

УДК 669.14-176 + 669.15-194.2 + 669.017.3

ТЕКСТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ*

Лобанов М.Л.¹, д.т.н., профессор кафедры «Термообработка и физика металлов» (m.l.lobanov@urfu.ru)

Бородин М.Д.¹, магистрант кафедры «Термообработка и физика металлов»

Данилов С.В.¹, аспирант кафедры «Термообработка и физика металлов»

Пышминцев И.Ю.², д.т.н., профессор, генеральный директор

Струин А.О.², к.т.н., заведующий лабораторией прочности и сварки труб

¹ Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина
(620002, Россия, Екатеринбург, ул. Мира, 19)

² ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности»
(454139, Россия, Челябинск, ул. Новороссийская, 30)

Аннотация. Методом ориентационной микроскопии (EBSD) были исследованы структурно-текстурные состояния малоуглеродистой низколегированной трубной стали марки, близкой к 06Г2МБ, после контролируемой термомеханической обработки (thermo-mechanical controlled processing – ТМСП) и термических обработок: нагрев до 1000 °С с последующими закалкой в воду, изотермической закалкой с выдержкой при 300 °С и медленным охлаждением в печи. Все термические обработки включали двойную фазовую перекристаллизацию: $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_n$, где α_n – мартенсит, бейнит или феррит соответственно. Текстура, полученная после ТМСП, была сформирована в основном двумя сильными рассеянными ориентировками из $\{112\}<110>$ и двумя более слабыми рассеянными ориентировками, близкими к $\{110\}<223>$. Показано, что, несмотря на двойную фазовую перекристаллизацию, основные кристаллографические ориентировки бейнита после ТМСП и после изотермической закалки совпадают. Это свидетельствует о наличии в материале некоего механизма структурно-текстурной наследственности. Полученные в результате других термических обработок структуры, как мартенсит, так и феррит, также характеризовались наличием сложных многокомпонентных, но при этом четко выраженных текстур. Часть основных текстурных компонент мартенсита и феррита совпадали с бейнитными. Для всех структур после различных термических обработок общим является характер спектра высокоугловых границ с наиболее выраженными границами решетки совпадающих узлов (PCY): $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. Показано, что ориентировки, составляющие текстуры всех полученных структур, связаны с основными ориентациями деформированных аустенитных зерен, сформированных в результате горячей прокатки при ТМСП, ориентационными соотношениями (ОС), промежуточными между ОС Курдюмова-Закса и ОС Нишиямы-Вассермана. Во всех случаях факт ориентационной связи компонент текстур исходного состояния материала и структур, полученных в результате термических обработок, объяснен началом реализации фазовых превращений (как сдвиговых, так и диффузионных) на кристаллографически обусловленных (в том числе специальных) границах, близких к границам PCY $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$.

Ключевые слова: трубные стали, контролируемая термомеханическая обработка, бейнит, мартенсит, феррит, ориентационная микроскопия, текстура, ориентационные соотношения, специальные разориентации, специальные границы.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-910-918

Технология контролируемой термомеханической обработки (контролируемая прокатка с последующим ускоренным охлаждением, thermo-mechanical controlled processing (ТМСП) [1 – 3]) малоуглеродистых низколегированных сталей поднялась в России на новый уровень с запуском специализированных прокатных станов 5000 на ПАО «Северсталь», ОАО «Выксунский металлургический завод» (ВМЗ) и ПАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК) [4 – 6]. ТМСП позволяет производить толстые листы, в том числе для магистральных трубопроводов, с заданными уникальными сочетаниями прочности, пластичности, хладостойкости и свариваемости за счет большой вариативности как получаемых в стали сочетаний фер-

ритных, бейнитных и мартенситных структур, так и их морфологических характеристик [4 – 11].

Также следует отметить, что применение современного оборудования для ТМСП, как технологии, позволяющей достаточно жестко выдерживать параметры обработки, потребовало уточнения для применявшихся ранее сталей, температурных интервалов фазовых превращений и дозированного введения в химические композиции карбидообразующих элементов [12 – 14]. Последнее, за счет выделения труднорастворимых карбидов NbC выше определенной температуры, предотвращает рекристаллизацию аустенита при чистовой прокатке, способствуя тем самым диспергированию структуры при фазовых превращениях в процессе ускоренного охлаждения [15].

Важным фактором, который необходимо учитывать при производстве и аттестации прокатанных листов,

* Авторы выражают признательность за содействие программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006.

а также изготовлении и эксплуатации труб, является анизотропия прочностных и пластических свойств, обусловленная кристаллографической и морфологической текстурами [16]. Возникновение и развитие текстуры происходит на стадии изготовления изделия при направленных деформационных и термических воздействиях на материал [17]. Учет закономерностей формирования текстуры позволяет оптимизировать процессы производства материалов за счет рационального выбора температурно-временных и деформационных интервалов технологических операций [18].

В работах [19 – 22] показано, что существенную роль в процессах разрушения листов трубных сталей играет не интегральная текстура изделия, а одна из ее слабых компонент – (001)[110]. Для развития трещины важным является наличие достаточно протяженных областей с соответствующей ориентировкой по своей длине, превышающей критический размер трещины.

При ТМСП формирование текстуры происходит в основном в результате двух последовательно реализованных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении. За счет реализации определенных напряженно-деформационных условий при контролируемой изотермической прокатке с большой степенью обжатия (более 90 %) по всей толщине листа формируется структура, состоящая из вытянутых в направлении прокатки деформированных аустенитных зерен. Они характеризуются наличием стабильных для ГЦК-решетки девяти ориентировок, а именно: (011)[100], две из {011}<211>, две из {011}<111>, две из {112}<111>, две из {4 4 11}<11 11 8> [23].

Сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение должно происходить с выполнением определенных ориентационных соотношений (ОС) Нишиямы-Вассермана (Н-В) или Курдюмова-Закса (К-3). В результате сдвиговых фазовых превращений и отсутствия ограничений на места зарождения новой фазы, при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении из одной ориентировки аустенита может возникать 12 (при выполнении ОС Н-В) или 24 (при выполнении ОС К-3) ориентировок аустенита [24 – 29].

Таким образом, общее число возникших в результате ТМСП ориентировок феррита может составить величину, несколько меньшую 9×12 или 9×24 . Последнее связано с тем, что в силу кубической симметрии системы часть возникающих ориентировок будет совпадать. Очевидно, что при реализации подобного процесса невозможно существование какой-либо выраженной текстуры в материале, претерпевшем сдвиговое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение. Однако исследования листов трубных сталей, прошедших ТМСП, показывают наличие выраженной текстуры [30, 31].

Появление ограниченного числа ориентировок в результате сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, в материале с исходно сложной многокомпонентной текстурой, предполагает наличие неких структурных факторов,

существенно ограничивающих возникновение всех возможных ориентаций кристаллитов при фазовой перекристаллизации [32].

Данная работа посвящена исследованию особенностей формирования структурно-текстурных состояний (бейнит, мартенсит, феррит) в листовой малоуглеродистой низколегированной трубной стали, полученной контролируемой термомеханической обработкой после различных термических обработок (изотермическая закалка, закалка, полный отжиг), включающих двойную фазовую перекристаллизацию $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$.

В качестве материалов для исследований использовались образцы листовой малоуглеродистой низколегированной трубной стали 06Г2МБ следующего химического состава, % (по массе): 0,056 C; 1,7 Mn; ~0,05 Nb; ~0,05 Mo (остальное Fe и неизбежные примеси) с преимущественно бейнитной структурой после контролируемой термомеханической обработки, характеризовавшиеся в пределах класса прочности (К65) близкими уровнями механических свойств ($\sigma_{0,2}$ в направлении деформации ~575 – 585 Н/мм²). Температура конца изотермической горячей прокатки при ТМСП была близка к температуре A_{c3} для данной стали (~830 °C).

Образцы подвергались термическим обработкам в лабораторных муфельных печах и печах-ваннах. Аустенитизацию осуществляли при 1000 °C, после чего образцы охлаждали с различной скоростью. Для получения преимущественно мартенситной микроструктуры проводили закалку в воду. Для получения бейнитной глобулярной морфологии образцы переносили в соляную ванну с температурой 300 °C на 30 мин с последующей закалкой в воду. Для получения преимущественно ферритной микроструктуры охлаждение проводили с печью до комнатной температуры (более суток).

Из полученных образцов были приготовлены металлографические шлифы на плоскости НП-НН, где НП – направление прокатки при ТМСП; НН – направление нормали к плоскости прокатки.

Электронно-микроскопическое исследование структуры проводилось на растровом микроскопе ZEISS CrossBeam AURIGA при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для определения ориентировки отдельных зерен и анализа локальной текстуры использовалась приставка EBSD HKL Inca с системой анализа Oxford Instruments. Шаг сканирования 0,1 мкм. Погрешность определения ориентации кристаллической решетки не более $\pm 1^\circ$ (в среднем $\pm 0,6^\circ$). Малоугловые границы (МУГ) между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2 до 15° : толщина границ на рисунках 1 пиксель. При разориентациях $\geq 15^\circ$ проводились высокоугловые границы (ВУГ): толщина границ на рисунках 2 пикселя. Исследование текстуры проводилось с использованием построения функций распределения ориентировок (ФРО). Анализ специальных границ между отдельными зернами

ми осуществлялся построением их на ориентационных картах с учетом заложенного в программное обеспечение стандартного критерия Брендона $\pm\Delta\Theta$. Для каждой границы он составляет конкретную величину: $\Delta\Theta = \frac{15^\circ}{(\Sigma n)^{1/2}}$, где Σn – количество совпадающих узлов при наложении трехмерных кристаллических решеток.

При анализе ориентировок в качестве лабораторной принята система координат, оси которой связаны с направлением горячей прокатки при ТМСП ($X \parallel \text{НП}$), нормалью к ее плоскости ($Y \parallel \text{НН}$) и перпендикулярным им направлением ($Z \parallel \text{ПН}$), которое совпадает с осью валков, так что все три направления образуют правую тройку векторов.

В образцах после ТМСП с бейнитной структурой фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в НП, толщиной 5 – 30 мкм. Данные области соответствовали деформированным в результате контролируемой прокатки зернам аустенита, которые приобрели в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения структуру бейнита. Предположительно, сохранение размеров областей, соответствующих исходным зернам аустенита, связано с формированием дисперсных карбидов на границах в процессе горячей деформации. Данная структура была сильно фрагмен-

тированной, состоящей из кристаллитов размером 0,5 – 5,0 мкм, несколько вытянутых (от 1:1 до 5:1) под углами порядка 0, 30 и 90° к НП (рис. 1, а). Также бейнитная структура характеризовалась наличием большого числа мелких округлых кристаллитов, по-видимому соответствующих областям ранее существовавшего аустенита, в которых $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализовывалось в последнюю очередь.

Исследование методом EBSD выявило, что текстура всех образцов в основном состояла из одних и тех же рассеянных компонент: две сильно выраженные ориентировки из $\{112\}\langle 110 \rangle$, две слабые ориентировки из $\{110\}\langle 223 \rangle$ и слабая ориентировка $(001)[110]$ (рис. 2, а). Основные ориентировки были представлены сравнительно однородными областями, состоящими из кристаллитов, отделенных друг от друга малоугловыми границами. Спектр межкристаллитных границ содержал практически все возможные по углам разориентации границы (рис. 3, а). Следствием последнего явилась фиксация всех возможных специальных границ с заметной выделенностью границ типа $\Sigma 3$, $\Sigma 9$, $\Sigma 7$, $\Sigma 11$ (рис. 3, б).

После изотермической закалки структура была сравнительно однородной, состоящей из кристаллитов размерами от 2 до 10 мкм, характеризующихся фор-

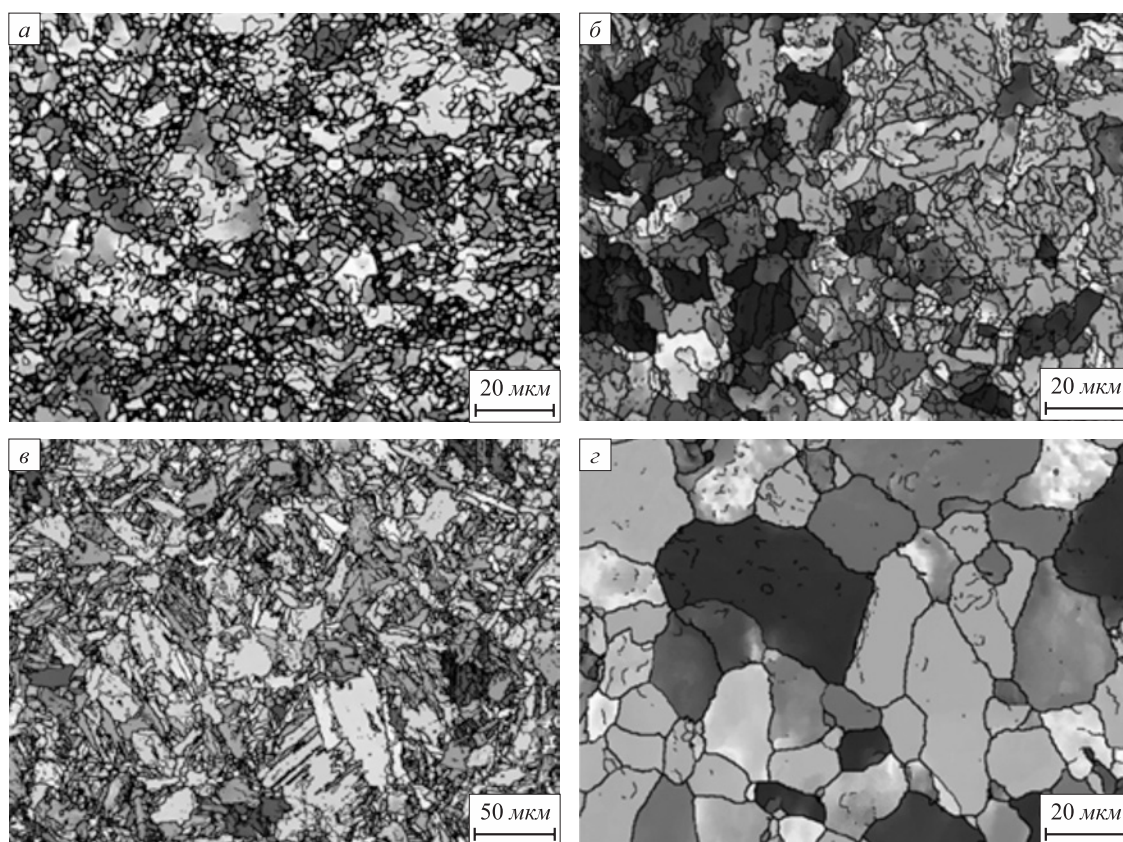


Рис. 1. Микроструктура стали 06Г2МБ после ТМСП и различных термических обработок в виде ориентационных карт (EBSD) с НП: а – после ТМСП (бейнит); б – после изотермической закалки (бейнит); в – после закалки (мартенсит); з – после полного отжига (феррит)

Fig. 1. Microstructure of 06G2MB steel in the form of orientation maps (EBSD) RD after TMCP and various heat treatments: а – after TMCP (bainite); б – after isothermal hardening (bainite); в – after quenching (martensite); д – after full annealing (ferrite)

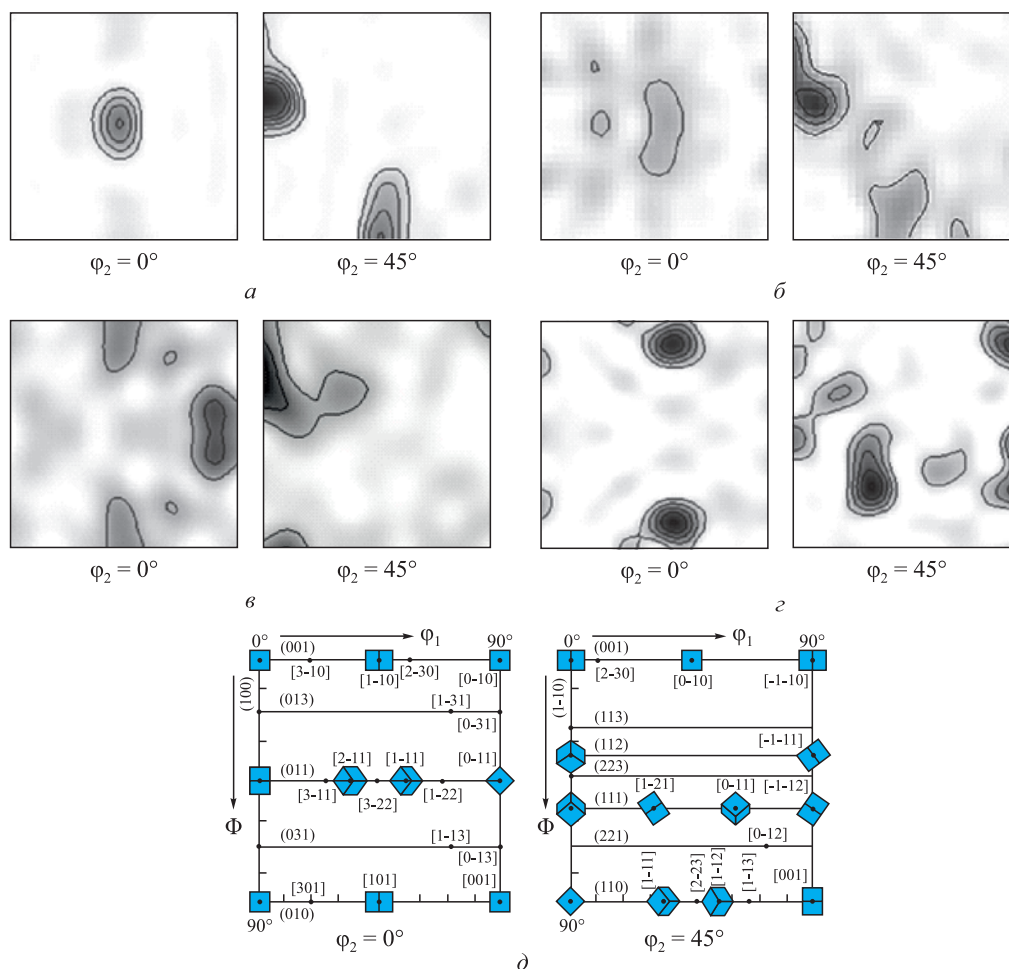


Рис. 2. Текстура в виде ФРО стали 06Г2МБ после ТМСП и различных термических обработок (все «стандартные» сечения пространства углов Эйлера):

$a - z$ – сечения пространства углов Эйлера при $\varphi = 0^\circ$ и $\varphi_2 = 45^\circ$; δ – стандартные сетки для сечений ФРО при $\varphi = 0^\circ$ и $\varphi_2 = 45^\circ$ с нанесением идеальных ориентировок в виде элементарных кристаллографических ячеек (вид с ПН); a – после ТМСП (бейнит); δ – после изотермической закалки (бейнит); ϵ – после закалки (мартенсит); z – после полного отжига (феррит)

Fig. 2. Texture in the form ODF in 06G2MB steel after TMCP and various heat treatments (all “standard” sections of the space of the Euler angles); $a - z$ – section of the space of the Euler angles at $\varphi = 0^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$; δ – standard grid for sections ODF at $\varphi = 0^\circ$ and $\varphi_2 = 45^\circ$ with the application of the ideal orientations in the form of elementary crystallographic cell (view from TD); a – after TMCP (bainite); δ – after isothermal hardening (bainite); ϵ – after quenching (martensite); z – after full annealing (ferrite)

мами от округлых до вытянутых. Большинство кристаллитов были отделены друг от друга МУГ (рис. 1, б). Текстура бейнита характеризовалась следующими компонентами: две сильные, близкие к $\{112\}\langle 110 \rangle$, отклоненные от идеальной ориентировки по углу Эйлера φ_1 на 10° , и набора более слабых двойных ориентировок из семейств $\{011\}\langle 311 \rangle$, $\{023\}\langle 332 \rangle$, $\{011\}\langle 322 \rangle$, $\{011\}\langle 111 \rangle$, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{331\}\langle 233 \rangle$ (рис. 2, б). Интересно отметить существенное изменение в спектрах межкристаллитных границ в «превращенном» бейните по сравнению с исходной бейнитной структурой до термической обработки. Все ВУГ сосредоточены в углах разориентации от 49 до 60° (рис. 3, в). В спектре специальных границ заметное преимущество приобрели $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 17b$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 29b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$ (рис. 3, г).

В случае закалки фиксировалась характерная для мартенсита пакетная структура, состоящая из чередую-

щихся реек толщиной от 2 до 10 мкм и длиной от 2 до 50 мкм (рис. 1, в). Текстура представлена сильными компонентами – две из $\{110\}\langle 113 \rangle$ и более слабыми – по две из $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{023\}\langle 132 \rangle$. Спектр межкристаллитных границ в целом соответствовал зафиксированному для бейнитной структуры, но в отличие от него, появились МУГ с разориентацией $10 - 18^\circ$. В спектре специальных границ исчезли все границы, кроме $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 17b$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$.

Ферритная структура, сформированная в результате медленного охлаждения, состояла из сравнительно крупных в основном равноосных зерен размерами от 10 до 30 мкм, отделенных друг от друга ВУГ с углами разориентации $50 \pm 1^\circ$ и $60 \pm 1^\circ$. Текстура феррита была представлена двумя сильными компонентами, близкими к $\{001\}\langle 230 \rangle$, отвернутыми на 10° по углу Эйлера, и набором более слабых двойных ориентировок

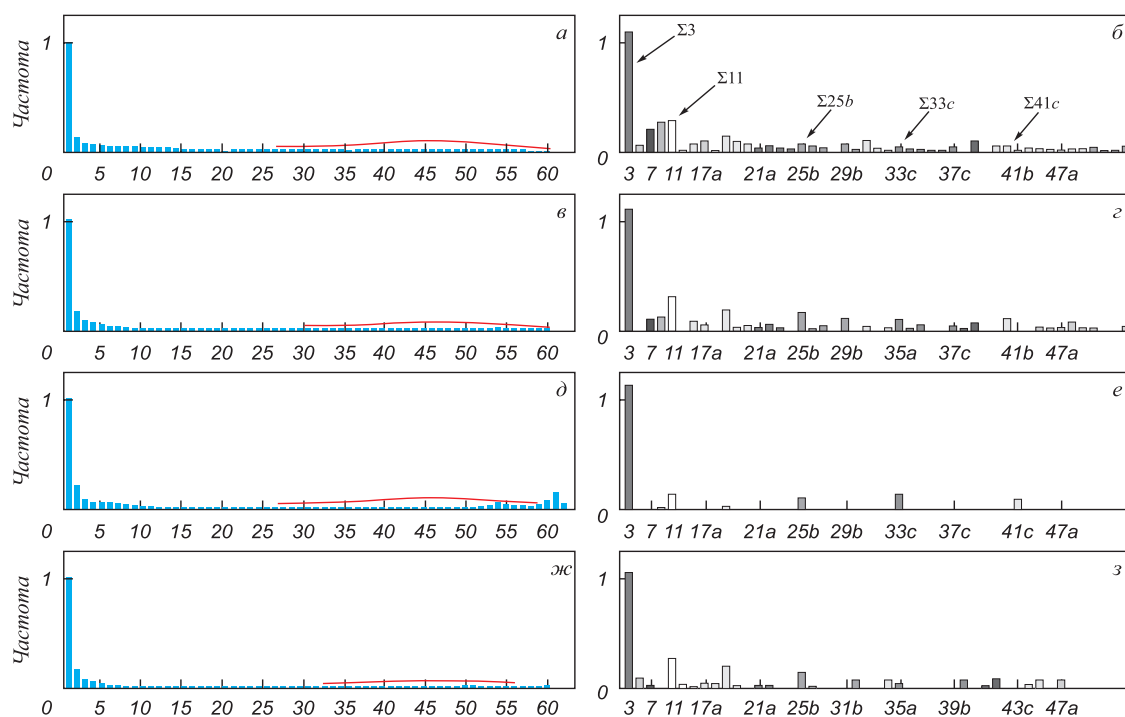


Рис. 3. Спектры межкристаллитных границ (а, в, д, жс) и специальных границ (б, г, е, з), полученные методом EBSD, в структуре стали 06Г2МБ после ТМСП и различных термических обработок; а, б – после ТМСП (бейнит); в, г – после изотермической заковки (бейнит); д, е – после закалки (мартенсит); жс, з – после полного отжига (феррит)

Fig. 3. Spectra of grain boundaries (а, в, д, жс) and of special boundaries (б, г, е, з) obtained by EBSD method in microstructure of 06G2MB steel after TMCP and various heat treatments; а, б – after TMCP (bainite); в, г – after isothermal hardening (bainite); д, е – after quenching (martensite); жс, з – after full annealing (ferrite)

из $\{221\}\langle 232\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$, $\{332\}\langle 113\rangle$ и $\{001\}\langle 110\rangle$, отклоненных на 10° по углу Эйлера (рис. 2, з). Спектр специальных границ в целом повторяет спектр бейнита (рис. 3, жс, з).

Таким образом, малоуглеродистая низколегированная сталь с бейнитной структурой и выраженной кристаллографической текстурой после ТМСП была подвергнута различным ТО, при которых в материале дважды происходило фазовое превращение: $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ или $\alpha' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. В результате ТО во всех структурах (бейнит, мартенсит, феррит), вне зависимости от механизма превращения при охлаждении (сдвигового или диффузионного), были получены текстуры, отличные по основным ориентировкам друг от друга.

Анализ кристаллографической взаимосвязи компонент текстуры в структурах, полученных после ТМСП и после термических обработок показывает, что все они могут быть получены в соответствие с промежуточными между ОС К-3 и Н-В из основных ориентировок текстуры прокатанного аустенита: $\{112\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$, $\{110\}\langle 001\rangle$.

Отметим, что основные ориентировки бейнита после ТМСП и после ТО совпадают. Последнее предполагает реализацию в материале определенной текстурной наследственности – основные компоненты текстуры аустенита (стабильные ориентировки при деформации ГЦК-решетки [23]) трансформируются в дискретный

набор ориентировок бейнита при ТМСП. При последующем нагреве ориентировки бейнита трансформируются в текстуру аустенита, совпадающую с текстурой γ -фазы при ее изотермической деформации (при ТМСП). Изотермическая заковка восстановленного аустенита приводит к формированию бейнитной структуры с присущим ей набором компонент текстуры.

По-видимому, подобного рода текстурная наследственность, но с вариациями, связанными с механизмами фазовых превращений, имела место как при закалке на мартенсит, так и при полном отжиге, в результате которого формировался равновесный феррит. Подобный механизм эволюции текстуры при фазовых превращениях предполагает наличие в структуре материала после ТМСП (точнее, после горячей деформации) неких факторов, ответственных за наследственность. Подобным фактором могут служить сформированные при горячей деформации специальные границы $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$ между деформированными аустенитными зернами, относительное расположение которых в структуре материала дополнительно зафиксировано выделениями карбидных фаз [19].

Использование кристаллографически обусловленных границ (в том числе специальных) в качестве носителей структурно-текстурной наследственности представляется вполне оправданным. Только для подобных границ возможно описание их движения на

уровне скольжения и переползания дислокаций. Также, наличие и движение специальных границ достаточно просто объясняет формирование и развитие локальных текстур в поликристаллических материалах в процессах структурных превращений [32, 33]. Формированию специальных границ должно предшествовать возникновение специальных разориентаций кристаллической решетки двух соседних зерен – взаимных расположений двух кристаллических решеток, совмещенных в общем узле, при некоторых дискретных поворотах которых возникает трехмерная решетка совпадающих узлов. Отметим, что возникновение специальной разориентации между кристаллическими решетками соседствующих зерен еще не означает наличие между ними специальной границы. Однако при нахождении системы в области достаточно высоких температур возможно ожидать перестройку ВУГ общего типа в специальную границу, как в более энергетически устойчивый объект, за счет протекания процессов скольжения и переползания окружающих границу дислокаций на небольшие расстояния, т. е. полигонизации. Важно отметить, что метод ориентационной микроскопии за счет измерения кристаллогеометрических параметров выявляет именно специальные разориентации, а не специальные границы.

В работе [34] показано, что формирование зародышей сдвигового превращения существенно облегчается на границах двойников, как деформации, так и рекристаллизации, т. е. когда данное зарождение происходит на специальной границе $\Sigma 3$. Следует подчеркнуть, что в алюминии, имеющем ГЦК-решетку, согласно как теоретическим расчетам, так и экспериментальным наблюдениям, специальные границы $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$ обладают минимальной поверхностной энергией [35], т. е. могут являться подложками для зародышей новой фазы или нового зерна [33]. Также отметим, что специальные границы вблизи температуры фазового перехода могут являться источником дислокаций превращения.

Возможна ситуация, когда граница между аустенитными зернами, находящимися в данных разориентациях, после завершения горячей деформации (но до начала контролируемого охлаждения) превратится в специальную границу. Предположительно, в этом случае трансформация решетки при формировании первых зародышей $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения может реализоваться не в пределах одного аустенитного зерна, а одновременно в соседних зернах, разделенных кристаллографически обусловленной границей. В результате будут образованы однородные области ферритных кристаллов, связанных двойниковой разориентацией (или близкой к ней).

Важно подчеркнуть, что возникшие в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения парные ориентировки α -фазы также связаны между собой специальными ориентациями $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$. Таким образом, если все последующие фазовые превращения в данном материале будут начи-

наться на специальных границах, соответствующих данным специальным разориентациям, то становится вполне очевидной текстурная наследственность, которая в действительности сводится к сохранению при каждом фазовом переходе одних и тех же специальных разориентаций.

Отметим, что в спектрах специальных границ, зафиксированных во всех структурах, полученных после термических обработок, наиболее сильно выраженными являются $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. В работе [36] показано, что появление данного спектра является результатом сдвигового фазового превращения в соответствие с ОС промежуточными между ОСК-3 и Н-В. Подобные спектры специальных границ были также зафиксированы в мартенсите низкоуглеродистой трубной стали [37]. Достаточно удивительным является появление подобного набора специальных границ между зернами феррита, сформировавшимися по диффузионному механизму. Можно предположить, что образование зародышей феррита при диффузионном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении происходит по сдвиговому механизму, т. е. является ориентированным.

Интересно отметить, что специальная граница $\Sigma 25b$ в мартенситной структуре, полученной в данной работе, была зафиксирована между пакетами, образовавшимися в пределах одного аустенитного зерна, но при этом характеризующимися разными поворотными осями. Последнее является доказательством того, что сдвиговое фазовое превращение реализуется либо в соответствие с ОС Н-В, либо в соответствие с промежуточными ОС [36]. Также представляется важным, что интенсивность специальной границы $\Sigma 3$ является наибольшей как в мартенситной, так и в других структурах. Проведенная в данной работе ориентационная микроскопия мартенситной структуры показывает, что граница $\Sigma 3$ в основном является внутри пакетной, т. е. часто фиксируется между параллельными рейками, принадлежащими одному пакету. По-видимому, данный факт свидетельствует о том, что мартенсит в пакете образуется не в виде отдельных реек со случайными ориентациями из шести возможных [24 – 26, 34], а в виде пар реек, находящихся в двойниковой разориентации.

Выводы. Установлено, что в образцах малоуглеродистой низколегированной трубной стали со структурой, сформированной в результате ТМСР, при их дальнейшей термической обработке наблюдается выраженная текстурная наследственность. При термических обработках стали, включающих двойную фазовую перекристаллизацию $\alpha_{\text{бейнит}} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{\text{ТО}}$, где $\alpha_{\text{ТО}}$ – ОЦК фаза, сформированная при переохлаждении до различных интервалов температур с образованием преимущественно микроструктур мартенсита, бейнита или феррита, во всех структурах наблюдаются сложные многокомпонентные текстуры. Ориентировки, составляющие данные текстуры, связаны с основными компонентами текстуры прокатанного при ТМСР аустенита

ориентационными соотношениями, промежуточными между ОС Курдюмова-Закса и ОС Нишиямы-Вассермана. Во всех случаях факт ориентационной связи компонент текстур объяснен началом реализации фазовых превращений (как сдвиговых, так и диффузионных) на кристаллографически обусловленных (в том числе специальных) границах, близких к $\Sigma 3$ и $\Sigma 11$.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Endo S., Nakata N. Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and high performance steel in JFE Steel // JFE Technical Report. 2015. No. 20. P. 1 – 7.
- Zhao M.-Ch., Yang K., Shan Y. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel // Materials Science and Engineering A. 2002. Vol. 335. P. 14 – 20.
- Liang X.J., Hua M.J., Garcia C.I., DeArdo A.J. The Thermomechanical Controlled Processing of High-Strength Steel Plate: A New View of Toughness Based on Modern Metallography // Materials Science Forum. 2013. Vol. 762. P. 38 – 46.
- Настич С.Ю., Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю. и др. Освоение производства на стане 5000 ОАО «ММК» толстолистового проката из низколегированных сталей с повышенными характеристиками прочности и хладостойкости // Металлург. 2011. № 11. С. 57 – 64.
- Морозов Ю.Д., Голи-Оглу Е.А., Настич С.Ю. и др. Разработка режимов ТМО низкоуглеродистой микролегированной стали на стане 5000, обеспечивающих высокую хладостойкость толстолистового проката // Сталь. 2012. № 2. С. 81 – 85.
- Ильинский В.И., Степанов П.П., Эфрон Л.И. и др. Опыт освоения производства толстого листа категории прочности SAWL 450 для глубоководных труб на стане 5000 ОАО «Выксунский металлургический завод» // Металлург. 2014. № 1. С. 59 – 62.
- Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю., Чевская О.Н. Обеспечение повышенного комплекса свойств проката для труб большого диаметра на основе формирования ферритно-бейнитной микроструктуры стали // Металлург. 2008. № 1. С. 41 – 46.
- Морозов Ю.Д., Матросов М.Ю., Арабей А.Б. и др. Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой // Металлург. 2008. № 8. С. 39 – 42.
- Матросов М.Ю., Эфрон Л.И., Кичкина А.А., Лясоцкий И.В. Исследование микроструктуры микролегированной ниобием трубной стали после различных режимов контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 3. С. 44 – 49.
- Арабей А.Б., Пышминцев И.Ю., Штремель М.А. и др. Сопротивление сталей класса прочности X80 распространению вязких трещин в магистральных газопроводах // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 9. С. 3 – 8.
- Эфрон Л.И., Морозов Ю.Д., Голи-Оглу Е.А. Влияние режимов контролируемой прокатки на измельчение структуры и комплекс механических свойств низкоуглеродистых микролегированных сталей // Сталь. 2011. № 5. С. 67 – 72.
- Хулка К., Петерс П., Хайстеркамп Ф. Тенденции разработки сталей для труб большого диаметра // Сталь. 1997. № 10. С. 62 – 67.
- Столхейм Д.Дж. Современные схемы легирования и практика производства высокопрочных сталей для магистральных нефтегазопроводов. Часть I // Металлург. 2013. № 11. С. 53 – 66.
- Sabirov I., De Diego-Calderón I., Molina-Aldareguia J.M. etc. Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties // Materials Science & Engineering A. 2016. Vol. 657. P. 136 – 146.
- Частухин А.В., Рингинен Д.А., Хадеев Г.Е., Эфрон Л.И. Кинетика статической рекристаллизации аустенита микролегированных ниобием трубных сталей // Металлург. 2015. № 12. С. 33 – 38.
- Кичкина А.А., Матросов М.Ю., Эфрон Л.И. и др. Влияние структурной анизотропии ферритно-бейнитной трубной стали на механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб // Металлург. 2010. № 12. С. 33 – 39.
- Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч II. Деформация. – М.: Изд-во МИСИС, 1997. – 527 с.
- Беляевских А.С., Лобанов М.Л., Русаков Г.М. и др. Улучшение технологии производства сверхтонкой электротехнической анизотропной стали // Сталь. 2015. № 12. С. 63 – 67.
- Пышминцев И.Ю., Струин А.О., Гervasyev А.М. и др. Влияние кристаллографической текстуры бейнита на разрушение листов трубных сталей, полученных контролируемой термомеханической обработкой // Металлург. 2016. № 4. С. 57 – 63.
- Pyshmintsev I.Yu., Gervasyev A.M., Petrov R.H. etc. Crystallographic texture as a factor enabling ductile fracture arrest in high strength pipeline steel // Materials Science Forum. 2012. Vol. 702 – 703. P. 770 – 773.
- Mohtadi-Bonab M.A., Eskandari M., Szpunar J.A. Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking // Materials Science & Engineering A. 2014. Vol. 620. P. 97 – 106.
- Данилов С.В., Струина Е.Р., Бородин М.Д. Причина формирования расщеплений при разрушении трубных сталей, изготовленных методом ТМСП // Изв. вуз. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 3. С. 247 – 249.
- Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship between rolling textures and shear textures in F.C.C. and B.C.C. metals // Acta metall. mater. 1994. Vol. 42. No. 3. P. 879 – 886.
- Андреев Ю.Г., Зайкова Е.И., Штремель М.А. Границы и субграницы в пакетном мартенсите // Физика металлов и металловедение. 1990. № 3. С. 161 – 167.
- Счастливец В.М., Блиндт Л.Б., Родионов Л.П. и др. Структура пакетного мартенсита в конструкционных сталях // Физика металлов и металловедение. 1988. Т. 66. № 4. С. 759 – 769.
- Нестерова Е.В., Рубцов А.С., Рыбин В.Р., Золоторевский Н.Ю. Большеголовые границы, возникающие при фазовых превращениях // Поверхность. Физика, химия, механика. 1982. № 5. С. 30 – 35.
- Gong W., Tomota Y., Paradowska A.M. etc. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel // Acta Materialia. 2013. No. 61. P. 4142 – 4154.
- Счастливец В.М. Особенности структуры и кристаллографии реечного мартенсита конструкционных сталей // Металлы. 2001. № 5. С. 32 – 41.
- Pereloma E.V., Al-Harbi F., Gazder A.A. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels // Journal of Alloys and Compounds. 2014. Vol. 615. P. 96 – 110.
- Ray R.K., Jonas J. J. Transformation textures in steels // International Materials Reviews. 1990. Vol. 35. P. 1 – 36.
- Hutchinson B., Ryde L., Lindh E., Tagashira K. Texture in hot rolled austenite and resulting transformation products // Materials Science and Engineering A – Structural materials properties microstructure and processing. 1998. Vol. 257. No. 1. P. 9 – 17.
- Лобанов М.Л., Данилов С.В., Струин А.О. и др. Структурная и текстурная наследственность при $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2016. Т. 16. № 2. С. 46 – 54.
- Русаков Г.М., Лобанов М.Л., Редикульцев А.А., Беляевских А.С. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe-3%Si // Физика металлов и металловедение. 2014. Т. 115. № 8. С. 827 – 838.
- Nakada N., Ito H., Matsuoka Y. etc. Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels // Acta Materialia. 2010. Vol. 58. P. 895 – 903.

35. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena. – Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004. – 557 p.
36. Лобанов М.Л., Русаков Г.М., Редикульцев А.А. и др. Исследование специальных разориентаций в реэном мартенсите низкоуглеродистой стали методом ориентационной микроскопии // Физика металлов и материаловедение. 2016. Т. 117. № 3. С. 266 – 271.
37. Степанов А.И., Ашихмина И.Н., Сергеева К.И. и др. Особенности формирования структуры и комплекса механических свойств трубной низколегированной Cr-Mo-V-стали после аустенитизации в межкритическом интервале температур // Сталь. 2014. № 6. С. 86 – 90.

Поступила 21 декабря 2016 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA. FERROUS METALLURGY. 2017. Vol. 60. No. 11, pp. 910–918.

TEXTURAL HEREDITY AT PHASE TRANSFORMATIONS IN LOW-CARBON LOW-ALLOY PIPE STEEL AFTER CONTROLLED THERMOMECHANICAL PROCESSING

M.L. Lobanov¹, M.D. Borodina¹, S.V. Danilov¹, I.Yu. Pyshmintsev², A.O. Struin²

¹ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

² Russian Scientific Research Institute of the Pipe Industry, Chelyabinsk, Russia

Abstract. The orientation microscopy (EBSD) was used for studying of the structural and textural states of the low-carbon low-alloy pipe steel close to 06G2MB after the thermomechanical controlled processing (TMCP) and subsequent thermal treatments – heating up to 1000 °C followed by: 1) water quenching; 2) isothermal quenching with holding at 300 °C; 3) slow cooling in a furnace. All heat treatments included double phase recrystallization: $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_N$ (where α_N is martensite, ferrite or bainite, respectively). The texture obtained after TMCP, was formed mainly by two strong orientations $\{112\}<110>$ and two weaker orientations close to $\{110\}<223>$. It was shown that despite dual phase recrystallization the main crystallographic orientations of bainite after TMCP and after isothermal quenching are consistent with each other. This indicates some mechanism of structure and texture heredity within the material. The structures obtained through other thermal treatments, martensite and ferrite, were also characterized by complex multi-textures. Part of the basic textural components of martensite and ferrite were the same as in case of bainite. All structures after various thermal treatments have common spectrum of high angle boundaries with the most pronounced boundaries of the coincidence site lattice (CSL): $\Sigma 3$, $\Sigma 11$, $\Sigma 25b$, $\Sigma 33c$, $\Sigma 41c$. It has been demonstrated that the orientations inside textures of all obtained structures are associated with the major orientations of the strained austenite grains formed as a result of hot rolling during TMCP and the orientation relationships (ORs) that are intermediate between ORs of Kurdjumov-Sachs and Nishiyama-Wasserman. In all cases, the fact of correspondence between orientation bonds of textures in initial and all resulting states is explained through a selective initiation of phase transformations (both shear and diffusion) on crystallographic (including special) boundaries close to the CSL boundaries $\Sigma 3$ and $\Sigma 11$.

Keywords: pipe steel, thermo-mechanical controlled processing, bainite, martensite, ferrite, orientation microscopy, texture, orientation ratio, CSL orientation, CSL boundaries.

DOI: 10.17073/0368-0797-2017-11-910-918

REFERENCES

1. Endo S., Nakata N. Development of Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) and high performance steel in JFE Steel. *JFE Technical Report*. 2015, no. 20, pp. 1–7.
2. Zhao M.-Sh., Yang K., Shan Y. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. *Materials Science and Engineering A*. 2002, vol. 335, pp. 14–20.
3. Liang X.J., Hua M.J., Garcia C.I., DeArdo A.J. The Thermomechanical Controlled Processing of High-Strength Steel Plate: A New View of Toughness Based on Modern Metallography. *Materials Science Forum*. 2013, vol. 762, pp. 38–46.
4. Nastich S.Yu., Morozov Yu.D., Matrosov M.Yu., Denisov S.V., Galkin V.V., Stekanov P.A. Assimilation of production in an MMK 5000 mill of thick rolled sheet from low-alloy steels with improved strength and cold resistance properties. *Metallurgist*. 2012, vol. 55, no. 11–12, pp. 810–818.
5. Morozov Yu.D., Goli-Oglu E.A., Nastich S.Yu., Denisov S.V., Stekanov P.A. Thermomechanical treatment of microalloyed low-carbon steel at a 5000 mill for the production of cold-resistant thick strip. *Steel in Translation*. 2012, vol. 42, no. 2, pp. 171–176.
6. Il'inskii V.I., Stepanov P.P., Efron L.I., Golovin S.V., Geier V.V., Matrosov M.Y., Goli-Oglu E.A., Talanov O.P. Experience of mastering plate production of strength category sawl 450 for deep-water pipes at the vyksa metallurgical plant 5000 mill. *Metallurgist*. 2014, vol. 58, no. 1, pp. 38–42.
7. Morozov Yu.D., Nastich S.Yu., Matrosov M.Yu., Chevskaya O.N. Obtaining high-quality properties of rolled material for large-diameter pipes based on formation of ferrite-bainite-diameter pipes based on formation of ferrite-bainite microstructure. *Metallurgist*. 2008, vol. 52, no. 1–2, pp. 21–28.
8. Morozov Yu.D., Matrosov M.Yu., Nastich S.Yu., Arabei A.B. New generation of high-strength tube steels with a ferrite-bainite structure. *Metallurgist*. 2008, vol. 52, no. 7–8, pp. 450–456.
9. Matrosov M.Yu., Efron L.I., Kichkina A.A., Lyasotskii I.V. A study of the microstructure of niobium-microalloyed pipe steel after different modes of controlled rolling with accelerated cooling. *Metal Science and Heat Treatment*. 2008, vol. 50, No. 3–4, pp. 136–141.
10. Arabei A.B., Pyshmintsev I.Y., Shtremel' M.A., Glebov A.G., Struin A.O., Gervas'ev A.M. Resistance of X80 steel to ductile-crack propagation in major gas lines. *Steel in Translation*. 2009, vol. 39, no. 9, pp. 719–724.
11. Efron L.I., Morozov Yu.D., Goli-Oglu E.A. Influence of controlled rolling on the structure and mechanical properties of low-carbon microalloy steel. *Steel in Translation*. 2011, vol. 41, no. 5, pp. 434–439.
12. Hulka K., Peters P., Haisterkamp F. Trends in the development of large-diameter pipe steels. *Steel in Translation*. 1997, vol. 27, no. 10, pp. 64–70.
13. Stolheim D.J. Modern alloy designs and production practice for today's high strength oil and gas transmission line pipe steels. Part I. *Metallurg*. 2013, no. 11, pp. 53–66. (In Russ.).
14. Sabirov I., De Diego-Calderón I., Molina-Aldareguia J.M., Föjer C., Thiessen R., Petrov R.H. Microstructural design in quenched and partitioned (Q&P) steels to improve their fracture properties. *Materials Science & Engineering A*. 2016, vol. 657, pp. 136–146.
15. Chastukhin A.V., Ringinen D.A., Khadeev G.E., Efron L.I. Kinetics of the static recrystallization of austenite of niobium-microalloyed pipe steels. *Metallurgist*. 2016, vol. 59, no. 11, pp. 1180–1187.
16. Kichkina A.A., Matrosov M.Yu., Efron L.I., Klyukvin M.B., Golovanov A.V. Effect of structural anisotropy of ferrite-bainite pipe steel on mechanical properties in tensile and impact bending tests. *Metallurgist*. 2011, vol. 54, no. 11–12, pp. 808–816.

17. Shtremel' M.A. *Prochnost' splavov. Ch II. Deformatsiya* [Strength alloys. Part II. Deformation]. Moscow: Izdatel'stvo MISIS, 1997, 527 p. (In Russ.).
 18. Belyaevskikh A.S., Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A. Improving the production of superthin anisotropic electrical steel. *Steel in Translation*. 2015, vol. 45, no. 12, pp. 982–986.
 19. Pyshmintsev I.Yu., Struin A.O., Gervas'ev A.M., Lobanov M.L., Rusakov G.M., Danilov S.V., Arabey A.B. Effect of bainite crystallographic texture on failure of pipe steel sheets made by controlled thermomechanical treatment. *Metallurgist*. 2016, vol. 60, no. 3–4, pp. 405–412.
 20. Pyshmintsev I.Yu., Gervasyev A.M., Petrov R.H. etc. Crystallographic Texture as a Factor Enabling Ductile Fracture Arrest in High Strength Pipeline Steel. *Materials Science Forum*. 2012, vol. 702–703, pp. 770–773.
 21. Mohtadi-Bonab M.A., Eskandari M., Szpunar J.A. Texture, local misorientation, grain boundary and recrystallization fraction in pipeline steels related to hydrogen induced cracking. *Materials Science & Engineering A*. 2014, vol. 620, pp. 97–106.
 22. Danilov S.V., Struina E.R., Borodina M.D. Splitting of pipe steel produced by TMCP. *Steel in Translation*. 2017, vol. 47, no. 3, pp. 188–189.
 23. Hölscher M., Raabe D., Lücke K. Relationship between Rolling Textures and Shear Textures in F.C.C. and B.C.C. *Metals. Acta metall. mater.* 1994, vol. 42, no. 3, pp. 879–886.
 24. Andreev Yu.G., Zaikova E.I., Shtremel' M.A. Borders and lineage boundary in batch martensite. *Physics of Metals and Metallography*. 1990, no. 3, pp. 161–167.
 25. Schastlivtsev V.M., Blindt L.B., Rodionov L.P., Yakovleva I.D. Structure of martensite packets in engineering steels. *Physics of Metals and Metallography*. 1988, vol. 66, no. 4, pp. 123–133.
 26. Nesterova E.V., Rubtsov A.S., Rybin V.R., Zolotarevskii N.Yu. High angle boundaries, resulting at phase transformations. *Poverkhnost'. Fizika, khimiya, mekhanika*. 1982, no. 5, pp. 30–35. (In Russ.).
 27. Gong W., Tomota Y., Paradowska A.M. etc. Effects of ausforming temperature on bainite transformation, microstructure and variant selection in nanobainite steel. *Acta Materialia*. 2013, no. 61, pp. 4142–4154.
 28. Schastlivtsev V.M. The structural and crystallographic features of the lathy martensite of structural steels. *Metally*. 2001, no. 5, pp. 32–41. (In Russ.).
 29. Pereloma E.V., Al-Harbi F., Gazder A.A. The crystallography of carbide-free bainites in thermo-mechanically processed low Si transformation-induced plasticity steels. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, vol. 615, pp. 96–110.
 30. Ray R.K., Jonas J. J. Transformation textures in steels. *International Materials Reviews*. 1990, vol. 35, pp. 1–36.
 31. Hutchinson B., Ryde L., Lindh E., Tagashira K. Texture in hot rolled austenite and resulting transformation products. *Materials Science and Engineering A – Structural materials properties microstructure and processing*. 1998, vol. 257, no. 1, pp. 9–17.
 32. Lobanov M.L., Danilov S.V., Struin A.O., Borodina M.D., Pyshmintsev I. Yu. Structural and textural heredity at $\gamma \leftrightarrow \alpha$ transformations in low-carbon low-alloy pipe steel. *Vestnik Yuzhno-Ural'skogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*. 2016, vol. 16, no. 2, pp. 46–54. (In Russ.).
 33. Rusakov G.M., Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Belyaevskikh A.S. Special misorientations and textural heredity in the commercial alloy Fe-3% Si. *Physics of Metals and Metallography*. 2014, vol. 115, no. 8, pp. 775–785.
 34. Nakada N., Ito H., Matsuoka Y. etc. Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels. *Acta Materialia*. 2010, vol. 58, pp. 895–903.
 35. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and related annealing phenomena*. Oxford: ELSEVIER Ltd, 2004, 557 p.
 36. Lobanov M.L., Rusakov G.M., Redikul'tsev A.A., Belikov S.V., Karabanalov M.S., Struina E.R., Gervas'ev A.M. Research of special boundaries in lath martensite of low-carbon steel by orientation microscopy. *Physics of metals and Metallography*. 2016, vol. 117, no. 3, pp. 254–259.
 37. Stepanov A.I., Ashikhmina I.N., Sergeeva K.I., Belikov S.V., Musikhin S.A., Karabanalov M.S., Al-Katawi A.A. Structure and properties of low-alloy Cr-Mo-V steel after austenitization in the intercritical temperature range. *Steel in Translation*. 2014, vol. 44, no. 6, pp. 469–473.
- Acknowledgements.** The authors are grateful for the assistance to the program to support the leading universities of the Russian Federation in order to improve their competitiveness no. 211 of the Government of the Russian Federation No. 02.A03.21.0006.
- Information about the authors:**
- M.L. Lobanov**, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals” (m.l.lobanov@urfu.ru)
- M.D. Borodina**, MA Student of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”
- S.V. Danilov**, Postgraduate of the Chair “Heat Treatment and Physics of Metals”
- I.Yu. Pyshmintsev**, Dr. Sci. (Eng.), Professor, General Director
- A.O. Struin**, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Strength and Pipe Welding

Received December 21, 2016