



Оригинальная статья

УДК 621.074

DOI 10.17073/0368-0797-2022-4-278-284

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2299>



ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИСТОВОЙ СТАЛИ НА УСТАНОВКЕ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И ДЕФОРМАЦИИ

О. С. Лехов¹, Б. Н. Гузанов¹, А. В. Михалев², Д. Х. Билалов¹

¹ Российский государственный профессионально-педагогический университет (Россия, 620012, Екатеринбург, ул. Машиностроителей, 11)

² ОАО «Уральский трубный завод» (Россия, 623107, Свердловская обл., Первоуральск, ул. Сакко и Ванцетти, 28)

Аннотация. В статье рассматривается основная проблема повышения качества стальных листов для сварных труб, описываются основные причины, снижающие качество стальных листов для сварных труб, полученных на станах толстолистовой прокатки. Существует возможность улучшения качества стальных листов, используя технологические ресурсы установки совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. Поставлена и решена задача определения напряженного состояния металла в очаге циклической деформации. В работе приводятся результаты получения листовой стали марки 09Г2С на опытно-промышленной установке непрерывного литья и деформации. Напряжения в очаге циклической деформации при получении на установке стальных листов были определены для сварных труб. Авторы представляют результаты экспериментального исследования процесса получения стальных листов на опытно-промышленной установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации. В статье рассматриваются результаты исследования микроструктуры, определения микротвердости и микроанализа химического состава исследуемой стали в различных зонах поперечного сечения полученной полосы. Интерпретировано развитие структурной неоднородности в ферритно-перлитной стали по толщине листа в условиях комбинированной термомеханической обработки металла, затвердевшего в кристаллизаторе. В центральной светлой прослойке полосы преимущественно ферритная микроструктура по сравнению с основным металлом, характеризующаяся резким снижением в ней концентрации углерода. Существует возможность возникновения подобного структурообразования на первой стадии кристаллизации в ходековки низкоуглеродистой стали, когда избыточная фаза высокотемпературного феррита, которая затвердевает первой, располагается в основном по центру полосы. Размер зерен перлита в светлой прослойке соизмерим с зеренной структурой перлита в основном металле полосы, и не образует выделений реэчной морфологии, повышающих склонность стали к хрупким разрушениям.

Ключевые слова: лист, сталь марки 09Г2С, установка, кристаллизатор, сварная труба, напряжение, микротвердость, микроанализ, микроструктура, прочность

Для цитирования: Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Михалев А.В., Билалов Д.Х. Исследование структурообразования при производстве листовой стали на установке непрерывного литья и деформации // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 4. С. 278–284.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-278-284>

Original article

STRUCTURE FORMATION DURING SHEET STEEL PRODUCTION IN A UNIT OF CONTINUOUS CASTING AND DEFORMATION

O. S. Lekhov¹, B. N. Guzanov¹, A. V. Mikhalev², D. Kh. Bilalov¹

¹ Russian State Professional Pedagogical University (11 Mashinostroitelei Str., Yekaterinburg 620012, Russian Federation)

² JSC “Ural Pipe Plant” (28 Sakko i Vantsetti Str., Pervouralsk, Sverdlovsk Region 623107, Russian Federation)

Abstract. The paper considers the main problem of improving quality of steel sheets for welded pipes obtained at plate rolling mills and the main reasons that reduce it. There is a possibility of improving quality of steel sheets using technological capabilities of the unit of combined continuous casting and deformation. Problem of determining stress state of metal in cyclic deformation zone is posed and solved. The results of obtaining 09G2S sheet steel in pilot unit of continuous casting and deformation are presented. Magnitude of stresses in the center of cyclic deformation during production of steel sheets was determined for welded pipes at the unit. The authors present results of experimental study of the process of steel sheets production at pilot unit of continuous casting and deformation. The article considers the results of microstructure analysis, microhardness determination and microanalysis of chemical composition of the studied steel in various zones of the strip cross section. Structural inhomogeneity development in

ferritic-pearlitic steel is interpreted along the thickness of sheet under conditions of combined thermomechanical processing of metal solidified in the mold. Predominantly ferritic microstructure is generated in the central light interlayer of the strip compared to base metal, characterized by a sharp decrease in carbon concentration in it. There is a possibility of such structure genesis at the first stages of crystallization during forging of low-carbon steel, when the excess phase of high-temperature ferrite that solidifies first is located mainly in the strip center. The size of pearlite grains in the light interlayer covariates with the grain structure of pearlite in the strip base metal and does not form precipitates of lath morphology, which increase tendency of steel to brittle fracture.

Keywords: sheet, 09G2S steel, unit, mold, welded pipe, stress, microhardness, microanalysis, microstructure, strength

For citation: Lekhov O.S., Guzanov B.N., Mikhalev A.V., Bilalov D.Kh. Structure formation during sheet steel production in a unit of continuous casting and deformation. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 4, pp. 278–284. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-4-278-284>

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время перед трубной промышленностью стоит задача увеличения объема производства сварных труб повышенного качества и расширения их сортамента с целью надежного обеспечения продукцией предприятий нефтегазового и топливно-энергетического комплексов. Однако опыт изготовления стального листа показывает, что при обжатии крупных непрерывнолитых слывов на станах толстолистовой прокатки в его осевой зоне литая структура недостаточно прорабатывается, полная перекристаллизация не происходит, а неметаллические включения и ликваты трансформируются в осевую ликвационную полосу в направлении прокатки [1 – 4]. Металл в этой полосе характеризуется отличающимися от основного металла трубной заготовки механическими свойствами, причем рассматриваемая неоднородность наиболее критична при производстве сварных труб на электросварочном стане и часто сопровождается образованием трещин, раскрытий и других дефектов. Как показали исследования, выполненные на ОАО «Уральский трубный завод» [5], в осевой зоне стального листа трубной заготовки из стали марки 09Г2С наблюдается строчечное расположение сульфидов марганца, что при стыковой

сварке труб приводит к возникновению неустраняемых дефектов и к браку (рис. 1). По результатам проведения микрорентгеноспектрального анализа повышение осевой ликвационной неоднородности трубного металла связано с ликвацией серы, фосфора, марганца и углерода. Повышенное содержание этих элементов приводит к увеличению твердости и микротвердости металла в зонах ликвации, а превышение твердости свыше 250 – 300 единиц по HV_{10} способствует образованию холодных трещин при стыковой сварке и может привести к коррозионному растрескиванию под напряжением.

Основными задачами при производстве стальных листов для сварных труб являются обеспечение благоприятной схемы напряженного состояния металла в очаге деформации, исключение ликвационных зон с повышенной твердостью и получение необходимых механических свойств тонколистового проката.

Как показали исследования, для решения рассматриваемой проблемы может быть эффективно использована компактная и ресурсосберегающая установка совмещенного процесса непрерывного литья и деформации, технологические возможности которой предусматривают отливку тонких слывов толщиной 30 – 40 мм, их обжатие с высокой (до 90 %) степенью пластической деформации за один проход в узком тем-

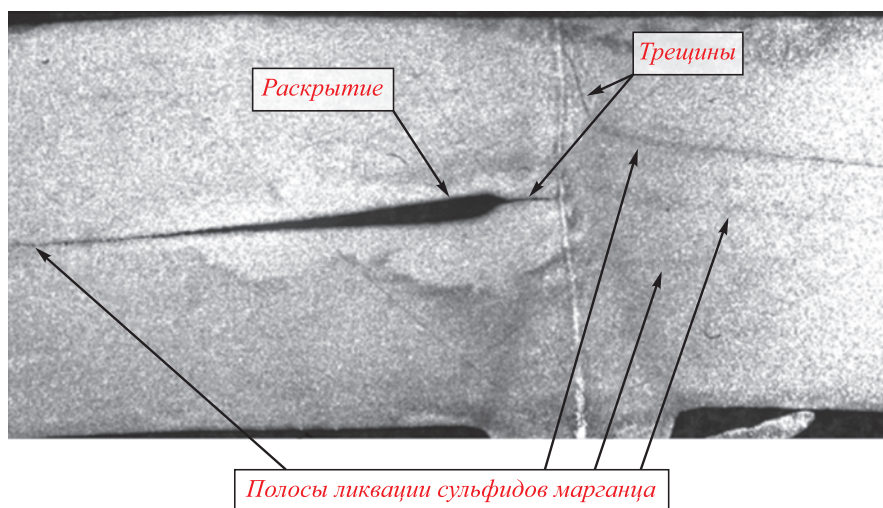


Рис. 1. Дефекты при высокочастотной стыковой сварке труб

Fig. 1. Defects in high-frequency butt welding of pipes

пературном интервале и калибровку готовых стальных листов [5 – 7].

ПОСТАНОВКА ЗАДАЧИ И РЕЗУЛЬТАТЫ РАСЧЕТА

Для оценки новой технологии поставлена и решена задача определения напряженного состояния металла в очаге циклической деформации, а также проведены расчеты при получении листовой стали марки 09Г2С на опытно-промышленной установке непрерывного литья и деформации. Толщина полосы после смыкания широких стенок оболочки с жидкой фазой равна 30 мм, т. е. обжимается тонкий сляб за один проход при температуре внешней поверхности примерно 1200 °С, а в его осевой зоне – примерно 1450 °С. Эксцентриситет эксцентриковых валов равен 5 мм, а их угловая скорость $V = 110 \text{ мин}^{-1}$. Угол наклона рабочей поверхности бойка составляет 12,5°. Рабочая длина неразъемного кристаллизатора, где происходит затвердевание металла расплава, составляет 625 мм, а длина геометрического очага деформации находится в пределах 60,9 мм. Определение напряженного состояния металла в очаге циклической деформации выполнено методом конечных элементов с использованием пакета ANSYS [8 – 16]. В результате установлено, что циклическая деформация бойками тонкого сляба с преобладанием высоких сжимающих напряжений на уровне до 326 МПа спо-

собствует достаточной проработке литого строения стали с образованием поликристаллической равномерной нетекстурированной зернистой структуры с улучшенными качеством и технологическими свойствами стальных листов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

С целью оптимизации режимов технологического процесса при получении стальных полос способом непрерывного литья и деформации слитка на опытно-промышленной установке ОАО «Уральский трубный завод» в ходе экспериментальных работ получены полосы разной длины и толщины из стали марки 09Г2С (рис. 2, 3)

Для проведения комплексных металлографических исследований были подготовлены образцы, вырезанные из полосы толщиной 16 и шириной 210 мм. Поперечное сечение полосы и схема вырезки образцов показаны на рис. 4.

Характерной особенностью макроструктуры получаемых полос является наличие более светлой прослойки в центральной части поперечного сечения металла. Детальный металлографический анализ этой зоны по всей длине прослойки показал, что в ней отсутствует строчечное расположение ликватов и не выявлено каких-либо других дефектов, непременно сопровождающих кристаллизацию непрерывнолитых заготовок (рис. 5).

Более того, в осевой зоне не произошло расслоения металла и не образовалась усадочная пористость. Все эти показатели отражают высокое качество металла полосы. Исследования микроструктуры металла проведены на металлографическом микроскопе Olympus BX51 и сканирующем электронном микроскопе Tescan MIRALMV при разной кратности увеличения (рис. 6).



Рис. 2. Установка непрерывного литья и деформации:
1 – индукционная печь; 2 – электродвигатель постоянного тока;
3 – редуктор-синхронизатор; 4 – станина установки

Fig. 2. Unit of continuous casting and deformation:
1 – induction furnace; 2 – DC motor; 3 – reducer-synchronizer;
4 – unit frame

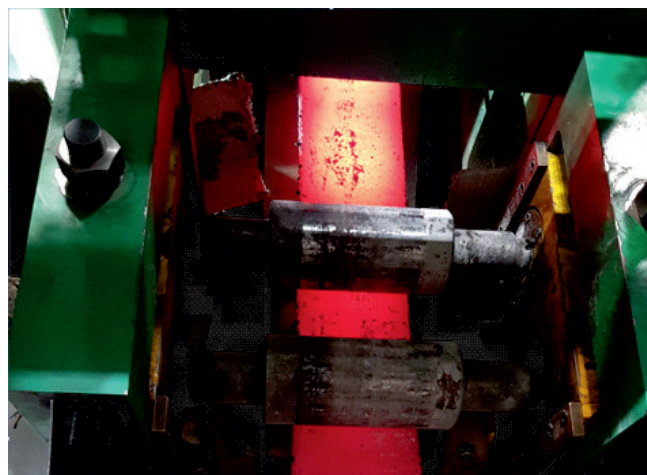


Рис. 3. Вид полосы, вытягиваемой роликми тянущего устройства

Fig. 3. View of the strip drawn by rollers of the pulling device

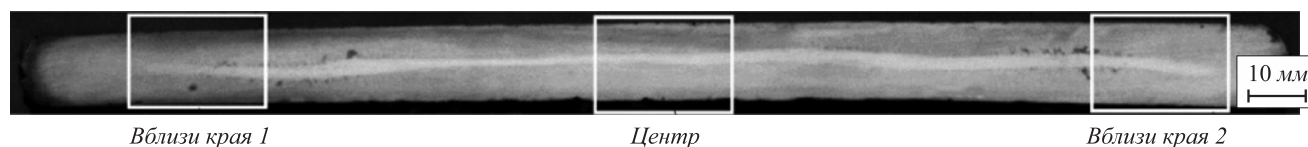


Рис. 4. Поперечное сечение полосы

Fig. 4. Cross section of the strip

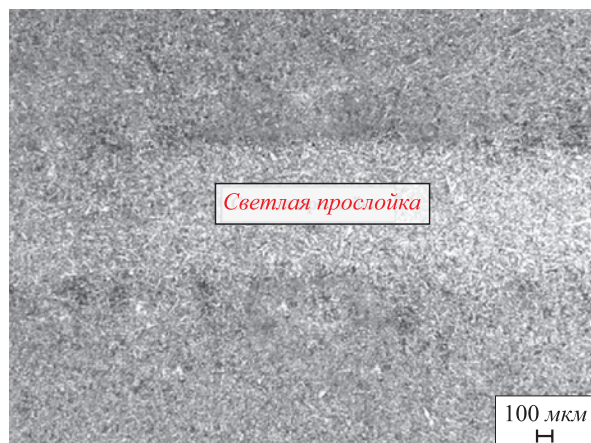


Рис. 5. Макроструктура полосы в осевой зоне

Fig. 5. Macrostructure of the strip in axial zone

Из представленных данных видно, что в исследуемой стали по всему сечению полосы сформировалась в результате обработки в условиях непрерывного литья и деформации поликристаллическая нетекстурированная феррито-перлитная структура с достаточно высокой степенью разноразмерности. В области светлой прослойки разноразмерность выше с размером зерен от 20 до 200 мкм (рис. 6, б, з).

Ближе к поверхности полосы микроструктура стали также феррито-перлитная, однако с меньшей степенью разноразмерности и более мелкозернистая с размером зерна в пределах 20 – 100 мкм. Использование растрового электронного микроскопа в режиме «вторичных электронов» позволило получить контраст, а также определить расположение разных фаз на поверхности образца. Все это дало возможность надежно иденти-

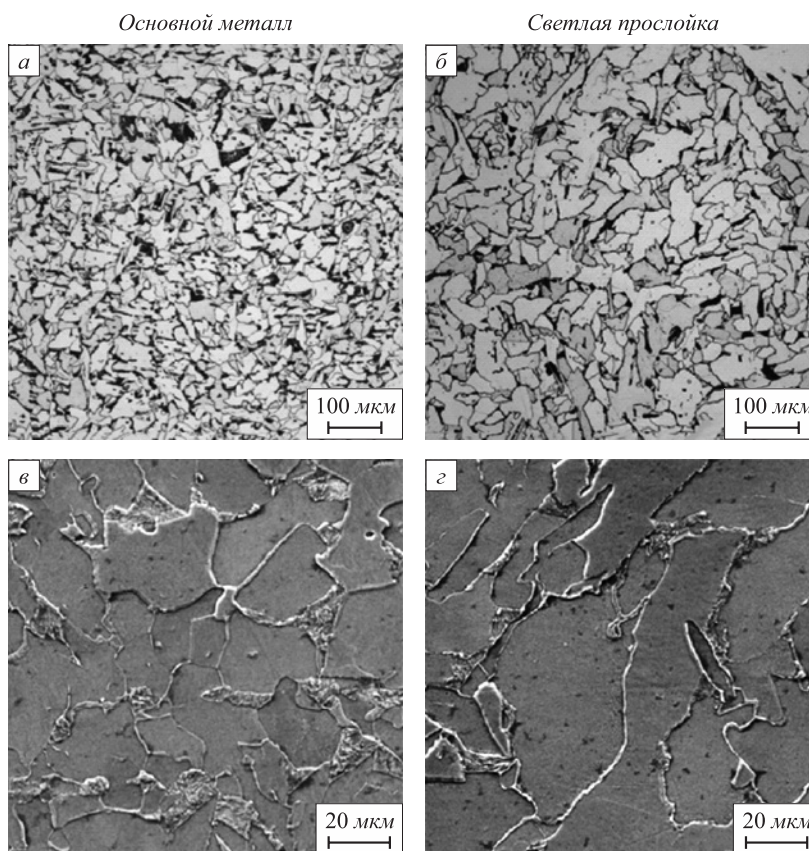


Рис. 6. Микроструктура металла полосы в разных зонах сечения:
а, б – оптическая металлография; в, з – растровая микроскопия

Fig. 6. Microstructure of the strip metal in different zones of the section:
а, б – optical metallography; в, з – scanning microscopy

Т а б л и ц а 1

Химический состав стали

Table 1. Chemical composition of the steel

Место анализа	Содержание элементов в образцах, % (по массе)								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	V
Вблизи края 1	0,124	0,75	1,19	0,007	0,018	0,064	0,07	0,09	< 0,002
Вблизи края 2	0,124	0,75	1,21	0,008	0,016	0,064	0,07	0,09	< 0,002
В середине	0,076	0,70	1,12	0,006	0,009	0,061	0,07	0,08	< 0,002
Требования для стали марки 09Г2С	≤ 0,120	0,50 – 0,80	1,30 – 1,70	≤ 0,035	≤ 0,030	≤ 0,300	≤ 0,30	≤ 0,30	≤ 0,120

фицировать сами фазы, а также установить их форму и размер. Зерна феррита, имеющие более гладкие поверхности, легко выявляются в структуре и их суммарная доля детерминирует структуру светлой прослойки как преимущественно ферритную.

Для контроля химического состава стали в разных участках и зонах полосы использовали атомно-эмиссионный спектрометр Spectrotest. Полученные результаты в сравнении со справочными для стали марки 09Г2С представлены в табл. 1.

При проведении общего количественного анализа химического состава середины и краевых частей полосы обнаружено, что в середине полосы содержание основных элементов стабильно меньше, чем в остальных ее частях: углерода на 31 – 63 %; серы на 25 – 33 %; фосфора на 19 – 89 %; кремния на 5 – 7 %; марганца на 3 – 7 %; хрома на 3 – 9 %; меди на 2 – 13 %; никеля на 3 – 5 %. В целом, результаты определения концентрационного соотношения компонентов стали характеризуют состав светлой прослойки как осевую зону полосы с пониженным содержанием легирующих и примесных элементов относительно остальных частей металла.

Измерение твердости, косвенно характеризующее механические свойства сплава, проведено в поперечном сечении полосы и вдоль светлой прослойки с использованием микротвердомера Zwicr ZNV-1M. Полученные результаты приведены в табл. 2.

Значение твердости в светлой прослойке усреднено по 15 замерам вдоль осевой линии полосы. Из получен-

ных данных следует, что твердость светлой прослойки в среднем на 15 % меньше твердости основного металла. Используя методику, описанную в работе [17], где установлено соотношение характеристик прочности и твердости $\left(\sigma_b = \frac{HV}{3,16}, \sigma_{0,2} = \frac{HV}{3,16} 62 \right)$, определены механические свойства полосы в разных зонах.

Для основного металла $\sigma_b = 51,5 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 45,1 \text{ кг/мм}^2$; для материала светлой прослойки $\sigma_b = 44,6 \text{ кг/мм}^2$, $\sigma_{0,2} = 38,9 \text{ кг/мм}^2$. Полученные результаты расчета показывают, что прочностные характеристики стали марки 09Г2С в полосе основного металла близки к стандартным, в то время как в светлой прослойке имеет место снижение характеристик прочности. Как показано в работах [18 – 20], подобное сочетание свойств в листе трубной заготовки весьма полезно при производстве трубы методом высокочастотной стыковой сварки, а также позволяет обеспечить достаточно высокий уровень прочностных характеристик самой трубы при удовлетворительной вязкости и хладостойкости.

Определяющим фактором, обуславливающим пониженные прочностные характеристики в центральной светлой прослойке, является формирование преимущественно ферритной микроструктуры в этой зоне полосы по сравнению с основным металлом и резким снижением концентрации углерода. По-видимому, подобное структурообразование становится возможным на первых стадиях кристаллизации в ходе

Т а б л и ц а 2

Микротвердость стали в поперечном сечении полосы

Table 2. Steel hardness in the strip cross section

Показатель	Значение показателя						
	Основной металл			Светлая прослойка	Основной металл		
Место замера	1	2	3	4	5	6	7
Микротвердость, HV	161	165	162	141	164	161	158
HV (среднее)	163			141	161		

П р и м е ч а н и е. Места проведения измерений и микроструктура показаны на рис. 4.

ковки малоуглеродистой стали, когда затвердевающая первой избыточная фаза высокотемпературного феррита располагается в основном по центру полосы, а сохраняющаяся часть жидкой фазы (обогащенная по углероду) выдавливается по краям и в результате перетектического превращения формирует феррито-перлитную структуру. Это объясняет крупный размер первичных ферритных зерен, которые кристаллизуются в условиях повышенных температур. Следует заметить, что размер зерен перлита в светлой прослойке соизмерим с зернами структуры перлита в основном металле полосы, зерна не образуют выделений речной морфологии, повышающих склонность стали к хрупким разрушениям.

Выводы

Технология получения стальных листов на установке непрерывного литья и деформации обеспечивает повышение качества листов для сварных труб вследствие отсутствия строчечного расположения сульфидов марганца в их осевой зоне, приводящих к снижению механических свойств листа и образованию дефектов при стыковой сварке при производстве труб. Содержание серы и фосфора в центральном слое полосы (светлая прослойка) снижается до 0,006 и 0,009 %, что будет способствовать повышению механических свойств листов для сварных труб, полученных на установке совмещенного процесса непрерывного литья и деформации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Эфрон Л.И. Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали. М.: Металлургиздат, 2012. 696 с.
2. Вюнненберг К. Производство непрерывнолитых заготовок отвечающих высшим требованиям качества. В кн.: Труды шестого международного конгресса железа и стали. Т. 3. М.: Машиностроение, 1990. С. 364–376.
3. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1978. Vol. 18. No. 8. P. 510–518. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.18.510>
4. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs // Tetsu-to-Hagane. 1977. Vol. 63. No. 8. P. 1297–1304. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.63.8_1297
5. Лехов О.С., Михалев А.В. Установка непрерывного литья и деформации для производства стальных листов и сортовых заготовок. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2020. 307 с.
6. Лехов О.С., Гузанов Б.Н., Лисин И.В., Билалов Д.Х. Исследование совмещенного процесса непрерывной разливки и циклической деформации для получения листов из стали // Сталь. 2016. № 1. С. 52–62.
7. Лехов О.С., Михалев А.В., Шевелев М.М. Нагруженность и напряженное состояние бойков установки непрерывного литья и деформации полосы при получении листов из стали для сварных труб. Сообщение 1 // Известия вузов. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 4. С. 268–273. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-268-273>
8. ANSYS. Structural Analysis Guide. Rel. 15.0.
9. Богатов А.А., Нухов Д.Ш., Пьянков К.П. Конечно-элементное моделирование процесса толстолистовой прокатки // Металлург. 2015. № 2. С. 19–23.
10. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling // Steel Research International. 2011. Vol. 82. No. 10. P. 1240–1247. <https://doi.org/10.1002/srin.201100078>
11. Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in of tubes under tension // Journal of Materials Processing Technology. 2010. Vol. 210. No. 2. P. 336–362. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.024>
12. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of non-linear parabolic equation with boundary conditions of a special form // Applied Mathematical Modelling. 2013. Vol. 37. No. 10-11. P. 6918–6928. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2013.02.026>
13. Kobayashi S., Oh S.-I., Altan T. Metal Forming and Finite-Element Method. New York: Oxford University Press, 1989. 377 p.
14. Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication // High Performance Comput-
1. Efron L.I. *Material Science in Metallurgy. Pipe Steels*. Moscow: Metallurgizdat, 2012, 696 p. (In Russ.).
2. Vyunnenberg K. Production of continuously cast blanks that meet the highest quality requirements. In: *Proceedings of the 6th Int. Congress of Iron and Steel*. Vol. 3. Moscow: Mashinostroenie, 1990, pp. 364–376. (In Russ.).
3. Fujii H., Ohashi T., Hiromoto T. On the formation of the internal cracks in continuously cast slabs. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*. 1978, vol. 18, no. 8, pp. 510–518. <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.18.510>
4. Sorimachi K., Emi T. Elastoplastic stress analysis of bulging as a major cause of internal cracks in continuously cast slabs. *Tetsu-to-Hagane*. 1977, vol. 63, no. 8, pp. 1297–1304. https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.63.8_1297
5. Lekhov O.S., Mikhalev A.V. *Unit of Continuous Casting and Deformation for Production of Steel Sheets and Blanks*. Yekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2020, 307 p. (In Russ.).
6. Lekhov O.S., Guzanov B.N., Lisin I.V., Bilalov D.Kh. Investigation of combined process of continuous casting and cyclic deformation for steel sheets production. *Stal'*. 2016, no. 1, pp. 52–62. (In Russ.).
7. Lekhov O.S., Mikhalev A.V., Shevelev M.M. Load and strain status of CCM backups and stripe deformation at production of steel sheets for welded pipes. Report 1. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018, vol. 61, no. 4, pp. 268–273. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-4-268-273>
8. ANSYS. *Structural Analysis Guide*. Rel. 15.0.
9. Bogatov A.A., Nukhov D.Sh., P'yankov K.P. Finite-element modeling of plate-rolling. *Metallurgist*. 2015, vol. 59, no. 1, pp. 113–118. <https://doi.org/10.1007/s11015-015-0069-6>
10. Takashima Y., Yanagimoto I. Finite element analysis of flange spread behavior in H-beam universal rolling. *Steel Research International*. 2011, vol. 82, no. 10, pp. 1240–1247. <https://doi.org/10.1002/srin.201100078>
11. Karrech A., Seibi A. Analytical model of the expansion in of tubes under tension. *Journal of Materials Processing Technology*. 2010, vol. 210, no. 2, pp. 336–362. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.024>
12. Kazakov A.L., Spevak L.F. Numeral and analytical studies of non-linear parabolic equation with boundary conditions of a special form. *Applied Mathematical Modelling*. 2013, vol. 37, no. 10-11, pp. 6918–6928. <https://doi.org/10.1016/j.apm.2013.02.026>
13. Kobayashi S., Oh S.-I., Altan T. *Metal Forming and Finite-Element Method*. New York: Oxford University Press, 1989, 377 p.
14. Jansson N. Optimized sparse matrix assembly in finite element solvers with one-sided communication. In: *High Performance Comput-*

- ing for Computational Science – VECPAR 2012. Berlin; Heidelberg: Springer. 2013. P. 128–139.
15. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proceedings of the 3rd Process Tech. Conf., Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982.* New York. P. 264–270.
 16. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis // *Journal of Materials Processing Technology.* 1997. Vol. 72. No. 1. P. 32–41. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00126-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00126-X)
 17. Ефименко Л.А., Прыгаев А.К. Определение фактических механических свойств металла трубопроводов на основе измерения твердости. М.: Изд-во РТУ нефти и газа, 2007. 18 с.
 18. Кудря А.В. Критические факторы металлургического качества сталей повышенной прочности. В кн.: *Перспективные материалы.* Т. V. Тольятти: изд. ТГУ, 2013. С. 332–362.
 19. Казаков А.А., Киселев Д.В. Современные методы оценки качества структуры материалов на основе панорамных исследований на основе анализатора изображений TXIXOMET. В кн.: *Перспективные материалы.* Т. V. Тольятти: изд. ТГУ, 2013. С. 270–329.
 20. Nallathambi A.K., Specht E., Bertram A., Kaymak Y. Sensitivity of material properties on distortion and residual stresses during metal quenching process // *Journal of Materials Processing Technology.* 2010. Vol. 210. No. 2. P. 204–211. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.001>
 - ing for Computational Science – VECPAR 2012. Berlin; Heidelberg: Springer, 2013, pp. 128–139.
 15. Matsumia T., Nakamura Y. Mathematical model of slab bulging during continuous casting. In: *Applied Mathematical, and Physical Models in Iron and Steel Industry. Proceedings of the 3rd Process Tech. Conf., Pittsburgh, Pa, 28-31 March 1982.* New York, 1982, pp. 264–270.
 16. Park C.Y., Yang D.Y. A study of void crushing in large forgings II. Estimation of bonding efficiency by finite-element analysis. *Journal of Materials Processing Technology.* 1997, vol. 72, no. 1, pp. 32–41. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00126-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00126-X)
 17. Efimenko L.A., Prygaev A.K. *Determination of Actual Mechanical Properties of Pipeline Metal Based on Hardness Measurements.* Moscow: Izd-vo RTU nefi i gaza, 2007, 18 p. (In Russ.).
 18. Kudrya A.V. Critical factors of metallurgical quality of high strength steels. In: *Advanced Materials. Vol. V. Tol'yatti: izd. TSU,* 2013, pp. 332–362. (In Russ.).
 19. Kazakov A.A., Kiselev D.V. Modern methods for assessing structure quality of materials based on panoramic tests by TXIXOMET image analyzer. In: *Advanced materials. Vol. V. Tol'yatti: izd. TSU* 2013, pp. 270–329. (In Russ.).
 20. Nallathambi A.K., Specht E., Bertram A., Kaymak Y. Sensitivity of material properties on distortion and residual stresses during metal quenching process. *Journal of Materials Processing Technology.* 2010, vol. 210, no. 2, pp. 204–211. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.001>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Олег Степанович Лехов, д.т.н., профессор кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет
E-mail: MXLehov38@yandex.ru

Oleg S. Lekhov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University
E-mail: MXLehov38@yandex.ru

Борис Николаевич Гузанов, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет
ORCID: 0000-0001-5698-0018
E-mail: guzanov_bn@mail.ru

Boris N. Guzanov, Dr. Sci. (Eng.), Prof., Head of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University
ORCID: 0000-0001-5698-0018
E-mail: guzanov_bn@mail.ru

Александр Викторович Михалев, к.т.н., генеральный директор, ОАО «Уральский трубный завод»
E-mail: mialex@trubprom.com

Aleksandr V. Mikhalev, Cand. Sci. (Eng.), General Director, JSC “Ural Pipe Plant”
E-mail: mialex@trubprom.com

Дамир Харасович Билалов, доцент кафедры инжиниринга и профессионального обучения в машиностроении и металлургии, Российский государственный профессионально-педагогический университет
ORCID: 0000-0002-4336-5339
E-mail: master_ddd@mail.ru

Damir Kh. Bilalov, Assist. Prof. of the Chair of Engineering and Vocational Training in Machinery and Metallurgy, Russian State Professional Pedagogical University
ORCID: 0000-0002-4336-5339
E-mail: master_ddd@mail.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

О. С. Лехов – введение, постановка задачи и результаты расчета.

O. S. Lekhov – preparation of introduction, setting the task, the results calculation.

Б. Н. Гузанов – анализ результатов исследований.

B. N. Guzanov – analysis of the research results.

А. В. Михалев – введение, постановка задачи и результаты расчета.

A. V. Mikhalev – preparation of introduction, setting the task, the results calculation.

Д. Х. Билалов – комплексное металлографическое исследование.

D. Kh. Bilalov – processing complex metallographic research.

Поступила в редакцию 29.05.2021
После доработки 21.06.2021
Принята к публикации 28.06.2021

Received 29.05.2021
Revised 21.06.2021
Accepted 28.06.2021