



Обработка металлов (технология • оборудование • инструменты)

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



Влияние холодной радиальнойковки на структуру, текстуру и механические свойства легкой аустенитной стали

Дмитрий Панов^{1,а,*}, Руслан Черниченко^{1,б}, Станислав Наумов^{1,с}, Егор Кудрявцев^{1,д},
Геннадий Салищев^{1,е}, Алексей Перцев^{2,ф}

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

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

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

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

ИНФОРМАЦИЯ О СТАТЬЕ

УДК 669.15-194.56:539.25

История статьи:

Поступила: 25 февраля 2025

Рецензирование: 18 марта 2025

Принята к печати: 27 марта 2025

Доступно онлайн: 15 июня 2025

Ключевые слова:

Легкая аустенитная сталь

Холодная радиальная ковка

Структура

Текстура

Прочность

Пластичность

Финансирование

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

АННОТАЦИЯ

Введение. Легкие аустенитные стали, обладающие высокими показателями механических свойств в сочетании с экономным легированием и пониженной плотностью, являются перспективным материалом для автомобиле-, авиа- и ракетостроения. **Цель работы.** Исследование эволюции структуры и свойств легкой аустенитной стали Fe-21Mn-6Al-1C после различных режимов холодной радиальнойковки (ХРК). **Методики исследования.** Микроструктурные исследования проводили с использованием просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (П/СЭМ) на микроскопах JEOL JEM-2100 и FEI Nova NanoSEM 450 соответственно. Микротвердость определяли в поперечном сечении на микротвердомере Wolpert 402MVD при нагрузке 200 г и времени выдержки 15 с. Одноосное растяжение образцов, вырезанных из края и центра, проводили на машине Instron 5882 при комнатной температуре и скорости деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. **Результаты и обсуждение.** Определена стадийность структурообразования: после деформации (ϵ) до 20 % – формирование деформационных микрополос в центре и параллельных деформационных микрополос на краю прутка; после $\epsilon = 40\text{--}60\%$ – образование единичных механических двойников в центре и пакетов двойников/ламелей на краю; после $\epsilon = 80\%$ – интенсивное двойникование в центре и формирование фрагментированной структуры на краю. Увеличение степени ХРК приводит к развитию в центре острой двухкомпонентной аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle // \text{оси прутка (ОП)}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, которая размывается по направлению к краю. На краю прутка после ХРК с $\epsilon = 40\%$ и более наблюдается сдвиговая текстура $B/\bar{B}$. После ХРК с $\epsilon = 20\%$ материал центра прутка обладает более высокой прочностью и твердостью, но меньшей пластичностью по сравнению с краем. Дальнейшая ХРК сопровождается изменением данного соотношения прочности/твердости и пластичности между центром и краем прутка на противоположное.

Для цитирования: Влияние холодной радиальнойковки на структуру, текстуру и механические свойства легкой аустенитной стали / Д.О. Панов, Р.С. Черниченко, С.В. Наумов, Е.А. Кудрявцев, Г.А. Салищев, А.С. Перцев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2025. – Т. 27, № 2. – С. 206–218. – DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-206-218.

Введение

Легкие аустенитные стали в последнее время привлекают все большее внимание исследователей, так как наряду с экономным легированием

обладают высокими характеристиками прочности, пластичности и ударной вязкости [1–4]. Наличие в составе таких элементов, как марганец, углерод, алюминий и кремний, позволяет получить уменьшение плотности материала до 18 % по сравнению с традиционными сталями, что дополнительно повышает привлекательность рассматриваемых материалов для автомобиле-, авиа- и ракетостроения. Однако легкие аустенитные стали требуют разработки новых подходов

*Адрес для переписки

Панов Дмитрий Олегович, к.т.н.

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,

ул. Победы, 85,

308015, г. Белгород, Россия

Тел.: +7 4722 30-12-11, e-mail: dimmak-panov@mail.ru

к производству и обработке, что, с одной стороны, определяется возникновением нового механизма деформации – образования деформационных микрополос (microband-induced plasticity, MBIP) [5, 6]. С другой стороны, при нагреве таких материалов наблюдается явление старения – выделение наночастиц κ' -кабидов, B2- и (или) DO_3 -фаз [7–10], что сопровождается значительным упрочнением и снижением пластичности.

Структурообразование легких аустенитных сталей при холодной пластической деформации на данный момент изучено в основном в процессе холодной прокатки и одноосного растяжения [5, 11–13]. Высокий уровень энергии дефекта упаковки (ЭДУ) таких материалов ($60 \dots 120 \text{ мДж/м}^2$) при комнатной температуре определяет дислокационное скольжение в качестве основного механизма пластической деформации [1]. При этом явление ближнего упорядочения из-за легирования алюминием вызывает деформацию за счет формирования микрополос в плоскостях $\{111\}$. Установлено, что на ранних стадиях деформации (ε до 10 %) в стали Fe-28Mn-10Al-1C формируется решетка Тейлора из дислокационных микрополос двух разных систем [5]. С увеличением степени деформации происходит накопление разориентировки между доменами решетки Тейлора, что после $\varepsilon = 60 \%$ приводит к фрагментации исходного аустенитного зерна на субзерна.

В то же время существуют и другие способы деформационной обработки, которые позволяют реализовать высокие степени холодной пластической деформации без образования трещин, – например, радиальная ковка [14, 15]. В последнее время было показано, что при холодной радиальной ковке с большими степенями (до 90 %) в аустенитных сплавах могут формироваться гетерогенные структуры [16–18]. Это явление обусловлено неоднородным распределением действующих напряжений и температур по сечению прутка в процессе деформационной обработки. Так, в момент обжатия на поверхности прутка действуют высокие сжимающие напряжения, а в сердцевине – умеренные растягивающие. Помимо этого, из-за внешнего охлаждения водой и деформационного разогрева центра прутка наблюдается градиент распределения температуры по сечению. Однако влияние

радиальнойковки на структуру и свойства легких аустенитных сталей требует отдельного рассмотрения.

Цель данной работы: исследование эволюции структуры и свойств легкой аустенитной стали Fe-21Mn-6Al-1C в процессе холодной радиальнойковки. Для достижения поставленной цели требовалось решить следующие **задачи**:

- определить влияние степени деформации на структуру в поперечном сечении прутка;
- определить влияние степени деформации на текстуру в поперечном сечении прутка;
- изучить распределение микротвердости в поперечном сечении прутка в зависимости от степени деформации;
- определить влияние степени деформации на показатели механических свойств материала из различных областей прутка.

Методика исследований

В качестве объекта исследования выбрана легкая аустенитная сталь Fe-21Mn-6Al-1C в виде прутков с экспериментальным составом, включающим в себя следующие компоненты (вес. %): 19,76 % Mn; 6,08 % Al; 0,25 % Ni; 1,01 % C; 0,004 % P; 0,004 % S; Fe – основа. Исходный слиток был получен из чистых шихтовых материалов путем вакуумного дугового переплава. После этого слиток был подвергнут горячей протяжке в интервале температур $900 \dots 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ с целью получения прутка для последующей холодной радиальнойковки. Результатом протяжки стала заготовка в виде прутка диаметром 39 мм, который подвергали отжигу (аустенитизации) при $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч с охлаждением в воде. Последующую холодную радиальную ковку прутка проводили на радиально-ковочной машине со скоростью подачи 180 мм/мин, частотой ударов бойками 1000 уд/мин и вращением 25 об/мин. В процессе деформации прутки охлаждались водой. Было проведено четыре этапаковки: от $\sim 39 \text{ мм}$ до $\sim 34 \text{ мм}$; от $\sim 34 \text{ мм}$ до $\sim 29 \text{ мм}$; от $\sim 29 \text{ мм}$ до $\sim 24 \text{ мм}$; от $\sim 24 \text{ мм}$ до $\sim 18 \text{ мм}$, что составило $\sim 20 \%$, $\sim 40 \%$, $\sim 60 \%$ и $\sim 80 \%$ относительной деформации соответственно.

Микроструктуру исследовали в поперечном сечении прутка на тонких фольгах с использованием методов сканирующей электронной ми-

кроскопии (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Темплеты толщиной 0,3 мм были вырезаны на электроэрозионном станке, утонены до 0,1 мм шлифованием на абразивной бумаге и отполированы в электролите (состав электролита: 5 % хлорной кислоты, 35 % бутанола и 60 % метанола) при комнатной температуре и напряжении 26 В. Исследования методами СЭМ проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа FEI Nova NanoSEM 450, оснащенного дифракционной камерой обратного рассеяния электронов (EBSD) EDAX Hikari. EBSD-анализ выполняли с шагом сканирования 100 нм. Для последующей оценки текстуры брали только результаты с индексом достоверности (CI) более 0,1, что позволило улучшить качество результатов EBSD-анализа. ПЭМ-исследования проводили с применением микроскопа JEOL JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Микротвердость по Виккерсу определяли на твердомере Wolpert 402MVD с использованием алмазной пирамидки с углом 136° при вершине. Испытания проводили в поперечном сечении прутков вдоль двух взаимно перпендикулярных диаметров. Шаг индентирования рассчитывался для каждого диаметра отдельно, с учетом 70 измерений на диаметр. Нагрузка на индентор составляла 200 г при времени вдавливания 15 с. Результаты измерений микротвердости, полученные вдоль двух взаимно перпендикулярных диаметров в поперечном сечении заготовки, были усреднены.

Испытания на растяжение проводили при комнатной температуре и скорости деформации $1 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на электромеханической испытательной машине Instron 5882. Образцы вырезали из центра и подповерхностного слоя прутка в осевом направлении. Размеры рабочей части образца составляли $6 \times 3 \times 1,5$ мм. Механические свойства (предел текучести, временное сопротивление, относительное удлинение) определяли по ГОСТ 1497–23. Измерение удлинения образцов в процессе испытаний проводили с помощью системы VIC-3D. Для этого одну из боковых поверхностей образцов покрывали сначала белой краской с последующим нанесением мелких капель черной краски. Для обработки полученных данных использовали программу VIC 2D. Во всех случаях испытывали не менее двух образцов на каждую точку.

Результаты и их обсуждение

Предварительная аустенитизация стали Fe-21Mn-6Al-1C привела к формированию полностью аустенитной структуры с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой (рис. 1, а). Микроструктура, фазовый и химический состав исследуемой стали – однородные по сечению прутка. Средний размер аустенитных зерен составил 150 мкм (рис. 1, б). Однако аустенитные зерна дополнительно фрагментированы двойниками отжига, что уменьшило среднее расстояние между двумя высокоугловыми границами до 55 мкм. Доля двойникованных границ ($\Sigma 3$) при этом не превышала 34 %. Прямая и обратная полюсные фигуры демонстрируют слабую двухкомпонентную аксиальную текстуру $\langle 111 \rangle // \text{оси прутка (ОП)}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ (рис. 1, в и г).

Результаты исследования эволюции микроструктуры в процессе ХПК приведены на рис. 2. ХПК со степенью 20 % вызывает формирование деформационных микрополос различных систем. Следует отметить, что по направлению от центра к краю деформационные микрополосы становятся более выраженными (рис. 2, а₁ и а₂). Согласно дифракционному анализу разориентировка между соседними областями, разделенными деформационными микрополосами, как правило, незначительная ($< 2^\circ$). При увеличении степени ХПК до 40 % в дополнение к деформационным микрополосам появляются механические двойники (рис. 2, б₁ и б₂). Микродифракционный и EBSD-анализ показали, что механические двойники располагаются в плоскостях системы $\{111\}$ и обладают разориентировкой с матрицей около 60° (специальная граница $\Sigma 3$). При этом в центре прутка встречаются параллельные первичные механические двойники одной системы (рис. 2, б₁), а на краю прутка образуются пакеты параллельных механических двойников (рис. 2, б₂). Дальнейшее увеличение степени ХПК до 60 % сопровождается развитием механического двойникования по вторичным системам в центре прутка (рис. 2, в₁). По направлению к краю прутка наблюдается формирование выраженной ламельной структуры, образованной механическими двойниками одной системы (рис. 2, в₂). Помимо этого, происходит образование полос сдвига поперек двойниковых ламелей (рис. 2, в₂).

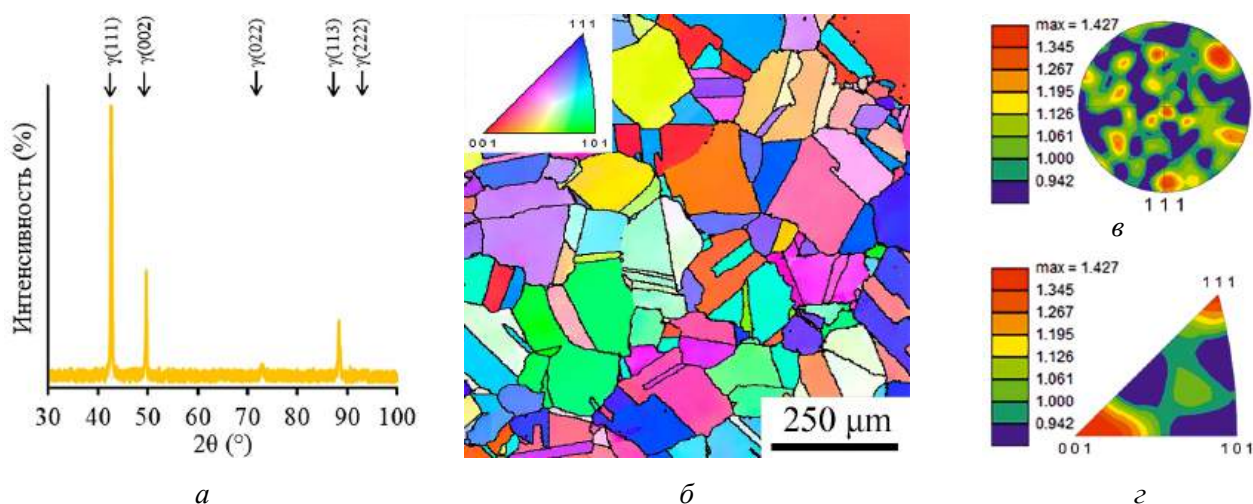


Рис. 1. Рентгенограмма (а), карта разориентировок зерен (б), прямая (в) и обратная полюсные фигуры (г) стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии

Fig. 1. X-ray diffraction pattern (a), grain misorientation map (б), direct pole figure (в), and inverse pole figure (г) of the Fe-21Mn-6Al-1C steel in the initial state

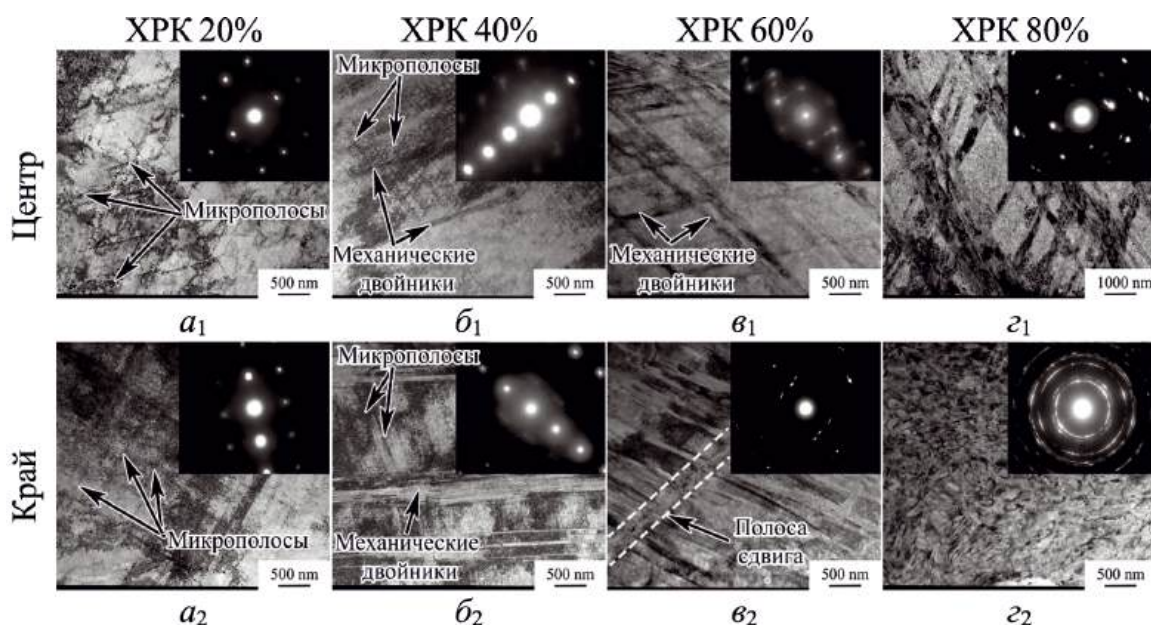


Рис. 2. Тонкая структура стали Fe-21Mn-6Al-1C после ХРК со степенями 20 % (a_1, a_2), 40 % (b_1, b_2), 60 % (v_1, v_2) и 80 % (z_1, z_2) в центре и на краю прутка

Fig. 2. Fine structure of the Fe-21Mn-6Al-1C steel after CRF with $\varepsilon = 20\%$ (a_1, a_2), $\varepsilon = 40\%$ (b_1, b_2), $\varepsilon = 60\%$ (v_1, v_2), and $\varepsilon = 80\%$ (z_1, z_2) in the center and at the edge of the rod

После ХРК со степенью 80 % обнаружено увеличение количества двойников в центральной части прутка (рис. 2, z_1). В свою очередь, на краю прутка структура фрагментируется из-за образования полос сдвига в исходной lamellarной структуре (рис. 2, z_2).

Результаты количественного анализа плотности деформационных микрополос ($\rho_{\text{дм}}$) и механических двойников ($\rho_{\text{д}}$) после ХРК с различными

степенями приведены на рис. 3. Установлено, что ХРК сопровождается увеличением плотности деформационных микрополос начиная с 20 % деформации (рис. 3, а), а механических двойников – с 40 % (рис. 3, б). Следует отметить, что после ХРК до 60 % плотность дефектов кристаллического строения в обоих случаях выше на краю прутка. ХРК со степенью 80 % вызывает, с одной стороны, дальнейшее повышение

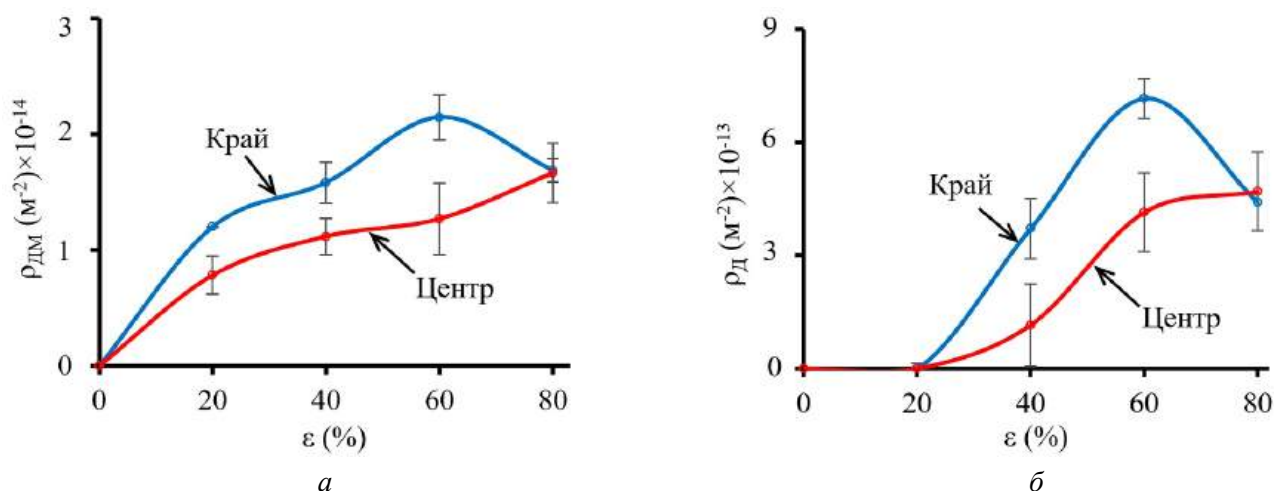


Рис. 3. Зависимости плотности деформационных микрополос ($\rho_{\text{дм}}$) и механических двойников ($\rho_{\text{д}}$) от степени ХРК прутка из стали Fe-21Mn-6Al-1C на различном удалении от центра прутка

Fig. 3. Density of deformation microbands ($\rho_{\text{дм}}$) and mechanical twins ($\rho_{\text{д}}$) as a function of the degree of CRF in Fe-21Mn-6Al-1C steel rod at various distances from the rod center

плотности как деформационных микрополос, так и механических двойников в центре. С другой стороны, на краю происходит снижение плотности данных дефектов – по-видимому, из-за фрагментации микроструктуры при образовании полос сдвига. После ХРК со степенью 80 % средний размер элементов фрагментированной структуры на краю прутков исследуемых сталей составляет 200...250 нм, а в центре – 300...350 нм (рис. 2, ε_1 и ε_2).

Карты распределения ориентировок аустенитных кристаллов и прямые полюсные фигуры центра и края прутка из стали Fe-21Mn-6Al-1C после ХРК с различными степенями представлены на рис. 4. Прямые полюсные фигуры аустенита, полученные для центра прутка, демонстрируют выраженную аксиальную двухкомпонентную текстуру $\langle 111 \rangle // \text{оси прутка (ОП)}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ (рис. 4, $a_1 - \varepsilon_1$), которая в подповерхностном слое сменяется на текстуру простого сдвига $B/\bar{B}$ (рис. 4, $a_2 - \varepsilon_2$). Стоит отметить, что повышение степени ХРК усиливает интенсивность данных текстурных рефлексов на соответствующих полюсных фигурах. Дальнейшее увеличение степени ХРК до 80 % в центре прутка приводит к развитию острой аксиальной текстуры $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ (рис. 4, $a_1 - \varepsilon_1$), при этом доля аустенитных зерен с такой ориентировкой достигает 70 %. В то же время после ХРК 80 % объемная доля зерен аустенита с ориентировкой $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ в центре не превышает 18 %. При этом количество зерен

аустенита с ориентировкой $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ в направлении от центра к краю снижается до 20 %, а доля зерен с ориентировкой $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ в подповерхностном слое не превышает 3 %.

Распределение микротвердости вдоль диаметра прутка в зависимости от степени ХРК стали Fe-21Mn-6Al-1C приведено на рис. 5. В исходном состоянии наблюдается однородное распределение микротвердости по сечению прутка. Микротвердость исходного прутка находится на уровне 230 HV_{0,2}. ХРК со степенью 20 % вызывает повышение микротвердости периферии прутка в большей мере по сравнению с центром, что приводит к формированию градиента распределения микротвердости от центра к краю прутка. Последующая ХРК сопровождается дальнейшим повышением общего уровня микротвердости. Однако после деформации 60 % в сердцевине прутка появляется выраженный пик микротвердости. При этом в направлении от центра к краю прутка микротвердость плавно уменьшается, т. е. градиент микротвердости меняет свое направление от края к центру. После ХРК со степенью 80 % пик микротвердости достигает 600 HV_{0,2} и становится еще более явным. При этом наблюдается наиболее высокий общий уровень микротвердости – 500...600 HV_{0,2}.

На рис. 6 и в таблице представлены диаграммы растяжения и механические свойства стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии (после предварительной закалки на структуру аусте-

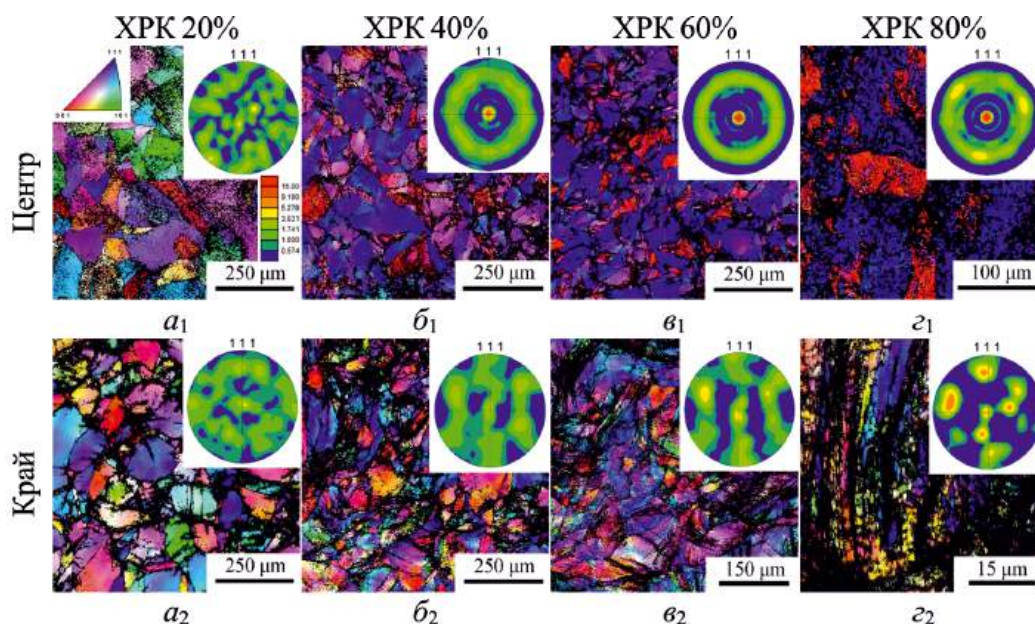


Рис. 4. Карты распределения ориентировок аустенитных кристаллов и прямые полюсные фигуры (111) центра и края прутка после ХРК со степенями 20 % (a_1, a_2), 40 % (b_1, b_2), 60 % (c_1, c_2) и 80 % (d_1, d_2)

Fig. 4. Orientation maps of austenitic grains and direct pole figures (111) from the center and edge of the rod after CRF with $\varepsilon = 20\%$ (a_1, a_2), $\varepsilon = 40\%$ (b_1, b_2), $\varepsilon = 60\%$ (c_1, c_2), and $\varepsilon = 80\%$ (d_1, d_2)

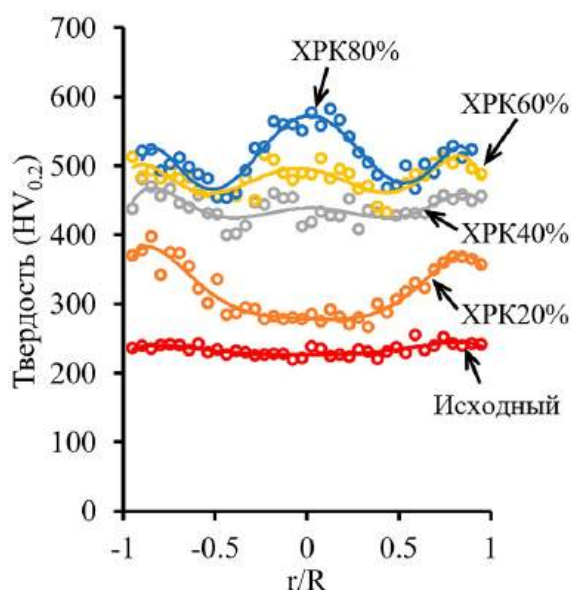


Рис. 5. Распределение микротвердости в поперечном сечении прутков после различных степеней ХРК

Fig. 5. Microhardness distribution in the cross-section of rods after various degrees of CRF

нита) и после ХРК с различными степенями. В исходном состоянии исследуемая сталь демонстрирует выраженное деформационное упрочнение, а также высокий уровень пластичности (относительное удлинение $\delta = 56\text{--}58\%$;

равномерное удлинение $\delta_p = 48\text{--}50\%$) и хорошие прочностные свойства (временное сопротивление $\sigma_B = 830$ МПа; предел текучести $\sigma_{0.2} = 460$ МПа).

Испытания образцов холоднокованой стали Fe-21Mn-6Al-1C показали, что материал центра и края прутка демонстрирует резко отличающееся механическое поведение (рис. 6) и, следовательно, механические свойства (см. таблицу). Так, образец, вырезанный из центра прутка, подвергнутого ХРК до 20 %, обладает высокими характеристиками пластичности ($\delta = 51,4\%$; $\delta_p = 37,9\%$) наряду с выраженным деформационным упрочнением (рис. 6). При этом наблюдается увеличение предела текучести до 705 МПа, а временное сопротивление до 1009 МПа (см. таблицу). В то же время пластичность края прутка заметно ниже ($\delta = 32,7\%$; $\delta_p = 10\%$), а прочностные характеристики выше ($\sigma_B = 1133$ МПа; $\sigma_{0.2} = 1028$ МПа). Дальнейшая ХРК сопровождается изменением соотношения прочности и пластичности между центром и краем прутка на противоположное: прочность становится выше у центральной части прутка, а пластичность – у края. Например, после ХРК со степенью 80 % равномерное удлинение (δ_p) центральной части понижается до 0,2 %, а края – до 1,2 %.

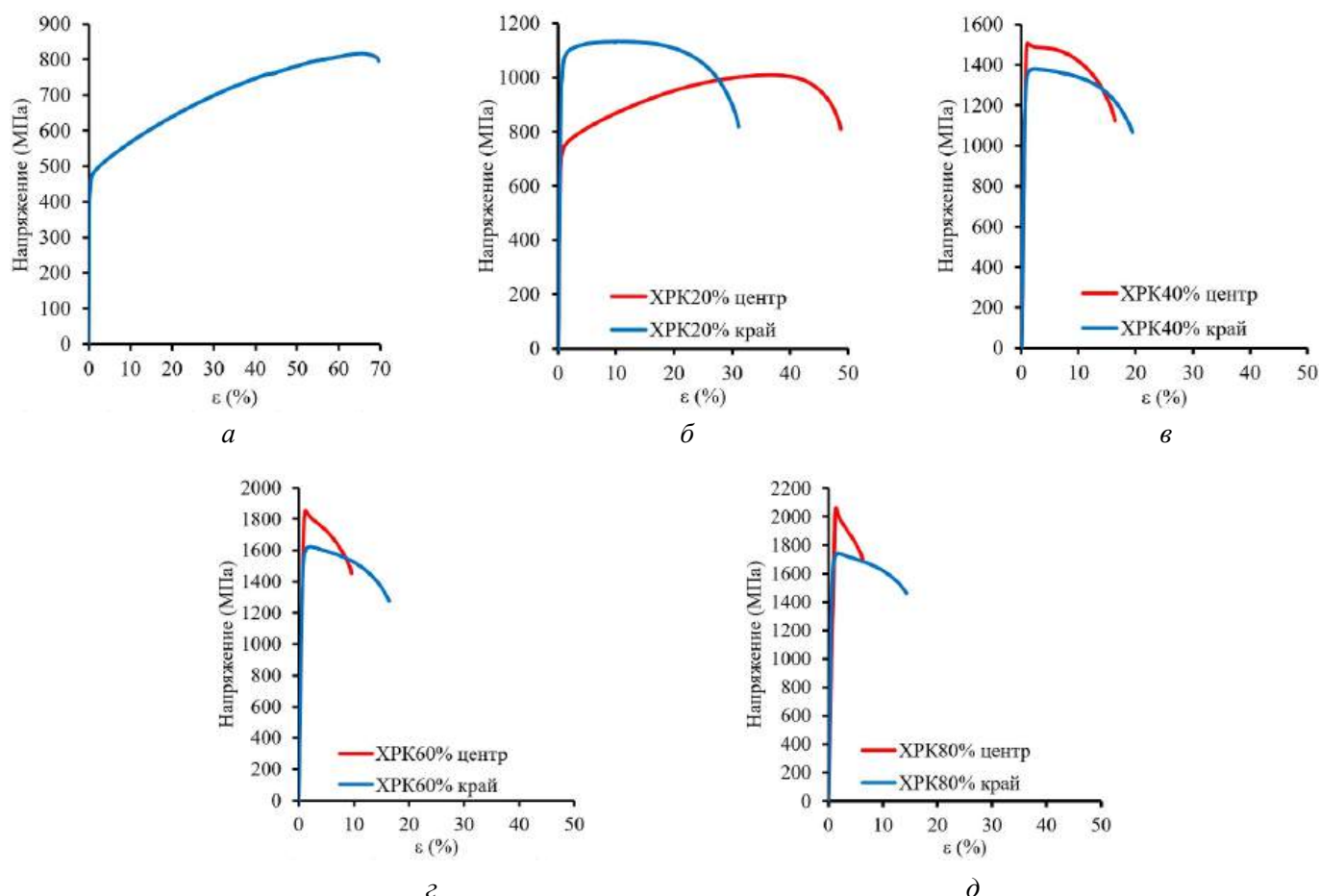


Рис. 6. Диаграммы одноосного растяжения стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии (а) и после ХРК со степенями 20 % (б), 40 % (в), 60 % (г) и 80 % (д)

Fig. 6. Uniaxial tensile stress-strain curves of Fe-21Mn-6Al-1C steel in the initial state (а) and after CRF with $\varepsilon = 20\%$ (б), $\varepsilon = 40\%$ (в), $\varepsilon = 60\%$ (г), and $\varepsilon = 80\%$ (д)

Механические свойства образцов стали Fe-21Mn-6Al-1C в исходном состоянии, а также образцов, вырезанных из центра и края прутков после ХРК с различными степенями деформации

Mechanical properties of Fe-21Mn-6Al-1C steel samples in the initial state and steel samples cut from the center and edge of rods after various CRF reductions

ε	0 %	20 %		40 %		60 %		80 %	
Положение / Position	—	Центр / Centre	Край / Edge	Центр / Centre	Край / Edge	Центр / Centre	Край / Edge	Центр / Centre	Край / Edge
σ_B , МПа / σ_B , МПа	818	1009	1133	1505	1381	1853	1621	2062	1741
$\sigma_{0,2}$, МПа / $\sigma_{0,2}$, МПа	459	705	1028	1499	1303	1838	1531	2062	1626
δ , % / δ , %	55,6	51,4	32,7	18,6	20,3	10	16,9	5,7	15,4
δ_p , % / δ_u , %	47,9	37,9	10	0,3	1,8	0,3	1,4	0,2	1,2

При этом относительное удлинение у материала центра составляет 5,7 %, а у материала края – 15,4 %, что в основном определяется сосредоточенной деформацией. В свою очередь, прочностные свойства у центральной части

прутка ($\sigma_B = 2062$ МПа; $\sigma_{0,2} = 2062$ МПа) превышают характеристики края ($\sigma_B = 1741$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1626$ МПа) на 18–27 %. При увеличении степени ХРК уменьшается коэффициент деформационного упрочнения (рис. 7).

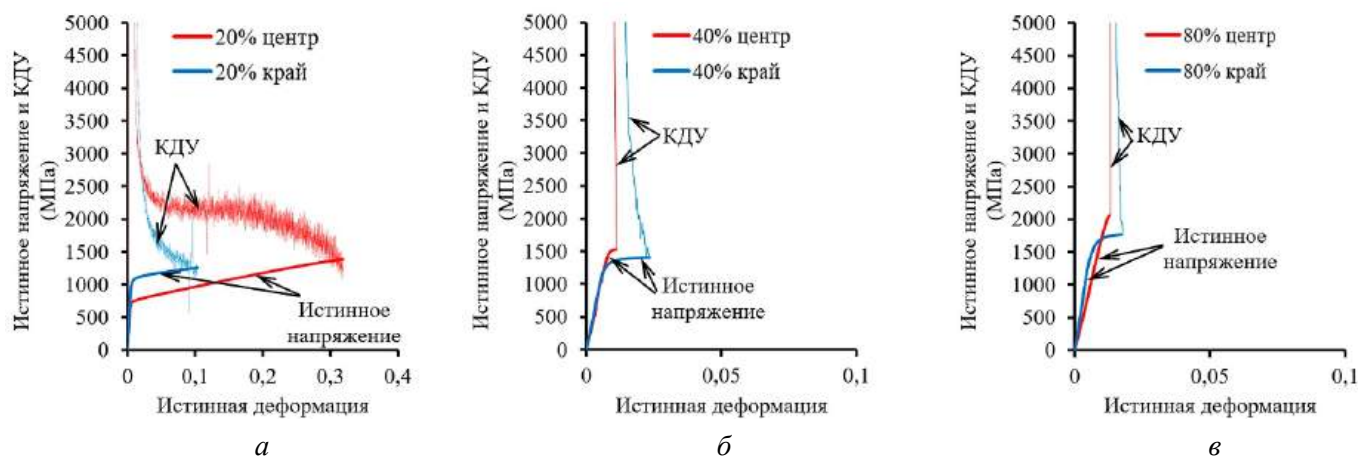


Рис. 7. Зависимости истинного напряжения и коэффициента деформационного упрочнения (КДУ) от истинной деформации при одноосном растяжении образцов, вырезанных из центра и края прутка, после ХРК 20 % (а), 40 % (б) и 80 % (в)

Fig. 7. True stress and strain-hardening coefficient (SHC) as a function of true strain during uniaxial tensile testing of samples cut from the center and edge of the rod after CRF with $\varepsilon = 20\%$ (a), $\varepsilon = 40\%$ (б), and $\varepsilon = 80\%$ (в)

Ранее с использованием моделирования методом конечных элементов было предсказано, что при ХРК в центре прутка действуют умеренные растягивающие/сжимающие напряжения, а на краю прутка – высокие сжимающие [16, 17]. Такое неоднородное напряженное состояние приводит к накоплению большей пластической деформации на краю прутка по сравнению с сердцевиной. Методами ПЭМ показано, что в исследуемой стали при ХРК происходит активация различных механизмов деформации с получением целого спектра структурных состояний вдоль радиуса прутка. Так, в стали Fe-21Mn-6Al-1C наблюдаются следующие стадии структурообразования (рис. 2): после малых степеней деформации ($\varepsilon = 20\%$) – формирование слабо выраженных деформационных микрополос различных систем в центре и контрастных параллельных деформационных микрополос на краю прутка; после средних степеней деформации ($\varepsilon = 40\text{--}60\%$) – формирование единичных механических двойников различных систем в центре и образование параллельных пакетов двойников/ламельной двойниковой структуры на краю; после высоких степеней деформации ($\varepsilon = 80\%$) – двойникование по различным системам в центре и образование фрагментированной структуры на краю. По результатам EBSD-анализа показано, что с увеличением степени ХРК развиваются выраженные текстурные градиенты. Они обусловлены тем, что в центре прутков формируется острая двухкомпонентная акси-

альная текстура $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, которая размывается по направлению к краю. Следует отметить, что на краю прутка после ХРК со степенью 40 % и выше развивается сдвиговая текстура $B/\bar{B}$ [19, 20].

Распределение микротвердости в поперечном сечении прутков показывает развитие градиентной структуры при ХРК (рис. 5). Так, в случае исходного состояния с однородной структурой наблюдается равномерное распределение микротвердости по сечению прутков обеих сталей. ХРК со степенью 20 % сопровождается общим повышением твердости исследуемых сталей. Однако при этом твердость края прутка возрастает в большей степени. Текстуальный анализ показал относительно однородное распределение зерен с ориентировками $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ по сечению после ХРК со степенью 20 %, т. е. этот фактор не оказывает существенного влияния. В то же время наблюдается повышенная плотность микрополос и механических двойников на краю (рис. 3), что обусловлено большим уровнем накопленной деформации в данном месте и определяет повышенный уровень твердости. Описанные структурные изменения также оказывают влияние на результаты испытаний на одноосное растяжение образцов, вырезанных из центра и края прутков обеих сталей. При этом прочность материала края прутков была значительно выше, чем у материала из центра (см. таблицу). Пластичность же на краю была ниже

в основном за счет падения равномерного удлинения из-за накопления большей плотности дефектов кристаллического строения (рис. 3).

Дальнейшая ХРК со степенями 40–85 % сопровождается ростом микротвердости прутков. При этом после ХРК до 40 % полученный ранее градиент микротвердости сглаживается (рис. 5). Последующая ХРК до 60–85 % приводит к формированию явного пика микротвердости в центре исследуемого прутка. Результаты количественного анализа микроструктуры исследуемых сталей показали, что после ХРК до 40–60 % по-прежнему наблюдается повышенная плотность дефектов кристаллического строения на краю прутка по сравнению с сердцевиной (рис. 3). Дополнительно формируется выраженный градиент объемной доли зерен аустенита с ориентировкой $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ по сечению прутка (рис. 4). Так, в центре прутка из стали Fe-21Mn-6Al-1C наблюдается высокая доля (до 70 %) зерен с ориентировкой $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$. Из-за активного развития полос сдвига на краю прутка формируется сдвиговая текстура аустенита $B/\bar{B}$.

В данном случае определяющим фактором возникновения градиента микротвердости выступает градиент текстуры по компоненте $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$, поскольку такие зерна обладают низким значением фактора Шмида для механического двойникования и дислокационного скольжения (рис. 8). Наибольший уровень фактора Шмида наблюдается у зерен с ориентировкой $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, однако доля таких кристаллов в центре прутка не превышает 18 %. Наблюдаемые изменения микроструктуры и текстуры при ХРК исследуемых сталей до 40–85 % деформации сопровождаются сменой соотношения между прочностью и пластичностью центра и края прутка (рис. 6). При этом наибольшая прочность и наименьшая пластичность обнаружены у материала из центра прутка. После ХРК со степенью 60 % и более наблюдалось снижение равномерного удлинения до 0,2–0,3 % и относительного удлинения ниже 10 % у материала из центра прутка (см. таблицу). Материал края прутка при этом демонстрировал равномерное удлинение на уровне 1,2–1,7 %, а относительное удлинение примерно 14–17 %.

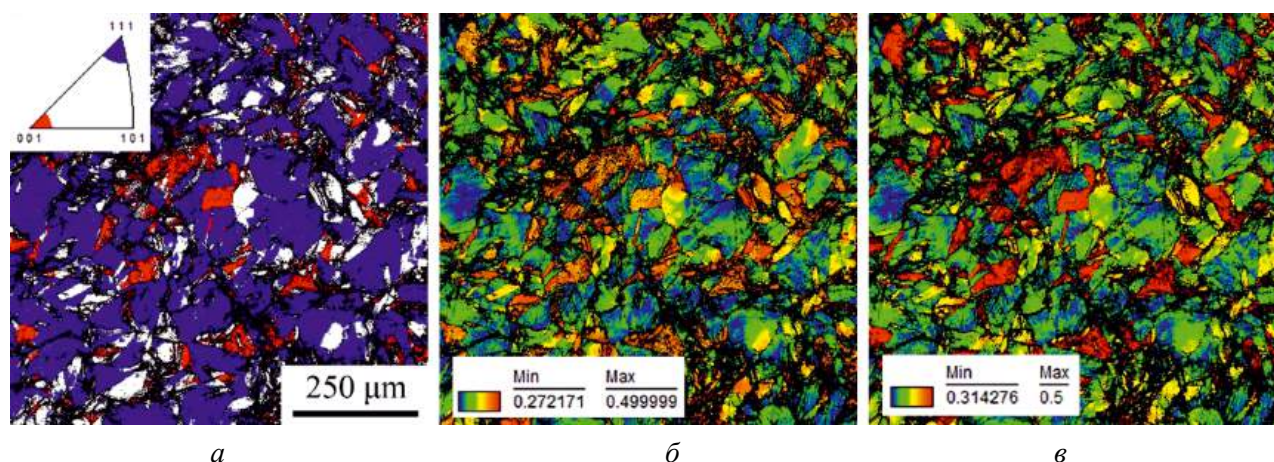


Рис. 8. Карта аустенитных кристаллов с ориентировками $\langle 111 \rangle // \text{ОП}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$ (а), распределение зерен по величине фактора Шмида для дислокационного скольжения (б) и механического двойникования (в) стали Fe-21Mn-6Al-1C после ХРК со степенью 60 % в центре прутка

Fig. 8. Orientation map of austenitic grains with orientations $\langle 111 \rangle // \text{BA}$ and $\langle 100 \rangle // \text{BA}$ (a), grain distribution based on Schmid factor for dislocation slip (б) and mechanical twinning (в) of Fe-21Mn-6Al-1C steel after CRF with $\varepsilon = 60\%$ in the center of the rod

Выводы

По результатам исследования эволюции структуры и свойств легкой аустенитной стали Fe-21Mn-6Al-1C после различных режимов холодной радиальнойковки (ХРК) можно сделать следующие выводы.

1. Во время ХРК исследуемой стали наблюдаются следующие стадии структурообразования: малые степени деформации (ε до 20 %) – формирование слабо выраженных деформационных микрополос различных систем в центре и параллельных деформационных микрополос на краю прутка; средние степени деформации



($\varepsilon = 40\text{--}60\%$) – формирование единичных механических двойников различных систем в центре и образование параллельных пакетов двойников / ламельной двойниковой структуры на краю; высокие степени деформации ($\varepsilon = 80\%$) – двойникование по различным системам в центре и образование фрагментированной дисперсной структуры на краю.

2. С увеличением степени ХРК в прутке из исследуемой стали образуются выраженные текстурные градиенты. Они обусловлены тем, что в центре прутка формируется острая двухкомпонентная аксиальная текстура $\langle 111 \rangle // \text{оси прутка (ОП)}$ и $\langle 100 \rangle // \text{ОП}$, которая размывается по направлению к краю. Следует отметить, что на краю прутка после ХРК со степенью 40 % и выше развивается выраженная сдвиговая текстура $B/\bar{B}$.

3. ХРК со степенью 20 % вызывает повышение микротвердости периферии прутка в большей мере по сравнению с центром. Последующая ХРК сопровождается дальнейшим повышением общего уровня микротвердости. После деформации 60 % в сердцевине прутка появляется выраженный пик микротвердости. После ХРК со степенью 80 % этот пик достигает $600 \text{ HV}_{0,2}$.

4. После ХРК со степенью 20 % материал центра прутка обладает более высокой прочностью и меньшей пластичностью по сравнению с материалом края прутка. При дальнейшей ХРК прочность становится выше у центральной части прутка, а пластичность – у края. Так, после ХРК со степенью 80 % относительное удлинение у центра составляет $\delta \approx 6\%$, а у края – $\delta \approx 15\%$. Прочностные свойства у центральной части прутка ($\sigma_B = 2062 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 2062 \text{ МПа}$) превышают характеристики края ($\sigma_B = 1741 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 1626 \text{ МПа}$) на 20–30 %.

Список литературы

1. Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels / S. Chen, R. Rana, A. Haldar, R.K. Ray // *Progress in Materials Science*. – 2017. – Vol. 89. – P. 345–391. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.05.002.

2. Alloy design, combinatorial synthesis, and microstructure – property relations for low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels / D. Raabe, H. Springer, I. Gutierrez-Urrutia, F. Roters, M. Bausch, J.B. Seol, M. Koyama, P.P. Choi, K. Tsuzaki // *Jom*. – 2014. –

Vol. 66. – P. 1845–1856. – DOI: 10.1007/s11837-014-1032-x.

3. Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: research and prospective / H. Ding, D. Liu, M. Cai, Y. Zhang // *Metals*. – 2022. – Vol. 12 (10). – P. 1572. – DOI: 10.3390/met12101572.

4. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties / H. Kim, D. Suh, N.J. Kim, H. Kim, D. Suh, N.J. Kim // *Science and Technology of Advanced Materials*. – 2013. – Vol. 14 (1). – P. 014205. – DOI: 10.1088/1468-6996/14/1/014205.

5. Yoo J.D., Hwang S.W., Park K.T. Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C steel // *Metallurgical and Materials Transactions: A*. – 2009. – Vol. 40 (7). – P. 1520–1523. – DOI: 10.1007/s11661-009-9862-9.

6. Investigations of the microstructure evolution and tensile deformation behavior of austenitic Fe-Mn-Al-C lightweight steels and the effect of Mo addition / J. Moon, S.J. Park, J.H. Jang, T.H. Lee, C.H. Lee, H.U. Hong, H.N. Han, J. Lee, B.H. Lee, C. Lee // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 147. – P. 226–235. – DOI: 10.1016/j.actamat.2018.01.051.

7. Precipitation behavior of κ -carbides and its relationship with mechanical properties of Fe-Mn-Al-C lightweight austenitic steel / P. Chen, F. Zhang, Q.C. Zhang, J.H. Du, F. Shi, X.W. Li // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2023. – Vol. 25 (12) – P. 3780–3788. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.212.

8. Aluminum-alloyed lightweight stainless steels strengthened by B2-(Ni,Fe)Al precipitates / M. Harwarth, G. Chen, R. Rahimi, H. Biermann, A. Zargaran, M. Duffy, M. Zupan, J. Mola // *Materials & Design*. – 2021. – Vol. 206. – P. 109813. – DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109813.

9. Atomistic study of nano-sized κ -carbide formation and its interaction with dislocations in a cast Si added FeMnAlC lightweight steel / C.W. Kim, S.I. Kwon, B.H. Lee, J.O. Moon, S.J. Park, J.H. Lee, H.U. Hong // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 673. – P. 108–113. – DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.029.

10. Microstructure and mechanical properties of an Fe-Mn-Al-C lightweight steel after dynamic plastic deformation processing and subsequent aging / Z. Li, Y.C. Wang, X. Cheng, C. Gao, Z. Li, T.G. Langdon // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 833. – P. 142566. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.142566.

11. Rahnema A., Kotadia H., Sridhar S. Effect of Ni alloying on the microstructural evolution and mechanical properties of two duplex light-weight steels during different annealing temperatures: experiment and phase-field simulation // *Acta Materialia*. –

2017. – Vol. 132 (6). – P. 627–643. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.043.

12. Ultrahigh strength in lightweight steel via avalanche multiplication of intermetallic phases and dislocation / S. Xiang, X. Liu, R. Xu, F. Yin, G.J. Cheng // *Acta Materialia*. – 2023. – Vol. 242. – P. 118436. – DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118436.

13. Influence of microstructure evolution on hot ductility behavior of austenitic Fe–Mn–Al–C lightweight steels during hot tensile deformation / J. Moon, S.J. Park, C.H. Lee, H.U. Hong, B.H. Lee, S.D. Kim // *Materials Science and Engineering: A*. – 2023. – Vol. 868 – P. 144786. – DOI: 10.1016/j.msea.2023.144786.

14. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on mechanical properties and microstructure of ultrafine grained metals and alloys processed by rotary swaging // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2022. – Vol. 896. – P. 163122. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163122.

15. Affecting structure characteristics of rotary swaged tungsten heavy alloy via variable deformation temperature / A. Machácková, L. Krátká, R. Petrmichl, L. Kuncická, R. Kocich // *Materials*. – 2019. – Vol. 12 (24). – P. 4200. – DOI: 10.3390/ma12244200.

16. 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. Pertcev //

Materials. – 2022. – Vol. 15 (7). – P. 2468. – DOI: 10.3390/ma15072468.

17. 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. Mirontsov, N. Stepanov, S. Zherebtsov, G. Salishchev, A. Pertcev // *Materials*. – 2023. – Vol. 16 (4). – P. 1–16. – DOI: 10.3390/ma16041706.

18. 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.

19. 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.

20. 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.

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 cold radial forging on structure, texture and mechanical properties of lightweight austenitic steel

Dmitrii Panov^{1, a,*}, Ruslan Chernichenko^{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/0000-0002-8971-1268>, dimmak-panov@mail.ru; ^b <https://orcid.org/0000-0002-8619-0700>, rus.chernichenko@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: 25 February 2025

Revised: 18 March 2025

Accepted: 27 March 2025

Available online: 15 June 2025

Keywords:

Lightweight austenitic steel

Cold radial forging

Structure

Texture

Strength

Ductility

Funding

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

ABSTRACT

Introduction. Lightweight austenitic steels, exhibiting high mechanical properties combined with cost-effective alloying and low density, are promising materials for automotive and aerospace industries. **The purpose of this work** is to study the evolution of the structure and properties of *Fe-21Mn-6Al-1C* lightweight austenitic steel after cold radial forging (CRF) under various modes. **Methods.** Microstructural studies were performed using transmission and scanning electron microscopy (TEM) on JEOL JEM-2100 and FEI Nova NanoSEM 450 microscopes, respectively. Microhardness was determined in the cross-section using a Wolpert 402MVD microhardness tester with a load of 200 g and a dwell time of 15 s. Uniaxial tension testing of samples cut from the edge and center was performed on an Instron 5882 machine at room temperature and a strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. **Results and discussion.** The stages of structure formation were determined: after deformation (ϵ) of up to 20 %, the formation of deformation microbands in the center and parallel deformation microbands at the rod edge takes place; after $\epsilon = 40\text{--}60$ %, the formation of single mechanical twins in the center and packets of twins/lamellas at the edge occurs; after $\epsilon = 80$ %, the intensive twinning in the center and formation of a fragmented structure at the edge takes place. Increasing the degree of CRF leads to the development of a sharp two-component axial texture $\langle 111 \rangle // \text{rod axis (RA)}$ and $\langle 100 \rangle // \text{RA}$ in the center, which is blurred towards the edge. At the edge of the rod, a shear texture $B/\bar{B}$ is observed after CRF with $\epsilon = 40$ % and higher. After CRF with $\epsilon = 20$ %, the material in the center of the rod exhibits higher strength and hardness and lower ductility compared to the edge. Further CRF is accompanied by a change in this strength/hardness and ductility ratio between the center and the edge of the rod to the opposite. Thus, CRF is a promising method for producing industrial blanks from lightweight austenitic steels.

For citation: Panov D.O., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A., Pertsev A.S. Effect of cold radial forging on structure, texture and mechanical properties of lightweight austenitic steel. *Obrabotka metallov (tekhnologiya, oborudovanie, instrumenty) = Metal Working and Material Science*, 2025, vol. 27, no. 2, pp. 206–218. DOI: 10.17212/1994-6309-2025-27.2-206-218. (In Russian).

References

1. Chen S., Rana R., Haldar A., Ray R.K. Current state of Fe-Mn-Al-C low density steels. *Progress in Materials Science*, 2017, vol. 89, pp. 345–391. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2017.05.002.
2. Raabe D., Springer H., Gutierrez-Urrutia I., Roters F., Bausch M., Seol J.B., Koyama M., Choi P.P., Tsuzaki K. Alloy design, combinatorial synthesis, and microstructure–property relations for low-density Fe-Mn-Al-C austenitic steels. *Jom*, 2014, vol. 66, pp. 1845–1856. DOI: 10.1007/s11837-014-1032-x.
3. Ding H., Liu D., Cai M., Zhang Y. Austenite-based Fe-Mn-Al-C lightweight steels: research and prospective. *Metals*, 2022, vol. 12 (10), p. 1572. DOI: 10.3390/met12101572.

* Corresponding author

Panov Dmitrii D., Ph.D. (Engineering),
 Belgorod National Research University,
 85 Pobedy Str.,
 308015, Belgorod, Russian Federation
 Tel.: +7 4722 30-12-11, e-mail: dimmak-panov@mail.ru

4. Kim H., Suh D., Kim N.J., Kim H., Suh D., Kim N.J. Fe–Al–Mn–C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2013, vol. 14 (1), p. 014205. DOI: 10.1088/1468-6996/14/1/014205.
5. Yoo J.D., Hwang S.W., Park K.T. Origin of extended tensile ductility of a Fe-28Mn-10Al-1C steel. *Metallurgical and Materials Transactions: A*, 2009, vol. 40 (7), pp. 1520–1523. DOI: 10.1007/s11661-009-9862-9.
6. Moon J., Park S.J., Jang J.H., Lee T.H., Lee C.H., Hong H.U., Han H.N., Lee J., Lee B.H., Lee C. Investigations of the microstructure evolution and tensile deformation behavior of austenitic Fe–Mn–Al–C lightweight steels and the effect of Mo addition. *Acta Materialia*, 2018, vol. 147, pp. 226–235. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.01.051.
7. Chen P., Zhang F., Zhang Q.C., Du J.H., Shi F., Li X.W. Precipitation behavior of κ -carbides and its relationship with mechanical properties of Fe–Mn–Al–C lightweight austenitic steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 25 (12), pp. 3780–3788. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.06.212.
8. Harwarth M., Chen G., Rahimi R., Biermann H., Zargaran A., Duffy M., Zupan M., Mola J. Aluminum-alloyed lightweight stainless steels strengthened by B2-(Ni,Fe)Al precipitates. *Materials & Design*, 2021, vol. 206, p. 109813. DOI: 10.1016/j.matdes.2021.109813.
9. Kim C.W., Kwon S.I., Lee B.H., Moon J.O., Park S.J., Lee J.H., Hong H.U. Atomistic study of nano-sized κ -carbide formation and its interaction with dislocations in a cast Si added FeMnAlC lightweight steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 673, pp. 108–113. DOI: 10.1016/j.msea.2016.07.029.
10. Li Z., Wang Y.C., Cheng X., Gao C., Li Z., Langdon T.G. Microstructure and mechanical properties of an Fe–Mn–Al–C lightweight steel after dynamic plastic deformation processing and subsequent aging. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 833, p. 142566. DOI: 10.1016/j.msea.2021.142566.
11. Rahnema A., Kotadia H., Sridhar S. Effect of Ni alloying on the microstructural evolution and mechanical properties of two duplex light-weight steels during different annealing temperatures: experiment and phase-field simulation. *Acta Materialia*, 2017, vol. 132 (6), pp. 627–643. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.03.043.
12. Xiang S., Liu X., Xu R., Yin F., Cheng G.J. Ultrahigh strength in lightweight steel via avalanche multiplication of intermetallic phases and dislocation. *Acta Materialia*, 2023, vol. 242, p. 118436. DOI: 10.1016/j.actamat.2022.118436.
13. Moon J., Park S.J., Lee C.H., Hong H.U., Lee B.H., Kim S.D. Influence of microstructure evolution on hot ductility behavior of austenitic Fe–Mn–Al–C lightweight steels during hot tensile deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 868, p. 144786. DOI: 10.1016/j.msea.2023.144786.
14. Mao Q., Liu Y., Zhao Y. A review on mechanical properties and microstructure of ultrafine grained metals and alloys processed by rotary swaging. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 896, p. 163122. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.163122.
15. Machácková A., Krátká L., Petrmichl R., Kuncická L., Kocich R. Affecting structure characteristics of rotary swaged tungsten heavy alloy via variable deformation temperature. *Materials*, 2019, vol. 12 (24), p. 4200. DOI: 10.3390/ma12244200.
16. 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, vol. 15 (7), p. 2468. DOI: 10.3390/ma15072468.
17. Panov D., Kudryavtsev E., Naumov S., Klimenko D., Chernichenko R., Mirontsov V., Stepanov N., Zhrebtsov 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.
18. Panov D.O., Kudryavtsev E.A., Chernichenko R.S., Naumov S.V., Klimenko D.N., Stepanov N.D., Zhrebtsov 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.
19. 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.
20. 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.

Conflicts of Interest

The authors declare no conflict of interest.