

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.1:539.55

МИКРОСТРУКТУРА И УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕМПФОРМИНГА

© 2021 г. А. С. Долженко^а, *, П. Д. Долженко^а, А. Н. Беляков^а, Р. О. Кайбышев^а

^аБелгородский государственный национальный исследовательский университет,
ул. Победы, 85, Белгород, 308015 Россия

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

Поступила в редакцию 09.04.2021 г.

После доработки 16.06.2021 г.

Принята к публикации 18.06.2021 г.

Рассмотрено влияние температуры и степени деформации темпформинга на микроструктуру и ударную вязкость высокопрочной низколегированной стали типа 25ХГМТ (мас. %: 0.26С, 0.23Si, 0.54Mn, 0.42Cr, 0.44Mo, 0.06Ti, остальное Fe). Темпформинг приводит к формированию пластинчатой микроструктуры, состоящей из сильно вытянутых вдоль направления прокатки зерен и субзерен. Средний поперечный размер зерен составляет 570–790 нм. Текстура деформации включает волокна $\langle 001 \rangle \parallel ND$ и $\langle 111 \rangle \parallel ND$. Особенностью данной стали после темпформинга является повышение работы разрушения при понижении температуры испытания ($KV_{-40^\circ C} \geq 360$ Дж), которое связано с расслоением образца перпендикулярно направлению удара, что предотвращает распространение трещины в направлении удара.

Ключевые слова: темпформинг, пластинчатая структура, ударная вязкость, фрактография

DOI: 10.31857/S0015323021100028

ВВЕДЕНИЕ

Низколегированные стали широко используются как конструкционные материалы в строительстве и машиностроении. Широкое внедрение в промышленное производство термомеханической обработки с контролируемым охлаждением (ТМСР – Thermo-Mechanical Controlled Processing) существенно снизило себестоимость этих сталей, что позволило значительно расширить области их применения [1]. Одним из недостатков таких сталей является их относительно высокая температура хрупко-вязкого перехода (ХВП) после улучшения или ТМСР, что делает эти стали хрупкими и ограничивает их применение при отрицательных температурах. В настоящее время природа ХВП объясняется в терминах диаграммы Иоффе, согласно которой увеличение сопротивления хрупкому разрушению и/или уменьшение эффективного предела текучести должно снижать температуру хрупко-вязкого перехода [2]. Последние исследования показали, что схема Иоффе упрощенно описывает ХВП [3–5]. Повышения ударной вязкости и понижения температуры ХВП можно добиться, увеличив длину критической трещины и, соответственно, протяженность стадии стабильного распространения трещины по механизму вязкого разрушения или смешанного хрупко-вязкого разрушения [3–7].

Традиционный подход к подавлению хрупкого межкристаллического разрушения включает измельчение зерна и выделение дисперсных частиц по границам зерен, которые тормозят распространение межкристаллитной трещины [4, 8]. С другой стороны, расслоение материала поперек направления распространения трещины притупляет вершину трещины и, таким образом, повышает вязкость разрушения [9]. Трещина не достигает критического размера, и стадия нестабильного распространения трещины не наступает. Плиты из заэвтектоидной низколегированной стали, полученные изотермической прокаткой при 650°C многослойного пакета, а также композит, состоящей из чередующихся слоев этой стали и низкоуглеродистой стали типа 08, продемонстрировали сверхвысокую ударную вязкость $KCV > 250$ Дж/см² при –125°C [10].

Кимура с соавторами использовали эффект поперечного расслоения трещины в образцах с V-образным надрезом, которое получило название “вязкого расслоения” (delamination toughness), для повышения ударной вязкости и снижения температуры хрупко-вязкого перехода стали типа 40ХС2М [11]. Предложенный подход заключается в формировании субмикроструктуры волокнистого типа с однородным распределением частиц карбидов за счет теплой

прокатки при температуре отпуска закаленной на мартенсит стали. Такая обработка, названная темпформинг [12], обеспечивает уникальное сочетание высокой прочности и ударной вязкости в низколегированных среднеуглеродистых сталях. Для разных сталей эффективность темпформинга в сравнении с отпуском после закалки при тех же температурах, которую можно оценить по отношению ударной вязкости KCV к пределу прочности, увеличивается с уменьшением содержания углерода [13]. Кроме того, в низколегированных сталях с низким содержанием углерода понижение температуры темпформинга усиливает эффект вязкого расслоения, тогда как в среднеуглеродистых сталях существенного влияния температуры темпформинга на ударную вязкость не наблюдали. Недостаток систематических экспериментальных исследований не позволяет установить закономерности изменения свойств сталей в результате темпформинга. Настоящая работа призвана частично восполнить этот пробел в части влияния степени деформации темпформинга при различных температурах на микроструктуру и механические свойства стали 25ХГМТ.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования проводили на высокопрочной низколегированной стали 25ХГМТ следующего химического состава (мас. %): 0.26С, 0.23Si, 0.54Mn, 0.42Cr, 0.44Mo, 0.06Ti, остальное Fe. Предварительно исследуемая сталь была подвергнута закалке при 850°С с охлаждением в воде. Темпформинг проводили следующим образом: стальные заготовки были нагреты в муфельной печи до температуры отпуска (600 и 650°С), выдерживались в течение часа при этой температуре, после чего их прокатывали в несколько проходов до истинной деформации 0.8 и 1.4. Обжатие за проход составляло 10%, после каждого прохода стальную заготовку подогревали до температуры отпуска.

Исследования микроструктуры проводили с использованием растрового электронного микроскопа Quanta Nova Nanosem 450 FEG, оснащенного анализатором дифракционной картины обратно-рассеянных электронов (EBSD), с помощью программы TSL OIM Analysis 6. Изображения OIM были подвергнуты процедуре очистки: удалению точек индексом достоверности менее 0.1. Средний поперечный размер зерен и субзерен оценивался на изображениях OIM (карта распределения ориентировок) как среднее расстояние между большеугловыми границами (БУГ) с разориентациями $\theta \geq 15^\circ$ и малоугловыми границами с разориентациями $\theta \geq 2^\circ$, соответственно, в направлении нормали к плоскости прокатки. Исследование тонкой структуры проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEOL 2100 с уско-

ряющим напряжением 200 кВ. Фольги для микроструктурных исследований изготавливали методом струйной электрополировки с использованием раствора 10%-ной хлорной кислоты в уксусной на установке Struers Tenupol 5.

Испытания на ударную вязкость проводили на стандартных образцах квадратного сечения 10×10 мм² и длиной 55 мм с V-образным концентратором напряжений с использованием ударной машины Instron 450 J с системой сбора данных Instron Dynatup Impulse в интервале температур от 20 до -196°С. Испытывали по одному образцу на каждую точку. Образцы для испытаний на ударную вязкость вырезали так, чтобы направление удара было параллельным нормальному направлению прокатки.

Фрактографические исследования после механических испытаний проводили с использованием растрового электронного микроскопа FEI Quanta 200.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура стали после темпформинга. Микроструктура стали 25ХГМТ, полученная в результате темпформинга при различных температурах и с разной степенью деформации, показана на рис. 1.

Темпформинг при температурах ($T_{ТФ}$) 600 и 650°С до истинной деформации $e \sim 0.8$ приводит к формированию удлиненных в направлении прокатки (RD) зерен, средний поперечный размер которых составляет 1.4 и 1.6 мкм соответственно. Плотность дислокаций была рассчитана по формуле (1) [14] и представлена в табл. 1 совместно с микроструктурными параметрами:

$$\rho = \frac{2\theta_{КАМ}}{bh}, \quad (1)$$

где $\theta_{КАМ}$ – среднее искривление решетки вокруг каждой точки сканирования для первой координационной сферы; b – вектор Бюргерса, h – шаг сканирования.

При увеличении истинной деформации до $e \sim 1.4$ формируется субмикроструктурная пластинчатая структура, состоящая из сильно вытянутых вдоль направления прокатки зерен. Поперечный размер зерен уменьшается до 570 нм при $T_{ТФ} = 600^\circ\text{C}$ и 790 нм при $T_{ТФ} = 650^\circ\text{C}$ (табл. 1). Экспериментальные образцы характеризуются высокой плотностью дислокаций более $5 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$, которая слабо зависит от температуры и степени деформации. Такое поведение характерно для тепловой деформационной обработки с большими степенями, которая может сопровождаться некоторым понижением плотности внутризеренных дислокаций с увеличением степени деформации [15].

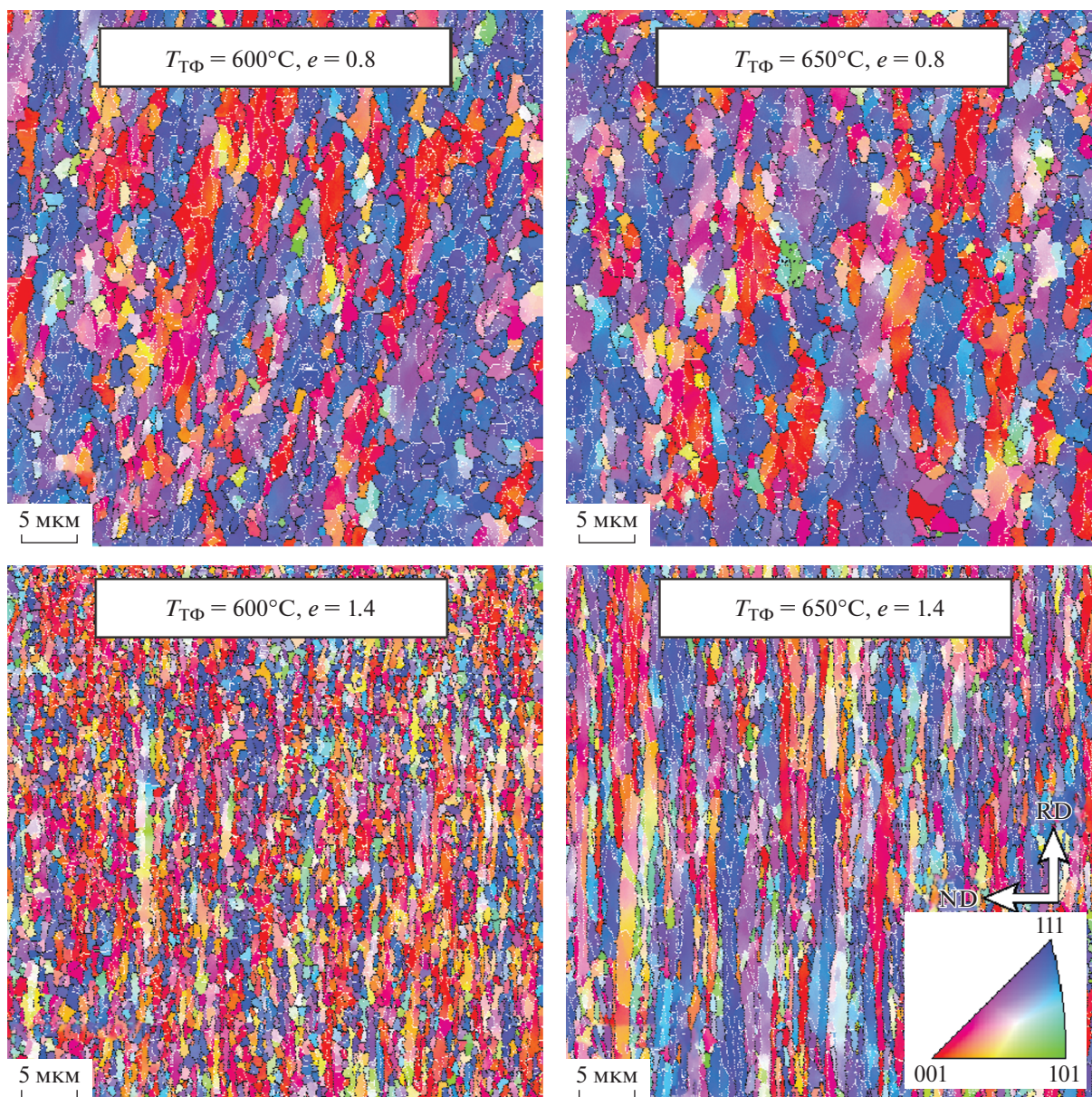


Рис. 1. Микроструктура стали 25ХГМТ после различных режимов темпформинга (EBSD карты кристаллографических ориентаций).

Стоит также отметить, что после темпформинга до $e \sim 1.4$ сталь 25ХГМТ характеризуется формированием волокнистой текстуры деформации

$\langle 001 \rangle \parallel ND$ и $\langle 111 \rangle \parallel ND$, о чем говорит преобладание красного и синего цветов на карте кристаллографических ориентаций (рис. 1).

Таблица 1. Микроструктурные параметры стали 25ХГМТ после различных режимов темпформинга

Состояние	Размер субзерен, мкм	Размер зерен, мкм	Доля БУГ	$\rho \times 10^{14}, \text{м}^{-2}$
$T_{\text{ТФ}} = 600^\circ\text{C}, e = 0.8$	0.9 ± 0.1	1.4 ± 0.1	0.46 ± 0.05	7.1 ± 0.1
$T_{\text{ТФ}} = 650^\circ\text{C}, e = 0.8$	1.1 ± 0.1	1.6 ± 0.1	0.55 ± 0.05	7.4 ± 0.1
$T_{\text{ТФ}} = 600^\circ\text{C}, e = 1.4$	0.45 ± 0.05	0.57 ± 0.05	0.71 ± 0.05	6 ± 0.1
$T_{\text{ТФ}} = 650^\circ\text{C}, e = 1.4$	0.55 ± 0.05	0.79 ± 0.05	0.59 ± 0.05	8 ± 0.1

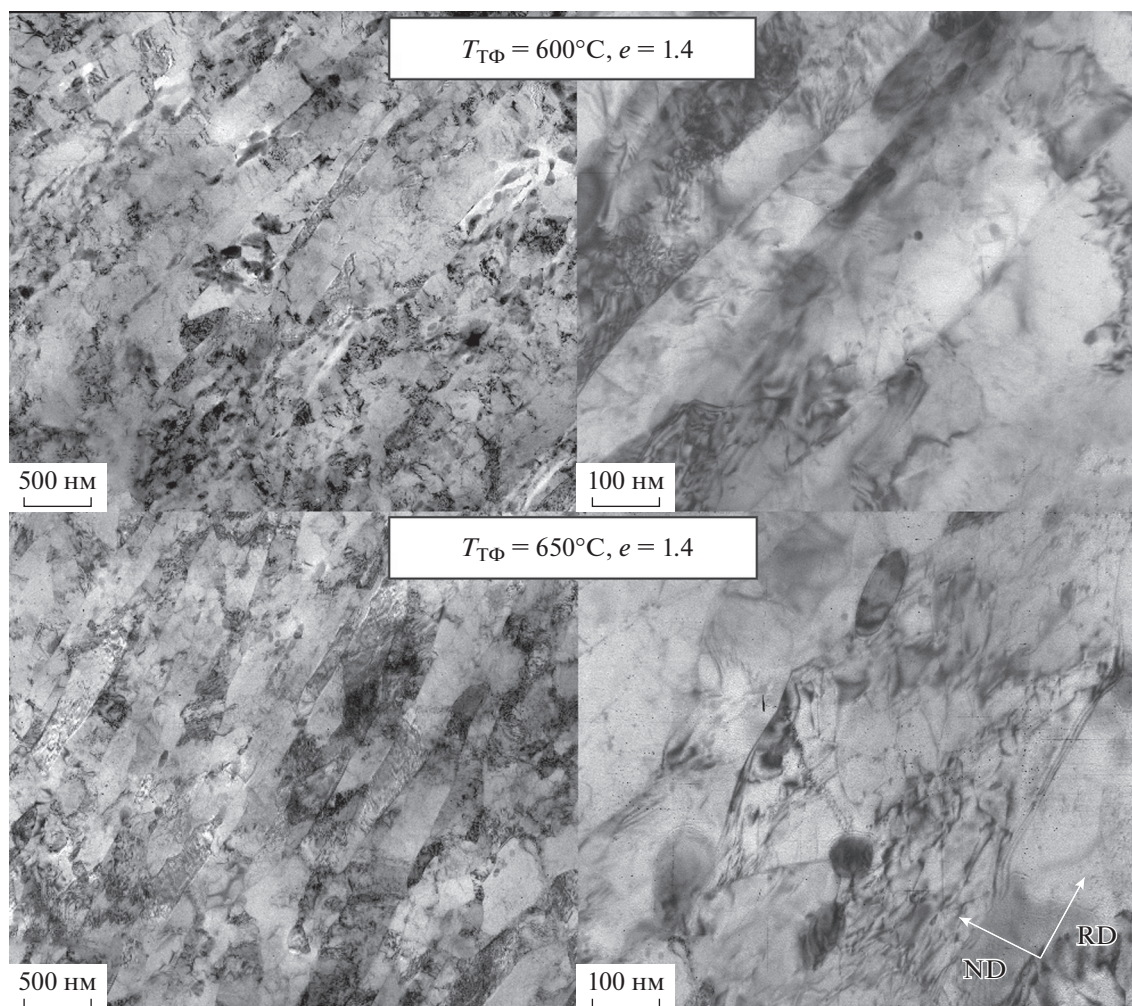


Рис. 2. Тонкая структура стали 25ХГМТ после различных режимов темпформинга.

На рис. 2 представлены изображения тонкой структуры после темпформинга до $e \sim 1.4$ при температурах 600 и 650°C, которые характеризуются слоистой субструктурой со средними поперечными размерами субзерен 450 и 550 нм, соответственно (табл. 1).

Темпформинг стали 25ХГМТ сопровождается образованием карбидов (цементит и Cr₂₃C₆, около 2% каждого, согласно Thermo-Calc, TCFE7) в ферритной матрице преимущественно на границах/субграницах зерен. Их размеры варьируются от 10 до 100 нм. Распределение карбидов после темпформинга однородно, хотя на большеугловых границах формируются относительно крупные частицы, а размер карбидов, выделившихся на малоугловых границах существенно меньше.

Ударная вязкость и фрактография. На рис. 3 представлены образцы стали 25ХГМТ, подвергнутой темпформингу, после испытаний на удар-

ную вязкость в широком интервале температур с указанием значений работы разрушения (KV).

Почти все образцы исследуемой стали после темпформинга с $e \sim 0.8$, демонстрируют полное разрушение после испытаний на ударную вязкость во всем температурном интервале (за исключением образцов $T_{ТФ} = 600^\circ\text{C}$, $e \sim 0.8$ и $T_{ТФ} = 650^\circ\text{C}$, $e \sim 0.8$ при испытании -90°C). Шарнирное и частичное разрушение наблюдается в образцах после темпформинга с $e \sim 1.4$, что свидетельствует о более высоком значении поглощенной энергии удара [7]. Стоит отметить, что даже при температуре кипения жидкого азота -196°C образцы стали 25ХГМТ после темпформинга с $e \sim 1.4$ не теряют способность к расслаиванию и сохраняют значения работы разрушения KV выше 200 Дж, в отличие от образцов после темпформинга с $e \sim 0.8$, когда образцы разрушаются в результате распространения зигзагообразной трещины, а их работа разрушения не превышает 10 Дж.

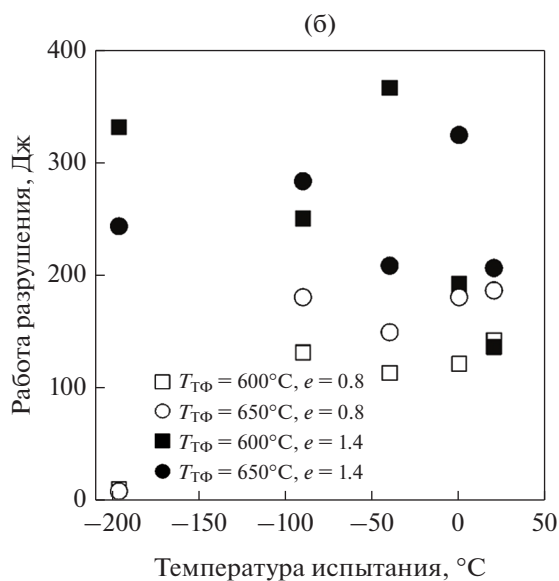
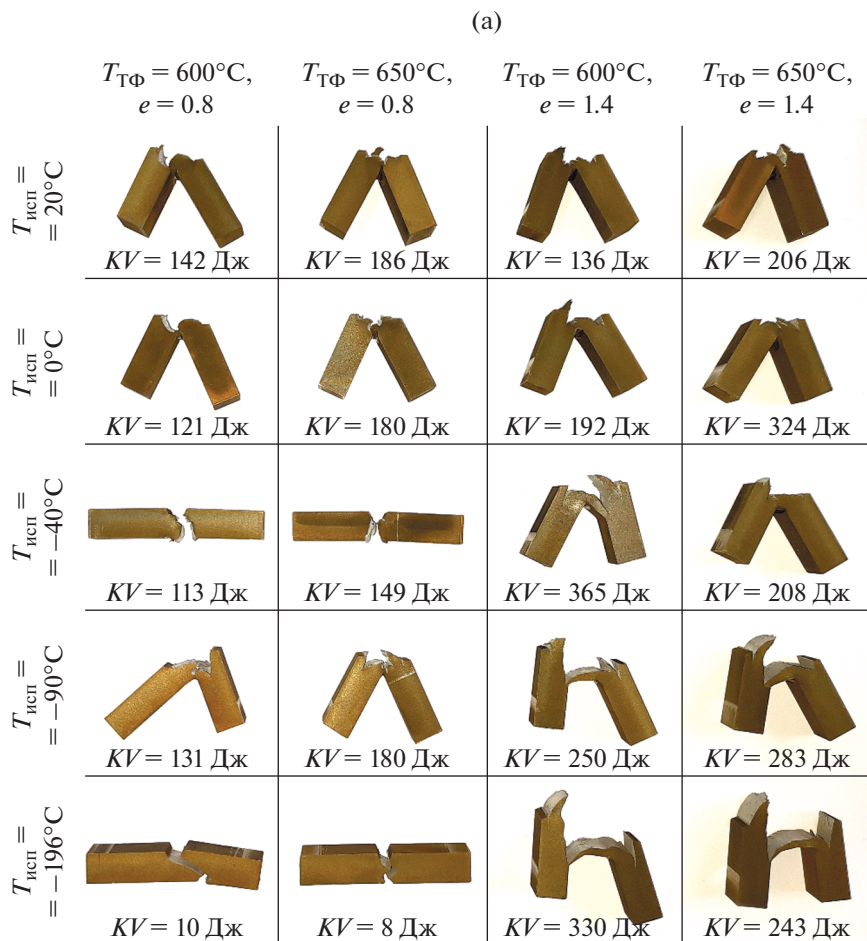


Рис. 3. Образцы после испытаний на ударную вязкость (а) и график зависимости значений работы разрушения от температуры испытания (б) стали 25ХГМТ, подвергнутой темпформингу.

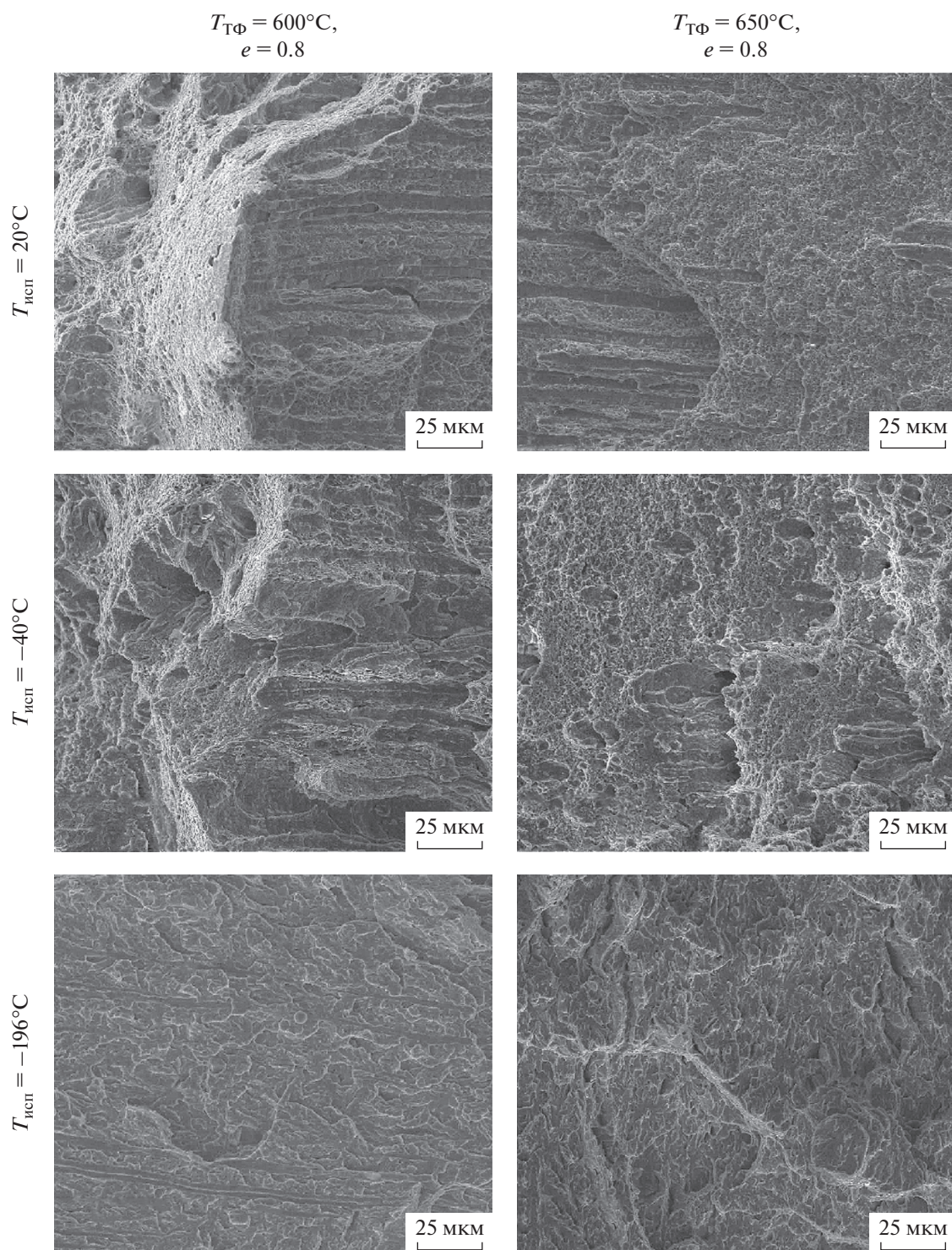


Рис. 4. Фрактография изломов стали 25ХГМТ, подвергнутой темпформингу при различных температурах до истинной деформации 0,8, после испытаний на ударную вязкость при различных температурах.

Образцы стали после темпформинга с $e \sim 0.8$ (рис. 4), демонстрируют вязкое разрушение при комнатной температуре с типичной картиной плоских ямок [7, 16]. С понижением температуры

испытания механизм разрушения меняется на хрупкий, о чем свидетельствует наличие фасеток скола. Характер изломов образцов, испытанных на ударную вязкость при температурах до -40°C ,

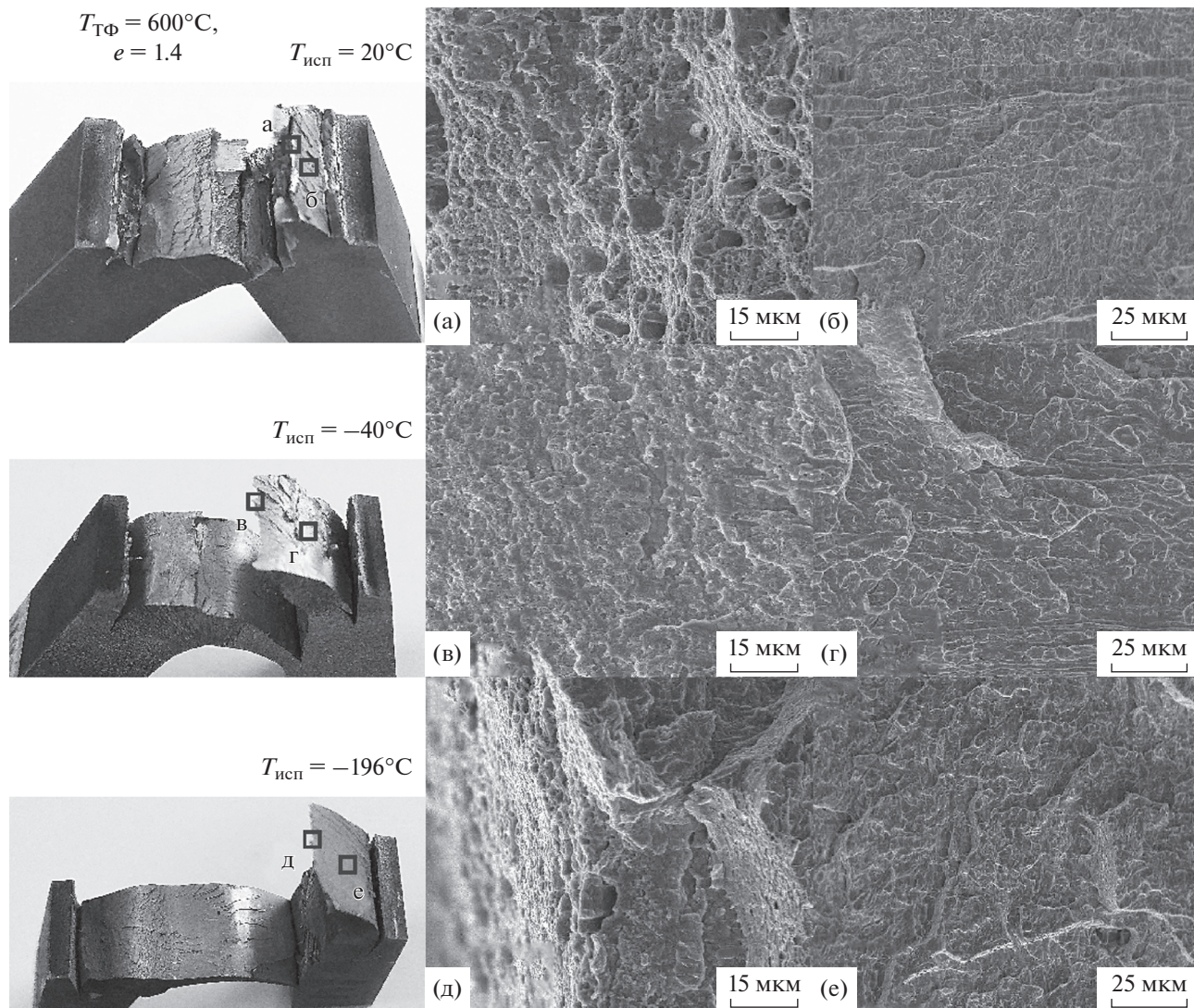


Рис. 5. Фрактография изломов стали 25ХГМТ, подвергнутой темпформингу при температуре 600°C до истинной деформации 1.4, после испытаний на ударную вязкость при различных температурах. а, в, д – распространения трещины в направлении удара; б, г, е – распространения трещины перпендикулярно направлению удара.

становится смешанным: присутствуют как ямки, так и фасетки, а при температуре испытания –196°C излом становится полностью хрупким.

На рис. 5 и 6 представлены изображения поверхностей изломов стали, подвергнутой темпформингу с $e \sim 1.4$, после испытаний на ударную вязкость при температурах 20, –40, –196°C. Представлены поверхности изломов, образовавшиеся в результате распространения трещины в направлении удара, т.е. перпендикулярно образцу (рис. 5а, 5в, 5д, 6а, 6в, 6д), и в результате распространения трещины перпендикулярно направлению удара, т.е. вдоль образца (рис. 5б, 5г, 5е, 6б, 6г, 6е). Независимо от температуры темпформинга с $e \sim 1.4$ сталь 25ХГМТ характеризуется одина-

ковыми механизмами разрушения и поверхностями изломов во всем температурном диапазоне испытаний. Стоит отметить, что механизмы разрушения во всех образцах существенно зависят от направления распространения трещины. На поверхностях излома, возникших в результате распространения трещины в направлении удара, наблюдается типичный вязкий излом с ямочным разрушением.

С другой стороны, поверхности излома, которые связаны с распространением трещины перпендикулярно направлению удара, характеризуются хрупким разрушением, на что указывают фасетки скола. Транскристаллитное разрушение во всех образцах на рис. 5 и 6 характеризуется распро-

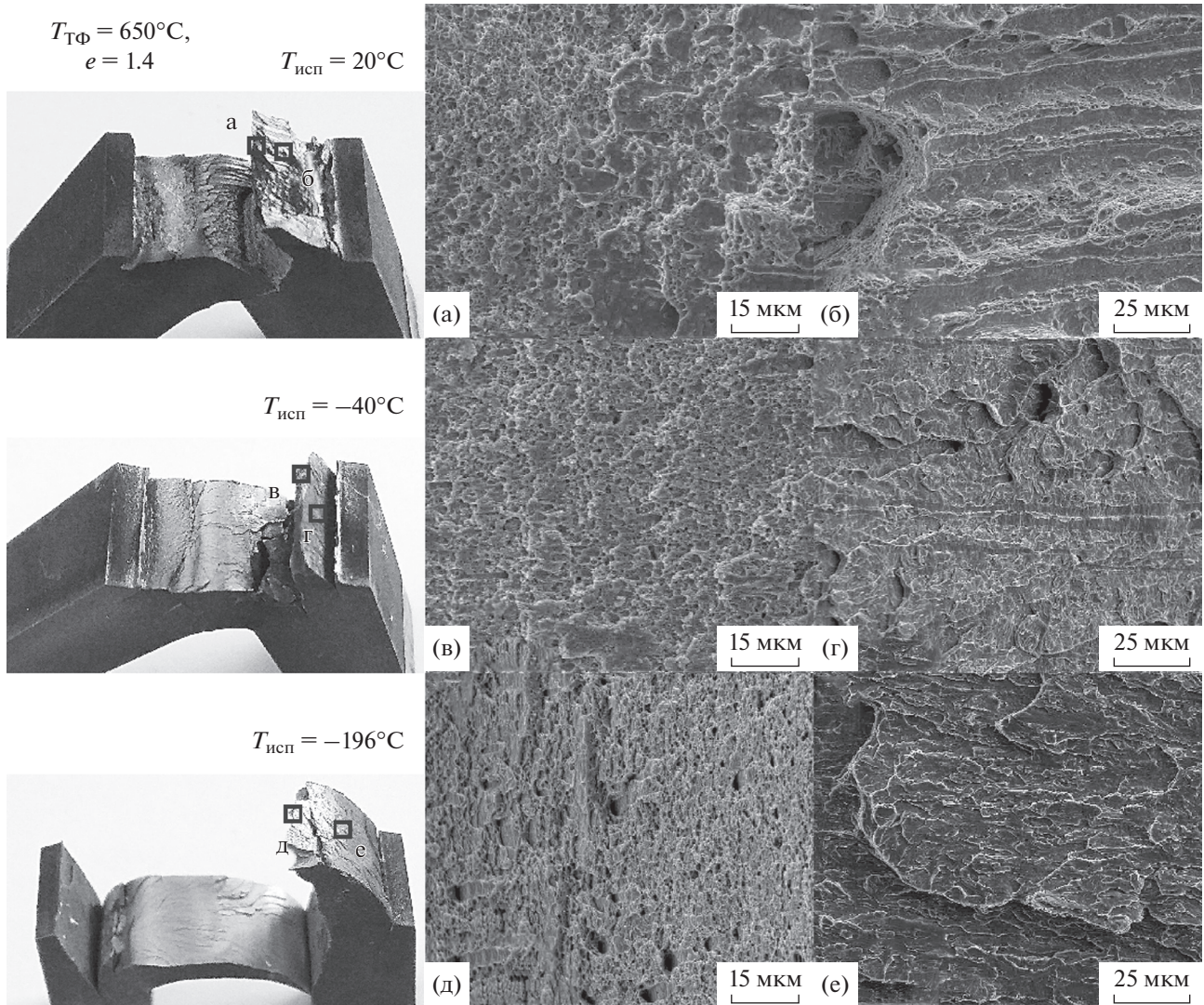


Рис. 6. Фрактография изломов стали 25ХГМТ, подвергнутой темпформингу при температуре 650°C до истинной деформации 1,4, после испытаний на ударную вязкость при различных температурах. а, в, д – Распространения трещины в направлении удара; б, г, е – распространения трещины перпендикулярно направлению удара.

странением трещины на большое расстояние, что приводит к огромной площади поверхности разрушения. Это типично для явления вязкого расслоения, когда скол, перпендикулярный направлению удара, предотвращает распространение трещины в направлении удара и, следовательно, увеличивает ударную вязкость за счет увеличения поглощенной энергии.

Необычное повышение ударной вязкости при уменьшении температуры испытания после темпформинга с $e \sim 1.4$ объясняется различием интервалов когерентных плоскостей расслоения вдоль и поперек образца (L_{ND} и L_{RD} на рис. 7) [17, 18]. Длина когерентности плоскостей скола $\{001\}$ в сталях после темпформинга максимальна

в направлении прокатки (L_{ND}) и минимальна в поперечном направлении (L_{RD}). Соответственно, напряжение разрушения сколом в поперечном направлении ($\sigma_{C//ND}$ на рис. 7) минимально, а вдоль направления прокатки ($\sigma_{C//RD}$) максимально, и это различие увеличивается с увеличением степени деформации при темпформинге. Напряжение течения (σ_T) характеризуется аналогичной анизотропией, но его вариация существенно меньше. В то же время σ_T сильно зависит от температуры. Таким образом, смена механизма разрушения при понижении температуры и переходе от интервала I к интервалу II (рис. 7) сопровождается повышением ударной вязкости, что связано с расслоением вдоль образца, когда σ_T превышает

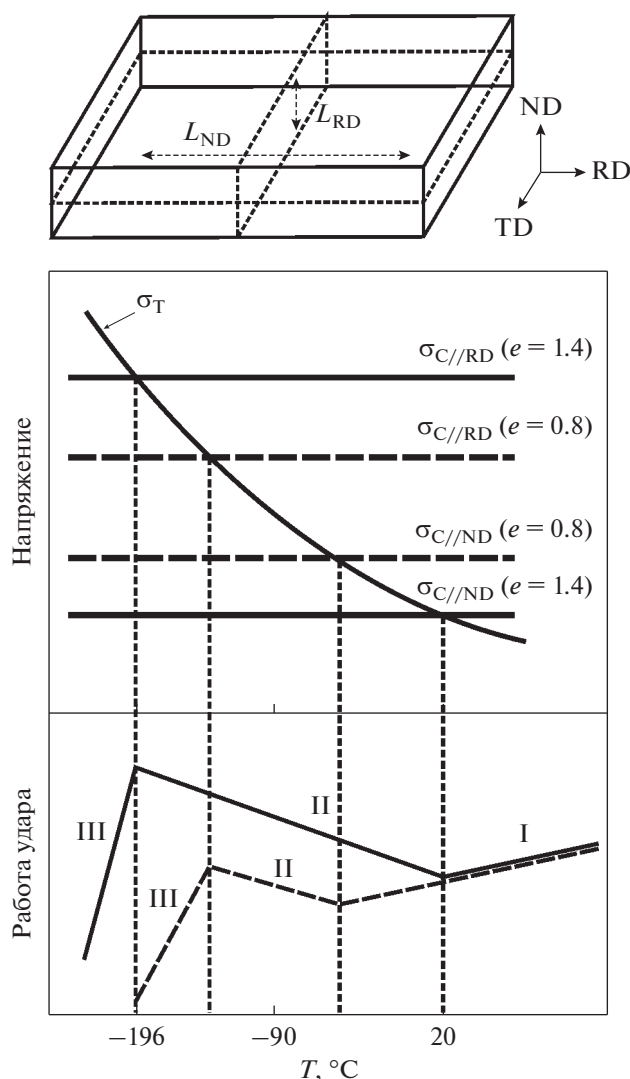


Рис. 7. Модифицированная схема Июффе для сталей с lamellarной структурой после темпформинга, где I – область вязкого разрушения, II – расслоения, III – хрупкого разрушения.

$\sigma_{C//ND}$. При дальнейшем понижении температуры, ударная вязкость падает, когда σ_T становится больше чем $\sigma_{C//RD}$.

ВЫВОДЫ

1. Темпформинг стали 25ХГМТ при температурах 600 и 650°C приводит к удлинению зерен вдоль направления прокатки и формированию пластинчатой микроструктуры. С увеличением истинной деформации в процессе темпформинга от 0.8 до 1.4 поперечный размер зерен уменьшается от 1.4 до 0.57 мкм при температуре 600°C и от 1.6 до 0.79 мкм при температуре 650°C. После темпформинга с $e \sim 1.4$ экспериментальные образцы характеризуются наличием волокнистой текстуры

деформации $\langle 001 \rangle \parallel ND$ и $\langle 111 \rangle \parallel ND$. Темпформинг сопровождается выделением карбидов размерами от 10 до 100 нм преимущественно по границам зерен/субзерен.

2. Темпформинг образцов стали 25ХГМТ до $e \sim 0.8$ позволяет сохранить значения работы разрушения на уровне, характерном для комнатной температуры испытаний, при понижении температуры испытаний до -90°C , при этом повышение температуры темпформинга увеличивает значения работы разрушения. Увеличение истинной деформации при темпформинге до 1.4 повышает работу разрушения, которая демонстрирует тенденцию к росту при понижении температуры испытания. Такое необычное повышение значений работы разрушения обусловлено расслоением образцов стали в направлении, перпендикулярном направлению удара. При температуре -196°C образцы после темпформинга с $e \sim 1.4$ обладают KV выше 200 Дж, в отличие от образцов после темпформинга с $e \sim 0.8$, которые разрушаются посредством распространения зигзагообразной трещины, а их значение KV не превышает 10 Дж.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00497). Авторы выражают благодарность центру коллективного пользования “Технологии и Материалы НИУ “БелГУ” за предоставленное оборудование для проведения структурных исследований и механических испытаний.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Nishioka K., Ichikawa K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization // Sci. Technol. Adv. Mater. 2012. V. 13. № 2. P. 023001.
2. Morris J.W. Stronger, tougher steels // Science. 2008. V. 320. № 5879. P. 1022–1023.
3. Mishnev R., Dudova N., Dudko V., Kaibyshev R. Impact toughness of a 10% Cr steel with high boron and low nitrogen contents // Mater. Sci. Eng. A. 2018. V. 730. P. 1–9.
4. Borisova J., Dudko V., Mishnev R., Kaibyshev R. Effect of Laves Phase on Ductile-Brittle Transition of 12 Pct Cr Steel // Metall. Mater. Trans. A. 2019. V. 50. P. 3528–3543.
5. Mishnev R., Dudova N., Kaibyshev R., Belyakov A. On the fracture behavior of a creep resistant 10% Cr steel with high boron and low nitrogen contents at low temperatures // Materials. 2020. V. 13. № 1. P. 3.
6. Chaouadi R., Fabry A. On the utilization of the instrumented Charpy impact test for characterizing the flow and fracture behavior of reactor pressure vessel steels // European Structural Integrity Society. 2002. V. 30. P. 103–117.
7. ASM Handbook: Mechanical Testing and Evaluation. ASM International Materials Park. 2000. V. 8. 2235 p.
8. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A. Tempforming as an Advanced Processing Method for Carbon Steels // Metals. 2020. V. 10. № 12. P. 1566.

9. *Yen C.M., Stickels C.A.* Lamellate fracture in 5150 steel processed by modified ausforming // *Metall. Trans.* 1970. V. 1. № 11. P. 3037–3047.
10. *Kum D.W., Oyama T., Wadsworth J., Sherby O.D.* The impact properties of laminated composites containing ultrahigh carbon (UHC) steels // *J. Mechan. Phys. Solids.* 1983. V. 31. № 2. P. 173–186.
11. *Kimura Y., Inoue T., Yin F., Tsuzaki K.* Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel // *Science.* 2008. V. 320. № 5879. P. 1057–1060.
12. *Kimura Y., Inoue T., Yin F., Sidikov O., Tsuzaki K.* Toughening of a 1500 MPa class steel through formation of an ultrafine fibrous grain structure // *Scripta Mater.* 2007. V. 57. № 6. P. 465–468.
13. *Kimura Y., Inoue T.* Influence of carbon content on toughening in ultrafine elongated grain structure steels // *ISIJ Int.* 2015. V. 55. № 5. P. 1135–1144.
14. *Calcagnotto M., Ponge D., Demir E., Raabe D.* Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD // *Mater. Sci. Eng. A.* 2010. V. A527. P. 2738–2746.
15. *Беляков А.Н.* Изменение зеренной структуры в металлических материалах в результате пластической обработки // *ФММ.* 2009. Т. 108. № 4. С. 412–423.
16. *Fedoseeva A., Dudova N., Kaibyshev R.* Role of tungsten in the tempered martensite embrittlement of a modified 9 pct Cr steel // *Metall. Mater. Trans. A.* 2017. V. 48. № 3. P. 982–998.
17. *Kimura Y., Inoue T.* Influence of warm tempforming on microstructure and mechanical properties in an ultra-high-strength medium-carbon low-alloy steel // *Metall. Mater. Trans. A.* 2013. V. 44. № 1. P. 560–576.
18. *Min X., Kimura Y., Kimura T., Tsuzaki K.* Delamination toughening assisted by phosphorus in medium-carbon low-alloy steels with ultrafine elongated grain structures // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 649. P. 135–145.