//ОП. С повышением температуры отжига до 800–900°С снижается острота как компоненты ⟨001⟩//ОП, так и компоненты ⟨111⟩//ОП. В свою очередь, в подповерхностном слое прутка во всех случаях наблюдается размытая аксиальная текстура ⟨001⟩//ОП и ⟨111⟩//ОП, на характеристики которой температура отжига оказывает слабое влияние.

Дополнительно построены зависимости доли зерен с ориентировками ⟨111⟩//ОП и ⟨001⟩//ОП от температуры отжига (рис. 5). Стоит отметить, что после отжигов при 600 и 700°С доля зерен с ориентировкой ⟨111⟩//(ОП) сохраняется на уровне 50–60% в центральной части и на половине радиуса прутка (рис. 5а). При этом в подповерхностном слое доля зерен данной ориентировкой не превышает 16–17%. В свою очередь, отжиги при более высоких температурах (800–900°С) сопровождаются выравниванием доли зерен с ориентировкой ⟨111⟩//(ОП) по сечению прутка на уровне 17–25%. С другой стороны, для каждой температуры отжига максимальные значения объемной доли кристаллов с ориентировкой ⟨001⟩//ОП наблюдаются в центре прутка (рис. 5б). После отжигов при температурах 600–800°С по направлению от центра к краю прутка сохраняется исходный градиент текстурной компоненты ⟨001⟩//ОП. Повышение температуры отжига до 900°С приводит к выравниванию доли кристаллов с ориентировкой ⟨001⟩//(ОП) по сечению прутка на уровне 11%.

Таким образом, после отжигов при температурах 600–700°С в центральной части прутка сохраняется исходная двойникованная структура, в результате чего объемная доля зерен с ориентировкой ⟨111⟩//(ОП) не меняется. Стоит отметить, что объемная доля зерен с ориентировкой ⟨001⟩//(ОП) в данном случае несколько снижается, по-видимо-

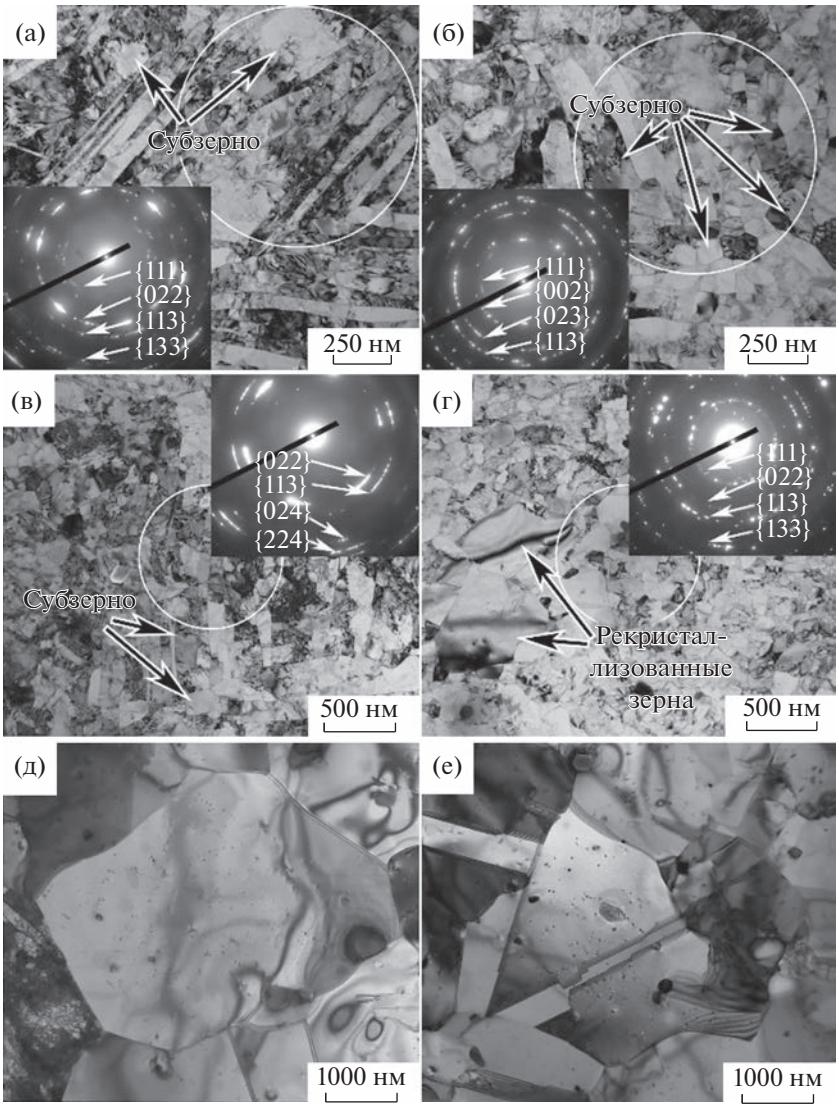

Рис. 3. Результаты исследования методами ПЭМ центра (а, в, д) и подповерхностого слоя (б, г, е) прутка, отожженного при различных температурах: 600°С (а, б), 700°С (в, г) и 800°С (д, е) Дополнительно на 1а–1в приведены микродифракции с участков микроструктуры, ограниченных белой окружностью.

му, из-за перераспределения дислокаций при полигонизации. При повышении температуры отжига до 800 и 900°С процессы статической рекристаллизации приводят к снижению объемной доли зерен с ориентировками ⟨111⟩//(ОП) и ⟨001⟩//(ОП) соответственно. Более низкая термическая стабильность зерен с ориентировкой ⟨111⟩//(ОП) обусловлена накоплением большого количества дефектов при ХРК из-за одновременного развития в них механического двойникования и дислокационного скольжения, по сравнению с ⟨001⟩//(ОП) зернами, где имело место преимущественно дислокационное скольжение.

Влияние отжигов на распределение твердости по сечению прутка. Измерение твердости показало, что в исходном состоянии твердость по сечению прутка распределена неоднородно и колеблется в диапазоне от 350 до 400 *HV* (рис. 6). Максимальные значения твердости наблюдаются в подповерхностном слое прутка с последующим снижением до минимума на половине радиуса и достижением максимума в центральной области. Отжиги при температурах 400–600°С не приводят к значительному изменению уровня и характера распределения твердости по сечению. В свою очередь, после отжига при 700°С твердость исследуемой стали несколько снижается и становится более однородной по сечению (рис. 6). Значения твердости при этом колеблются в диапазоне от 315 до 355 *HV*. Отжиги при 800–900°С сопровождаются понижением и выравниванием твердости по сечению прутка на уровне 165–170 *HV*.

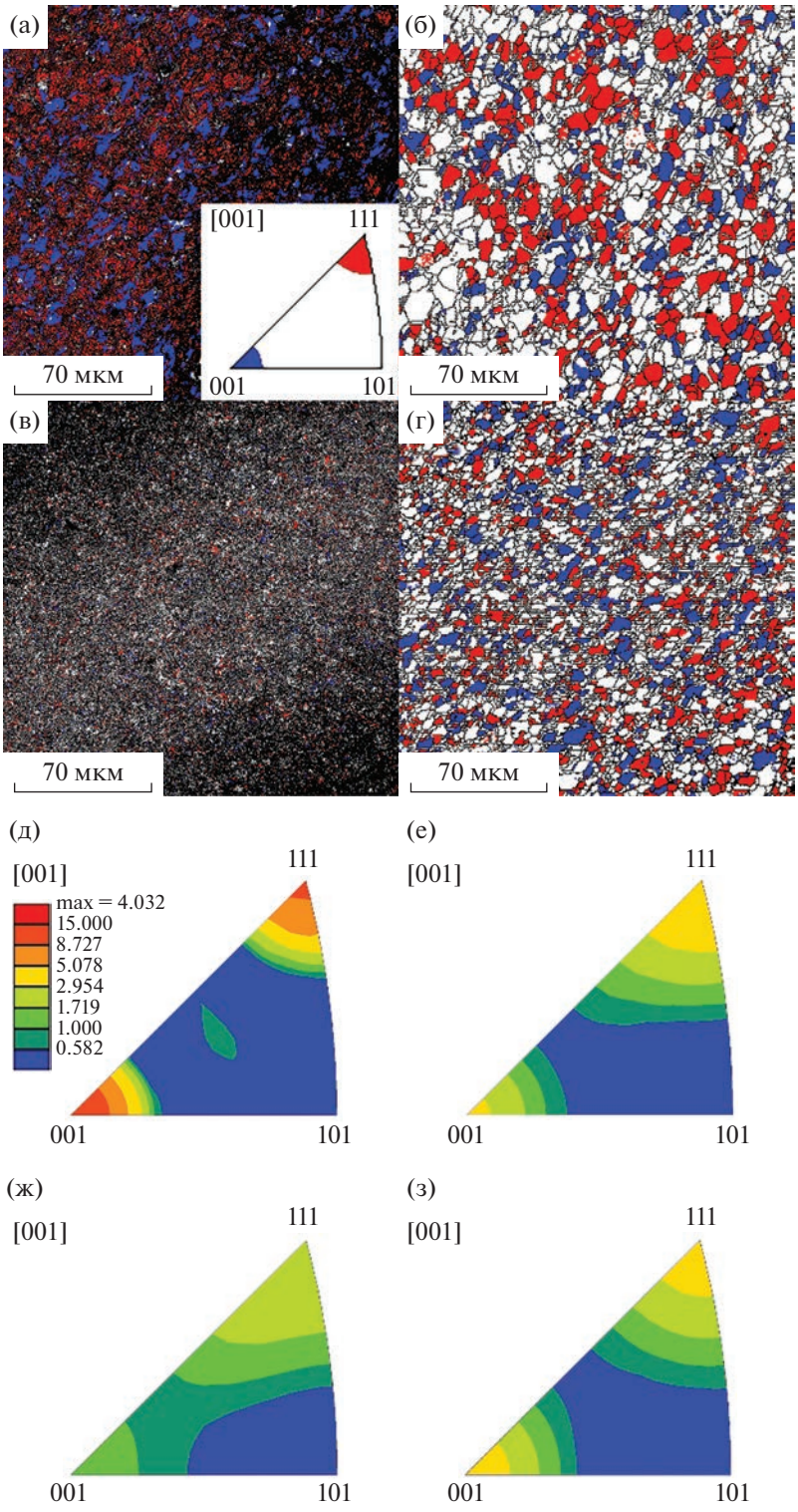

Рис. 4. Карты распределения ориентировок (а–г) и обратные полюсные фигуры (д–з) для центра (а, б, д, е) и подповерхностного слоя прутка (в, г, ж, з), отожженного при разных температурах: 600°C (а, в, д, ж), 900°C (б, г, е, з).

Следует отметить, что неравномерное распределение твердости по сечению прутка вероятно вызвано наличием остаточных напряжений, полученных при ХРК [18, 19]. При этом сжимающие и растягивающие напряжения были сформированы в центре и в подповерхностных слоях соответственно. Тогда как на половине радиуса сжимающие напряжения полностью компенсируют растя-

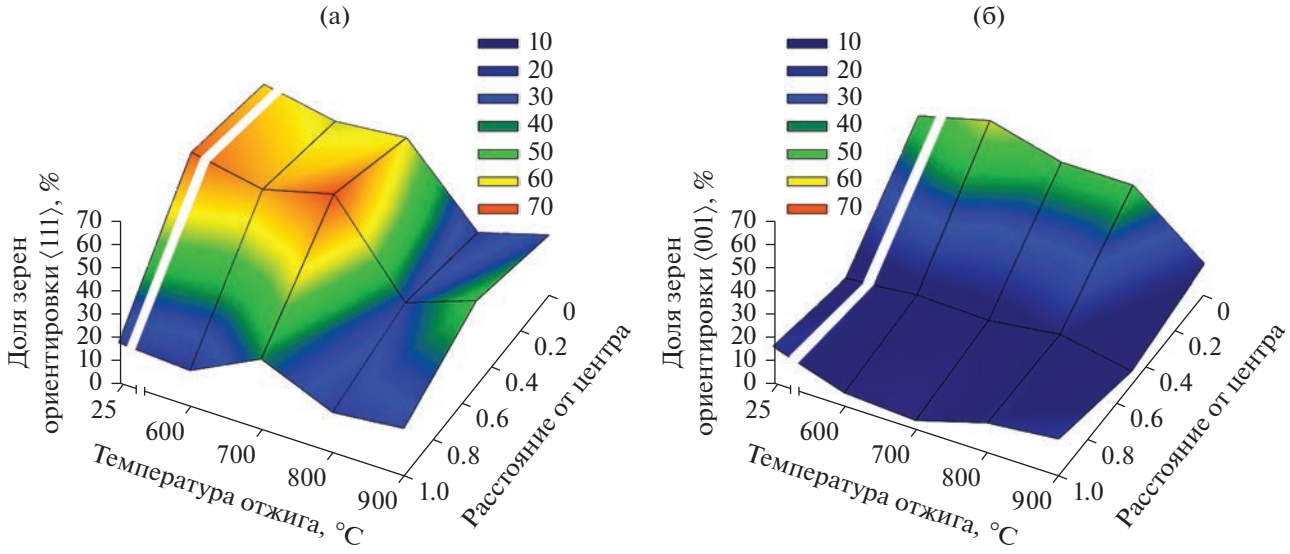

Рис. 5. Влияние температуры отжига на распределение объемной доли зерен с текстурными компонентами ⟨111⟩//(ОП) (а) и ⟨001⟩//(ОП) (б).

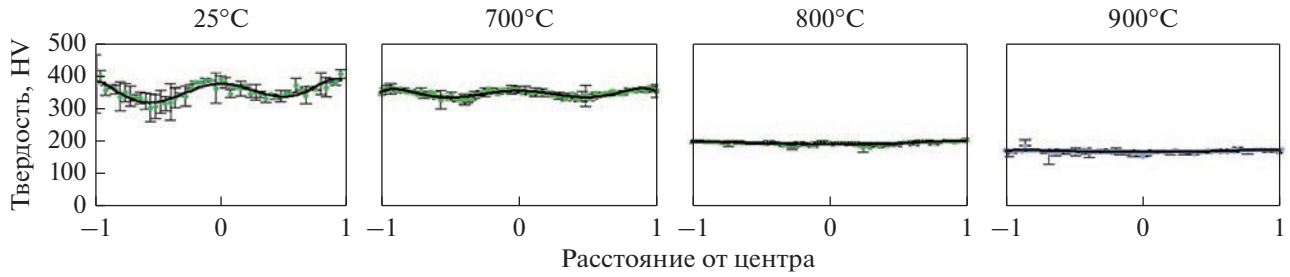

Рис. 6. Распределение твердости по сечению прутка непосредственно после ХРК со степенью 95% и после отжигов при различных температурах.

гивающие, из-за чего здесь наблюдается минимум твердости. При этом очевидно, что остаточные напряжения сохраняется до 700°C, а увеличение температуры отжига до 800°C сопровождается их снятием и выравниванием твердости по сечению.

Влияние отжигов на механические свойства. В исходном состоянии наблюдается типичная для холоднодеформированной аустенитной стали диаграмма растяжения (рис. 7а) с высокими показателями прочности (σ_B = 1217 МПа; $\sigma_{0.2}$ = 1077 МПа) и низкой пластичностью (δ = 9.4%) (рис. 7б). При этом равномерная деформация составляет 1.7%, а локализованная деформация равна 7.7%. Отжиг при температуре 400°C не приводит к изменению характера диаграммы растяжения, но при этом наблюдается значительное увеличение предела текучести ($\sigma_{0.2}$) до 1381 МПа и предела прочности (σ_B) до 1402 МПа. В то же время относительное удлинение (δ) снижается до 7.4%, а равномерное удлинение $\delta_{p\text{-}e}$ – до 0.6%. В свою очередь, после отжигов при 500–600°C происходит стабилизация $\sigma_{0.2}$ и σ_B на уровне ~1310–1350 и 1360–1380 МПа соответственно (рис. 7б). При этом характеристики пластичности увеличиваются – рост δ до 10.5%, δ_p остается на уровне 0.6–0.7%. Однако отжиг при 700°C вызывает изменение характера диаграммы растяжения, где появляется протяженный участок деформационного упрочнения ~8.5%. При этом происходит снижение прочностных характеристик практически до уровня исходного холоднодеформированного состояния ($\sigma_{0.2}$ до 1027 МПа и σ_B до 1145 МПа) и повышение пластичности (δ до 16.1%).

С одной стороны, увеличение и последующая стабилизация прочности после отжигов в интервале температур 400–600°C вероятно является результатом образования сегрегаций легирующих элементов на дислокациях. Как показано в работе [20], формирование зернограничных Mo–Cr–Si-сегрегаций в подобных сталях приводит к повышению критического порога напряжений, необходимого для испускания границей дислокаций,

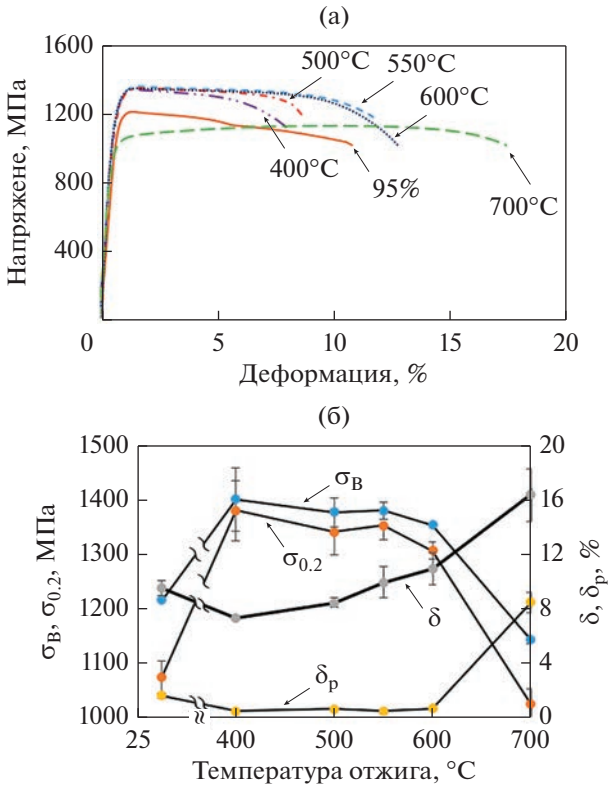

Рис. 7. Кривые напряжение–деформация (а) и графики механических свойств при растяжении (б) исследуемой стали.

в результате чего повышается предел текучести материала. Помимо этого, такие сегрегации закрепляют дислокации, что также приводит к увеличению пороговых напряжений, и, как результат, к повышению прочности. С другой стороны, увеличение пластичности стали при повышении температуры отжига от 400 до 600°C вызвано перераспределением дислокаций по объему материала и получением свободных от дислокаций микрообъемов, что позволяет пластически деформироваться материалу за счет движения дислокаций по очищенным микрообъемам. Стоит отметить, что градиентный характер структуры, когда поверхностные слои исходно наклепаны в большей степени по сравнению с сердцевиной, тоже вносит вклад в получение хорошего сочетания прочности и пластичности за счет перераспределения деформаций и напряжений между центром и более наклепанным краем прутка [10]. Повышение температуры отжига до 700°C вызывает снижение прочности в результате развития статической рекристаллизации в подповерхностных слоях [14], что также сопровождается увеличением пластичности из-за формирования бездефектных аустенитных зерен (рис. 3г).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние температуры отжига на эволюцию структуры, текстуры и механические свойства исходно холоднодеформированной аустенитной нержавеющей стали 08Х16Н13М2Т. По результатам исследования сформулированы следующие выводы:

1. В процессе отжига при 400–600°C происходит очищение субзерен от дислокаций и фрагментация механических двойников. В свою очередь в подповерхностном слое формирование субзеренной структуры. Отжиг при 700°C сопровождается образованием и ростом зародышей рекристаллизации в подповерхностном слое, в то время как в центре прутка формируется субзеренная структура. В результате отжига при 800–900°C протекает полная рекристаллизация исходной деформированной структуры.

2. В процессе холодной радиальной ковки в прутке сформирован градиент двухкомпонентной аксиальной текстуры (⟨001⟩ и ⟨111⟩), при этом интенсивность текстуры снижается от центра к краю прутка. В результате отжига в интервале температур 600–700°C в центре прутка несколько снижается интенсивность текстуры ⟨001⟩, в то время как интенсивность текстуры ⟨111⟩ остается на прежнем уровне. Увеличение температуры отжига до 800 и 900°C приводит к размытию текстурного градиента ⟨111⟩ и ⟨001⟩ соответственно.

3. После ХРК со степенью 95% наблюдается неравномерное распределение твердости по сечению прутка. После отжигов при 400–600°C уровень и характер распределения твердости по сечению сохраняется. Повышение температуры отжига до 700°C приводит к снижению уровня твердости. В свою очередь, отжиг при температурах 800–900°C вызывает выравнивание и снижение общего уровня твердости по сечению прутка.

4. Отжиг при температурах 400–600°C приводит к повышению прочности исходно холоднодеформированной стали ($\sigma_{0.2}$ до ~1350 МПа и σ_B до ~1380 МПа). При этом с повышением температуры отжига наблюдается постепенное увеличение относительного удлинения (δ от 7.4 до 10.5%). Дальнейшее увеличение температуры отжига до 700°C вызывает увеличение пластичности (δ до 16.1%) и снижение характеристик прочности практически до уровня исходного холоднодеформированного состояния ($\sigma_{0.2}$ до 1027 МПа и σ_B до 1145 МПа).

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 20–79–10094 https://rscf.ru/project/20-79-10094/ФГАОУВО Белгородский государственный национальный исследовательский университет). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования “Технологии и Материалы НИУ” БелГУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Chattopadhyay S., Anand G., Chowdhury S.G., Manna I.* Effect of reverse austenitic transformation on mechanical property and associated texture evolution in AISI 316 austenitic stainless steel processed by low temperature rolling and annealing // Mater. Sci. Eng.: A. 2018. V. 734. P. 139–148.
2. *Lu J.S., Lu Q.S., Xue J.* Corrosion Resistance of Three 316 Stainless Steels // Adv. Mater. Research. 2014. V. 936. P. 1097–1101.
3. *Panov D., Pertsev A., Smirnov A., Khotinov V., Simonov Y.* Metastable Austenitic Steel Structure and Mechanical Properties Evolution in the Process of Cold Radial Forging // Materials. 2019. V. 12. № 13. P. 2058.3.
4. *Saboori A., Aversa A., Marchese G., Biamino S., Lombardi M., Fino P.* Microstructure and mechanical properties of AISI 316L Produced by directed energy deposition-based additive manufacturing: a review // Appl. Sci. 2020. V. 10(9). P. 3310.
5. *Wang Q., Zhang M., Yang C., Yang Y., Zhou E., Liu P., Jin D., Xu D., Wu L., Wang F.* Oral microbiota accelerates corrosion of 316L stainless steel for orthodontic applications // J. Mater. Sci. Techn. 2022. V. 128. P. 118–132.
6. *Gray G.T., Livescu V., Rigg P.A., Trujillo C.P., Cady C.M., Chen S.R., Carpenter J.S., Lienert T.J., Fensin S.J.* Structure/property (constitutive and spallation response) of additively manufactured 316L stainless steel // Acta Mater. 2017. V. 138. P. 140–149.
7. *Yan F.K., Liu G.Z., Tao N.R., Lu K.* Strength and ductility of 316L austenitic stainless steel strengthened by nano-scale twin bundles // Acta Mater. 2012. V. 60. P.1059–1071.
8. *Liu M., Gong W., Zheng R., Li J., Zhang Z., Gao S., Ma C., Tsuji N.* Achieving excellent mechanical properties in type 316 stainless steel by tailoring grain size in homogeneously recovered or recrystallized nanostructures // Acta Mater. 2022. V. 226. P. 117629.
9. *Wu Y., Dong X., Yu Q.* An upper bound solution of axial metal flow in cold radial forging process of rods // Intern. J. Mechan. Sci. 2014. V. 85. P. 120–129.
10. *Panov D., Chernichenko R., Kudryavtsev E., Klimenko D., Naumov S., Pertcev A.* Effect of Cold Swaging on the Bulk Gradient Structure Formation and Mechanical Properties of a 316-Type Austenitic Stainless Steel // Materials. 2022. V. 15. № 7. P. 2464.
11. *Panov D.O., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Pertcey A.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A.* Excellent strength-toughness synergy in metastable austenitic stainless steel due to gradient structure formation. // Mater. Letters. 2021. V. 303. P. 130585.
12. *Panov D.O., Smirnov A.I. and Pertcev A.S.* Formation of Structure in Metastable Austenitic Steel during Cold Plastic Deformation by the Radial Forging Method // Phys. Met. Metal. 2019. V. 120. P. 184–190.
13. *Akkuzin S. A., Litovchenko I. Yu.* The Influence of Deformation and Short-Term Hightemperature Annealing on the Microstructure and Mechanical Properties of Austenitic Steel 17Cr–14Ni–3Mo (316 Type) // Russian Phys. J. 2019. V. 62. P. 1511–1517.
14. *Abramova M.M., Enikeev N.A., Sauvage X., Etienne A., Radiguet B., Ubyivovk E., Valiev R.Z.* Thermal Stability and Extra-strength of an Ultrafine Grained Stainless Steel Produced by High Pressure Torsion // Rev. Adv. Mater. Sci. 2015. V. 43(1–2). P. 83–88.
15. *Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.П. Кузнецов Р.И., Давыдова Л.С., Сазонова В.А.* Эволюция структуры ГЦК монокристаллов при больших пластических деформациях // ФММ. 1986. Т. 61. Вып. 6. С. 1170–1177.
16. *Глезер А.М. Томчук А.А. Черетаева А.О* Особенности структуры и механических свойств малоуглеродистой стали обработанной в камере Бриджмена деформацией кручения в различных направлениях // Вестник ТГУ. 2013. Т. 18. Вып. 4–2. С. 1946–1947.
17. *Karaman I., Sehitoglu H., Chumlyakov Y.I., Maier H.J.* The Deformation of Low-Stacking Fault-Energy Austenitic Steels // JOM. 2002. V. 54. P. 31–37.
18. *Singh G., Kalita B., Vishnu Narayanan K.I., Arora U.K., Mahapatra M.M., Jayaganthan R.* Finite element analysis and experimental evaluation of residual stress of Zr-4 alloys processed through swaging // Metals. 2020. V. 10. P. 1281.
19. *Panov D., Kudryavtsev E., Naumov S., Klimenko D., Chernichenko R., Mirontsov V., Stepanov N., Zherebtsov S., Salishchev G., Pertcev A.* Gradient Microstructure and Texture Formation in a Metastable Austenitic Stainless Steel during Cold Rotary Swaging // Materials. 2023. V. 16. № 4. P. 1706.
20. *Abramova M.M., Enikeev N.A., Valiev R.Z., Etienne A., Radiguet B., Ivanisenko Y., Sauvage X.* Grain boundary segregation induced strengthening of an ultrafine-grained austenitic stainless steel // Mater. Letters. 2014. V. 136. P. 349–352.