

## СТРУКТУРНАЯ И ТЕКСТУРНАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -ПРЕВРАЩЕНИЯХ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

М.Л. Лобанов<sup>1</sup>, С.В. Данилов<sup>1</sup>, А.О. Струин<sup>2</sup>,  
М.Д. Бородина<sup>1</sup>, И.Ю. Пышминцев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург,

<sup>2</sup> ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск

Методом ориентационной микроскопии, основанном на дифракции обратно рассеянных электронов, исследовалась текстурная наследственность в образцах малоуглеродистой низколегированной трубной стали типа 06Г2МБ со структурой, сформированной в результате контролируемой термомеханической обработки.

Образцы подвергались термообработкам, включающим двойную фазовую перекристаллизацию, с целью получения структур различного типа, таких как: мартенсит, нижний бейнит, верхний бейнит. Конечная текстура всех образцов независимо от обработки в основном повторяла их исходную текстуру, приобретенную в процессе контролируемой термомеханической обработки: две сильно выраженные ориентировки, близкие к  $\{112\} \langle 110 \rangle$ , и ориентировка, близкая к (001) [110].

Отмечено, что средний размер областей с однородными кристаллографическими ориентировками, приобретенными образцами стали в результате контролируемой термомеханической обработки, также «сохранялся» в результате термической обработки.

Было предположено, что механизм текстурной наследственности может быть реализован через воспроизводство специальных разориентаций – специальных границ  $\Sigma 3$  и  $\Sigma 11$ . Данные специальные разориентации формировались между стабильными ориентировками аустенитных зерен в процессе горячей прокатки при контролируемой термомеханической обработке.

*Ключевые слова:* трубные стали; ориентационная микроскопия; контролируемая термомеханическая обработка; аустенит; бейнит; мартенсит; текстура; ориентационные соотношения; специальные границы.

### Введение

Для производства труб, используемых для транспортировок газо- нефтепродуктов применяются малоуглеродистые низколегированные стали с ферритной, феррито-бейнитной и бейнитной структурой. Важной особенностью данных сталей является высокий уровень прочностных свойств и высокий уровень трещиностойкости [1, 2].

Вид обработки, применяемый при производстве листов для магистральных трубопроводов, заключается в контролируемой прокатке с управляемым ускоренным охлаждением (ТМСП – Thermo-Mechanical Controlled Processing). Подобная обработка позволяет снизить металлоемкость (толщину стенки трубы) и повысить надежность строящихся магистральных трубопроводов [3]. За счет применения ускоренного охлаждения реализуется переход от феррито-перлитных микроструктур к структурам с преобладанием продуктов промежуточно-го превращения [2, 4].

Переход на бейнитные и бейнитно-мартенситные структуры сопровождается увеличением проч-

ностных свойств и увеличением склонности материалов к разрушению [5]. Возникновение трещин обусловлено особенностями формирования текстуры при обработке листа, что подтверждается их строгой ориентацией вдоль направления прокатки (НП) [6, 7]. Формирование текстуры при ТМСП происходит в основном в результате двух последовательно реализованных процессов: горячей деформации аустенита и сдвигового фазового превращения при регулируемом охлаждении. Причем сдвиговое  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализуется с выполнением определенных ориентационных соотношений (ОС) [8–10].

Вопросы о формировании и взаимосвязи ориентировок при сдвиговых  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращениях рассмотрены в работах Н.Ю. Золоторевского и др. [11], В.М. Счастливецца и др. [12], М.А. Штремеля [13]. В частности показано, что между кристаллитами аустенита и мартенсита реализуются ОС промежуточные между ОС Курдюмова – Закса и Нишиямы – Вассермана (отклонения плоскостей  $\{011\}\alpha$ , от  $\{111\}\gamma$  составляет  $0,5^\circ$ , направлений  $\langle 111 \rangle \alpha$  от  $\langle 110 \rangle \gamma$  составляет  $2,5^\circ$ ) [12, 13].

Отметим, что в результате сдвиговых фазовых превращений, и отсутствия ограничений на места зарождения новой фазы, при  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращении из одной ориентировки феррита может возникать минимум 12 ориентировок аустенита. При обратном  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении из одной ориентировки аустенита также может возникнуть минимум 12 ориентировок феррита [14, 15]. Таким образом, при двойной фазовой перекристаллизации общее число возникших ориентировок в пределах исходной ориентировки феррита, может составить величину, несколько меньшую 144. Последнее связано с тем, что в силу кубической симметрии системы, часть возникающих ориентировок будут 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, показывает наличие выраженной текстуры [16, 17].

Появление ограниченного числа ориентировок, в исходно текстурированном материале в результате сдвигового  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, предполагает наличие неких структурных факторов, существенно ограничивающих возникновение всех возможных ориентаций кристаллитов при фазовой перекристаллизации.

Настоящая работа посвящена исследованию закономерностей преобразования текстуры при  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в малоуглеродистых низколегированных сталях, структура которых сформирована в результате ТМСП

#### Материал и методики исследования

В качестве материалов для исследований использовались образцы малоуглеродистой низколегированной трубной стали 06Г2МБ с бейнитной структурой после контролируемой термомеханической обработки (ТМСП).

Образцы представляли собой полную толщину листов (27 мм), характеризовались в пределах класса прочности (К60) близкими уровнями механических свойств.

Образцы подвергались термообработкам с целью получения структур различного типа, таких как: мартенсит, нижний бейнит, верхний бейнит. Для получения мартенсита производился нагрев и выдержка в печи при 1000 °С; затем закалывались в воду. Для получения нижнего и верхнего бейнита производился нагрев и выдержка в печи при 1000 °С и выдержка в соляной ванне при 300 °С (для нижнего бейнита), а при 500 °С (для верхнего бейнита), затем закалка в воду.

На образцах по всей толщине листа готовились металлографические шлифы на плоскости НН-НП (где НН – направление нормали к плоскости прокатки) и проводилось исследование микроструктуры и текстуры.

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 между локальными объемами строились на ориентационных картах при разориентациях от 2 до  $10^\circ$ , при разориентациях не менее  $10^\circ$  проводились высокоугловые границы.

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.

#### Результаты и их обсуждение

В исходных образцах (после ТМСП) фиксировались протяженные области с практически параллельными границами, вытянутыми в НП, толщиной 5...30 мкм (рис. 1, а). Очевидно, что данные области соответствовали деформированным в результате контролируемой прокатки зернам аустенита. Внутренняя структура данных областей в результате  $\gamma \rightarrow \alpha$  бейнитного превращения является сильно фрагментированной, состоящей из кристаллитов размером 0,5...5 мкм, несколько вытянутых (от 1 : 1 до 5 : 1) под углами порядка 0, 30 и  $90^\circ$  к НП (рис. 1, в, г). Наблюдаемые вариации размеров и форм кристаллитов в сечении соответствующем плоскости шлифа, позволяют предполагать, что в трехмерном пространстве большинство кристаллитов имеет форму мелких линзо- или дискообразных пластин.

Во всех образцах кристаллиты близких ориентаций (как по плоскости, так и по направлению) образовали сравнительно однородные микрообласти. В пределах микрообластей кристаллиты отделены друг от друга преимущественно малоугловыми границами (разориентация менее  $10^\circ$ ). Наблюдаемые в данных областях высокоугловые границы разделяют кристаллиты с разориентациями не более  $20^\circ$  (рис. 1, в, г).

Выявленная методом EBSD текстура исходных образцов, как в поверхностных, так и в центральном слое, состояла из одних и тех же рассеянных компонент: две сильно выраженные ориентировки из  $\{112\} \langle 110 \rangle$  и сравнительно слабой (001)  $[110]$  (рис. 1, б, в). Количество ориентировки (001)  $[110]$  могло заметно меняться случайным образом в зависимости от места выбора съемки.

В результате термических обработок, включающих двойную фазовую перекристаллизацию:  $\alpha \rightarrow \gamma$  и  $\gamma \rightarrow \alpha$ , были получены структуры, которые по

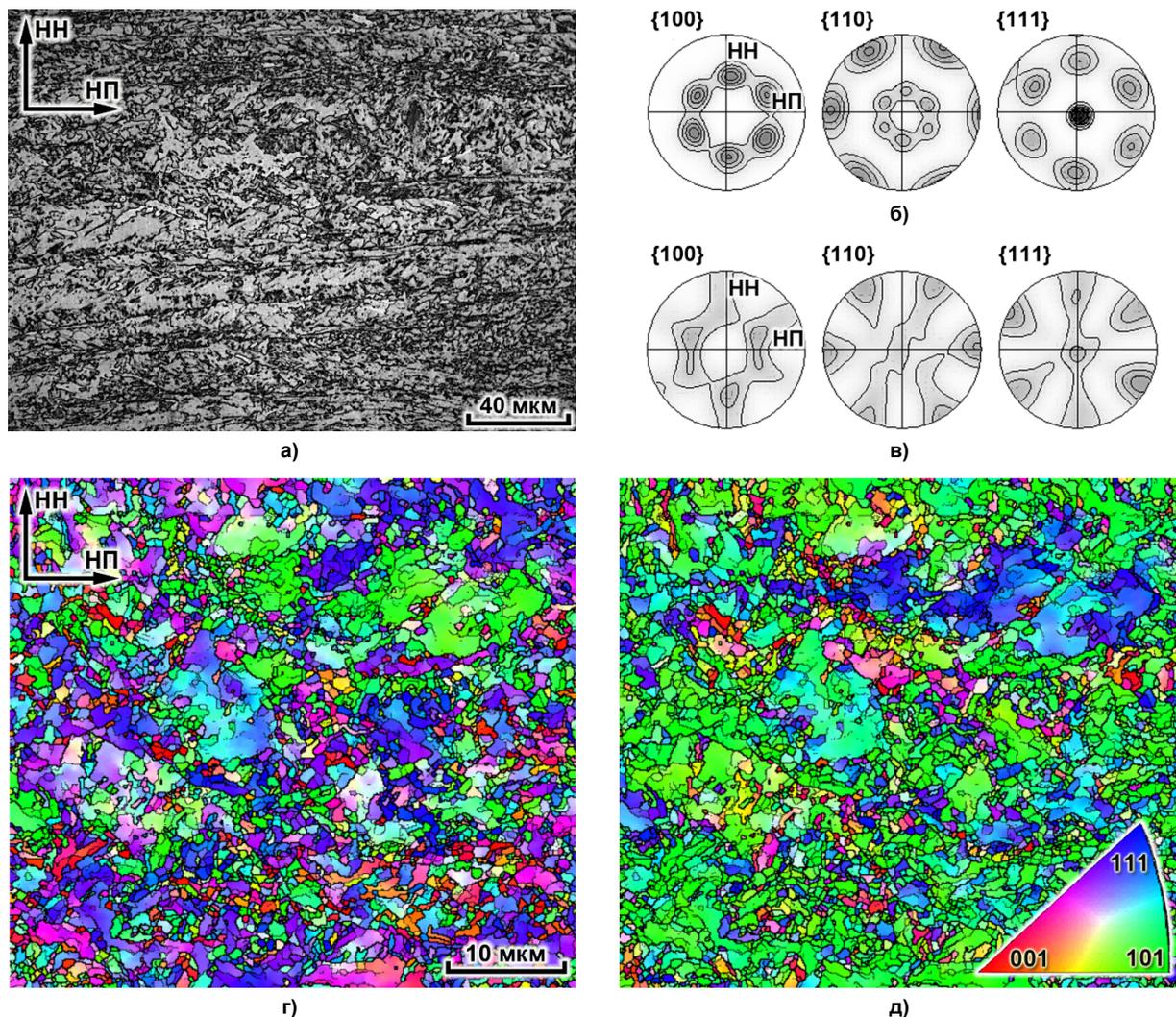


Рис. 1. Микроструктура и текстура листа малоуглеродистой низколегированной трубной стали, полученного контролируемой термомеханической обработкой: а – оптическая металлография; б, в – текстура в виде ППФ {100}, {110}, {111}; г – ориентационная карта (EBSD) с НН; г – ориентационная карта (EBSD) с НП (приведен стереографический треугольник с цветовой дифференциацией кристаллографических направлений)

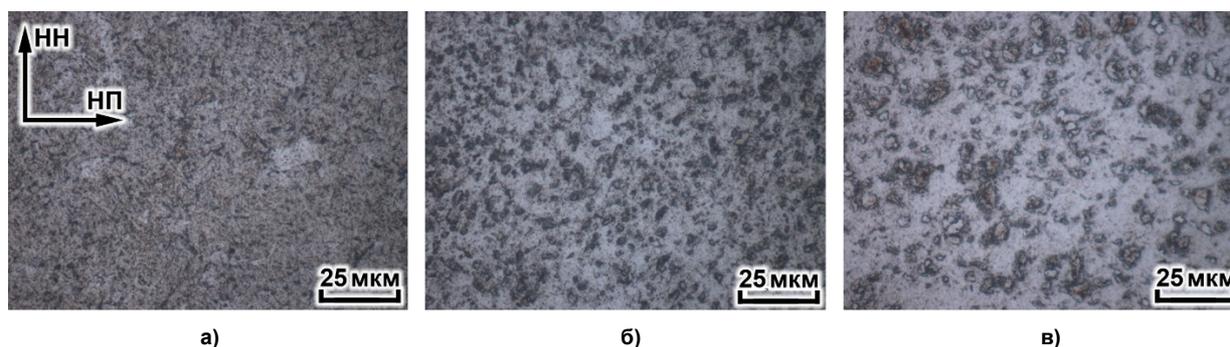


Рис. 2. Микроструктура стали 06Г2МБ после различных ТО: а – после закалки на «мартенсит»; б – после обработки на «нижний бейнит»; в – после обработки на «верхний бейнит»

данным металлографического анализа (рис. 2) можно трактовать как мартенсит (рис. 2, а), нижний бейнит (рис. 2, б) и верхний бейнит (рис. 2, в). Размеры зерен аустенита, оцененные по окислению его границ вблизи поверхности при термооб-

работке, соответствовали размерам областей однородных ориентировок  $\alpha$ -фазы в исследуемых образцах после ТМСП.

Мартенситная структура характеризовалась высокой однородностью, как в целом, так и в пре-

делах бывших аустенитных зерен (рис. 2, а), а также «дисперсным» рельефом, отражающим повышенный уровень остаточных напряжений в виде линий скольжения. Бейнитные структуры характеризовались наличием большого числа мелких «выделений», соответствующих областям бывшего аустенита (рис. 2, б, в), в которых  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализовывалось в последнюю очередь. В случае более высокой температуры протекания бейнит-

ного превращения «выделения» имели заметно больший размер.

В отличие от выделенных морфологических особенностей сформировавшихся структур, выявленная методом EBSD текстура всех образцов демонстрирует существенную большую схожесть, практически, идентичность (рис. 3). Текстура состояла из одних и тех же рассеянных компонент: две сильно выраженные ориентировки, близкие к

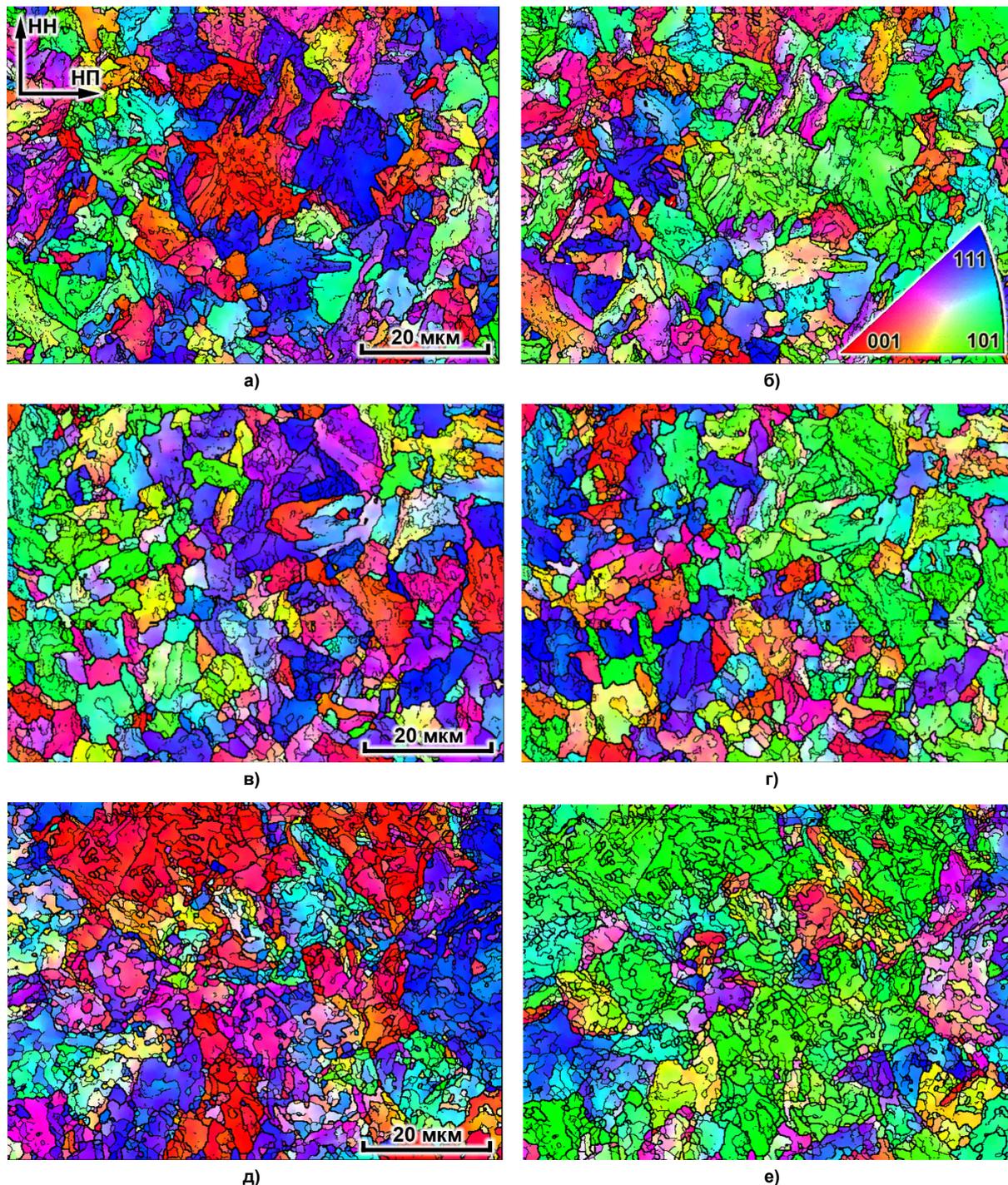


Рис. 3. Микроструктура и текстура стали 06Г2МБ после различных ТО: а, б – после закалки на «мартенсит»; в, г – после обработки на «нижний бейнит»; д, е – после обработки на «верхний бейнит»; а, в, д – ориентационные карты с НН; б, г, е – ориентационные карты с НП

$\{112\} \langle 110 \rangle$ , и ориентировка, близкая к  $(001) [110]$ , которая в разных областях имела различную интенсивность, причем не связанную с типом обработки (рис. 4). То есть текстура всех образцов не зависимо от обработки в основном воспроизводила их исходную текстуру, приобретенную в процессе ТМСП.

Во всех образцах ориентировки представлены сравнительно однородными областями, состоящими из кристаллитов, отделенных друг от друга малолугловыми границами. Области имели сравнительно неравновесные («остроугольные») формы в образцах, закаленных на мартенсит (рис. 3, а, б) и более сглаженные – в бейнитных структурах (рис. 3, в–е). Размеры областей однородных ориентировок соответствовали размерам аустенитных зерен.

В образцах с бейнитной структурой внутри больших однородных областей, соответствующих бывшим зернам  $\gamma$ -фазы, наблюдались мелкие области с ориентировками, отличающимися от ближайшего их окружения. Очевидно, что данные области соответствовали мелким «выделениям», в которых  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение реализовывалось в последнюю очередь.

Таким образом, в результате проведенного исследования выявлен переход набора основных ориентировок бейнита, сформированного в результате ТМСП, через процесс, включающий двойную фазовую перекристаллизацию, в набор

ориентировок, соответствующих исходным. Подобный механизм воспроизводства текстуры предполагает наличие в структуре материала после ТМСП (точнее, после горячей деформации) неких факторов, ответственных за наследственность.

При горячей прокатке с большой степенью обжатия  $\varepsilon > 90\%$  по всей толщине листа формируется структура, состоящая из вытянутых в направлении прокатки деформированных зерен. Они должны характеризоваться наличием стабильных при прокатке ориентировок для ГЦК-решетки [18, 19], а именно  $\{110\} \langle 001 \rangle$ , две из  $\{011\} \langle 111 \rangle$ , две из  $\{112\} \langle 111 \rangle$ , две из  $\{112\} \langle 111 \rangle$ . После окончания горячей прокатки за счет относительно высоких скоростей охлаждения в металле реализуется сдвиговое  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение с выполнением определенных ОС.

В работе [15] показано, что одним из факторов, ограничивающих количество ориентировок при сдвиговом превращении, может являться реализация скольжения в аустените только по определенным системам  $\{111\} \gamma$ . Выделенность систем скольжения будет заключаться в повышенной плотности дислокаций, и, соответственно, в повышенном уровне полей упругих напряжений в них. В дальнейшем  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение должно идти с выполнением ОС, включающим данные плоскости, согласно [15]. Последнее приводит к ограниченному набору возможных ориентировок  $\alpha$ -фазы внутри исходного аустенитного зерна.

После реализации  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения плоскости  $\{110\}$   $\alpha$ -фазы, входящие в ОС и участвующие в превращении, автоматически должны содержать повышенную плотность дислокаций. То есть в этом случае оказываются выделенными плоскости  $\alpha$ -фазы. Данное различие будет сохраняться между всеми плоскостями  $\{110\}$   $\alpha$ -фазы даже, предположительно, после термической обработки. То есть при нагреве  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение будет происходить по выделенным плоскостям  $\alpha$ -фазы, и, соответственно, формироваться текстура аустенита. При последующем охлаждении по тем же принципам вновь будет формироваться текстура  $\alpha$ -фазы.

Выше приведенное рассуждение существенно ограничивает количество возникающих в результате ТМСП и/или дальнейшей реализации текстурной наследственности кристаллографических ориентировок, однако не объясняет их малое количество. Например, семь стабильных ориентировок в аустените должны приводить к появлению 9 групп близких ориентировок в продуктах сдвигового превращения.

Кроме того, данная гипотеза не объясняет влияние на механизм текстурной наследственности температурно-временных параметров термических обработок. Во-первых, при нагреве материала, как в феррите, так и в аустените реализуются процессы полигонизации и рекристаллизации,

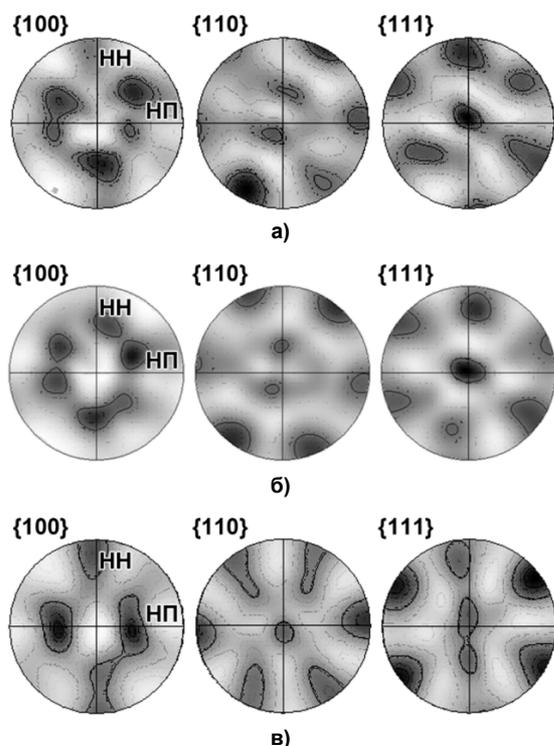


Рис. 4. Текстура стали 06Г2МБ (EBSD) в виде ППФ  $\{100\}$ ,  $\{110\}$ ,  $\{111\}$ : а – после закалки на мартенсит; б – после обработки на нижний бейнит; в – после обработки на верхний бейнит

в результате которых вся избыточная плотность дислокаций должна поглощаться.

Таким образом, необходимо еще одно, причем более «мощное» условие для выделения определенных ориентировок при реализации текстурной наследственности. В работе [20] 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 специальная граница  $\Sigma 3$  обладает минимальной поверхностной энергией [21], т. е. может явиться «хорошей» подложкой для зародыша новой фазы или нового зерна согласно [22]. Согласно [21] также пониженной поверхностной энергией обладает специальная граница  $\Sigma 11$ . Также отметим, что специальная граница вблизи температуры фазового перехода может являться источником дислокаций превращения [23].

Кристаллографический анализ, подобный проделанному в работе [24], показывает, что между стабильными ориентировками аустенита с большой долей вероятности формируются специальные разориентации близкие к  $\Sigma 3$  (поворот на  $60^\circ$  вокруг оси  $\langle 111 \rangle \parallel \text{НП}$ ; поворот на  $70,5^\circ$  вокруг оси  $\langle 110 \rangle \parallel \text{ПН}$ ) и  $\Sigma 11$  (поворот на  $50,5^\circ$  вокруг оси  $\langle 110 \rangle \parallel \text{ПН}$ ).

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 «упорядоченной» кристаллографической границей. В результате будут образованы однородные области ферритных кристаллов, связанных двойниковой разориентацией (или близкой к ней). Подобным механизмом формирования бейнита из деформированного аустенита можно объяснить образование сравнительно малого количества ориентировок в  $\alpha$ -фазе и, соответственно, возникновение выраженной текстуры.

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

### Выводы

Установлено, что в образцах малоуглеродистой низколегированной трубной стали со структурой, сформированной в результате ТМСП, при дальнейшей их термической обработке наблюдается выраженная текстурная наследственность. Она состоит в том, что при обработках стали, включающих двойную фазовую перекристаллизацию  $\alpha_{\text{ТМСП}} \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha_{\text{ТО}}$  (где  $\alpha_{\text{ТО}}$  – бейнит или феррит), в конечной структуре воспроизводится текстура ТМСП, в основном состоящая из трех кристаллографических ориентировок близких к двум из  $\{112\} \langle 110 \rangle$  и  $(001)[110]$ .

Отмечено, что средний размер областей с однородными кристаллографическими ориентировками, приобретенными образцами стали в результате ТМСП, также «сохранялся» в результате термической обработки.

Показано, что механизм текстурной наследственности, реализующийся в малоуглеродистой низколегированной трубной стали, может быть реализован через воспроизводство при каждом фазовом переходе специальных разориентаций-специальных границ  $\Sigma 3$  и  $\Sigma 11$ . Данные специальные разориентации формируются между стабильными ориентировками аустенитных зерен в процессе горячей прокатки при ТМСП.

**Работа выполнена на оборудовании лаборатории «Структурных методов анализа и свойств материалов и наноматериалов» ЦКП УрФУ в рамках проектной темы МОиН РФ (задание № 11.1465.2014/К).**

**Авторы выражают признательность за содействие в программе поддержки ведущих университетов РФ в целях повышения их конкурентоспособности № 211 Правительства РФ № 02.А03.21.0006. Авторы благодарят ПАО «ТМК» за поддержку и содействие в организации исследования.**

### Литература

1. Хулка, К. Тенденции разработки сталей для труб большого диаметра / К. Хулка, П. Петерс, Ф. Хайстеркамп // *Сталь*. – 1997. – № 10. – С. 62–67.
2. Арабей, А. Б. Развитие технических требований к металлу труб магистральных газопроводов / А.Б. Арабей // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 2010. – № 7. – С. 3–10.
3. Смирнов, М.А. К вопросу о классификации микроструктур низкоуглеродистых трубных сталей / М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова // *Металлург*. – 2010. – № 7. – С. 45–51.
4. Особенности структуры и свойств опытных партий труб категории прочности K65 (X80), изготовленных для комплексных испытаний / И.Ю. Пышминцев [и др.] // *Наука и техника в газовой промышленности*. – 2009. – № 1. – С. 56–61.

5. Mannucci, G. Control of Ductile Fracture Propagation in X80 Gas Linepipe / G. Mannucci, G. Demofonti // *Int. Pipeline Technology Conf.: Thesis Proceedings*. – Beijing, 2010. – P. 86–115.
6. Структура и свойства низкоуглеродистых сталей, подвергнутых пневматическим испытаниям / И.Ю. Пышминцев, А.М. Мальцева, А.М. Гервасьев и др. // *Сталь*. – 2011. – № 2. – С. 75–81.
7. Effects of Microstructure and Texture on DWT Properties for High Strength Line Pipe Steels / T. Hara, Y. Shinohara, H. Asahi, Y. Terada // *Proc. 6th Int. Pipeline Conf.* – Calgary, 2006. – P. 245–250. DOI: 10.1115/IPC2006-10255
8. Kelly, P.M. The Orientation Relationship Between Lath Martensite and Austenite in Low Carbon Low Alloy Steels / P.M. Kelly, A. Jostsons, R.G. Blake // *Acta Metall. Mater.* – 1990. – Vol. 38, no. 6. – P. 1075–1081. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90180-O
9. Crystallographic Features of Lath Martensite in Low-Carbon Steel / H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino // *Acta Materialia*. – 2006. – Vol. 54. – P. 1279–1288. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.11.001
10. Miyamoto, G. Accurate Measurement of the Orientation Relationship of Lath Martensite and Bainite by Electron Backscatter Diffraction Analysis / G. Miyamoto, N. Takayama, T. Furuhashi // *Scripta Materialia*. – 2009. – Vol. 60. – P. 1113–1116. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.053
11. Большеугловые границы, возникающие при фазовых превращениях / Е.В. Нестерова, А.С. Рубцов, В.Р. Рыбин, Н.Ю. Золоторевский // *Поверхность. Физика, химия, механика*. – 1982. – № 5. – С. 30–35.
12. Структура пакетного мартенсита в конструкционных сталях / В.М. Счастливец, Л.Б. Блиндт, Л.П. Родионов, И.Л. Яковлева // *Физика металлов и металловедение*. – 1988. – Т. 66, № 4. – С. 759–769.
13. Штремель, М.А. Строение и прочность пакетного мартенсита / М.А. Штремель, Ю.Г. Андреев, Д.А. Козлов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1999. – № 4. – С. 10–15. DOI: 10.1007/BF02465797
14. Андреев, Ю.Г. Границы и субграницы в пакетном мартенсите. I. Границы между кристаллами в пакете / Ю.Г. Андреев, Е.И. Заркова, М.А. Штремель // *Физика металлов и металловедение*. – 1990. – Т. 69. – Вып. 3. – С. 161–167.
15. Effects of Ausforming Temperature on Bainite Transformation, Microstructure and Variant Selection in Nanobainite Steel / W. Gong, Y. Toyota, A.M. Paradowska et al. // *Acta Materialia*, 2013, no. 61, pp. 4142–4154. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.041
16. Ray R. Transformation textures in steels / R.K. Ray, J.J. Jonas // *International Materials Reviews*. 1990. V. 35. P. 1...36.
17. Texture in Hot Rolled Austenite and Resulting Transformation Products / B. Hutchinson, L. Ryde, E. Lindh, K. Tagashira // *Materials Science and Engineering A*. – 1998. – Vol. 257, no. 1. – P. 9–17. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)00820-X
18. Теория образования текстур в металлах и сплавах / Я.Д. Вишняков, А.А. Бабарэко, С.А. Владимиров, И.В. Эгиз. – М.: Наука, 1979. – 329 с.
19. Hölscher, M. Relationship Between Rolling Textures and Shear Textures in f.c.c. and b.c.c. Metals / M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke // *Acta metall. mater.* – 1994. – Vol. 42, no. 3. – P. 879–886. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90283-6
20. Nakada, N. Deformation-Induced Martensitic Transformation Behavior in Cold-Rolled and Cold-D Type 316 Stainless Steels / N. Nakada, H. Ito, Y. Matsuoka et al. // *Acta Materialia*. – 2010. – Vol. 58. – P. 895–903. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.004
21. Humphreys, F.J. Recrystallization and Related Annealing Phenomena / F.J. Humphreys, M. Hatherly. – Oxford, ELSEVIER Ltd, 2004. – 574 p. DOI: 10.1016/B978-008044164-1/50003-7
22. Специальные разориентации и текстурная наследственность в техническом сплаве Fe–3%Si / Г.М. Русаков, М.Л. Лобанов, А.А. Редикульцев, А.С. Беляевских // *Физика металлов и металловедение*. – 2014. – Т. 115, № 8. – С. 827–838.
23. Роль границ зерен в гетерогенном зарождении мартенситной фазы / Ю.Н. Горностаев, М.И. Кацнельсон, А.Р. Кузнецов, А.В. Трефилов // *Фазовые и структурные превращения в сталях*. – Магнитогорск: Магнитогорский дом печати, 2001. – С. 209–219.
24. Лобанов М. Л. Взаимосвязь ориентировок деформации и рекристаллизации при горячей прокатке электротехнической анизотропной стали / М.Л. Лобанов, А.А. Редикульцев, Г.М. Русаков, С.В. Данилов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2015. – № 8. – С. 44–49.

**Лобанов Михаил Львович**, д-р техн. наук, профессор кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; m.l.lobanov@urfu.ru.

**Данилов Сергей Владимирович**, аспирант кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; s.v.danilov@bk.ru.

**Струин Алексей Олегович**, канд. техн. наук, заведующий лабораторией прочности и сварки труб, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск; struin@rosniti.ru.

**Бородина Марина Дмитриевна**, магистрант кафедры термообработки и физики металлов, Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург; borodina.marina93@yandex.ru.

**Пышминцев Игорь Юрьевич**, д-р техн. наук, доцент, генеральный директор, ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», г. Челябинск; pyshmintseviu@rosniti.ru.

Поступила в редакцию 15 марта 2016 г.

DOI: 10.14529/met160207

## STRUCTURAL AND TEXTURAL HEREDITY AT $\gamma \leftrightarrow \alpha$ TRANSFORMATIONS IN LOW-CARBON LOW-ALLOY PIPE STEEL

**M.L. Lobanov**<sup>1</sup>, *m.l.lobanov@urfu.ru*,  
**S.V. Danilov**<sup>1</sup>, *s.v.danilov@bk.ru*,  
**A.O. Struin**<sup>2</sup>, *struin@rosniti.ru*,  
**M.D. Borodina**<sup>1</sup>, *borodina.marina93@yandex.ru*,  
**I.Yu. Pyshmintsev**<sup>2</sup>, *pyshmintseviu@rosniti.ru*

<sup>1</sup> Ural Federal University, Ekaterinburg, Russian Federation,

<sup>2</sup> Russian Research Institute of the Tube and Pipe Industries (RosNITI),  
Chelyabinsk, Russian Federation

The textural heredity in samples of low alloy pipe steel with a structure formed as a result of controlled thermo-mechanical treatment was studied by EBSD.

The samples were subjected to various heat treatments, including double phase recrystallization to produce bainite and martensite structures. The final texture of all samples regardless of processing basically repeated their original texture, obtained in the process of controlled thermomechanical treatment: two strongly pronounced orientations are close to  $\{112\} \langle 110 \rangle$  and one orientation is close to (001) [110].

It is noted that the average size of regions with homogeneous crystallographic orientations obtained as a result of steel samples TMCP also “retained” as a result of heat treatment.

It was assumed that the mechanism of texture inheritance can be implemented by the reproduction of special misorientations – singular boundaries  $\Sigma 3$  and  $\Sigma 11$ . These special misorientations were formed between stable orientations of austenite grains during hot rolling at a TMCP.

*Keywords:* low alloy pipe steel; EBSD; thermo-mechanical controlled processing; austenite; bainite; martensite; texture; orientation ratio; special boundaries.

### References

1. 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.
2. Arabey A.B. Requirements on the Metal in Gas Pipelines. *Steel in Translation*, 2010, vol. 40, no. 7, pp. 601–608. DOI: 10.3103/S0967091210070016
3. Smirnov M.A., Pyshmintsev I.Yu., Boryakova A.N. Classification of Low-Carbon Pipe Steel Microstructures. *Metallurgist*, 2010, vol. 54, no. 7–8, pp. 444–454. DOI: 10.1007/s11015-010-9321-2
4. Pyshmintsev I.Yu., Stolyarov V.I., Gervas'ev A.M., Kharionovskiy V.V., Velikodnev V.Ya. [Features of the Structure and Properties of Experimental Batches of the Strength Category X80 Pipes Manufactured for Complex Tests]. *Nauka i tekhnika v gazovoy promyshlennosti*, 2009, no. 1, pp. 56–61. (in Russ.)
5. Mannucci G., Demofonti G. Control of Ductile Fracture Propagation in X80 Gas Linepipe. *Int. Pipeline Technology Conf.: Thesis Proceedings*. Beijing, 2010, pp. 86–115.
6. Pyshmintsev I.Yu., Mal'tseva A.N., Gervas'ev A.M., Smirnov M.A., Korznikov A.V. Structure and Properties of Low-Carbon Pipe Steel After Pneumatic Testing. *Steel in Translation*, 2011, vol. 41, no. 2, pp. 157–164. DOI: 10.3103/S0967091211020148
7. Hara T., Shinohara Y., Asahi H., Terada Y. Effects of Microstructure and Texture on DWTT Properties for High Strength Line Pipe Steels. *Proc. 6th Int. Pipeline Conf.*, Calgary, 2006, pp. 245–250. DOI: 10.1115/IPC2006-10255

8. Kelly P.M., Jostsons A., Blake R.G. The Orientation Relationship Between Lath Martensite and Austenite in Low Carbon Low Alloy Steels. *Acta Metall. Mater.*, 1990, vol. 38, no. 6, pp. 1075–1081. DOI: 10.1016/0956-7151(90)90180-O
9. Kitahara H., Ueji R., Tsuji N., Minamino Y. Crystallographic Features of Lath Martensite in Low-Carbon Steel. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54, pp. 1279–1288. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.11.001
10. Miyamoto G., Takayama N., Furuhashi T. Accurate Measurement of the Orientation Relationship of Lath Martensite and Bainite by Electron Backscatter Diffraction Analysis. *Scripta Materialia*, 2009, vol. 60, pp. 1113–1116. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.053
11. Zolotarevskiy N.Yu., Nesterova E.V., Rubtsov A.S., Rybin V.R. [High Angle Boundaries Appearing at Phase Changes]. *Poverkhnost'. Fizika, khimiya, mekhanika*, 1982, no. 5, pp. 30–35. (in Russ.)
12. Schastlivtsev V.M., Blindt L.B., Rodionov L.P., Yakovleva I.L. Structure of Martensite Packets in Engineering Steels. *The Physics of Metals and Metallography*, 1988, vol. 66, no. 4, pp. 123–133.
13. Shtremel' M.A., Andreev Yu.G., Kozlov D.A. The Structure and Strength of Lath Martensite. *Metal Science and Heat Treatment*, 1999, no. 4, pp. 10–15. DOI: 10.1007/BF02465797
14. Andreev Yu.G., Zarkova E.I., Shtremel' M.A. Grain and Subgrain Boundaries in Packet Martensite. I. Boundaries Between Crystals in a Packet. *The Physics of Metals and Metallography*, 1990, no. 3, pp. 161–167.
15. Gong W., Toyota Y., Paradowska A.M., Kelleher J.F., Zhang S.Y. Effects of Ausforming Temperature on Bainite Transformation, Microstructure and Variant Selection in Nanobainite Steel. *Acta Materialia*, 2013, no. 61, pp. 4142–4154. DOI: 10.1016/j.actamat.2013.03.041
16. Ray R.K., Jonas J.J. Transformation Textures in Steels. *International Materials Reviews*, 1990, vol. 35, pp. 1–36. DOI: 10.1179/095066090790324046
17. Hutchinson B., Ryde L., Lindh E., Tagashira K. Texture in Hot Rolled Austenite and Resulting Transformation Products. *Materials Science and Engineering A*, 1998, vol. 257, no. 1, pp. 9–17. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)00820-X
18. Vishnyakov Ya.D., Babareko A.A., Vladimirov S.A., Egiz I.V. *Teoriya obrazovaniya tekstur v metallakh i splavakh* [The Theory of the Formation of Textures in Metals and Alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1979. 329 p.
19. 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. DOI: 10.1016/0956-7151(94)90283-6
20. Nakada N., Ito H., Matsuoka Y., Tsuchiyama T., Takaki S. Deformation-Induced Martensitic Transformation Behavior in Cold-Rolled and Cold-D Type 316 Stainless Steels. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, pp. 895–903. DOI: 10.1016/j.actamat.2009.10.004
21. Humphreys F.J., Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford, ELSEVIER Ltd, 2004. 574 p. DOI: 10.1016/B978-008044164-1/50003-7
22. 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. *The Physics of Metals and Metallography*, 2014, vol. 115, no. 8, pp. 775–785. DOI: 10.1134/S0031918X14080134
23. Gornostyrev Yu.N., Katsnel'son M.I., Kuznetsov A.R., Trefilov A.V. [The Role of Grain Boundaries in Heterogeneous Nucleation of Martensite]. *Fazovy e i strukturnye prevrashcheniya v stalyakh* [Phase and Structural Transformations in Steels]. Magnitogorsk, 2001, pp. 209–219. (in Russ.)
24. Lobanov M.L., Redikul'tsev A.A., Rusakov G.M., Danilov S.V. Interrelation Between the Orientations of Deformation and Recrystallization in Hot Rolling of Anisotropic Electrical Steel. *Metal Science and Heat Treatment*, 2015, vol. 57, no. 7, pp. 492–497. DOI: 10.1007/s11041-015-9910-6

Received 15 March 2016

---

### ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

Структурная и текстурная наследственность при  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -превращениях в малоуглеродистой низколегированной трубной стали / М.Л. Лобанов, С.В. Данилов, А.О. Струин и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2016. – Т. 16, № 2. – С. 46–54. DOI: 10.14529/met160207

### FOR CITATION

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. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2016, vol. 16, no. 2, pp. 46–54. (in Russ.) DOI: 10.14529/met160207