



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

Сайт журнала: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Влияние гетерогенной структуры, сформированной деформационно-термической обработкой, на механическое поведение аустенитной нержавеющей стали

Руслан Черниченко^{1, a, *}, Дмитрий Панов^{1, b}, Станислав Наумов^{1, c}, Егор Кудрявцев^{1, d},
Геннадий Салищев^{1, e}, Алексей Перцев^{2, f}

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет, ул. Победы, 85, г. Белгород, 308015, Россия

² Пермский научно-исследовательский технологический институт, ул. Героев Хасана, д. 41, г. Пермь, 614990, Россия

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>,  rus.chernichenko@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>,  dimmak-panov@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>,  NaumovStanislav@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>,  kudryavtsev@bsuedu.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>,  salishchev_g@bsuedu.ru; ^f  <https://orcid.org/0009-0009-0771-9345>,  perets_87@mail.ru

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15-194.56:539.25

История статьи:

Поступила: 17 февраля 2025

Рецензирование: 05 марта 2025

Принята к печати: 21 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Аустенитная нержавеющая сталь

Гетерогенная структура

Аксиальная текстура

Сдвиговая текстура

Холодная радиальная ковка

Термическая обработка

Прочность

Пластичность

Финансирование

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20–79–10094, <https://rscf.ru/project/20-79-10094>). Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ» БелГУ.

Для цитирования: Влияние гетерогенной структуры, сформированной деформационно-термической обработкой, на механическое поведение аустенитной нержавеющей стали / Р.С. Черниченко, Д.О. Панов, С.В. Наумов, Е.А. Кудрявцев, Г.А. Салищев, А.С. Перцев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 189–205. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-189-205.

АННОТАЦИЯ

Введение. Низкий предел текучести аустенитных нержавеющих сталей является фактором, значительно ограничивающим их эксплуатационные возможности. В свою очередь, формирование гетерогенной структуры представляет собой перспективный метод достижения синергии механических свойств. При этом эффективным способом получения объемной гетерогенной структуры служит холодная радиальная ковка. Однако на данный момент природа эффекта улучшения механических свойств материала с гетерогенной структурой, сформированной в процессе холодной радиальнойковки, изучена слабо. **Цель работы.** Исследовать влияние гетерогенной структуры, полученной при деформационно-термической обработке, на механические свойства аустенитной нержавеющей стали 08X17H13M2T. **Методики исследования.** Испытания на одноосное растяжение образцов, полученных холодной радиальной ковкой с последующей термообработкой при 600...700 °С, проводились с использованием испытательной машины Instron 5882 при комнатной температуре со скоростью деформации $1,15 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для измерения удлинения в процессе испытаний применялась система визуального контроля VIC-3D. Тонкая структура была исследована на перфорированных фольгах диаметром 3 мм с использованием электронного просвечивающего микроскопа JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. **Результаты и обсуждение.** Показано, что после деформационно-термической обработки в центре прутка получена двойниково-матричная структура аустенита, а на краю – ультрамелкозернистая с единичными рекристаллизованными зёрнами аустенита размером примерно 1 мкм. Установлено, что в центре прутка формируется двухкомпонентная аксиальная текстура аустенита $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$, которая трансформируется в текстуру сдвига B/\bar{B} по направлению к поверхности прутка. Определено, что формирование гетерогенной структуры приводило к дополнительному упрочнению за счет обратных напряжений. Обнаружено, что после термообработки при 700 °С образец с гетерогенной структурой обладал наибольшим пределом текучести, равным 1054 МПа, при относительном удлинении 16 %. Таким образом, деформационно-термическая обработка может быть перспективным методом получения крупнобаритных прутковых заготовок из аустенитной нержавеющей стали 08X17H13M2T с высокими характеристиками механических свойств.

Введение

Аустенитные нержавеющие стали – это уникальные материалы, сочетающие в себе высокие показатели механических, физических и химических свойств, поэтому они широко востребованы в качестве конструкционных

*Адрес для переписки

Черниченко Руслан Сергеевич, м.н.с.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,

ул. Победы, 85,

308015, г. Белгород, Россия

Тел.: +7 905 172-05-92, e-mail: rus.chernichenko@mail.ru

материалов [1, 2]. Основным недостатком, который ограничивает область применения сталей данного класса, являются пониженные прочностные характеристики, а именно низкое значение предела текучести [3]. В свою очередь, традиционные методы повышения прочностных характеристик, как правило, приводят к значительному снижению уровня вязкости и пластичности [4–6]. В частности, обработка аустенитной нержавеющей стали марки AISI 304 путем холодной прокатки приводит к повышению значений предела текучести более чем в два раза (с 640 до 1450 МПа). При этом фиксируется критическое понижение относительного удлинения до 1 % [7]. В данном случае изменение механических свойств обусловлено не только деформационным упрочнением, но и формированием мартенсита деформации (α'). Согласно работе [6], мартенсит деформации (α'/ε) может быть местом зарождения и распространения трещин, поскольку является хрупким продуктом фазового превращения, что вызывает снижение ударной вязкости и пластичности одновременно с ростом прочностных характеристик [8]. При этом трещина может распространяться как в самом мартенсите, так и по границе раздела мартенситных и аустенитных участков [9].

Исследования последних лет показали, что повышение прочностных свойств без потери пластичности в аустенитных сталях возможно за счет формирования гетерогенных структур [9–15]. Под гетерогенной понимают структуру, которая состоит из структурных элементов различного размера или природы, что оказывает существенное влияние на механические свойства материала [16]. К таким структурам можно отнести гетерогенную ламельную структуру [17], градиентную структуру [18], бимодальную структуру и др. Так, в работе [17] показано, что образцы титана с гетерогенной ламельной структурой, сформированной в процессе асимметричной прокатки и последующего рекристаллизационного отжига, обладают прочностью на уровне образцов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой и пластичностью как у материала с крупнозернистой структурой. Образцы стали AISI 304 с градиентной структурой, состоящей из центрального слоя с микродвойниками внутри и нанодвойниками в подповерхностных слоях, обладают пределом текучести 820 МПа и равно-

мерным удлинением 53 % [18], а образцы такой стали с однородной структурой демонстрируют предел текучести 268 МПа и равномерное удлинение 63 %.

Известны работы, в которых сообщается о получении гетерогенных структур в прутковых заготовках методом холодной радиальной ковки (ХРК) [10, 19–22]. Так, в работе [21] показано, что ХРК прутков из стали марки AISI 316 с добавлением титана до степени деформации, равной 95 %, приводит к формированию гетерогенной структуры в поперечном сечении. Стоит отметить, что увеличение степени деформации с 40 до 80 % включительно оказывает положительный эффект на прочностные характеристики данного материала, а именно наблюдается повышение показателей предела текучести на 15 %. При этом характеристики пластичности сохраняются на прежнем уровне. С другой стороны, в работе [22] сообщается, что деформационная обработка нержавеющей аустенитной стали методом ХРК в сочетании с низкотемпературной термической обработкой при 400...600 °С вызывает значительный прирост значений предела текучести (с 1077 до 1310 МПа). Наряду с этим наблюдается увеличение уровня относительного удлинения с 9 до 11 %. Стоит отметить, что после проведения низкотемпературной термической обработки структурная гетерогенность сохраняется. Несмотря на наличие работ о формировании гетерогенных структур при ХРК, природа эффекта улучшения механических свойств полученных гетерогенных материалов не ясна.

Целью данной работы является изучение влияния текстурной и структурной неоднородности, полученной в ходе ХРК и последующей термической обработки, на механические свойства аустенитной нержавеющей стали 08X17N13M2T. Для достижения поставленной цели в ходе исследования были сформулированы следующие *задачи*:

- определение влияния используемой деформационно-термической обработки на формирование структурной и текстурной неоднородности в поперечном сечении прутка;

- определение влияния полученной в ходе деформационной обработки гетерогенной структуры на механические свойства исследуемого материала.

Методика исследований

В качестве объекта исследований в данной работе была выбрана аустенитная нержавеющая сталь 08X17H13M2T. Химический состав исследуемой стали включал в себя следующие элементы (вес. %): 0,08 % С, 16,4 % Cr, 12,3 % Ni, 2,18 % Mo, 1,28 % Mn, 0,42 % Si, 0,2 % Ti, остальное Fe. Исходный пруток был получен ХРК до степени деформации 95 % от начальной площади поперечного сечения с использованием ковочной машины с радиально-перемещающимися бойками. Процесс холодной радиальнойковки проводился в следующем режиме: частота ударов составляла 1000 уд/мин, при этом стальная заготовка подавалась в радиально-ковочную машину со скоростью 180 мм/мин при скорости вращения заготовки 25 об/мин. Для предотвращения перегрева заготовки в процессе холодной радиальнойковки обрабатываемый пруток охлаждался за счет внешней подачи воды. Состояние прутка после ХРК до 95 % было принято за исходное. Далее холоднокованная стальная заготовка подвергалась термической обработке (ТО) при температурах 600 °С (ХРК 95 % + ТО 600 °С) и 700 °С (ХРК 95 % + ТО 700 °С) с последующим охлаждением на воздухе. Время выдержки составляло 2 часа.

Для исследований тонкой структуры на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL JEM-2100 использовались механически утоненные до 100...150 мкм и электролитически перфорированные стальные диски диаметром примерно 3 мм. С целью подтверждения структурной неоднородности заготовки для ПЭМ-исследований были вырезаны в поперечном сечении из центра и края исследуемого стального прутка. Перфорирование проводилось на установке TenuPol-5 с применением электролита, состоящего из 10 % хлорной кислоты и 90 % уксусной кислоты. Ускоряющее напряжение при ПЭМ-исследовании тонкой структуры составляло 200 кВ.

Испытания на одноосное растяжение стальных образцов были проведены при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5882. Скорость деформации в ходе испытаний составляла $1,15 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для более точного определения степени деформации была использована система визуального контроля VIC-3D.

Последующая обработка полученных данных проводилась с помощью программного обеспечения VIC-2D. Для определения механических свойств различных областей образцы были вырезаны из центра (образец «Ц» – центр) и края прутка (образец «К» – край). Для определения механических свойств образца с гетерогенной структурой был вырезан плоский образец вдоль всего диаметра прутка (образец «Г» – с гетерогенной структурой), ширина которого соответствовала диаметру прутка. Схема вырезки представлена на рис. 1. Длина рабочей части стальных образцов на растяжение была рассчитана согласно ГОСТ 1497–23 исходя из соотношения

$$l_0 = 5,65\sqrt{F_0}, \quad (1)$$

где l_0 – длина рабочей части образца, F_0 – площадь поперечного сечения. Для удобства идентификации образцов в случае последующей термической обработки к соответствующей букве, определяющей область вырезки образца, добавляется число, обозначающее температуру отжига (например, «К600» – образец, вырезанный из края прутка, подвергнутого последующей термической обработке при 600 °С), а для деформи-

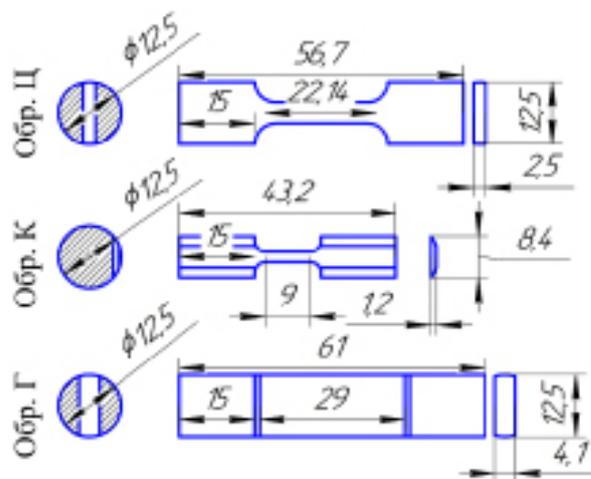


Рис. 1. Схема вырезки и размеры образцов на одноосное растяжение для центральной части прутка (образец «Ц» – центр), подповерхностного слоя (образец «К» – край), а также образца, включающего все структурные зоны (образец «Г» – с гетерогенной структурой). Размеры указаны в мм

Fig. 1. Uniaxial tensile specimen cutting scheme and dimensions (mm) for: central rod portion (“Ц” – center), subsurface layer (“К” – edge), and the entire structural zone (“Г” – heterogeneous)

рованного образца будет приписываться число 95, обозначающее степень деформации (например, «K95» – образец, вырезанный из края прутка, подвергнутого ХРК).

Для определения уровня обратных напряжений в каждой области проводили испытания «нагрузка – разгрузка» на соответствующих образцах в условиях равномерной пластической деформации при $\varepsilon = 2\text{--}5\%$. Расчеты выполняли согласно методике, представленной в работах [17, 23]. Размеры и конфигурация образцов были аналогичны образцам на одноосное растяжение (рис. 1). Образцы испытывали в состоянии после ХРК до 95 % с последующей термической обработкой при 700 °С в течении двух часов. В ходе испытаний были получены кривые «напряжение – деформация» с петлями гистерезиса (рис. 2). Уровень обратных напряжений определяли по следующей формуле [17, 23]:

$$\sigma_b = \frac{\sigma_r + \sigma_u}{2}, \quad (2)$$

где σ_b – обратные напряжения (МПа); σ_r – напряжения течения при повторной нагрузке (МПа); σ_u – напряжения течения при разгрузке (МПа). Напряжения течения при повторной нагрузке и разгрузке определялись по петлям гистерезиса согласно схеме, продемонстрированной на рис. 2.

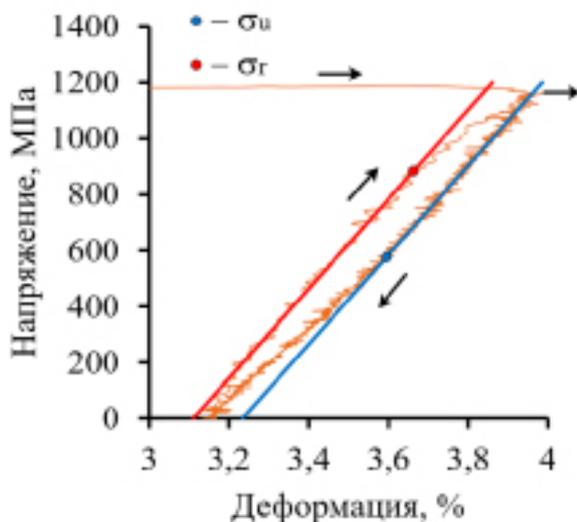


Рис. 2. Схема определения уровня напряжений течения при разгрузке (σ_u) и уровня напряжений при повторной нагрузке (σ_r)

Fig. 2. Schematic showing the method for determining the yield stress at unloading (σ_{ul}) and the stress at reloading (σ_{rl})

Результаты и их обсуждение

Структура центральной части прутка (рис. 3, а), подвергнутого ХРК до 95 %, состоит из доменов в форме параллелограммов (отмечены жёлтым пунктиром), образованных механическими двойниками различных систем. Внутри подобных структурных элементов можно наблюдать дислокационные ячейки (отмечены зеленым пунктиром). В свою очередь, структура подповерхностного слоя (рис. 3, б) является ультрамелкозернистой (УМЗ). При этом размер структурных элементов центральной части (700 ± 490 нм) (рис. 3, а) значительно превышает размеры элементов, формирующих структуру подповерхностного слоя (100 ± 50 нм) (рис. 3, б).

В результате последующей термической обработки при 600 °С по всему поперечному сечению прутка активируются процессы полигонизаций, что вызывало дополнительное диспергирование структуры по причине формирования дислокационных стенок (рис. 4, а и б). Термическая обработка при 700 °С сопровождается образованием зародышей рекристаллизации в сильнодеформированных подповерхностных слоях (рис. 4, в) и продолжением процессов перераспределения дислокаций в центре прутка. В результате этого в структуре центральной части прутка формируются участки с пониженной плотностью дефектов – «очищенные микрообъемы» (рис. 4, в). Однако структурная неоднородность по сечению сохраняется, поскольку полученная в ходе ХРК структура обладает высокой термической стабильностью. Подробнее эволюция структуры в процессе ХРК и последующих отжигов рассмотрена в более ранних работах [21, 22].

На рис. 5 приведены карты контраста линий Кикучи (рис. 5, а₁ и а₂), карты накопленных микроискажений (КАМ-карты) (рис. 5, б₁ и б₂), текстурные карты (рис. 5, в₁ и в₂), а также прямые (рис. 5, г₁ и г₂) и обратные (рис. 5, д₁ и д₂) полюсные фигуры, полученные после использованных режимов ДТО. Стоит отметить, что для центра прутка карты контраста линий Кикучи (рис. 5, а₁) и КАМ-карты (рис. 5, б₁) более качественные. ХРК до 95 % приводит к накоплению высокого уровня микроискажений как в центре, так и на краю прутка (рис. 5, б₁ и б₂). Причем в подповерхностном слое (рис. 5, б₂)

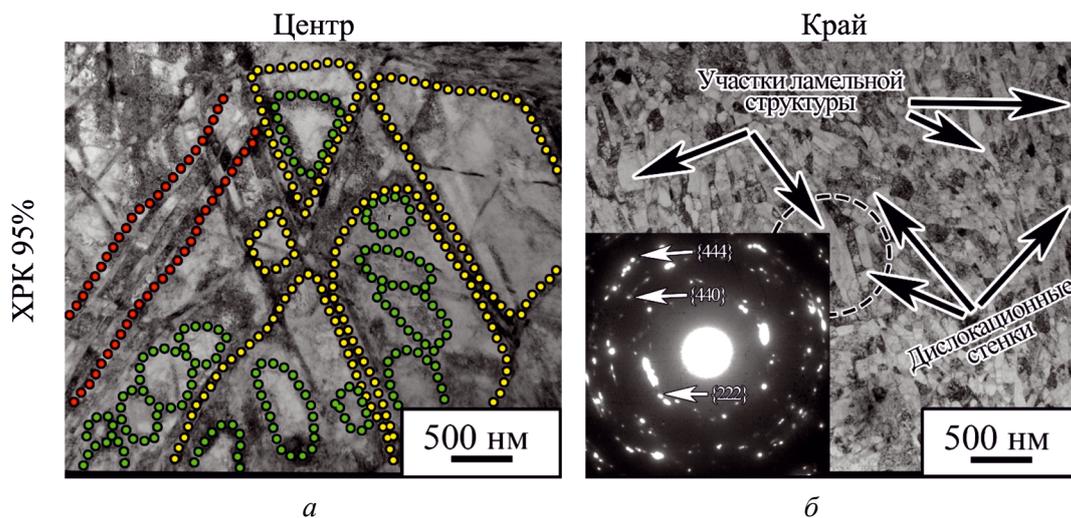


Рис. 3. Тонкая структура центра (а) и подповерхностного слоя (б) стального прутка, подвергнутого ХРК 95 %

Fig. 3. Fine structure of the center (a) and subsurface layer (b) of a steel rod subjected to 95 % CRF

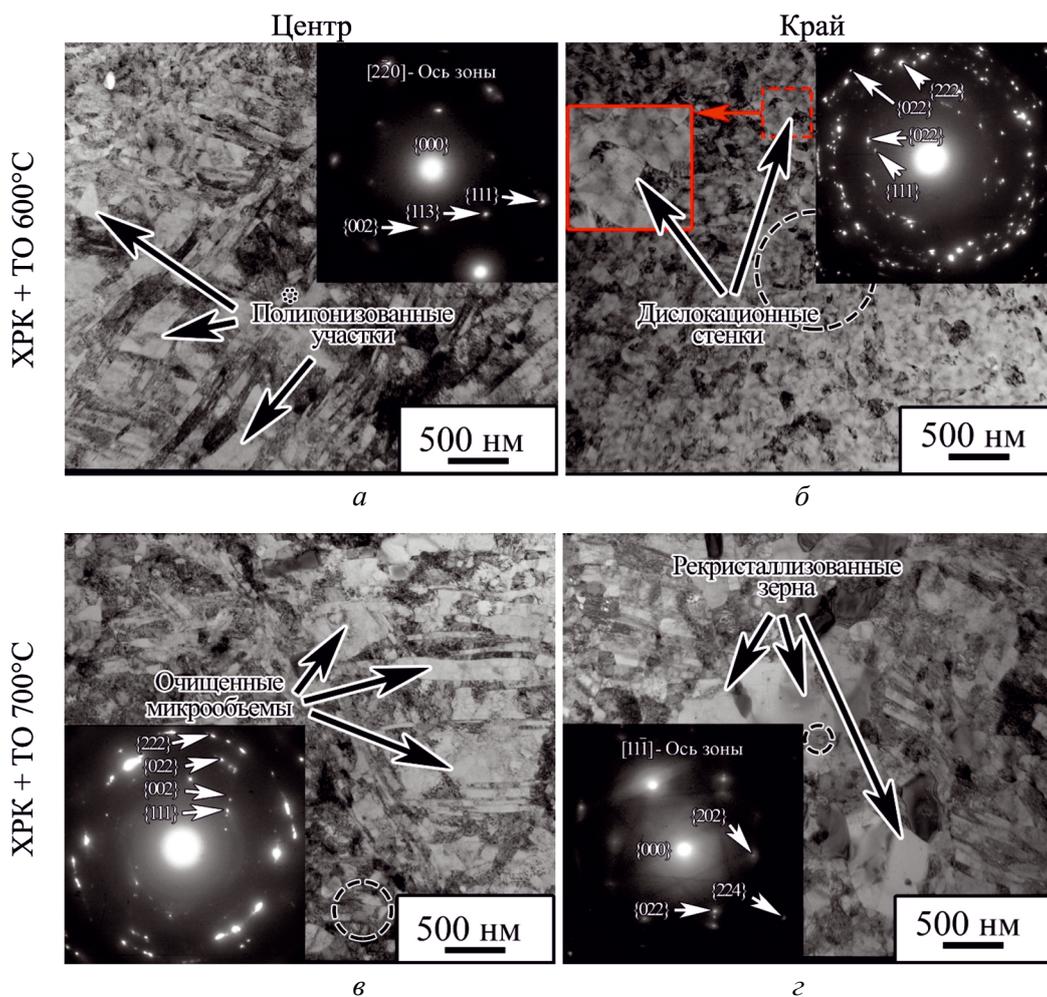


Рис. 4. Тонкая структура центра (а, в) и подповерхностного слоя (б, г) стального прутка, подвергнутого термической обработке при 600 °С (в, г) и 700 °С (д, е)

Fig. 4. Fine structure of the center (a, в) and subsurface layer (б, г) of a steel rod subjected to annealing at 600 °C (a, б) and 700 °C (в, г)

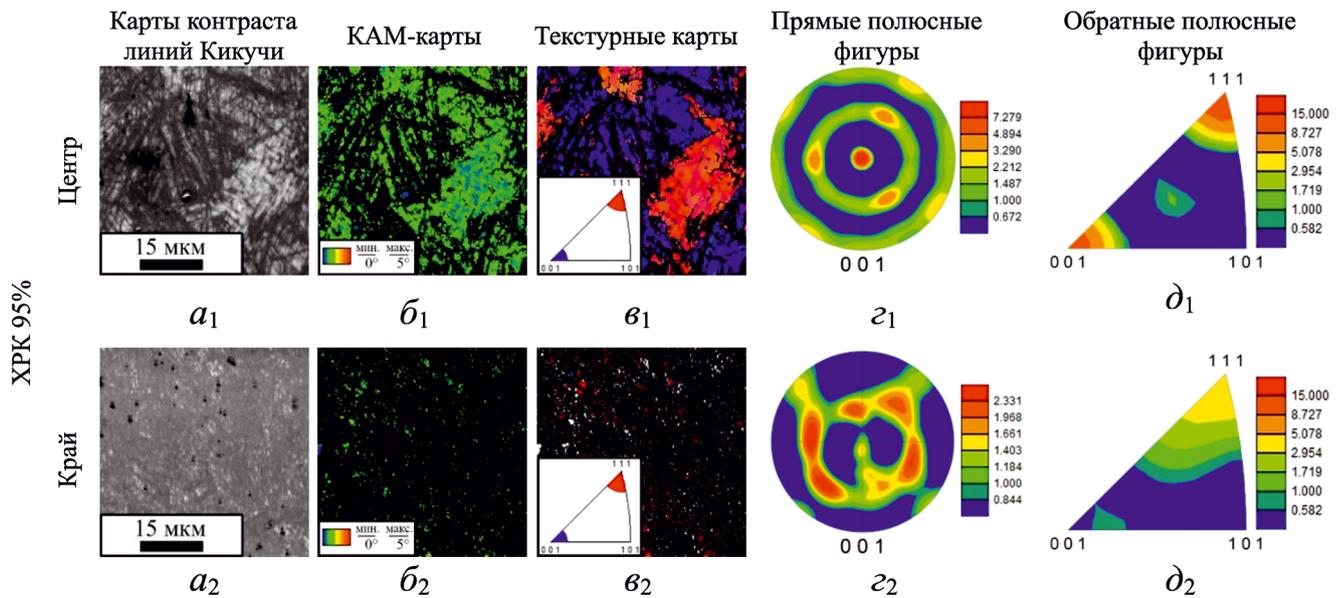


Рис. 5. Карты контраста линий Кикучи (a_1, a_2); КАМ-карты (b_1, b_2); текстурные карты (v_1, v_2); прямые (z_1, z_2) и обратные (d_1, d_2) полюсные фигуры стального прутка, подвергнутого ХРК 95 %

Fig. 5. Kikuchi line contrast maps (a_1, a_2), KAM maps (b_1, b_2), crystal direction maps (v_1, v_2), direct (z_1, z_2) and inverse (d_1, d_2) pole figures of the steel rod subjected to 95 % CRF

уровень микроискажений более высокий, чем в центре прутка (рис. 5, b_1). Кроме того, в центре прутка формируется острая двухкомпонентная аксиальная текстура $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ (рис. 5, v_1 и z_1). В свою очередь, для подповерхностного слоя характерна выраженная сдвиговая текстура B/\bar{B} (рис. 5, z_2) [24–26]. Помимо этого, согласно текстурным картам (рис. 5, v_1 и v_2), в поперечном сечении прутка по направлению от центра к краю наблюдается снижение объемной доли зерен обеих ориентировок, а именно от центра к подповерхностному слою доля $\langle 001 \rangle$ -ориентированных зерен уменьшается с 38 до 5 % при снижении доли зерен с ориентировкой $\langle 111 \rangle$ с 50 до 30 %.

Последующая термическая обработка в интервале температур 600...700 °C улучшает качество карт контраста линий Кикучи (рис. 6, a_1 и a_4) и КАМ-карт (рис. 6, b_1 и b_4) для всех областей. Однако уровень микроискажений остается высоким по всему сечению прутка с характерным его увеличением по направлению от центра к краю (рис. 6, b_1 и b_4). При этом становится очевидно, что наибольший уровень микроискажений фиксируется вдоль границ зерен и механических двойников, тогда как в теле зерен этот показатель минимален (рис. 6, b_1 и b_4). Кроме того, в подповерхностном слое наблюдается формирование новых областей малого размера

без микроискажений (рис. 6, a_4 и b_4 , указано белыми стрелками). В центре прутка сохраняется двухкомпонентная аксиальная текстура $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ (рис. 6, z_1 и z_3), а в подповерхностном слое – сдвиговая текстура B/\bar{B} (рис. 6, z_2 и z_4). По направлению от центра к краю объемная доля зерен с ориентировкой $\langle 001 \rangle$ снижается с 37 до 4,4 %, а доля зерен с ориентировкой $\langle 111 \rangle$ – с 48 до 31 % (рис. 6, v_1 и v_4).

Анализ полученных данных показал, что в результате используемой ДТО в поперечном сечении прутка формируется выраженная структурная и текстурная неоднородность. Вероятно, данное явление связано с неоднородным напряженным состоянием прутка в процессе ХРК [21]. При этом в центре прутка действуют умеренные растягивающие напряжения, а в подповерхностных слоях – высокие сжимающие напряжения.

Такое неоднородное напряженное состояние приводит к активации различных механизмов пластической деформации в центре и подповерхностных слоях прутка. Так, в центре прутка наблюдается механическое двойникование наряду с дислокационным скольжением. Интенсивное двойникование и дислокационное скольжение объясняет формирование крупных структурных элементов в виде областей с дислокационными

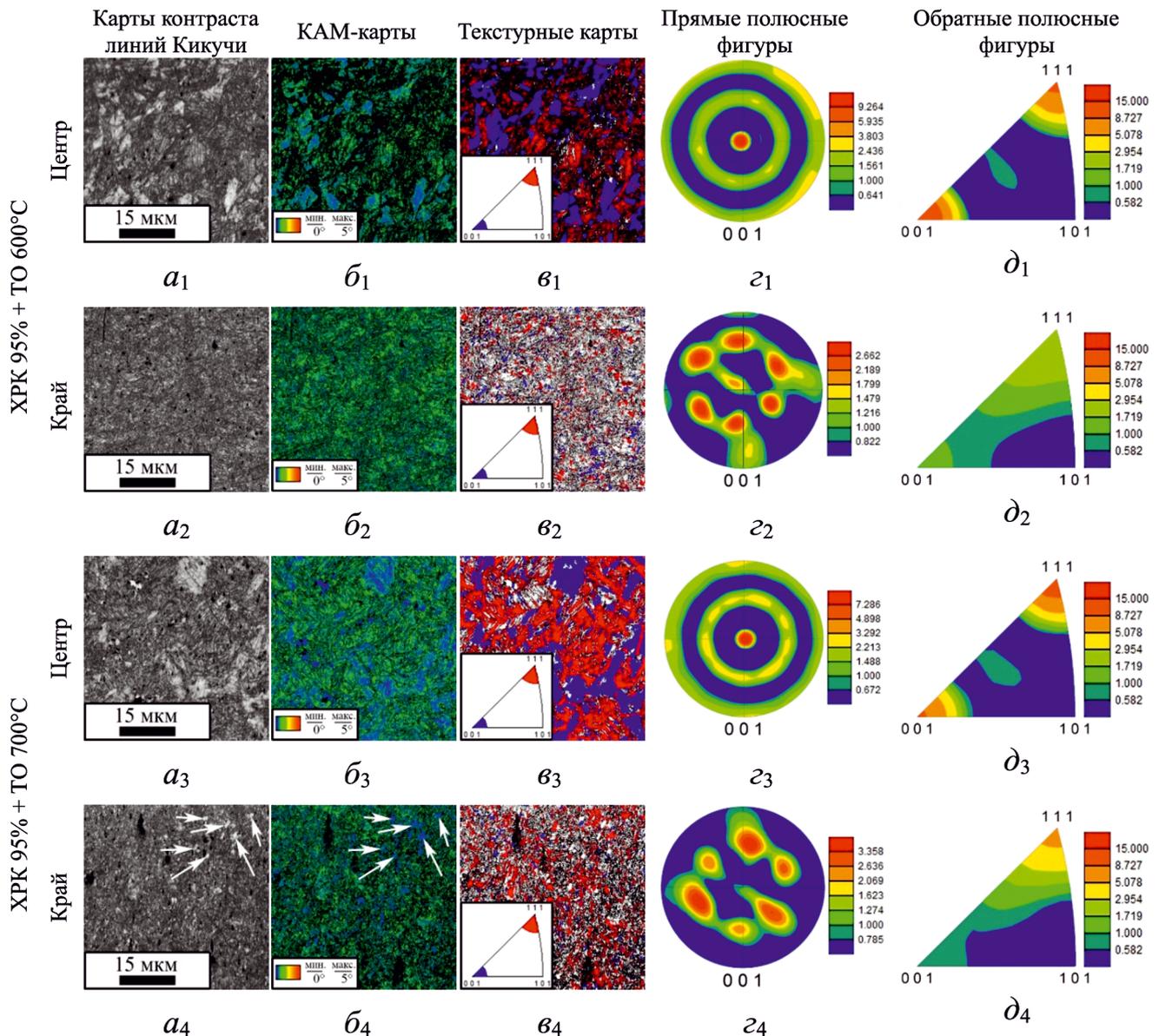


Рис. 6. Карты контраста линий Кикучи (a_1 – a_4), КАМ-карты (b_1 – b_4), текстурные карты (v_1 – v_4), прямые (z_1 – z_4) и обратные (d_1 – d_4) полюсные фигуры стального прутка, подвергнутого отжигу при 600 °С (a_1 – a_2 , b_1 – b_2 , v_1 – v_2 , z_1 – z_2 , d_1 – d_2) и 700 °С (a_3 – a_4 , b_3 – b_4 , v_3 – v_4 , z_3 – z_4 , d_3 – d_4)

Fig. 6. Kikuchi line contrast maps (a_1 – a_4), KAM maps (b_1 – b_4), crystal direction maps (v_1 – v_4), direct (z_1 – z_4) and inverse (d_1 – d_4) pole figures of the steel rod subjected to annealing at 600 °С (a_1 – a_2 , b_1 – b_2 , v_1 – v_2 , z_1 – z_2 , d_1 – d_2) and 700 °С (a_3 – a_4 , b_3 – b_4 , v_3 – v_4 , z_3 – z_4 , d_3 – d_4)

ячейками, ограниченных пакетами механических двойников. При этом согласно результатам работы [25] двойникованные микрообъемы обладают ориентировкой $\langle 111 \rangle$, а микрообъемы с ячеистым строением – ориентировкой $\langle 001 \rangle$, что в конечном итоге приводит к получению аксиальной двухкомпонентной текстуры $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ в центре прутка.

С другой стороны, высокие сжимающие напряжения в подповерхностном слое способствуют формированию полос сдвига, поскольку воз-

можности аккомодации деформации за счет дислокационного скольжения и механического двойникования при ХПК быстро исчерпываются. При этом формирование полос сдвига в образцах данной стали наблюдали уже после ХПК со степенью 60 % [21]. Образование полос сдвига приводит к получению УМЗ-структуры в результате активации механизма ротационной рекристаллизации, предложенного В.Ф. Нес-теренко и др. [27], – в процессе деформации формируется полоса сдвига, внутри которой

существуют случайно распределенные дислокации, формирующие вытянутые дислокационные ячейки. По мере увеличения степени деформации ячейки превращаются в субзерна. При дальнейшей деформации эти субзерна фрагментируются с последующим формированием равноосных микрозерен. Кроме того, смена преимущественного механизма пластической деформации объясняет снижение доли зерен с ориентировками $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ по направлению от края к центру. Следует отметить, что преимущественная текстура простого сдвига B/\bar{B} в подповерхностном слое обусловлена процессом формирования полос сдвига.

Термическая обработка при 600 °С не оказывает значительного влияния на структуру и текстуру исследуемой стали, за исключением процессов полигонизации, протекающих по всему сечению, тогда как после термической обработки при 700 °С в подповерхностном слое были обнаружены зародыши рекристаллизации, доля которых в структуре не превышала 10 %.

В результате испытаний на одноосное растяжение были получены кривые «напряжение – деформация» (рис. 7) для образцов различного типа (рис. 1). После ХРК 95 % для всех типов образцов (образцы «Ц», «К» и «Г») кривая «напряжение – деформация» имеет характерный для сильнодеформированного состояния вид с высокой прочностью и низкой пластичностью (рис. 7, a_1). При достижении предела текучести на кривой наблюдается пик, за которым следует участок локализованной деформации. Термическая обработка при 600 °С не оказывает значительного влияния на характер кривых «напряжение – деформация» образцов «К600» и «Г600», за исключением увеличения прочностных характеристик (рис. 7, b_1). При этом у образца «Ц600» наблюдается увеличение участка равномерной деформации и снижение прочностных характеристик. В свою очередь, после термической обработки при 700 °С кривые во всех случаях демонстрируют меньший уровень прочностных характеристик и увеличение уровня характеристик пластичности, в том числе в области равномерного удлинения (рис. 7, v_1).

Исходя из кривых зависимости деформационного упрочнения от истинной деформации видно, что для всех трех типов образцов после ХРК 95 % наблюдается только одна ста-

дия деформационного упрочнения, которая ограничена началом локализованной деформации (рис. 7, a_2 – a_4). В свою очередь, проведение термической обработки при 600 °С существенно не повлияло на характер кривой образцов «К600» (рис. 7, b_3) и «Г600» (рис. 7, b_4), тогда как на кривой, полученной для образца «Ц600» (рис. 7, b_2), можно выделить наличие трех стадий деформационного упрочнения. На первой стадии происходит резкое снижение деформационного упрочнения. Начало второй стадии характеризуется изменением наклона кривой, стабилизацией и увеличением деформационного упрочнения, после чего наклон кривой вновь изменяется. Наблюдается снижение коэффициента деформационного упрочнения на третьей стадии с последующим началом локализованной деформации.

Причины появления стадийности деформационного упрочнения подробно описаны в работе [28] на примере TWIP-стали. Так, первая стадия деформационного упрочнения может быть связана с процессами перераспределения и аннигиляции дислокаций, что вызывает снижение коэффициента деформационного упрочнения. С увеличением истинной деформации наступает вторая стадия, которая связана с образованием и накоплением механических двойников. В результате процессов двойникования коэффициент деформационного упрочнения повышается или стабилизируется. По мере насыщения материала двойниками данный механизм пластической деформации исчерпывает себя. В результате этого коэффициент деформационного упрочнения резко снижается, что соответствует началу третьей стадии и выражается в виде перегиба на кривой (рис. 7, b_2).

Появление стадийности деформационного упрочнения в данном случае (рис. 7, b_2) связано с гетерогенностью структуры в центральной части прутка, поскольку в результате процессов возврата формируются участки структуры с низкой плотностью дислокаций (полигонизованные участки на рис. 4, a), в которых возможно дислокационное скольжение. Параллельно с дислокационным скольжением в ходе деформации при растяжении активируются процессы механического двойникования.

В свою очередь, на кривых для всех трех типов образцов, полученных из прутка после тер-

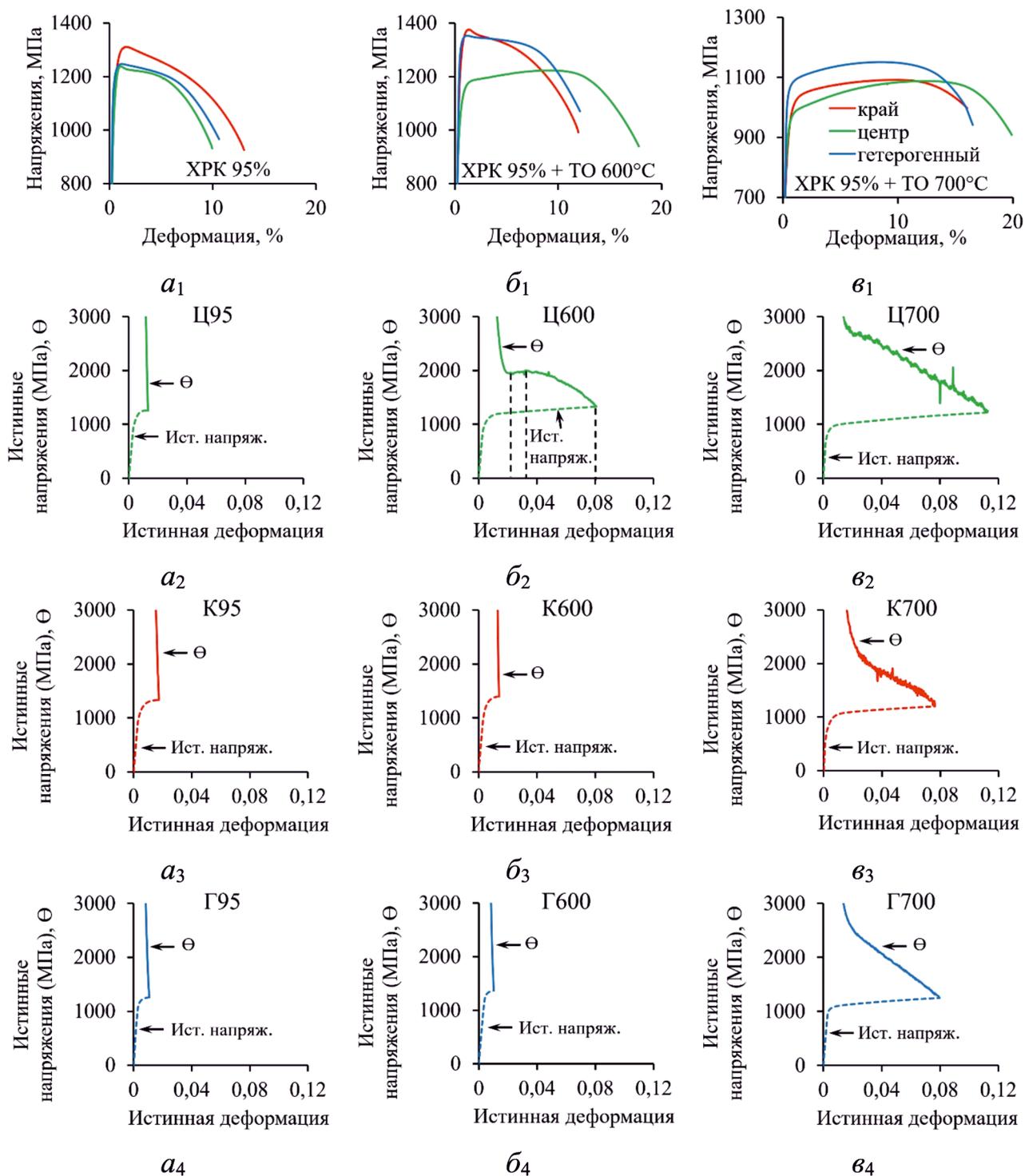


Рис. 7. Кривые «напряжение – деформация» (a_1, b_1, b_1) и графики деформационного упрочнения материала центра (a_2, b_2, b_2), материала края (a_3, b_3, b_3) и материала с гетерогенной структурой (a_4, b_4, b_4) после различных режимов ДТО

Fig. 7. Stress-strain curves (a_1, b_1, b_1) and work hardening behavior of the center (a_2, b_2, b_2), edge (a_3, b_3, b_3) and heterogeneous (a_4, b_4, b_4) material after different modes of thermo-mechanical treatment

мической обработки при 700 °С, можно выделить две стадии деформационного упрочнения (рис. 7, b_2 – b_4). Первая стадия также характеризуется резким снижением деформационного упрочнения. На второй стадии наклон кри-

вой изменяется, а снижение деформационного упрочнения становится менее интенсивным.

Исходя из приведенной таблицы видно, что все три типа образцов в состоянии после ХПК 95 % обладают высокой прочностью и низкой

пластичностью. Предел прочности (σ_B) составляет 1240...1300 МПа, а предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – 1150...1210 МПа. При этом относительное удлинение (δ) колеблется в диапазоне 8–12 %, равномерное удлинение (δ_p) не превышает 1 %. После термической обработки при 600 °С наблюдается увеличение σ_B и $\sigma_{0,2}$ образцов «К600» и «Г600» до 1360...1370 и 1250...1330 МПа соответственно, но характеристики пластичности не изменяются (см. таблицу). Однако прочностные характеристики образца «Ц600» после термической обработки при 600 °С снижаются, а именно σ_B составляет 1225 МПа, а $\sigma_{0,2}$ – 1060 МПа. Наряду с этим δ увеличивается до 16 %, а δ_p – до 9 % (см. таблицу). Термическая обработка при 700 °С приводит к снижению прочности и увеличению пластичности во всех случаях. Образец «Г700» обладает наибольшими прочностными характеристиками и хорошей пластичностью: σ_B составляет 1145 МПа, а $\sigma_{0,2}$ – 1054 МПа, тогда как δ и δ_p достигают 16 и 8 % соответственно.

Гетерогенная структура и текстура в поперечном сечении прутка оказывает влияние на механическое поведение исследуемого материала.

Высокие прочностные характеристики и низкая пластичность всех образцов в состоянии после ХРК связаны с сильнодеформированной структурой во всем объеме. Однако материал с УМЗ-структурой, вырезанный из подповерхностного слоя, демонстрирует несколько большую прочность и пластичность (рис. 5, a_1). Повышенная прочность данной области связана с эффектом упрочнения по закону Холла – Петча [29, 30], тогда как увеличение относительного удлинения вызвано формированием новых равноосных зерен, способных двойниковаться, что продемонстрировано в более ранних исследованиях [21].

Стоит отметить, что влияние структурной и текстурной неоднородности на механические свойства при растяжении наиболее заметно проявляется после проведения термической обработки. Так, после термической обработки при 600 °С происходит повышение прочности материала края прутка и образцов с гетерогенной структурой при сохранении пластичности на уровне 10–11 %. С одной стороны, повышение прочностных характеристик, вероятно, обусловлено формированием сегрегаций легирующих

Характеристики механических свойств Mechanical properties characteristics

Область / Region	Гетерогенный («Г») / Heterogeneous («Г»)	Центр («Ц») / Centre («Ц»)	Край (К) / Edge («К»)
ХРК 95 % / 95 % CRF			
σ_B , МПа / σ_u (МПа)	1242 ± 7	1259 ± 28	1303 ± 13
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$ (МПа)	1210 ± 11	1147 ± 100	1197 ± 1
δ , % / δ (%)	8,3 ± 1,2	8,4 ± 1,4	11,5 ± 0,9
δ_p , % / δ_p (%)	1 ± 0,1	0,7 ± 0,2	1,1 ± 0,1
ХРК 95 % + ТО 600 °С 2 часа / 95 % CRF + HT 600 °С for 2 hours			
σ_B , МПа / σ_u (МПа)	1355 ± 2	1225 ± 35	1374 ± 3
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$ (МПа)	1330 ± 8	1060 ± 30	1252 ± 23
δ , % / δ (%)	10,3 ± 0,5	16,1 ± 0,5	11 ± 0,3
δ_p , % / δ_p (%)	0,8 ± 0,1	9 ± 0,3	1 ± 0,1
ХРК 95 % + ТО 700 °С 2 часа / CRF 95 % + HT 700 °С for 2 hours			
σ_B , МПа / σ_u (МПа)	1145 ± 11	1091 ± 4	1102 ± 13
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$ (МПа)	1054 ± 14	927 ± 15	877 ± 9,2
δ , % / δ (%)	16 ± 2,7	18,5 ± 0,8	16 ± 1,3
δ_p , % / δ_p (%)	8,1 ± 0,1	11,6 ± 0,5	8,8 ± 1,3

элементов на дислокациях [31]. С другой стороны, сохранение пластичности связано с частичным развитием процессов полигонизации по сечению прутка, что подтверждают исследования тонкой структуры (рис. 4, а). Последнее вызывает снижение прочности и повышение пластичности центральной части прутка.

Термическая обработка при 700 °С, в свою очередь, приводит к дальнейшему разупрочнению и повышению пластичности во всех случаях за счет более полного развития полигонизации в центре прутка и начала статической рекристаллизации в подповерхностном слое. Начало рекристаллизации на краю прутка обусловлено тем фактором, что сильнодеформированные подповерхностные слои обладают меньшей термической стабильностью из-за большей накопленной пластической деформации [32]. Необходимо отметить, что гетерогенный материал после термической обработки при 600...700 °С демонстрирует наибольший предел текучести в сочетании с хорошими показателями пластичности.

Согласно работе [33], подобный эффект, возникающий в образцах с гетерогенной структурой, связан с повышенным уровнем обратных напряжений. Структурная неоднородность приводит к появлению неоднородной деформации во время испытаний [34]. Так, в прочном подповерхностном слое локализация деформации происходит на начальных этапах пластической деформации, однако более пластичный центральный слой предотвращает дальнейшую локализацию деформации в данной области, что приводит к изменению схемы напряженного состояния. Подобное деформационное поведение вызывает генерацию и накопление геометрически необходимых дислокаций (ГНД) на границе слоев с различной структурой. В свою очередь, ГНД взаимодействуют с подвижными дислокациями и закрепляют их в данной области, что приводит к дополнительному деформационному упрочнению. Кроме того, подобное напряженное состояние может сопровождаться активацией дополнительных систем скольжения [35].

По результатам оценки вклада обратных напряжений в упрочнение гетерогенного материала показано, что гетерогенный материал обладает наиболее высоким уровнем обратных напряжений (рис. 8). Разница в уровне обратных

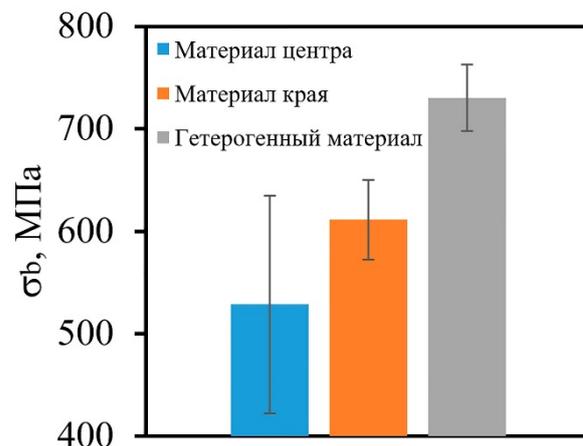


Рис. 8. Зависимости уровня обратных напряжений, полученных для образцов с различной структурой, подвергнутых ХРК до 95 % и последующему отжигу при 700 °С

Fig. 8. Back stress levels obtained for specimens with different microstructures, subjected to 95 % CRF, followed by annealing at 700 °C

напряжений при этом сопоставима с разницей в уровне предела текучести исследуемых состояний (см. таблицу).

Таким образом, основываясь на результатах механических испытаний, в зависимости от температуры последеформационной термической обработки для исследуемой стали можно выделить три области, позволяющие получить различное соотношение прочности и пластичности, что графически изображено на рис. 9.

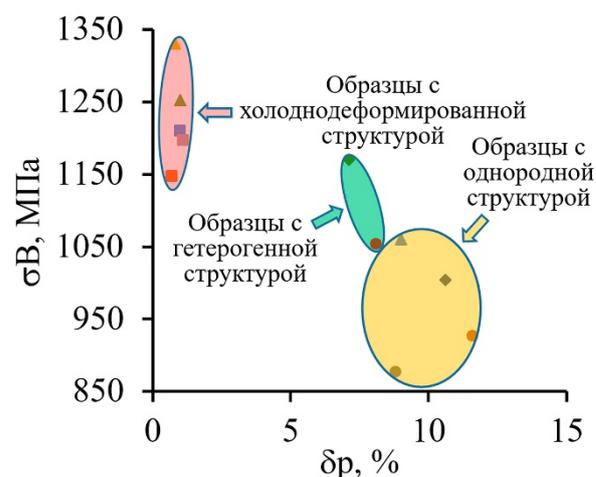


Рис. 9. Соотношение предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и равномерного удлинения (δ_p) исследуемой стали в различных структурных состояниях

Fig. 9. Relationship between yield strength ($\sigma_{0,2}$) and proportional elongation (δ_p) of the steel under study in various microstructural conditions

Очевидно, что изменение типа структуры будет оказывать значительное влияние на механические свойства. Для состояния с деформированной структурой характерна высокая прочность и низкая пластичность. Сталь с однородной структурой, полученной в ходе последеформационной термической обработки, обладает высокими характеристиками пластичности и низкой прочностью, тогда как материал с гетерогенной структурой обладает хорошим балансом между прочностью и пластичностью.

Выводы

Исследовано влияние гетерогенной структуры, полученной в ходе ХРК до степени деформации 95 % и последующей термической обработки при 600...700 °С с временем выдержки 2 часа, на механические свойства исследуемой стали. По результатам, полученным в ходе исследований, были сформулированы следующие выводы.

1. По данным структурных и текстурных исследований установлено, что предложенная деформационно-термическая обработка приводит к формированию гетерогенной структуры в исследуемой стали. Наблюдается изменение типа структуры с двойниково-матричной в центре прутка на УМЗ-структуру в подповерхностном слое. Термическая обработка при температурах 600...700 °С сопровождается развитием процессов перераспределения дислокаций с последующей полигонизацией по всему поперечному сечению прутка. В то же время термическая обработка при 700 °С помимо процессов полигонизации дополнительно активизирует процессы статической рекристаллизации на краю прутка, что приводит к образованию зародышей рекристаллизации в подповерхностном слое. Изменение типа структуры по направлению от центра к краю прутка приводит к смене текстуры с аксиальной двухкомпонентной $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ на текстуру простого сдвига B/\bar{B} .

2. Испытания на одноосное растяжение показали, что влияние гетерогенной структуры на механические свойства наиболее заметно проявляется после термической обработки при 700 °С. Образец с гетерогенной структурой обладает наибольшим значением предела текучести в сравнении с материалом центра и края прут-

ка, а его пластичность при этом сопоставима с пластичностью материала подповерхностного слоя. Термическая обработка при температуре ниже 700 °С не приводит к рекристаллизации, в результате чего материал обладает высокой прочностью и низкой пластичностью, тогда как температура выше 700 °С вызывает рекристаллизацию всего объема, а также приводит к сильному разупрочнению и увеличению пластичности, что не позволяет достичь оптимального баланса механических свойств.

Список литературы

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2009. – Vol. 65 (4–6). – P. 39–104. – DOI: 10.1016/j.mser.2009.03.001.
2. Kaladhar M., Venkata Subbaiah K., Srinivasa Rao C.H. Machining of austenitic stainless steels – a review // *International Journal of Machining and Machinability of Materials*. – 2012. – Vol. 12 (1–2). – P. 178–192. – DOI: 10.1504/IJMMM.2012.048564.
3. Some strengthening methods for austenitic stainless steels / L.P. Karjalainen, T. Taulavuori, M. Sellman, A. Kyröläinen // *Steel Research International*. – 2008. – Vol. 79 (6). – P. 404–412. – DOI: 10.1002/srin.200806146.
4. Huang J., Ye X., Xu Z. Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of AISI 301LN metastable austenitic stainless steels // *Journal of Iron and Steel Research International*. – 2012. – Vol. 19 (10). – P. 59–63. – DOI: 10.1016/S1006-706X(12)60153-8.
5. Microstructures and mechanical properties of cold-rolled 21Cr lean duplex stainless steel with medium to high cold rolling reductions / Z. Liu, Y. Han, Z. Wu, J. Sun, G. Zu, W. Zhu, X. Ran // *Materials Today Communications*. – 2022. – Vol. 33. – P. 104860. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104860.
6. Influence of DIMT on impact toughness: relationship between crack propagation and the α' -martensite morphology in austenitic steel / M. Huang, C. Wang, L. Wang, J. Wang, A. Mogucheva, W. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 844. – P. 143191. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143191.
7. Ozgowicz W., Kurc A. The effect of the cold rolling on the structure and mechanical properties in austenitic stainless steels type 18-8 // *Archives of Materials Science and Engineering*. – 2009. – Vol. 38 (1). – P. 26–33.
8. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr-10Mn austenitic steels / B. Hwang, T.H. Lee, S.J. Park, C.S. Oh, S.J. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – Vol. 528 (24). – P. 7257–7266. – DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.025.



9. Kelly P.M., Rose L.R.F. The martensitic transformation in ceramics – its role in transformation toughening // *Progress in Materials Science*. – 2002. – Vol. 47 (5). – P. 463–557. – DOI: 10.1016/S0079-6425(00)00005-0.

10. Excellent strength-toughness synergy in metastable austenitic stainless steel due to gradient structure formation / D.O. Panov, R.S. Chernichenko, S.V. Naumov, A.S. Pertsev, N.D. Stepanov, S.V. Zherebtsov, G.A. Salishchev // *Materials Letters*. – 2021. – Vol. 303. – P. 130585. – DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130585.

11. Scale-up fabrication of gradient AGS in austenitic stainless steels achieves a simultaneous increase in strength and toughness / M. Huang, L. Wang, S. Yuan, J. Wang, C. Wang, A. Mogucheva, W. Xu // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 853. – P. 143763. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143763.

12. Study on microstructure evolution and nanoindentation characteristics of 316 L austenitic stainless steel with inverse gradient grain sizes fabricated via torsion and electro-magnetic induction heating / J. Zhang, W. Han, Z. Huang, J. Li, M. Zhang, L. Zhang // *Materials Characterization*. – 2021. – Vol. 181. – P. 111462. – DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111462.

13. Wang H.T., Tao N.R., Lu K. Architected surface layer with a gradient nanotwinned structure in a Fe-Mn austenitic steel // *Scripta Materialia*. – 2013. – Vol. 68 (1). – P. 22–27. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.05.041.

14. Low-cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels with gradient structured surface layer / H.S. Ho, W.L. Zhou, Y. Li, K.K. Liu, E. Zhang // *International Journal of Fatigue*. – 2020. – Vol. 134. – P. 105481. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105481.

15. Excellent strength-ductility combination of interstitial non-equiatomic middle-entropy alloy subjected to cold rotary swaging and post-deformation annealing / D.O. Panov, E.A. Kudryavtsev, R.S. Chernichenko, S.V. Naumov, D.N. Klimenko, N.D. Stepanov, S.V. Zherebtsov, G.A. Salishchev, V.V. Sanin, A.S. Pertsev // *Materials Science and Engineering: A*. – 2024. – Vol. 898. – P. 146121. – DOI: 10.1016/j.msea.2024.146121.

16. Wu X., Zhu Y. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties // *Materials Research Letters*. – 2017. – Vol. 5 (8). – P. 527–532. – DOI: 10.1080/21663831.2017.1343208.

17. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility / X. Wu, M. Yang, F. Yuan, G. Wu, Y. Wei, X. Huang, Y. Zhu // *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*. – 2015. – Vol. 112 (47). – P. 14501–14505. – DOI: 10.1073/pnas.1517193112.

18. Gradient twinned 304 stainless steels for high strength and high ductility / A. Chen, J. Liu, H. Wang, J. Lu, Y.M. Wang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 667. – P. 179–188. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.070.

19. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel AISI-321 after radial shear rolling / A. Nayzabekov, S. Lezhnev, O. Maksimkin, K. Tsai, E. Panin, A. Arbutov // *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. – 2018. – Vol. 53 (3). – P. 606–611.

20. Gradient microstructure and texture formation in a metastable austenitic stainless steel during cold rotary swaging / D. Panov, E. Kudryavtsev, S. Naumov, D. Klimenko, R. Chernichenko, V. Mironov, N. Stepanov, S. Zherebtsov, G. Salishchev, A. Pertsev // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (4). – P. 1–16. – DOI: 10.3390/ma16041706.

21. Effect of cold swaging on the bulk gradient structure formation and mechanical properties of a 316-type austenitic stainless steel / D. Panov, R. Chernichenko, E. Kudryavtsev, D. Klimenko, S. Naumov, A. Pertsev // *Materials*. – 2022. – Vol. 15 (7). – P. 2468. – DOI: 10.3390/ma15072468.

22. Evolution of the structure, texture, and mechanical properties of austenitic stainless steel during annealing after cold radial forging / R.S. Chernichenko, D.O. Panov, S.V. Naumov, E.A. Kudryavtsev, V.V. Mironov, G.A. Salishchev, A.S. Pertsev // *Physics of Metals and Metallography*. – 2023. – Vol. 124 (6). – P. 607–615. – DOI: 10.1134/S0031918X23600537.

23. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure / M. Yang, Y. Pan, F. Yuan, Y. Zhu, X. Wu // *Materials Research Letters*. – 2016. – Vol. 4 (3). – P. 145–151. – DOI: 10.1080/21663831.2016.1153004.

24. Beyerlein I.J., Tóth L.S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion // *Progress in Materials Science*. – 2009. – Vol. 54 (4). – P. 427–510. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2009.01.001.

25. Suwas S., Ray R.K. *Crystallographic texture of materials*. – London: Springer, 2014. – 265 p. – ISBN 978-1-4471-6313-8. – DOI: 10.1007/978-1-4471-6314-5.

26. Fonda R.W., Knipling K.E. Texture development in friction stir welds // *Science and Technology of Welding & Joining*. – 2011. – Vol. 16 (4). – P. 288–294. – DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000010.

27. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum / V.F. Nesterenko, M.A. Meyers, J.C. LaSalvia, M.P. Bondar, Y.J. Chen, Y.L. Lukyanov // *Materials Science and Engineering: A*. – 1997. – Vol. 229 (1–2). – P. 23–41. – DOI: 10.1016/s0921-5093(96)10847-9.

28. Microstructure, strain hardening behavior, segregation and corrosion resistance of an electron beam welded thick high-Mn TWIP steel plate / Y. Chen, G.M. Liu, H.Y. Li, X.M. Zhang, H. Ding // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 25. – P. 1105–1114. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.010.

29. *Hall E.O.* The deformation and ageing of mild steel: II Characteristics of the Lüders deformation // *Proceedings of the Physical Society. Section B*. – 1951. – Vol. 64 (9). – P. 742–747. – DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/302.

30. *Petch N.J.* The ductile-brittle transition in the fracture of α -iron: I // *Philosophical Magazine*. – 1958. – Vol. 3 (34). – P. 1089–1097. – DOI: 10.1080/14786435808237038.

31. Grain boundary segregation induced strengthening of an ultrafine-grained austenitic stainless steel / M.M. Abramova, N.A. Enikeev, R.Z. Valiev, A. Etienne, B. Radiguet, Y. Ivanisenko, X. Sauvage // *Materials Letters*. – 2014. – Vol. 136. – P. 349–352. – DOI: 10.1016/j.matlet.2014.07.188.

32. *Humphreys F.J., Hatherly M.* Recrystallization and related annealing phenomena. – Elsevier, 2012. – 520 p. – ISBN 0080418848.

33. Extraordinary strain hardening by gradient structure / X. Wu, P. Jiang, L. Chen, F. Yuan, Y.T. Zhu // *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*. – 2014. – Vol. 111 (20). – P. 7197–7201. – DOI: 10.1073/pnas.1324069111.

34. Mechanism-based strain gradient plasticity – I. Theory / H. Gao, Y. Huang, W.D. Nix, J.W. Hutchinson // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 1999. – Vol. 47 (6). – P. 1239–1263. – DOI: 10.1016/S0022-5096(98)00103-3.

35. *Wilson D.V., Bate P.S.* Influences of cell walls and grain boundaries on transient responses of an if steel to changes in strain path // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1994. – Vol. 42 (4). – P. 1099–1111. – DOI: 10.1016/0956-7151(94)90127-9.

Конфликт интересов

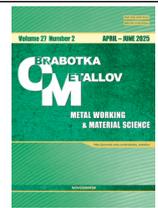
Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

© 2025 Авторы. Издательство Новосибирского государственного технического университета. Эта статья доступна по лицензии Creative Commons «Attribution» («Атрибуция») 4.0 Всемирная (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).



Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science

Journal homepage: http://journals.nstu.ru/obrabotka_metallov



Effect of heterogeneous structure on mechanical behavior of austenitic stainless steel subjected to novel thermomechanical processing

Ruslan Chernichenko^{1, a,*}, Dmitrii Panov^{1, b}, Stanislav Naumov^{1, s}, Egor Kudryavtsev^{1, d},
Gennady Salishchev^{1, e}, Alexey Pertsev^{2, f}

¹ Belgorod National Research University, 85 Pobedy Str., Belgorod, 308015, Russian Federation

² Department Chief Metallurgist, Perm Scientific-Research Technological Institute, 41 Geroev Khasana Str., Perm, 614990, Russian Federation

^a  <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>,  rus.chernichenko@mail.ru; ^b  <https://orcid.org/0000-0002-8971-1268>,  dimmak-panov@mail.ru;

^c  <https://orcid.org/0000-0002-4084-8861>,  NaumovStanislav@yandex.ru; ^d  <https://orcid.org/0000-0003-1113-0807>,  kudryavtsev@bsuedu.ru;

^e  <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>,  salishchev_g@bsuedu.ru; ^f  <https://orcid.org/0009-0009-0771-9345>,  perets_87@mail.ru

ARTICLE INFO

Article history:

Received: 17 February 2025

Revised: 05 March 2025

Accepted: 21 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Austenitic stainless steel

Heterogeneous structure

Axial texture

Shear texture

Cold radial forging

Heat treatment

Strength

Ductility

Funding

This work was supported by the Russian Science Foundation (Agreement No. 20-79-10094) using the equipment of BSU Shared Research Facilities “Technologies and Materials”.

ABSTRACT

Introduction. The low yield strength of austenitic stainless steels is a factor significantly limiting their industrial applications. In turn, the formation of a heterogeneous structure is a promising method for achieving a synergy of mechanical properties. At the same time, an effective way to obtain a bulk heterogeneous structure is cold radial forging. However, the underlying mechanisms for the improved mechanical properties of materials with a heterogeneous structure formed in the process of cold radial forging are currently poorly understood. **Purpose of the work** is to investigate the effect of a heterogeneous structure obtained by deformation and heat treatment on the mechanical properties of austenitic stainless steel *0.08 C-17 Cr-13 Ni-2 Mn-Ti*. **Methods.** Uniaxial tensile tests were performed on specimens obtained by cold radial forging followed by heat treatment at 600–700°C, using an *Instron 5882* testing machine at room temperature with a strain rate of $1.15 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. A *VIC-3D* visual inspection system was used to measure elongation during testing. The fine structure was examined on perforated foils with a diameter of 3 mm using a *JEOL JEM-2100* transmission electron microscope at an accelerating voltage of 200 kV. **Results and discussion.** It was shown that, after thermo-mechanical treatment, a twin-matrix austenite structure was obtained in the center of the rod, while an ultrafine-grained structure with isolated recrystallized austenite grains of approximately 1 μm in size was obtained at the edge. It was established that a two-component axial austenite texture $\langle 001 \rangle / \langle 111 \rangle$ is formed in the center of the rod, which transformed into a shear texture B/\bar{B} towards the rod surface. It was determined that the formation of a heterogeneous structure led to additional strengthening due to back stresses. It was found that, after heat treatment at 700 °C, the specimen with a heterogeneous structure exhibited the highest yield strength, equal to 1054 MPa, with a relative elongation of 16%. Thus, the employed thermo-mechanical treatment may be a promising method for obtaining large-sized rod stocks from austenitic stainless steel *0.08 C-17 Cr-13 Ni-2 Mn-Ti* with high mechanical properties.

For citation: Chernichenko R.S., Panov D.O., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Effect of heterogeneous structure on mechanical behavior of austenitic stainless steel subjected to novel thermomechanical processing. *Obrabotka metallov (tehnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 189–205. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-189-205. (In Russian).

References

1. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2009, vol. 65 (4–6), pp. 39–104. DOI: 10.1016/j.msar.2009.03.001.

* Corresponding author

Chernichenko Ruslan S., Research assistant

Belgorod National Research University,

85 Pobedy Str.,

308015, Belgorod, Russian Federation

Tel.: +7 905 172-05-92, e-mail: rus.chernichenko@mail.ru

2. Kaladhar M., Venkata Subbaiah K., Srinivasa Rao C.H. Machining of austenitic stainless steels – a review. *International Journal of Machining and Machinability of Materials*, 2012, vol. 12 (1–2), pp. 178–192. DOI: 10.1504/IJMMM.2012.048564.
3. Karjalainen L.P., Taulavuori T., Sellman M., Kyröläinen A. Some strengthening methods for austenitic stainless steels. *Steel Research International*, 2008, vol. 79 (6), pp. 404–412. DOI: 10.1002/srin.200806146.
4. Huang J., Ye X., Xu Z. Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of AISI 301LN metastable austenitic stainless steels. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2012, vol. 19 (10), pp. 59–63. DOI: 10.1016/S1006-706X(12)60153-8.
5. Liu Z., Han Y., Wu Z., Sun J., Zu G., Zhu W., Ran X. Microstructures and mechanical properties of cold-rolled 21Cr lean duplex stainless steel with medium to high cold rolling reductions. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 33, p. 104860. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104860.
6. Huang M., Wang C., Wang L., Wang J., Mogucheva A., Xu W. Influence of DIMT on impact toughness: relationship between crack propagation and the α' -martensite morphology in austenitic steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 844, p. 143191. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143191.
7. Ozgowicz W., Kurc A. The effect of the cold rolling on the structure and mechanical properties in austenitic stainless steels type 18-8. *Archives of Materials Science and Engineering*, 2009, vol. 38 (1), pp. 26–33.
8. Hwang B., Lee T.H., Park S.J., Oh C.S., Kim S.J. Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr-10Mn austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, vol. 528 (24), pp. 7257–7266. DOI: 10.1016/j.msea.2011.06.025.
9. Kelly P.M., Rose L.R.F. The martensitic transformation in ceramics – its role in transformation toughening. *Progress in Materials Science*, 2002, vol. 47 (5), pp. 463–557. DOI: 10.1016/S0079-6425(00)00005-0.
10. Panov D.O., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Pertcev 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. *Materials Letters*, 2021, vol. 303, p. 130585. DOI: 10.1016/j.matlet.2021.130585.
11. Huang M., Wang L., Yuan S., Wang J., Wang C., Mogucheva A., Xu W. Scale-up fabrication of gradient AGS in austenitic stainless steels achieves a simultaneous increase in strength and toughness. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 853, p. 143763. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143763.
12. Zhang J., Han W., Huang Z., Li J., Zhang M., Zhang L. Study on microstructure evolution and nanoindentation characteristics of 316 L austenitic stainless steel with inverse gradient grain sizes fabricated via torsion and electro-magnetic induction heating. *Materials Characterization*, 2021, vol. 181, p. 111462. DOI: 10.1016/j.matchar.2021.111462.
13. Wang H.T., Tao N.R., Lu K. Architected surface layer with a gradient nanotwinned structure in a Fe-Mn austenitic steel. *Scripta Materialia*, 2013, vol. 68 (1), pp. 22–27. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.05.041.
14. Ho H.S., Zhou W.L., Li Y., Liu K.K., Zhang E. Low-cycle fatigue behavior of austenitic stainless steels with gradient structured surface layer. *International Journal of Fatigue*, 2020, vol. 134, p. 105481. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105481.
15. Panov D.O., Kudryavtsev E.A., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Klimenko D.N., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Salishchev G.A., Sanin V.V., Pertsev A.S. Excellent strength-ductility combination of interstitial non-equiatomic middle-entropy alloy subjected to cold rotary swaging and post-deformation annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 898, p. 146121. DOI: 10.1016/j.msea.2024.146121.
16. Wu X., Zhu Y. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties. *Materials Research Letters*, 2017, vol. 5 (8), pp. 527–532. DOI: 10.1080/21663831.2017.1343208.
17. Wu X., Yang M., Yuan F., Wu G., Wei Y., Huang X., Zhu Y. Heterogeneous lamella structure unites ultrafine-grain strength with coarse-grain ductility. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2015, vol. 112 (47), pp. 14501–14505. DOI: 10.1073/pnas.1517193112.
18. Chen A., Liu J., Wang H., Lu J., Wang Y.M. Gradient twinned 304 stainless steels for high strength and high ductility. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 179–188. DOI: 10.1016/j.msea.2016.04.070.
19. Nayzabekov A., Lezhnev S., Maksimkin O., Tsai K., Panin E., Arbutov A. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel AISI-321 after radial shear rolling. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*, 2018, vol. 53 (3), pp. 606–611.
20. 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, vol. 16 (4), p. 1706. DOI: 10.3390/ma16041706.

21. Panov D., Chernichenko R., Kudryavtsev E., Klimenko D., Naumov S., Pertsev A. Effect of cold swaging on the bulk gradient structure formation and mechanical properties of a 316-type austenitic stainless steel. *Materials*, 2022, vol. 15 (7), p. 2468. DOI: 10.3390/ma15072468.
22. Chernichenko R.S., Panov D.O., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Mirontsov V.V., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Evolution of the structure, texture, and mechanical properties of austenitic stainless steel during annealing after cold radial forging. *Physics of Metals and Metallography*, 2023, vol. 124 (6), pp. 607–615. DOI: 10.1134/S0031918X23600537.
23. Yang M., Pan Y., Yuan F., Zhu Y., Wu X. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure. *Materials Research Letters*, 2016, vol. 4 (3), pp. 145–151. DOI: 10.1080/21663831.2016.1153004.
24. Beyerlein I.J., Tóth L.S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion. *Progress in Materials Science*, 2009, vol. 54 (4), pp. 427–510. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2009.01.001.
25. Suwas S., Ray R.K. *Crystallographic texture of materials*. London, Springer, 2014. 265 p. ISBN 978-1-4471-6313-8. DOI: 10.1007/978-1-4471-6314-5.
26. Fonda R.W., Knipling K.E. Texture development in friction stir welds. *Science and Technology of Welding & Joining*, 2011, vol. 16 (4), pp. 288–294. DOI: 10.1179/1362171811Y.0000000010.
27. Nesterenko V.F., Meyers M.A., LaSalvia J.C., Bondar M.P., Chen Y.J., Lukyanov Y.L. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, vol. 229 (1–2), pp. 23–41. DOI: 10.1016/s0921-5093(96)10847-9.
28. Chen Y., Liu G.M., Li H.Y., Zhang X.M., Ding H. Microstructure, strain hardening behavior, segregation and corrosion resistance of an electron beam welded thick high-Mn TWIP steel plate. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 25, pp. 1105–1114. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.010.
29. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: II Characteristics of the Lüders deformation. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 1951, vol. 64 (9), pp. 742–747. DOI: 10.1088/0370-1301/64/9/302.
30. Petch N.J. The ductile-brittle transition in the fracture of α -iron: I. *Philosophical Magazine*, 1958, vol. 3 (34), pp. 1089–1097. DOI: 10.1080/14786435808237038.
31. 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. *Materials Letters*, 2014, vol. 136, pp. 349–352. DOI: 10.1016/j.matlet.2014.07.188.
32. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Elsevier, 2012. 520 p. ISBN 0080418848.
33. Wu X., Jiang P., Chen L., Yuan F., Zhu Y.T. Extraordinary strain hardening by gradient structure. *Proceedings of the National Academy of Sciences of the United States of America*, 2014, vol. 111 (20), pp. 7197–7201. DOI: 10.1073/pnas.1324069111.
34. Gao H., Huang Y., Nix W.D., Hutchinson J.W. Mechanism-based strain gradient plasticity – I. Theory. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1999, vol. 47 (6), pp. 1239–1263. DOI: 10.1016/S0022-5096(98)00103-3.
35. Wilson D.V., Bate P.S. Influences of cell walls and grain boundaries on transient responses of an if steel to changes in strain path. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1994, vol. 42 (4), pp. 1099–1111. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90127-9.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.

© 2025 The Authors. Published by Novosibirsk State Technical University. This is an open access article under the CC BY license (<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0>).