



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-2-81-86>
УДК 621.74

Поступила 17.02.2021
Received 17.02.2021

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 30ХЗМФ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫМ МИКРОЛЕГИРОВАНИЕМ

А. З. ИСАГУЛОВ, Св. С. КВОН, В. Ю. КУЛИКОВ, А. М. ДОСТАЕВА, Е. П. ЩЕРБАКОВА, Карагандинский технический университет, г. Караганда, Республика Казахстан, Бульвар Мира, 56. E-mail: mlpikm@mail.ru, тел. 8-7212-56-59-35
П. В. КОВАЛЕВ, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург, Российская Федерация, ул. Политехническая, 29. E-mail: kovalev_pv@spbstu.ru, тел. 8-800-707-18-99

Одним из направлений повышения износостойкости является микролегирование улучшаемых сталей. В проведенных исследованиях определена целесообразность корректировки состава стали 30ХЗМФ путем дополнительного микролегирования $V+Nb$ с целью придания ей износостойких свойств. Проведены микроструктурные исследования опытного сплава. Микроструктура является достаточно однородной, представлена матрицей и включениями. Матрица представлена легированным раствором, в состав которого входит никель. Определено, что в химически- и структурно-неоднородном слитке даже после термообработки сохраняются структурные составляющие. Такие характеристики, как количество, морфология и характер распределения неметаллических включений в металлической матрице, в основном закладываются на этапе выпуска металла из сталеплавильного агрегата, а также в процессе раскисления и модифицирования стали при ее внепечной обработке.

Ключевые слова. Износостойкость, микролегирование, сплав, раскисление, алюминий, микроструктура.

Для цитирования: Исагулов, А. З. Повышение износостойких свойств стали 30ХЗМФ дополнительным микролегированием / А. З. Исагулов, Св. С. Квон, В. Ю. Куликов, А. М. Достаева, Е. П. Щербакова, П. В. Ковалев // Литье и металлургия. 2021. № 2. С. 81–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-2-81-86>.

IMPROVEMENT OF WEAR-RESISTANT PROPERTIES OF STEEL 30H3MF WITH ADDITIONAL MICROALLOYING

A. Z. ISSAGULOV, Sv. S. KVON, V. Yu. KULIKOV, A. M. DOSTAEVA, E. P. SHCHERBAKOVA, Karaganda Technical University, Karaganda, Republic of Kazakhstan, 56, Mira Boulevard. E-mail: mlpikm@mail.ru, tel. 8-7212-56-78-41
P. V. KOVALEV, Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russian Federation, 29, Polytechnicheskaya str. E-mail: kovalev_pv@spbstu.ru, tel. 8-800-707-18-99

One of the directions of wear resistance improvement is microalloying of improved steels. In the studies conducted, the feasibility of adjusting the composition of steel 30H3MF was determined by additional microalloying of $V + Nb$ in order to give it wear-resistant properties. Microstructural studies of the experimental alloy were carried out. The microstructure is fairly uniform, represented by a matrix and inclusions. Matrix is represented by doped solution, which includes nickel. It is determined that in a chemically and structurally inhomogeneous ingot, even after heat treatment, structural components will remain. Characteristics such as the amount, morphology and distribution of non-metallic inclusions in the metal matrix are mainly laid at the stage of metal discharge from the steelmaking unit, as well as in the process of deoxidation and modification of steel during its off-furnace treatment.

Keywords. Wear resistance, microalloying, alloy, deoxidation, aluminum, microstructure.

For citation. Issagulov A. Z., Kvon Sv.S., Kulikov V. Yu., Dostaeva A. M., Shcherbakova E. P., Kovalev P. V. Improvement of wear-resistant properties of steel 30H3MF with additional microalloying. Foundry production and metallurgy, 2021, no. 2, pp. 81–86. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2021-2-81-86>.

Одним из существующих трендов в области развития износостойких материалов является совершенствование состава и свойств сплава на базе улучшаемых сталей [1–3]. Это обстоятельство обусловлено тем, что доминирующее положение в этом секторе рынка занимает сталь Hardox различных марок (Швеция), которая отличается чрезвычайно высокими износостойкими свойствами. Высокий уровень свойств

достигается, в первую очередь, за счет чистоты шихтовых материалов, сбалансированного состава и правильной термообработки. Стоимость этой стали достаточно высока, кроме того, ее нерентабельно использовать в качестве материала для производства деталей методом литья. Эти факторы и обуславливают поиск сталей-аналогов, сопоставимых после дополнительной обработки со свойствами эталона.

Задача настоящего исследования – определение возможности корректировки состава стали 30X3MФ путем дополнительного микролегирования V+ Nb с целью придания ей износостойких свойств.

Для легирования использовали ферроникель марки FeNi20LC (ISO 6501:1988), раскисление проводили ферромарганцем марки ФМн90 (ГОСТ 4765–91). Расчет шихты осуществляли таким образом, чтобы в ее составе никель и марганец присутствовали в количестве 0,5–0,7 и 1,5–1,8% соответственно при степени усвоения элементов 80%. Предварительно для лучшего растворения ферросплавы измельчали до фракции 200 мкм при содержании данной фракции не менее 70%. Плавку проводили в лабораторной печи УИП-25 с улучшенной системой водоохлаждения, масса плавки – 3,0 кг. За основу брали стальной лом, за 15 мин до окончания плавки вводили ферроникель, за 5 мин до разливки – раскисление ферромарганцем. Всего было проведено три лабораторные плавки. По окончании каждой плавки и полного охлаждения был проведен химический анализ выплавленного сплава на спектрометре NITON XL2-100G. Усредненный результат трех плавков приведен в таблице.

Химический состав образцов, %

Номер образца	Образец	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Mo	B	V+ Nb
1	Hardox 500 (эталон)	0,32	0,7	1,6	0,6	0,025	0,025	1	0,6	0,003	-
2	30X3MФ без легирования	0,28	0,35	0,5	0,2	0,02	0,02	2,5	0,3	-	0,09
3	30X3MФ после легирования	0,32	0,6	1,7	0,55	0,025	0,025	2,3	0,28	-	0,13

Как видно из таблицы, содержание таких элементов, как Si, Mn, Ni, после предлагаемой обработки достигает содержания этих элементов в эталоне. Отсутствие бора в составе образца № 3 компенсируется повышенным содержанием хрома и присутствием ванадия. Недостатком полученного сплава является пониженное содержание молибдена по сравнению с эталоном, что надо учитывать при назначении режима термообработки, так как молибден препятствует развитию отпускной хрупкости [4].

Плавку разливали в цилиндрические образцы (рис. 1).



Рис. 1. Лабораторные образцы из опытной износостойкой стали

Из опытной плавки были подготовлены образцы для термообработки. Классическим режимом термообработки стали 30X3MФ является закалка с 870 °С в масле с последующим отпуском 620 °С в воде. В связи с тем что состав стали изменился, соответственно должен измениться режим термообработки.

В связи с увеличением содержания углерода и марганца, образующего карбиды цементитного типа, целесообразно несколько увеличить температуру закалки. При назначении режима термообработки необходимо также помнить, что сталь 30X3MФ склонна к отпускной хрупкости II рода. Увеличение содержания Si и Mn в комбинации Cr-Mn-Si, как в данном случае, повышает эту склонность. Благоприятным фактором в борьбе с отпускной хрупкостью является присутствие Mo, хотя его наличие меньше, чем в эталоне.

Для предотвращения развития отпускной хрупкости были рассмотрены следующие режимы термообработки: закалка с 890 °С в масле с последующим отпуском в интервале 450–550 °С, охлаждение в холодной воде. Выбор более низкой температуры отпуска обусловлен стремлением избежать интервала отпускной хрупкости и повысить прочностные свойства матрицы.

Необходимую вязкость матрицы должно обеспечить повышенное содержание Ni в скорректированном составе. На рис. 2 показана микроструктура выплавленного сплава.

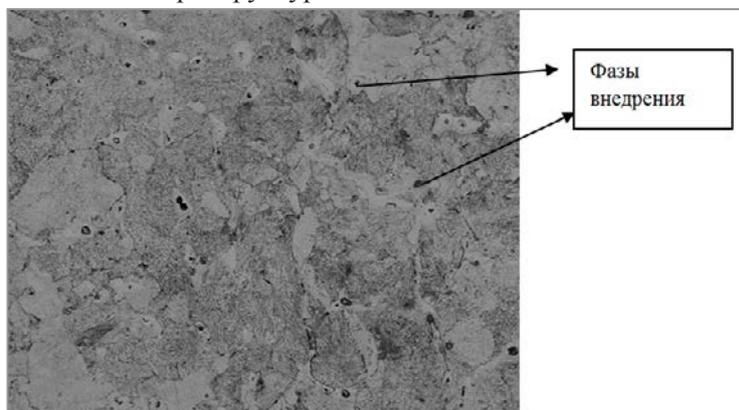
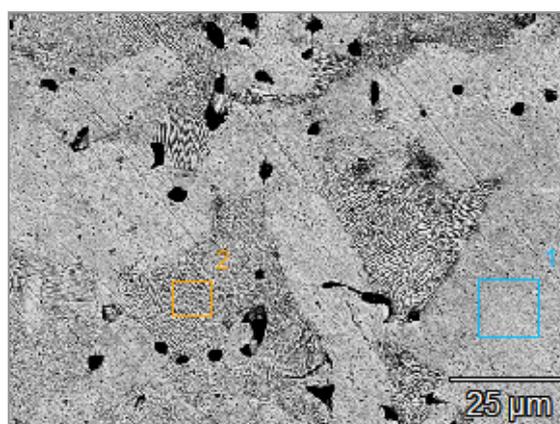


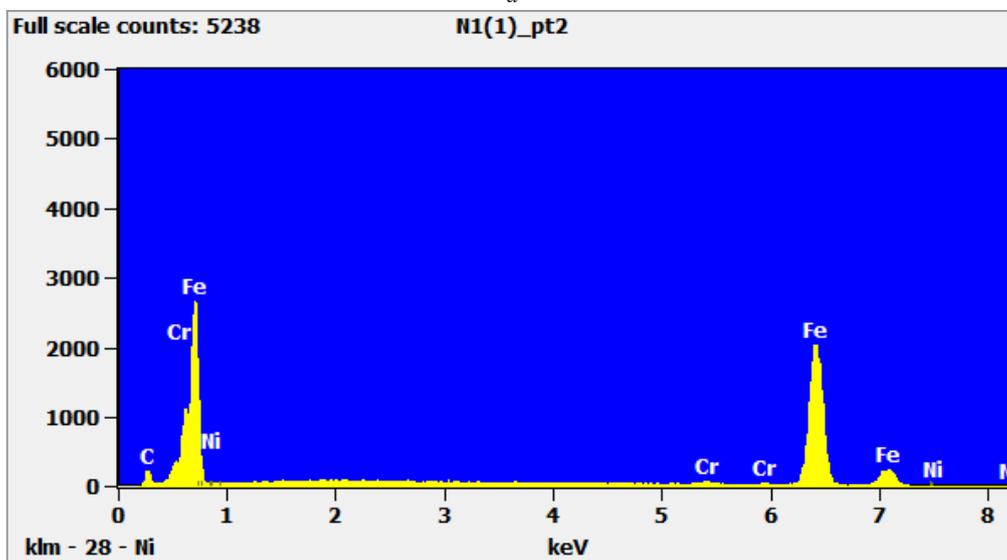
Рис. 2. Микроструктура опытного сплава. $\times 300$

Микроструктура – достаточно однородная, представлена матрицей и включениями. Матрица представлена легированным раствором, в состав которого входит никель (рис. 3). Также в матрице присутствует частично такой карбидообразующий элемент, как хром, однако молибден, ванадий и ниобий в матрице не присутствуют. Как будет показано ниже, эти элементы входят в состав карбидной фазы.

Технологическая сложность процесса получения качественной стали обусловлена тесной взаимосвязью всех технологических переделов, включающих выплавку полупродукта, доводку металла и внепечное рафинирование.



a



b

Рис. 3. РФА матрицы опытного сплава (сталь с повышенным содержанием V+ Nb): *a* – микроструктура; *b* – РФ

При производстве среднеуглеродистых сталей, микролегированных ванадием и ниобием, с содержанием марганца до 1,5% особое внимание следует уделять металлургическому качеству стали. Металлургическое качество, в первую очередь, определяется уровнем загрязненности стали неметаллическими включениями, причем как эндогенной, так и экзогенной природы образования.

Включения эндогенной природы образования, оставшиеся в стали после выпечной обработки, приводят к формированию скоплений неметаллических включений в готовой продукции и формируют зону точечной неоднородности в теле слитка. Включения экзогенной природы образования, источником которых являются частицы изношенной футеровки ковшей, запутавшиеся частицы шлака, а также частицы разливочных узлов, также способствуют формированию скоплений неметаллических включений, оказывающих негативное влияние на сплошность, механические свойства и эксплуатационные характеристики готовой продукции. Повышенная газонасыщенность стали, в том числе повышенное содержание азота и водорода, приводит к образованию газовых пузырей, флокенов в стали, внутренним расслоениям, а также нарушению сплошности металла.

В процессе выпечной обработки и последующей разливки стали в ней формируются неметаллические включения, распределяющиеся по объему металла в соответствии с их термовременной природой и поверхностными свойствами на всех границах сосуществующих фаз с учетом гидродинамики поведения расплава. При затвердевании в теле отливки развиваются дендритная и зональная химические неоднородности, формируются разные структурные зоны в соответствии с градиентом, возникшим перед фронтом кристаллизации, продолжают образовываться неметаллические включения не только из-за снижения температуры, но, главным образом, за счет обогащения расплава примесями, вызывающими ликвацию. Таким образом, в литом состоянии формируется макро- и микроструктурная неоднородность по сечению слитка, обусловленная вышеназванными физико-химическими процессами.

Таким образом, в химически- и структурно-неоднородном слитке даже после термообработки сохраняются структурные составляющие, морфологически наследуемые от структуры литого металла, такие, как видманштеттов феррит, крупные зерна аустенита, наследуемые от нераздробленных литых кристаллов.

Как известно из металлургической практики, повышение металлургического качества металла может быть осуществлено на этапе выпуска металла из плавильного агрегата, выпечной обработки стали за счет оптимизации технологии раскисления и модифицирования жидкой стали.

Такие характеристики, как количество, морфология и характер распределения неметаллических включений в металлической матрице, в основном закладываются на этапе выпуска металла из сталеплавильного агрегата, а также в процессе раскисления и модифицирования стали при ее выпечной обработке. Технология раскисления и модифицирования стали, включающая, в том числе тип используемых раскислителей и модификаторов, последовательность и способ их ввода в стальной расплав, должна обеспечивать наиболее полное удаление образующихся продуктов раскисления из жидкого металла, а также минимальное содержание неметаллических включений в готовом металле [5–11].

Для проведения анализа загрязненности опытных сплавов неметаллическими включениями были отобраны образцы литого металла от трех опытных плавов в количестве 10 шт. от каждой плавки. Образцы отбирали до и после модифицирования кальцийсодержащими реагентами непосредственно из разливочной изложницы.

Для проведения металлографических исследований загрязненности металла неметаллическими включениями образцы проходили несколько этапов шлифподготовки, которые включали в себя вырезку образцов на отрезном станке с использованием абразивных кругов, горячую запрессовку в фенольной смоле в автоматическом прессе, многостадийную шлифовку и полировку на автоматизированной шлифовально-полировальной машине. Комбинированием тканей, скоростей вращения полировального круга, давлений на образцы и длительностей этапов полировки достигалось оптимальное качество шлифа, которое заключалось в отсутствии царапин, рельефа поверхности, выкрошившихся включений, налипшей на включения полировальной суспензии. Оценку загрязненности металла оксидными и сульфидными неметаллическими включениями осуществляли на 100 полях зрения на нетравленных шлифах в соответствии со стандартом ASTM E 1245.

Для определения химического и фазового составов обнаруженных неметаллических включений использовали возможности рентгеновского микроанализа. Микрорентгеноспектральные исследования химического состава обнаруженных неметаллических включений проводили с использованием растрового электронного микроскопа ZEISS SUPRA 55VP. Данный микроскоп снабжен системой компьютерного

контроля сканирования электронным пучком и цифровой регистрацией сигналов и изображения, а также рентгеноспектральным микроанализатором INCA WAVE и INCA X-MAX. Расчет содержания оксидных и сульфидных компонентов в составе каждого включения осуществляли на основе данных микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) и соответствующих стехиометрических соотношений между элементами. Уточнение фазового состава проводили при помощи изотермических сечений тройных диаграмм состояния. Например, для включения, имеющего, согласно МРСА, состав $\text{Ca} = 32,04\%$; $\text{Al} = 14,81\%$; $\text{Mg} = 1,17\%$; O – остальное массовое содержание оксидов $\text{CaO} = 60\%$; $\text{Al}_2\text{O}_3 = 37\%$; $\text{MgO} = 3\%$. Фазовый состав соответствует $3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ с незначительным содержанием MgO .

Как показал анализ технологии производства опытных плавок исследуемой стали, для всех плавок значительных отклонений по содержанию углерода на выпуске металла из печи не наблюдается ($[\text{C}]_{\text{ср}} = 0,039\%$). Соответственно окисленность металла на этой стадии должна быть также на одном уровне ($[\text{O}]_{\text{расч. ср.}} = 0,073\%$). При этом суммарное количество алюминия, присаживаемое на этапе внепечной обработки, для плавки № 1 имеет максимальное значение по сравнению с плавками № 2 и 3. Это приводит к увеличению концентрации алюминия в стали перед разливкой (0,046% против 0,029 и 0,032%) и повышению величины Al/Ca (отношение общей массы присаживаемого алюминия к общей массе вводимого кальция) до 10,24 (против 7,49 и 7,39). Несмотря на то что это значение является удовлетворительным, данный факт приводит к повышению доли Al_2O_3 в составе неметаллических включений этой плавки по сравнению с остальными [12].

Для выплавки опытной стали необходимо использовать чугунный лом с пониженным содержанием серы и металлический лом с минимально возможным уровнем загрязнения примесями цветных металла в соотношении 75–85% чугуна и 25–15% металлического лома.

На выпуске металла из плавильного агрегата после отсечки первичного шлака на 10%-ном периоде времени от продолжительности выпуска присаживается известь, на 20%-ном периоде вводятся кремний-марганецсодержащие материалы в количестве, необходимом для обеспечения заданного содержания $[\text{C}]$, $[\text{Mn}]$, $[\text{Si}]$. Затем присаживаются микролегирующие добавки. На 30%-ном периоде вводится чушковый алюминий; по возможности минимизировать время выпуска стали из плавильного агрегата (5–6 мин).

Количество вводимого алюминия на выпуске из печи не должно превышать критическое значение, определяемое окисленностью стали, также не исключается вариант использования на выпуске только Mn и SiMn для предварительного раскисления, ввод алюминия при этом осуществляется на более поздних этапах.

Окончательное раскисление алюминием необходимо проводить незадолго до ввода в металл модификатора. Кроме того, следует обеспечивать более равномерный ввод легирующих материалов (FeNb , FeMo , Cu) по ходу внепечной обработки, причем единичная вводимая порция должна составлять не более 10% от массы плавки.

При последующей внепечной обработке необходимо обеспечивать содержание алюминия в стали на 0,01–0,02% выше верхнего предела марочного состава стали путем ввода алюминия не более чем за 10 мин до ввода кальцийсодержащих материалов. Количество присаживаемых алюминия и силикокальция должно находиться в пределах 0,89–0,91 кг алюминия на 1 кг силикокальция.

Необходимо отметить, что жидкие алюминаты кальция, близкие по составу к $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, формируются при относительно низких содержаниях алюминия в стали $[\text{Al}] < 0,01\%$, не попадающих в заданный марочный интервал. Поэтому рекомендуется для всего рабочего диапазона по кальцию ($[\text{Ca}] = 0,0005–0,0050\%$) находиться на нижнем пределе по алюминию $[\text{Al}] \rightarrow 0,015\%$.

Таким образом, определены основные технологические параметры дополнительного микролегирования стали 30Х3МФ путем повышения износостойких свойств.

ЛИТЕРАТУРА

1. Владимирев Н. Ф., Голубев А. Развитие технологии производства листовых корпусных сталей // Вопросы материаловедения. 1999. № 3 (20).
2. Орлов В. В., Малышевский В. А., Хлусова Е. А., Голосиенко С. А. Разработка технологии производства конструкционных сталей для морской техники и магистральных трубопроводов, предназначенных для эксплуатации в Арктике // Сталь. 2014. № 9. С. 79–88.
3. Issagulov A. Z., Ibatov M. K., Kvon S. S., Kulikov V. Y., Chsherbakova Y. P. Studying furnace refractory lining properties with copper matte smelting // Metalurgija (Zagreb, Croatia). 2020. Vol. 59. No 1. P. 93–96.
4. Isagulov A. Z., Kvon S. S., Kulikov V. Yu., Aubakirov D. R. Study of the structure and stress fields in a grinding ball casting // Черные металлы. 2020. № 5. С. 37–41.

5. Гольдштейн М. Н., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. М.: Metallurgija, 1989.
6. Перельгин В. Hardox: разберемся спокойно // Основные средства. 2008. № 12. С. 18–21.
7. Duzcukohfu H. Effect of boron addition on Mechanical properties of 60SiCr7Steel 1 // Int. J.of Materials. Mechanic and Manufactory. 2015. Vol. 3. No 2.
8. Жучков В. И., Заякин О. В., Леонтьев Л. И. и др. Физико-химические характеристики, получение и применение бор-содержащих сплавов // Изв. вузов. Черная металлургия. 2017. № 7. С. 348–354.
9. Степанов А. И., Бабенко А. А., Сычев А. В. и др. Оработка технологии микролегирования стали бором с использованием ферросиликобора // Metallurg. 2014. № 7. С. 50–52.
10. Лякишев Н. П., Плинер Ю. П., Лаппо С. И. Борсодержащие стали и сплавы. М.: Metallurgija, 1986. 383 с.
11. Ким А. С., Заякин О. В., Акбердин А. А. и др. Получение и применение новых комплексных борсодержащих ферросплавов // Электрометаллургия. 2009. № 12. С. 21–24.
12. Ковалев П. В., Рябошук С. В., Исагулов А. З. и др. Влияние внепечной обработки на металлургическое качество сталей, микролегированных ванадием и ниобием // Тр. ун-та. 2019. № 3 (76). С. 27–30.

REFERENCES

1. Vladimirov N. F., Golubev A. Razvitie tehnologii proizvodstva listovnyh korpusnyh stalej [Development of the production technology of sheet shell steels]. *Voprosy materialovedeniya = Materials science issues*, 1999, no. 3(20).
2. Orlov V. V., Malyshevskij V. A., Hlusova E. A., Golosienko S. A. Razrabotka tehnologii proizvodstva konstrukcionnyh stalej dlja morskoy tehniky i magistral'nyh truboprovodov, prednaznachennyh dlja jekspluatacii v Arktike [Development of technology for the production of structural steels for marine machinery and main pipelines intended for operation in the Arctic]. *Stal' = Steel*, 2014, no. 9, pp. 79–88.
3. Issagulov A. Z., Ibatov M. K., Kvon S. S., Kulikov V. Y., Chsherbakova Y. P. Studying furnace refractory lining properties with copper matte smelting. *Metallurgija = Metallurgy (Zagreb, Croatia)*, 2020, Vol. 59, no. 1, pp. 93–96.
4. Isagulov A. Z., Kvon S. S., Kulikov V. Yu., Aubakirov D. R. Study of the structure and stress fields in a grinding ball casting. *Chernye metally = Ferrous metals.*, 2020, no. 5, pp. 37–41.
5. Gol'dshtejn M. N., Grachev S. V., Veksler Ju. G. *Special'nye stali* [Special steels]. Moscow, Metallurgija Publ., 1989.
6. Perelygin V. Hardox: razberemsja spokojno [Hardox: let's figure it out calmly]. *Osnovnye sredstva = Fixed assets*, 2008, no. 12, pp. 18–21.
7. Duzcukohfu H. Effect of boron addition on Mechanical properties of 60SiCr7Steel 1. *Int. J.of Materials. Mechanic and Manufactory*, 2015, vol. 3, no. 2.
8. Zhuchkov V. I., Zajakin O. V., Leont'ev L. I. i dr. Fiziko-himicheskie harakteristiki, poluchenie i primenenie borsoderzhashhih splavov [Physicochemical characteristics, production and use of boron-containing alloys]. *Izvestija Vuzov. Chernaja metallurgija = Proceedings of Universities. Ferrous metallurgy*, 2017, no. 7, pp. 348–354.
9. Stepanov A. I., Babenko A. A., Sychev A. V. i dr. Otrabotka tehnologii mikrolegirovanija stali borom s ispol'zovaniem ferrosilikobora [Development of the technology of microlegging of steel with boron using ferrosilicobor]. *Metallurg = Metallurgist*, 2014, no. 7, pp. 50–52.
10. Ljakishev N. P., Pliner Ju. P., Lappo S. I. *Borsoderzhashhie stali i splavy* [Boron-containing steels and alloys]. Moscow, Metallurgija Publ., 1986, 383 p.
11. Kim A. S., Zajakin O. V., Akberdin A. A. i dr. Poluchenie i primenenie novyh kompleksnyh borsoderzhashhih ferrosplavov [Preparation and application of new complex boron-containing ferroalloys]. *Jelektrometallurgija = Electrometallurgy*, 2009, no. 12, pp. 21–24.
12. Koval'ov P. V., Rjaboshuk S. V., Isagulov A. Z., Ibatov M. K., Kvon S. S., Kulikov B. Ju., Shherbakova E. P. Vlijanie vnepechnoj obrabotki na metallurgicheskoe kachestvo stalej, mikrolegirovannyh vanadiem i niobiem [Impact of off-furnace treatment on metallurgical quality of vanadium and niobium microalloyed steels]. *Trudy Universiteta = University Proceedings*, 2019, no. 3(76), pp. 27–30.