



Оригинальная статья

УДК 669.15-194.2

DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-669-678



ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В ПРОКАТЕ РАЗЛИЧНОЙ ТОЛЩИНЫ ИЗ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЛИТЕЙНО-ПРОКАТНОГО КОМПЛЕКСА

В. В. Наumenko^{1,2}, К. С. Сметанин¹, А. В. Мунтин³,
О. А. Баранова¹, С. В. Ковтунов¹

¹ ОАО «Выксунский металлургический завод» (Россия, 607060, Нижегородская обл., Выкса, ул. Бр. Баташевых, 45)

² Выксунский филиал НИТУ «МИСиС» (Россия, 607036, Нижегородская область, Выкса, р. п. Шиморское, ул. Калинина, д. 206)

³ Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (Россия, 105005, Москва, 2-я Бауманская ул., 5/1)

Аннотация. Представлены результаты исследования влияния параметров микроструктуры на величину ударной вязкости в интервале температур испытаний от 0 до –80 °С с шагом 20 °С образцов Шарпи с острым концентратором напряжений и образцов Менаже с круглым концентратором напряжений от рулонного проката различной толщины. Прокат произведен в условиях литейно-прокатного комплекса АО «Выксунский металлургический завод» из низкоуглеродистой микролегированной стали. Работа выполнена с применением оптической и сканирующей электронной микроскопии. Показано, что при едином химическом составе стали и режимах термомеханической обработки металл меньшей толщины (6, 8 мм) характеризуется более высокими прочностными свойствами (в среднем на 10 МПа по временному сопротивлению и на 30 МПа по пределу текучести) и запасом по вязким свойствам при отрицательных температурах при близких значениях номера зерна и среднего размера зерна по ГОСТ 5639, соответствующему 10 – 11 номерам. Показано, что из исследованного проката наименьшим уровнем хладостойкости обладает металл толщиной 12 мм, температура вязко-хрупкого перехода которого составляет –50 °С. Установлено, что в структуре проката различных толщин наблюдается разброс по размеру зерен. В прокате меньших толщин присутствуют более мелкие зерна, соответствующие 14 номеру, в прокате больших толщин наоборот, более крупные зерна, соответствующие 8 номеру. Путем проведения электронно-микроскопического исследования методом обратно рассеянных электронов установлено, что в прокате толщиной 6, 8 мм наблюдается большее количество большеугловых границ, которые являются барьерами для распространения хрупких трещин. Построенные ориентационные карты микроструктуры показали наличие выраженной текстуры деформации, соответствующей ориентировкам $\langle 110 \rangle \parallel \text{НП}$ и $\langle 113 \rangle \dots \langle 112 \rangle \parallel \text{НП}$ для проката толщиной 6 мм.

Ключевые слова: конструкционная сталь, литейно-прокатный комплекс, микроструктура, механические свойства, ударная вязкость, дифракция обратно рассеянных электронов, кристаллографическая ориентировка, малоугловые и большеугловые границы

Для цитирования: Наumenko В.В., Сметанин К.С., Мунтин А.В., Баранова О.А., Ковтунов С.В. Особенности формирования структуры и механических свойств в прокате различной толщины из низкоуглеродистой микролегированной стали в условиях литейно-прокатного комплекса // Известия вузов. Черная металлургия. 2021. Т. 64. № 9. С. 669–678. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-669-678>

Original article

FEATURES OF THE FORMATION OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES IN ROLLED PRODUCTS OF VARIOUS THICKNESSES FROM LOW-CARBON MICROALLOYED STEEL PRODUCED BY CASTING AND ROLLING COMPLEX

V. V. Naumenko^{1,2}, K. S. Smetanin¹, A. V. Muntin³,
O. A. Baranova¹, S. V. Kovtunov¹

¹ JSC “Vyksa Metallurgical Plant” (45 Br. Batashevskykh Str., Vyksa, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

² Vyksa Branch of the National University of Science and Technology “MISIS” (206 Kalinina Str., Shimorskoe, Vyksa District, Nizhny Novgorod Region 607060, Russian Federation)

³ Bauman Moscow State Technical University (Bauman MSTU) (5/1 Baumanskaya 2-ya Str., Moscow 105005, Russian Federation)

Abstract. The article considers results of the study of microstructure parameters effect on the impact strength in temperature range from 0 to –80 °С in 20 °С increments of Charpy samples with a sharp stress concentrator and Mesnager test pieces with a circular stress concentrator from rolled coils of

low-carbon microalloyed steel with various thicknesses. The used roll products were produced in conditions of JSC “Vyksa Metallurgical Plant”. The tests were performed using optical and scanning electron microscopy. It is shown that with the same chemical composition and thermomechanical treatment modes, the metal of smaller thickness (6, 8 mm) is characterized by higher strength properties (on average, by 10 MPa for temporary resistance, by 30 MPa for yield strength) and a margin for viscous properties at negative temperatures at close values of grain score and average grain size corresponding to 10 – 11 numbers according to the State standard GOST 5639. The metal with a thickness of 12 mm has the lowest level of cold resistance, and the temperature of brittle transition is minus 50 °C. Structure of rolled products of various thicknesses has a variation in grain size. Rolled metal of smaller thicknesses have a smaller grains corresponding to number 14, rolled metal of larger thicknesses has a larger grains corresponding to number 8. By conducting electron microscopic studies using the backscattered electron method, it was found that a greater number of large-angle boundaries, which are barriers for brittle cracks propagation, are observed in the 6, 8 mm thick rolled products. The constructed orientation maps of the microstructure showed the presence of pronounced deformation texture corresponding to the orientations $\langle 110 \rangle \parallel \text{RD}$ (rolling direction) and $\langle 113 \rangle \dots \langle 112 \rangle \parallel \text{RD}$ for rolled products with a thickness of 6 mm.

Keywords: structural steel, casting and rolling complex, microstructure, mechanical properties, impact strength, electron backscattered diffraction, crystallographic orientation, small-angle and large-angle boundaries

For citation: Naumenko V.V., Smetanin K.S., Muntin A.V., Baranova O.A., Kovtunov S.V. Features of the formation of structure and mechanical properties in rolled products of various thicknesses of low-carbon microalloyed steel produced by casting and rolling complex. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021, vol. 64, no. 9, pp. 669–678. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-9-669-678>

ВВЕДЕНИЕ

В условиях литейно-прокатного комплекса (ЛПК) АО «Выксунский металлургический завод» по совмещенной технологии выплавки, разливки, прямой прокатки с ускоренным охлаждением и последующей смотки в рулон производится рулонный прокат толщин от 1,0 до 12,7 мм различных марок сталей [1 – 5]. Наиболее распространенный сортament толщин металла для изготовления электросварных труб нефте- и газопроводного назначения является диапазон от 5,0 до 12,7 мм [6].

Традиционно для получения различных механических свойств на металле одного химического состава применяются разные режимы термомеханической обработки (ТМО) с последующим охлаждением для формирования в металле отличных структурных состояний [7 – 15]. Однако на рулонном прокате в толщинах от 5,0 – 12,7 мм, произведенном в условиях ЛПК по единой технологии (химический состав и режимы ТМО), могут наблюдаться значительные отличия в механических свойствах, наиболее ярко-выраженным из которых является величина ударной вязкости.

Выполненные ранее исследования показали, что при проведении динамических испытаний на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже от рулонного проката различных толщин наблюдается следующая тенденция – чем меньше конечная толщина проката, тем до более низких температур металл разрушается по вязкому механизму. Так в рулонном прокате толщин 5 – 9 мм отмечается запас по хладостойкости по сравнению с более толстым прокатом толщин 10,0 – 12,7 мм. При этом номер зерна по ГОСТ 5639 и средний размер зерна феррита характеризовались достаточно близкими значениями.

В связи с вышесказанным, целью работы являлось исследование влияния структурных факторов на уровень хладостойкости рулонного проката различной толщины, произведенного в условиях ЛПК.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исследуемого материала использовали рулонный прокат толщин 6, 8, 10 и 12 мм из низкоуглеродистой микрелегированной стали, произведенный в условиях ЛПК. Сталь выплавляли в электродуговой печи, подвергали внепечной обработке, разливали непрерывнолитым способом в сляб толщиной 105 мм, нагревали в туннельной печи до заданной температуры и прокатывали на непрерывном широкополосном стане 1950 за две стадии: первая в двух клетях черновой группы и вторая в шести клетях чистовой группы. После завершения прокатки раскаты ускоренно охлаждали и сматывали в рулон. Рулонный прокат различных толщин произведен по режимам ТМО с завершением деформации в нижнем температурном интервале аустенитной области. Температурные параметры деформации на первой и второй стадии ТМО, условия последеформационного ускоренного охлаждения и смотки в рулон были подобны для всех толщин исследуемого проката.

Металл в своем химическом составе содержал, %: $\leq 0,07 \text{ C}$; $\leq 1,5 \text{ Mn}$; $\leq 0,05 \text{ Si}$; $\leq 0,010 \text{ P}$; $\leq 0,005 \text{ S}$; $\leq 0,008 \text{ N}$; $\leq 0,035 \text{ Nb}$ и другие цветные примеси из шихты (Cr, Ni, Cu).

Механические свойства исследуемого металла при статических испытаниях на растяжение и динамических испытаниях на ударный изгиб оценивали на образцах, вырезанных в продольном и поперечном направлении относительно направления прокатки. Испытания на статическое растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 1497 на плоских пятикратных полнотолщинных образцах с определением временного сопротивления разрыву (σ_b , Н/мм²), предела текучести (σ_t , Н/мм²) и относительного удлинения (δ_5 , %). Динамические испытания на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже выполняли по ГОСТ 9454 в интервале температур от 0 до –80 °C через каждые 20 °C. Для выбранных температур испытывали по десять образцов с фиксированием значений ударной вязкости (KCV, KCU, Дж/см²)

при каждом испытании. Толщина ударных образцов от проката 12 мм составляла 10 мм, от проката 10 мм – 7,5 мм, от проката 8, 6 мм – 5 мм.

Исследование структурного состояния металла выполнялось металлографическим и электронно-микроскопическим методами на шлифах, изготовленных в продольном направлении относительно направления прокатки. Металлографическое исследование структуры после химического травления шлифов в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты проводилось с применением кодированного оптического микроскопа Axio Observer D1m с системой анализа изображений Thixomet Pro.

Электронно-микроскопическое исследование структуры выполнено на нетравленных шлифах с помощью растрового электронного микроскопа Ultra-55 методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ). Для построения карт кристаллографических ориентировок кристаллитов в пространстве Эйлера использовали систему анализа дифракции обратно рассеянных электронов Oxford Instruments HKL Channel 5 [16 – 17]. Ориентационные карты строили в продольном сечении на глубине 1/4 толщины проката при увеличениях 125, 500 и 1500 с шагом 500, 200 и 80 нм соответственно. Размеры областей сканирования составляли 928×696, 232×174 и 77×58 мкм. Большая сторона карты параллельна направлению прокатки (НП) и перпендикулярна направлению нормали (НН) к плоскости прокатки. Перед проведением количественных оценок параметров микроструктуры ориентационные карты подвергались автоматической корректировке для уменьшения количества неиндексированных и неверно индексированных данных.

В связи с экспериментальной погрешностью метода ДОРЭ все малоугловые границы (МУГ) между локальными объемами с разориентировкой менее 2° были исключены из рассмотрения. В качестве критерия различия МУГ и большеугловых границ (БУГ) использовали угол разориентировки (θ) кристаллитов, равный 15°. Таким образом, на ДОРЭ-картах МУГ строились в диапазоне углов разориентировки $2^\circ \leq \theta < 15^\circ$, большеугловые границы проводились при $\theta \geq 15^\circ$. Для количественной оценки МУГ и БУГ по формуле (1) определяли плотность границ (ρ_r , мкм⁻¹) зерен для каждого типа разориентировки кристаллитов:

$$\rho_r = \frac{L_r}{S}, \quad (1)$$

где L_r – суммарная длина границ зерен, мкм; S – площадь анализа, мкм².

Сравнительную оценку субструктуры исследуемых сталей выполняли путем построения карт локальной разориентации (КАМ – *Kernel Average Misorientation*) на основе данных ДОРЭ. Такие карты характеризуют пространственное распределение микронапряжений

и деформаций в исследуемом материале. С увеличением плотности дислокаций и повышением величины микронапряжений происходит рост локальной разориентации кристаллической решетки. Карты локальных разориентировок строятся следующим образом. Для каждой точки ДОРЭ-карты определяется средняя величина разориентировки относительно ближайших соседних точек, данное значение присваивается исходному пикселю и отображается определенным цветом в выбранной цветовой гамме. Для исключения влияния большеугловых границ при расчетах карт разориентации учитываются только углы менее определенного значения. В данной работе критерием обработки ДОРЭ-карт был задан угол 5°. Каждому значению пикселя на картах присваивался определенный плавно изменяющийся цвет от красного до синего, характеризующий величину локальной разориентировки. При значении локальной разориентировки 5° пикселям присваивался красный цвет. Синим цветом на картах отображались пиксели, для которых были получены нулевые значения разориентировки.

Для оценки кристаллографической текстуры в исследуемом прокате использовали функцию распределения ориентировок (ФРО), представляемую в виде распределения в трехмерном пространстве углов Эйлера ориентационной плотности $F(\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ по методу Бунге. ФРО строили при помощи программного обеспечения Oxford Instruments Channel 5 на основании данных зафиксированных ДОРЭ-карт. Анализ кристаллографической текстуры осуществляли традиционным способом для кубических кристаллов по двумерным сечениям ФРО при угле $\varphi_2 = 45^\circ$. Именно в этом сечении находится большая часть ориентировок, присущих текстурам деформации и рекристаллизации ОЦК- и ГЦК-металлов (рис. 1) [18 – 20]. На двумерном сечении ФРО горизонтальные отрезки соответствуют определенным кристаллографическим плоскостям $\{hkl\}$, а точки на этих отрезках – кристаллографическим направлениям $\langle uvw \rangle$, лежащим в этих плоскостях.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование микроструктуры рулонного проката с применением оптической микроскопии показало, что в процессе ТМО и ускоренного охлаждения в металле различных толщин (6, 8, 10, 12 мм) сформировалась подобная феррито-перлитная структура с количеством перлита не более 3 % (рис. 2). Оценка размера ферритного зерна по ГОСТ 5439 показала, что у всех исследуемых образцов наблюдается близкий средний размер зерна, соответствующий 10 – 11 номеру при разнорзернистости от 9 до 14 номера. В прокате толщиной 6 мм разнорзернистость составляет от 10 до 14 номера, в прокате толщиной 8 мм – от 9 до 13 номера, в прокате толщиной 10, 12 мм – от 8 до 13 номера.

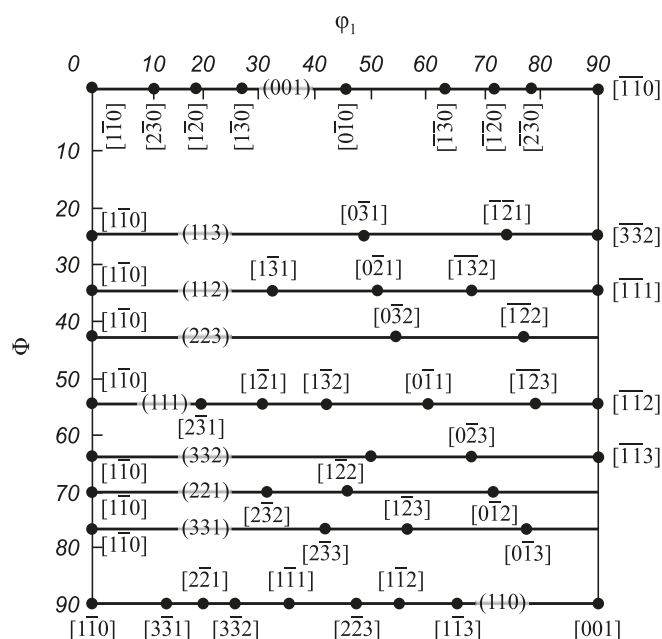


Рис. 1. Положения идеальных ориентировок на двумерных сечениях ФРО по методу Бунге при угле $\phi_2 = 45^\circ$

Fig. 1. Positions of ideal orientations on two-dimensional sections of the orientation distribution function according to the Bunge method at an angle of $\phi_2 = 45^\circ$

Результаты статических испытаний на растяжение показали, что прочностные свойства рулонного проката толщиной 6 и 8 мм выше по сравнению с толщинами 10 и 12 мм, а пластические свойства соответственно наоборот (табл. 1). Временное сопротивление на образцах в поперечном и продольном направлениях выше в среднем на 10 – 15 МПа. Предел текучести в поперечном и продольном направлениях выше в среднем на 30 МПа. Относительное удлинение ниже на 2 – 3 %.

Полученные результаты прочностных свойств могут свидетельствовать о том, что наличие более мелких ферритных зерен в прокате толщин 6, 8 мм возможно вносит свой вклад в зернограницное упрочнение металла, за счет чего достигается большая прочность в металле меньшей толщины.

Результаты динамических испытаний на ударный изгиб представлены на рис. 3, 4. Наглядно видно, что характер зависимостей величин ударной вязкости у образцов от проката различной толщины схожий, но при этом сами значения характеризуются значительными отличиями по величине ударной вязкости.

Температура вязко-хрупкого перехода T_{50} характеризуется значениями ниже -80°C для образцов Шарпи в поперечном направлении на образцах от проката толщиной 6 и 8 мм. Для образцов от проката толщиной 10 мм и 12 мм температура составляет -75°C и -50°C соответственно.

Таким образом, проведенные динамические испытания на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже показали, что наибольшим запасом по хладостойкости

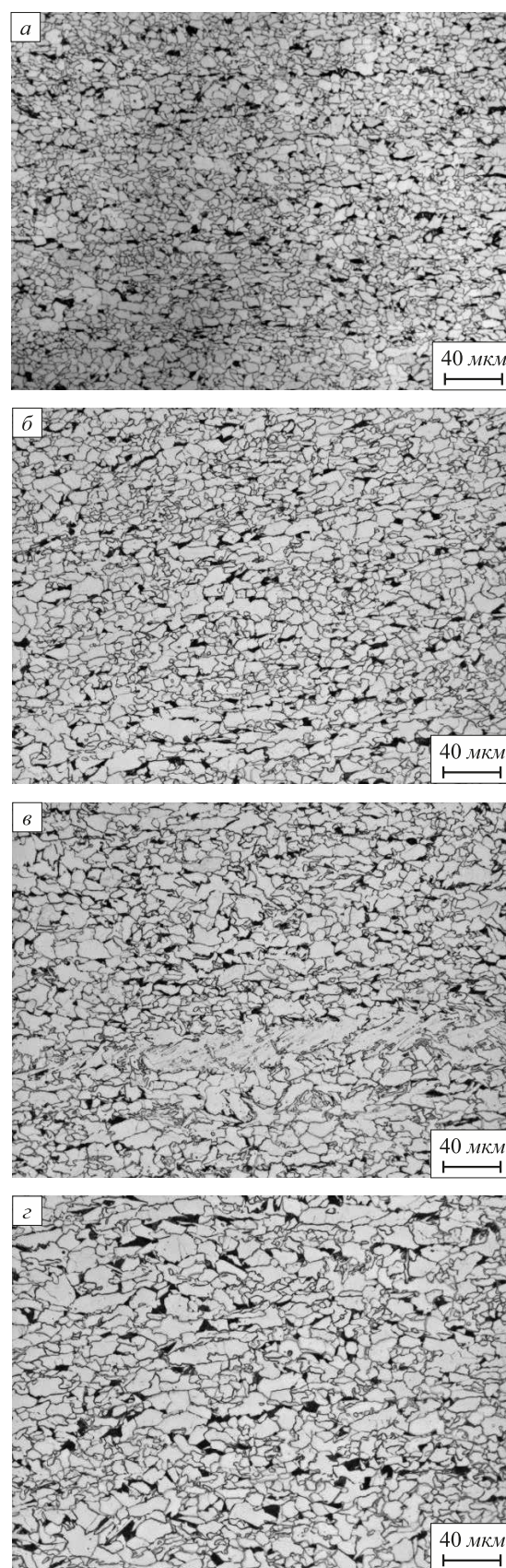


Рис. 2. Микроструктура исследуемого металла на 1/4 толщины проката при его толщине:
а – 6 мм; б – 8 мм; в – 10 мм; г – 12 мм

Fig. 2. Microstructure of the studied metal per 1/4 of thickness when it is:
а – 6 мм, б – 8 мм, в – 10 мм, г – 12 мм

Механические свойства проката

Table 1. Mechanical properties of the rolled product

Толщина, мм	Временное сопротивление, МПа		Предел текучести, МПа		Относительное удлинение, %	
	поперечное направление	продольное направление	поперечное направление	продольное направление	поперечное направление	продольное направление
6	510 – 528 518	496 – 523 510	429 – 448 442	417 – 443 429	32,0 – 35,0 34,5	33,0 – 45,0 37,5
8	509 – 520 517	501 – 517 512	417 – 445 438	424 – 432 427	32,0 – 37,0 35,1	33,0 – 40,0 36,6
10	499 – 513 506	495 – 505 499	397 – 422 409	396 – 413 401	35,0 – 39,0 36,4	32,0 – 40,0 37,8
12	505 – 514 509	489 – 502 496	399 – 415 408	388 – 405 395	37,0 – 40,0 38,9	37,0 – 44,0 40,7

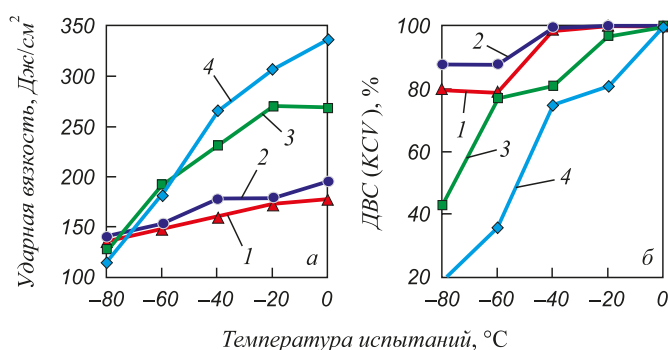


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей (б) образцов Шарпи от температуры испытаний для проката толщиной:

1 – 6 мм; 2 – 8 мм; 3 – 10 мм; 4 – 12 мм

Fig. 3. Dependence of impact strength (a) and proportion of the viscous component (б) of the Charpy samples on the test temperature:

1 – 6 mm, 2 – 8 mm, 3 – 10 mm, 4 – 12 mm

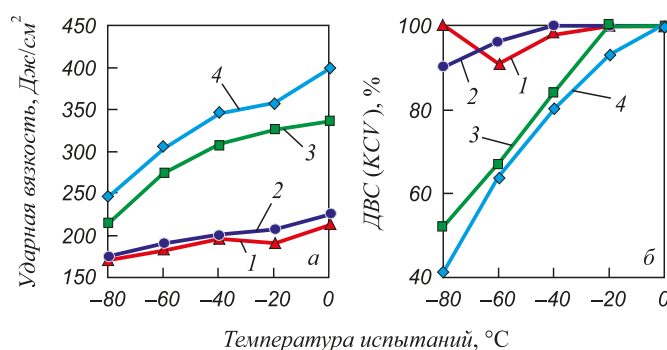


Рис. 4. Зависимость ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей (б) образцов Менаже от температуры испытаний для проката толщиной:

1 – 6 мм; 2 – 8 мм; 3 – 10 мм; 4 – 12 мм

Fig. 4. Dependence of impact strength (a) and proportion of the viscous component (б) of the Mesnager samples on the test temperature:

1 – 6 mm, 2 – 8 mm, 3 – 10 mm, 4 – 12 mm

обладает прокат толщиной 6 и 8 мм, поскольку переход к хрупкому разрушению в металле происходит при более низких температурах (T_{50}) по сравнению с металлом толщиной 10 и 12 мм. Наибольшей склонностью к хрупкому разрушению обладает прокат толщиной 12 мм, что связано с особенностями структурного состояния металла, а именно наличием более крупных ферритных зерен.

Исследование микроструктуры в виде карт картин Кикучи показало, что основной структурной составляющей во всех исследованных образцах является полигональный феррит (рис. 5). В структуре проката толщиной 6 и 8 мм имеются вытянутые вдоль НП узкие полосы, состоящие из зерен квазиполигонального феррита и бейнита игольчатой морфологии. В структуре проката толщиной 10 и 12 мм наблюдаются грубые протяженные участки, в которых преобладают бейнит различной морфологии и квазиполигональный феррит. Максимальная длина и ширина таких участков в ис-

следованных полях зрения составили, соответственно, около 500 и 50 мкм.

Известно, что механические свойства металла в значительной степени определяются количеством границ [21 – 23]. Чем больше плотность границ, тем меньше эффективный размер зерна, от которого зависят прочность, вязкость и хладостойкость стали. Отметим, что малоугловые границы препятствуют движению дислокаций, способствуя повышению прочности, но не тормозят распространение хрупких трещин, барьерами для которых служат только высокоугловые границы.

Оценку размеров зерна в исследуемых сталях выполняли путем обработки ДОРЭ-карт, при которой बहुугловыми считались границы с разориентировкой не менее 15°. Полученные в результате анализа гистограммы распределения зерен по размеру с указанием средних (D_{cp}) и средневзвешенных ($D_{cp.vzv.}$) размеров зерна приведены на рис. 6. Количественные характеристики структуры проката приведены в табл. 2.

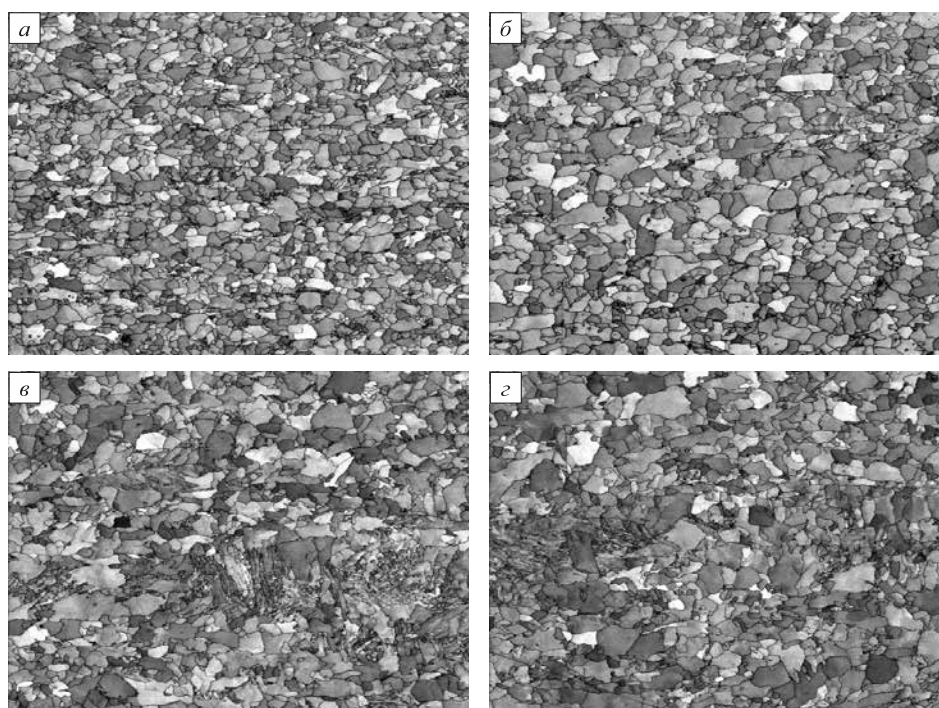


Рис. 5. Карты контрастов Кикучи-картин на 1/4 толщины исследуемого проката при его толщине:
1 – 6 мм; 2 – 8 мм; 3 – 10 мм; 4 – 12 мм

Fig. 5. Contrast maps of Kikuchi-paintings per 1/4 of the studied rolled product thickness when it is:
1 – 6 mm, 2 – 8 mm, 3 – 10 mm, 4 – 12 mm

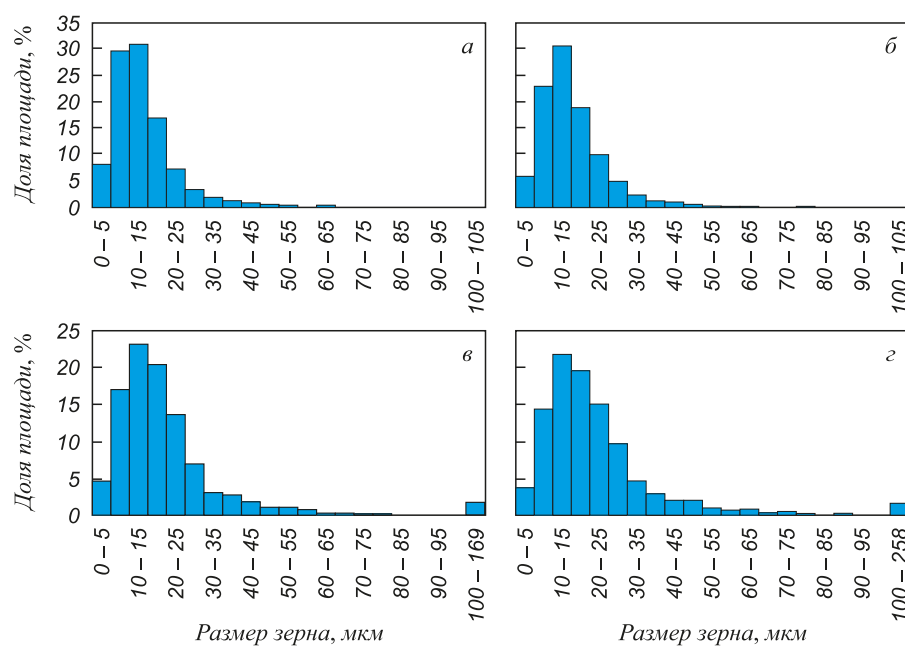


Рис. 6. Гистограммы распределения зерен по размерам при толщине проката:
1 – 6 мм; 2 – 8 мм; 3 – 10 мм; 4 – 12 мм

Fig. 6. Histograms of grain size distribution for the rolled product thickness of:
1 – 6 mm, 2 – 8 mm, 3 – 10 mm, 4 – 12 mm

Исследуемые стали имеют довольно близкую среднюю величину зерна, от 6,4 до 8,2 мкм. Однако на гистограммах распределения зерна по размерам хорошо видно, что с увеличением толщины проката пик распре-

деления смещается в сторону более высоких значений, оно становится более широким, также увеличивается асимметрия распределения (рис. 6). С учетом этого, более корректным является сравнение средневзвешен-

Характеристики структуры проката, полученные при анализе карт ДОРЭ

Table 2. Characteristics of the rolled product structure obtained by analyzing the EBSD maps

Показатель	Толщина проката, мм			
	6	8	10	12
Средний диаметр Фере $D_{\text{ср}}$, мкм	6,4	6,7	7,6	8,2
Максимальный размер Фере $D_{\text{макс}}$, мкм	63,1	76,9	168,2	257,6
Средневзвешенный размер Фере $D_{\text{ср.взв.}}$, мкм	13,3	15,2	21,2	22,8
Средняя площадь зерна $S_{\text{ср}}$, мкм ²	24,7	30,8	37,2	44,0
Максимальная площадь зерна $S_{\text{макс}}$, мкм ²	565,3	1170,0	4813,3	7260,5
Номер зерна по среднему диаметру $G(d_{\text{ср}})$	11,6	11,4	11,1	10,8
Номер зерна по средней площади $G(S_{\text{ср}})$	12,3	12,0	11,7	11,5
Номер зерна по средневзвешенному диаметру $G(d_{\text{ср.взв.}})$	9,9	9,6	8,9	8,7
Коэффициент вариации диаметра зерна, %	81,2	86,2	90,8	86,4
Коэффициент разнотекстности K_p	5,0	6,2	13,5	20,6

ных диаметров зерна, а также необходимой становится оценка разнотекстности структуры.

Средневзвешенные размеры зерна возрастают с 13,3 до 22,8 мкм по мере увеличения толщины проката с 6 до 12 мм. Увеличение $D_{\text{ср.взв.}}$ в прокате толщиной 8 мм, по сравнению с прокатом 6 мм, обусловлено формированием более крупного ферритного зерна, что хорошо видно при сравнении структуры на рис. 5.

В прокате толщиной 10 и 12 мм, помимо роста размеров ферритного зерна, происходит формирование в структуре грубых бейнитных участков, длина которых может достигать нескольких сотен микрометров. Поскольку внутри бейнитных колоний присутствуют в основном малоугловые границы, то эффективный размер бейнитного зерна оказывается сопоставим с размером самих бейнитных участков и достигает около 170 мкм в прокате толщиной 10 мм и около 260 мкм в прокате 12 мм (рис. 6).

Для оценки разнотекстности структуры можно использовать параметр K_p , представляющий собой отношение максимального эффективного размера зерна к размеру зерен, занимающих наибольшую площадь шлифа. Из-за наличия крупных бейнитных участков прокат толщиной 10 и 12 мм, имеющий K_p от 13,5 до 20,6, по данному параметру резко отличается от более тонкого металла с величиной $K_p = 5,0 - 6,2$ (табл. 2).

На рис. 7 приведены частотные распределения углов разориентировки кристаллитов и результаты оценки плотности границ зерен. Хорошо видно, что за счет укрупнения ферритного зерна и появления в структуре грубых бейнитных участков с увеличением толщины проката доля и плотность БУГ снижаются. Напротив, количество МУГ в металле толщиной 10 и 12 мм заметно увеличивается по сравнению с прокатом 6 и 8 мм.

На рис. 8 показаны ориентационные карты микроstructures исследуемого проката в цветовой гамме

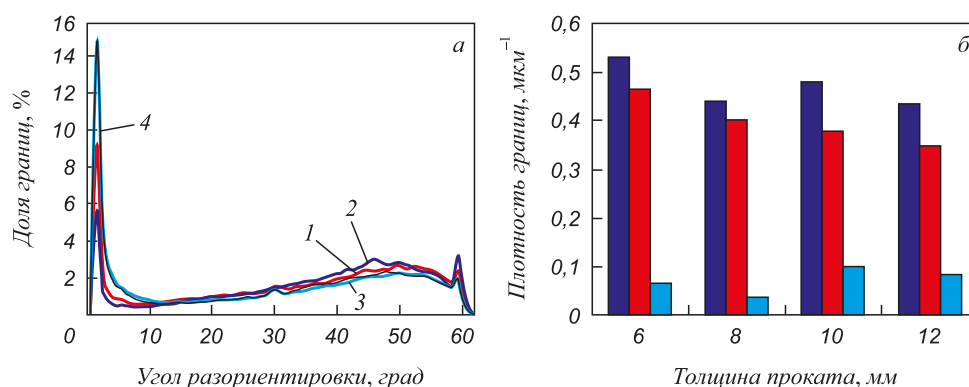


Рис. 7. Частотные распределения углов разориентировки кристаллитов (а) и плотность границ зерен (б) в исследуемом прокате толщиной: 1 – 6 мм; 2 – 8 мм; 3 – 10 мм; 4 – 12 мм; ■ – БУГ + МУГ; ■ – БУГ; ■ – МУГ

Fig. 7. Frequency distributions of the angles of crystallites disorientation (a) and the density of grain boundaries (b) in the studied rolled product: 1 – 6 mm, 2 – 8 mm, 3 – 10 mm, 4 – 12 mm; ■ – high-angle boundaries + low-angle boundaries; ■ – high-angle boundaries; ■ – low-angle boundaries

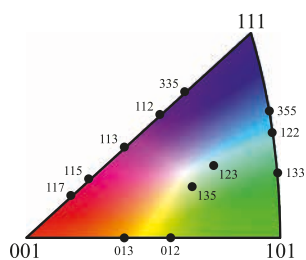
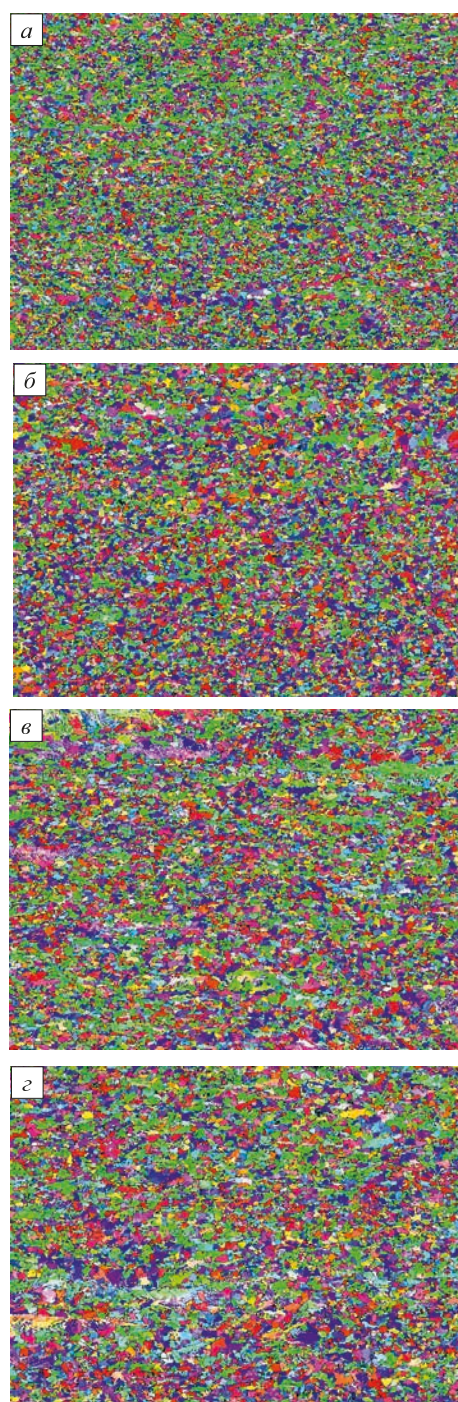


Рис. 8. Ориентационные карты микроструктуры исследуемого проката в цветовой гамме стандартного стереографического треугольника для направления прокатки

Fig. 8. Orientation maps of microstructure of the studied rolled products in the color scheme of a standard stereographic triangle for the rolling direction

стандартного стереографического треугольника для направления прокатки. Видно, что выраженная текстура характерна лишь для проката толщиной 6 мм: на ориентационной карте преобладают зеленый и фиолетовый цвета, соответствующие ориентировкам $\langle 110 \rangle \parallel \text{НП}$ и $(\langle 113 \rangle \dots \langle 112 \rangle) \parallel \text{НП}$.

На ориентационных картах остальных образцов выделить какие-либо преобладающие ориентировки затруднительно, что говорит о формировании слабовыраженной кристаллографической текстуры в прокате 8, 10 и 12 мм.

Выводы

Проведенные в работе исследования показали следующее.

Прокат толщиной 6, 8 мм обладает более высокими прочностными свойствами по сравнению с прокатом толщиной 10, 12 мм (в среднем на 10 МПа по временному сопротивлению, на 30 МПа по пределу текучести).

Динамические испытания на ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже показали, что чем меньше толщина проката, тем характер кривой зависимости ударной вязкости от температуры испытаний имеет более пологий вид. Хладостойкость металла, характеризующаяся температурой вязко-хрупкого перехода (T_{50}) выше у проката толщиной 6 и 8 мм (T_{50} ниже -80°C). Наименьшей хладостойкостью обладает прокат толщиной 12 мм (T_{50} составляет -50°C).

Средний размер зерна феррита, оцениваемый номером зерна по ГОСТ 5639, у проката разных толщин близок и соответствует 10 – 11 номеру. При этом наблюдается разброс по размеру зерен. В прокате меньших толщин присутствуют более мелкие зерна, соответствующие 14 номеру, в прокате больших толщин наоборот, более крупные зерна – 8 номера.

Проведенная оценка размера зерна путем обработки ДОРЭ-карт показала, что в прокате толщиной 10 и 12 мм за счет наличия грубых бейнитных участков, внутри которых присутствуют в основном МУГ, доля и плотность БУГ меньше по сравнению с прокатом толщиной 6 и 8 мм.

Ориентационные карты микроструктуры исследуемого проката показали, что выраженная деформационная текстура характерна лишь для металла толщиной 6 мм. В результате производства проката толщиной 8, 10, 12 мм в металле сформировалась слабовыраженная кристаллографическая текстура.

Высокая сопротивляемость хрупкому разрушению при отрицательных температурах в прокате толщиной 6 мм определяется значительной накопленной пластической деформацией в аустените во время проведения прокатки и связана с наличием более мелкого ферритного зерна, разделенного БУГ, а также сформировавшейся текстурой деформации, соответствующей ориентировкам $\langle 110 \rangle \parallel \text{НП}$ и $(\langle 113 \rangle \dots \langle 112 \rangle) \parallel \text{НП}$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
2. Кислица В.В., Ламухин А.М., Исаев О.Б. и др. Литейно-прокатный комплекс – новые технологии в производстве рулонного проката трубного назначения // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2013. № 4. С. 50–56.
3. Наumenko В.В., Багмет О.А., Матросов М.Ю., Мунтин А.В., Кичкина А.А., Дьяконов Д.Л. Влияние системы микролегирования на структуру рулонного проката, произведенного в условиях ЛПК // Сталь. 2020. № 7. С. 58–64.
4. Наumenko В.В., Багмет О.А., Мурсенков Е.С. Освоение производства в условиях литейно-прокатного комплекса проката трубного назначения из хладостойких и стойких к сероводородному растрескиванию сталей системы микролегирования V-N // Металлург. 2019. № 2. С. 42–52.
5. Ламухин А.М., Дубинин И.В. Пуск литейно-прокатного комплекса и освоение производства высококачественного проката для электросварных труб // Металлург. 2010. № 1. С. 38–44.
6. Червонный А.В., Рингинен Д.А., Частухин А.В., Эфрон Л.И., Мунтин А.В., Наumenko В.В., Багмет О.А. Формирование структуры и свойств рулонного проката трубного назначения при производстве в условиях литейно-прокатного комплекса // Металлург. 2018. № 10. С. 40–47.
7. Schwinn V., Schuetz W., Fluess P., Bauer J. Prospects and state of the art of TMCP steel plates for structural and linepipe applications // Materials Science Forum. 2007. Vol. 539-543. Part 5. P. 4726–4731. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4726>
8. Hara T., Shinohara Y., Terada Y., Asahi H., Doi N. Metallurgical design and development of high deformable high strength line pipe suitable for strain-based design // Int. Offshore and Polar Engineering Conf. Osaka, Japan, June 21–26, 2009. P. 73–79.
9. DeArdo A.J. Fundamental metallurgy of niobium in steel. Development and production of high strength pipeline steels // Proceedings of the Int. Symp. Niobium 2001. (Orlando, USA) / TMS. Niobium 2001 Lim. P. 427–500.
10. DeArdo A.J. Producing high quality niobium-bearing steels using the CSP process at Nucor steel Berkeley // Proceedings of the 5th Int. Conf. HSLA Steels 2005 Sanya, Hainan, China, November 8–10, 2005 / Iron & Steel Supplement 2005. Vol. 40. P. 23–29.
11. Hillenbrand H., Gras M., Kalwa C. Development and production of high strength pipeline steels // Proceedings of the Int. Symp. Niobium 2001, Orlando, Florida, USA, December 2–5, 2001. P. 543–569.
12. Schwinn V., Fluess P., Bauer J. Production and progress of plates for pipes strength level of X80 and above // Proceedings of the Pipe Dreamers Conf., Yokohama, Japan, 2002. P. 98–114.
13. Windhager M., Kneissl A., Jeglitsch F. Evolution of microstructure during the thermomechanical processing of HSLA steels // Proceedings of the Int. Symp. on Processing, Microstructure and properties of HSLA Steels, November 3–5, 1987, Pittsburgh, Pennsylvania. P. 105–116.
14. Zhang X., Yang C., Shang C. New development of HSLA steels in China // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings. 2015. P. 3–15. <https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch1>
15. Yang C. R&D application of V-N microalloyed steels in China // HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings. 2015. P. 917–930. <https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch115>
16. Багмет О.А., Наumenko В.В., Сметанин К.С. Исследование хладостойкости рулонного проката для труб, изготовленного в условиях литейно-прокатного комплекса. Часть 1 // Металловедение и термическая обработка металлов. 2017. № 9 (747). С. 9–14.
1. Efron L.I. *Metal Science in the “Big” Metallurgy. Pipe Steels*. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
2. Kisitsa V.V., Lamukhin A.M., Isaev O.B., etc. Foundry and rolling complex – new technologies in the production of rolled products for pipe purposes. *Chernaya metallurgiya. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*. 2013, no. 4, pp. 50–56. (In Russ.).
3. Naumenko V.V., Bagmet O.A., Matrosov M.Yu., Muntin A.V., Kichkina A.A., D'yakonov D.L. The influence of a microalloying system on the structure of a coiled strip produced under conditions of endless strip production. *Steel in Translation*. 2020, vol. 50, no. 7, pp. 501–508. <https://doi.org/10.3103/S0967091220070104>
4. Naumenko V.V., Bagmet O.A., Mursenkov E.S. Assimilation of production under casting and rolling conditions of pipe rolled product from steels of the V–N microalloying system resistant to cold and hydrogen sulfide cracking. *Metallurgist*. 2019, vol. 63, no. 1-2, pp. 163–175. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00806-x>
5. Lamukhin A.M., Dubinin I. V. Startup of a casting-rolling complex and mastery of the production of high-quality rolled products for electric-welded pipes. *Metallurgist*. 2020, vol. 54, no. 1-2, pp. 19–27. <https://doi.org/10.1007/s11015-010-9268-3>
6. Chervonnyi A.V., Ringinen D. A., Chastukhin A.V., Éfron L.I., Muntin A.V., Naumenko V.V., Bagmet O.A. Structure and property formation for pipe coiled rolled product during manufacture under casting and rolling complex conditions. *Metallurgist*. 2019, vol. 62, no. 9-10, pp. 1012–1021. <https://doi.org/10.1007/s11015-019-00748-4>
7. Schwinn V., Schuetz W., Fluess P., Bauer J. Prospects and state of the art of TMCP steel plates for structural and linepipe applications. *Materials Science Forum*. 2007, vol. 539-543, part 5, pp. 4726–4731. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4726>
8. Hara T., Shinohara Y., Terada Y., Asahi H., Doi N. Metallurgical design and development of high deformable high strength line pipe suitable for strain-based design. *Int. Offshore and Polar Engineering Conf. Osaka, Japan, June 21–26, 2009*, pp. 73–79.
9. DeArdo A.J. Fundamental metallurgy of niobium in steel. Development and production of high strength pipeline steels. *Proceedings of the Int. Symposium Niobium 2001 (Orlando, USA) / TMS. Niobium 2001 Lim*, pp. 427–500.
10. DeArdo A.J. Producing high quality niobium-bearing steels using the CSP process at Nucor steel Berkeley. *Proceedings of the 5th Int. Conf. HSLA Steels 2005 Sanya, Hainan, China, November 8-10, 2005 / Iron & Steel Supplement*. 2005, vol. 40, pp. 23–29.
11. Hillenbrand H., Gras M., Kalwa C. Development and production of high strength pipeline steels. *Proceedings of the Int. Symp. Niobium 2001, Orlando, Florida, USA, December 2-5, 2001*, pp. 543–569.
12. Schwinn V., Fluess P., Bauer J. Production and progress of plates for pipes strength level of X80 and above. *Proceedings of the Pipe Dreamers Conf., Yokohama, Japan, 2002*, pp. 98–114.
13. Windhager M., Kneissl A., Jeglitsch F. Evolution of microstructure during the thermomechanical processing of HSLA steels. *Proceedings of the Int. Symp. on Processing, Microstructure and properties of HSLA Steels, November 3-5, 1987, Pittsburgh, Pennsylvania*, pp. 105–116.
14. Zhang X., Yang C., Shang C. New development of HSLA steels in China. *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings*. 2015, pp. 3–15. <https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch1>
15. Yang C. R&D application of V-N microalloyed steels in China. *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels Conference Proceedings*. 2015, pp. 917–930. <https://doi.org/10.1002/9781119223399.ch115>
16. Bagmet O.A., Naumenko V.V., Smetanin K.S. A study of the cold resistance of coiled stock for pipes produced at foundry rolling works. Part 1. *Metal Science and Heat Treatment*. 2018, vol. 59, no. 9-10, pp. 551–555. <https://doi.org/10.1007/s11041-018-0188-3>

17. Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Шамшурин А.И., Лукьянов А.А. Исследование бейнита речечной морфологии в высокопрочной трубной стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. № 6. 2013. С. 3–9.
18. Методы исследования текстур в материалах / М.Л. Лобанов, А.С. Юровских, Н.И. Кардонина и др. Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2014. 115 с.
19. Уманский Я.С. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия. М.: Металлургия, 1982. 632 с.
20. Платов С.И., Краснов М.Л., Уртцев Н.В., Данилов С.В., Лобанов М.Л. Структурно-текстурные состояния штрипсов стали 06Г2МБ после контролируемой термомеханической обработки // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2020. № 1. С. 56–61.
21. Joo M.S., Suh D.W., Bae J.H., Bhadeshia H.K.D.H. Role of deamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 546. P. 314–322. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.079>
22. Haskel H.L., Pauletti E., Martins J.P., Carvalho A.L.M. Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in Charpy impact tested specimens // *Materials Research*. 2014. Vol. 17. No. 5. P. 1238–1250. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.268314>
23. Misra R.D.K., Nathahi H., Siciliano F., Carneiro T. Effect of texture and microtexture on resistance to cracking of high-strength hot-rolled Nb-Ti micro-alloyed steels // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004. Vol. 35. P. 3024–3029.
17. Kolbasnikov N.G., Zotov O.G., Shamshurin A.I., Luk'yanov A.A. Study of lath morphology bainite in high-strength pipe steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 2013, vol. 55, no. 5-6, pp. 287–293. <https://doi.org/10.1007/s11041-013-9621-9>
18. Lobanov M.L., Yurovskikh A.S., Kardonina N.I., etc. *Methods of Studying Textures in Materials*. Yekaterinburg: UrFU, 2014, 115 p. (In Russ.).
19. Umanskii Ya.S. *Crystallography, Radiography and Electron Microscopy*. Moscow: Metallurgy, 1982, 632 p. (In Russ.).
20. Platov S.I., Krasnov M.L., Urtsev N.V., Danilov S.V., Lobanov M.L. Structural and textural states of steel 06G2MB strips after controlled thermomechanical treatment. *Metal Science and Heat Treatment*. 2020, vol. 62, no. 1-2, pp. 55–60. <https://doi.org/10.1007/s11041-020-00512-5>
21. Joo M.S., Suh D.W., Bae J.H., Bhadeshia H.K.D.H. Role of deamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2012, vol. 546, pp. 314–322. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.079>
22. Haskel H.L., Pauletti E., Martins J.P., Carvalho A.L.M. Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in Charpy impact tested specimens. *Materials Research*. 2014, vol. 17, no. 5, pp. 1238–1250. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.268314>
23. Misra R.D.K., Nathahi H., Siciliano F., Carneiro T. Effect of texture and microtexture on resistance to cracking of high-strength hot-rolled Nb-Ti micro-alloyed steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004, vol. 35, pp. 3024–3029.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Виталий Владимирович Науменко, к.т.н., начальник отдела по исследованиям и разработкам Центра исследовательских лабораторий, ОАО «Выксунский металлургический завод», Выксунский филиал НИТУ «МИСиС»
E-mail: naumenko_vv@vsw.ru

Vitalii V. Naumenko, Cand. Sci. (Eng.), Head of Division of Research and Development of the Center of Research Laboratories, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”, Vyksa Branch of the National University of Science and Technology “MISIS”
E-mail: naumenko_vv@vsw.ru

Кирилл Сергеевич Сметанин, главный специалист по электронной микроскопии и рентгенографии лаборатории металловедения, ОАО «Выксунский металлургический завод»
E-mail: smetanin_ks@vsw.ru

Kirill S. Smetanin, Chief Specialist on Electron Microscopy and Radiography of the Laboratory of Metal Science, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”
E-mail: smetanin_ks@vsw.ru

Александр Вадимович Мунтин, к.т.н., доцент кафедры «Оборудование и технологии прокатки», МГТУ им. Баумана
ORCID: 0000-0002-8926-0110
E-mail: muntin_av@omk.ru

Aleksandr V. Muntin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Rolling Equipment and Technologies”, Bauman MSTU
ORCID: 0000-0002-8926-0110
E-mail: muntin_av@omk.ru

Ольга Александровна Баранова, инженер-исследователь лаборатории металловедения, ОАО «Выксунский металлургический завод»
E-mail: baranova_oa@vsw.ru

Ol'ga A. Baranova, Research Engineer of the Laboratory of Metallography, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”
E-mail: baranova_oa@vsw.ru

Станислав Владимирович Ковтунов, специалист отдела по исследованиям и разработкам, ОАО «Выксунский металлургический завод»
E-mail: kovtunov_sv@omk.ru

Stanislav V. Kovtunov, Specialist of the Research and Development Department, JSC “Vyksa Metallurgical Plant”
E-mail: kovtunov_sv@omk.ru

ВКЛАД АВТОРОВ:

Науменко В.В. – формирование основной идеи исследований, разработка методологии работы, анализ результатов исследований. Подготовка материалов для статьи.
Сметанин К.С. – исследование образцов на электронном микроскопе, анализ результатов исследований.
Мунтин А.В. – разработка плана исследований, постановка задач, анализ результатов исследований.
Баранова О.А. – выполнение металлографических исследований, анализ результатов исследований.
Ковтунов С.В. – организация испытаний образцов, сбор данных исследований, анализ результатов исследований.

Поступила в редакцию 30.06.2021
После доработки 24.08.2021
Принята к публикации 26.08.2021

Received 30.06.2021
Revised 24.08.2021
Accepted 26.08.2021