



УДК 621.791.011

DOI 10.17073/0368-0797-2024-3-293-302



Оригинальная статья

Original article

РАСЧЕТЫ ФАЗОВОГО СОСТАВА АУСТЕНИТНОЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫПОЛНЕННОГО ИЗ НЕЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

В. С. Костина[✉], М. В. Костина, Д. В. Зиновеев, А. Э. Кудряшов

■ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия, 119991, Москва, Ленинский пр., 49)

✉ vskostina@yandex.ru

Аннотация. Технологичность материала напрямую связана с возможностью его производства, эксплуатации и ремонтпригодности. Одним из важнейших показателей технологичности металла является свариваемость. Аустенитные стали с высоким содержанием азота проявили себя как высокопрочные, коррозионно- и хладостойкие материалы, однако вопрос их свариваемости до сих пор раскрыт не до конца. Отсутствие на рынке сварочных присадочных материалов, специально разработанных для сварки высокоазотистых сталей, перво-степенная преграда перед решением обозначенной проблемы. В связи с этим целью данной работы является разработка и получение лабораторного образца высокоазотистой сварочной проволоки. На основе проведенных расчетов растворимости азота и фазового состава металла шва выбран химический состав Cr–Mn–Ni–Mo–V,N стали для этой проволоки. Получен бездефектный слиток с 0,57 % N и методами горячей пластической деформации и волочения изготовлена проволока с содержанием 0,57 мас. % N. Опробование этой проволоки для получения сварного соединения аустенитной литейной стали, близкой к ней по химическому составу, с проведением процесса сварки по разработанным технологическим рекомендациям, позволило получить бездефектное сварное соединение без потери азота в металле шва. При микротвердости основного металла 252 HV₅₀, благодаря легированию стали сварочной проволоки азотом и ванадием металл сварного шва и линии сплавления имел высокую микротвердость (278 и 273 HV₅₀ соответственно), заметно превышающую микротвердость Cr–Ni литого аустенита. Металл сварного соединения характеризовался высокой прочностью (0,9 от прочности основного металла) и высокой ударной вязкостью. Излому ударных образцов присуще характерное для вязких материалов ямочное строение. По результатам исследования новая сварочная проволока показала себя как перспективный материал для сварки аустенитных высокоазотистых сталей.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь, сварное соединение, ручная дуговая сварка, высокоазотистая сварочная проволока, механические свойства, ударная вязкость, фрактография

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента МК-1100.2022.4.

Для цитирования: Костина В.С., Костина М.В., Зиновеев Д.В., Кудряшов А.Э. Расчеты фазового состава аустенитной высокоазотистой сварочной проволоки и исследование выполненного из нее сварного соединения. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2024;67(3):293–302. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-293-302>

CALCULATIONS OF PHASE COMPOSITION OF AUSTENITIC HIGH-NITROGEN WELDING WIRE AND STUDY OF A WELDED JOINT MADE FROM IT

V. S. Kostina[✉], M. V. Kostina, D. V. Zinoveev, A. E. Kudryashov

■ Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences (49 Leninskii Ave., Moscow 119991, Russian Federation)

✉ vskostina@yandex.ru

Abstract. The processability of a material is directly related to the possibility of its production, operation and maintainability. One of the most important indicators of the processability of any metal is weldability. Austenitic steels with a high nitrogen content proved themselves as high-strength, corrosion- and cold-resistant materials, but the issue of their weldability is still not fully understood. The lack of welding filler materials on the market specifically designed for welding high-nitrogen steels is the primary obstacle to solving this problem. Thus, the goal of the work was to develop and obtain a laboratory sample of high-nitrogen welding wire. Based on calculations of nitrogen solubility and the phase composition of the weld metal, the chemical composition of Cr–Mn–Ni–Mo–V,N steel was selected for this wire. A defect-free ingot with 0.57 % N was obtained, and wire

with a nitrogen content of 0.57 wt. % was produced using hot plastic deformation and drawing methods. Testing of this wire to obtain a welded joint of austenitic cast steel, close to it in chemical composition, with the welding process carried out according to the developed technological recommendations, made it possible to obtain a defect-free welded joint without loss of nitrogen in the weld metal. With a microhardness of the base metal of 252 HV₅₀, due to the alloying of the welding wire steel with nitrogen and vanadium, the metal of the weld and fusion line had a high microhardness (278 and 273 HV₅₀, respectively), significantly exceeding the microhardness of Cr–Ni cast austenite. The metal of the welded joint has high strength (0.9 of the base metal strength) and high impact toughness. The fracture of impact samples is characterized by a dimple structure characteristic of viscous materials. According to the obtained results, the new welding wire showed itself to be a promising material for welding austenitic high-nitrogen steels.

Keywords: high-nitrogen steel, welded joint, manual arc welding, high-nitrogen welding wire, mechanical properties, impact strength, fractography

Acknowledgements: The work was supported by the President, grant No. MK-1100.2022.4.

For citation: Kostina V.S., Kostina M.V., Zinoveev D.V., Kudryashov A.E. Calculations of the phase composition of austenitic high-nitrogen welding wire and study of a welded joint made from it. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2024;67(3):293–302.

<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-3-293-302>

ВВЕДЕНИЕ

Благодаря комплексу свойств, аустенитные высокоазотистые стали могут использоваться в машиностроении, приборостроении, медицине, нефтегазовой отрасли, бытовых нуждах и т. д. Осуществление практического применения таких сталей предполагает хорошую технологичность, в том числе свариваемость. Для сварки аустенитных сталей с высокой концентрацией азота (0,4 – 0,6 %) целесообразно использовать сварочную присадку также с повышенной концентрацией этого элемента. Процесс получения качественных сварных соединений таких сталей затруднен из-за отсутствия на рынке сварочных присадочных материалов, разработанных специально для сварки высокоазотистых сталей [1; 2]. До недавнего времени при выборе присадочных материалов для сварки этого типа сталей руководствовались следующими принципами.

1. Использование сварочной присадки Fe–Cr–Ni–Mo композиции. В ряде случаев в их составе присутствуют в небольшом количестве марганец и 0,10 – 0,25 % N¹ [3; 4]. При этом, для того чтобы сварочный материал сохранял аустенитную структуру, в нем существенно (в ~2 раза) повышают концентрацию никеля (по сравнению с обычными нержавеющими сталями) [5; 6]. Также, с этой же целью, может быть несколько повышена концентрация углерода [7 – 10]. Это самый реализуемый на практике вариант, но он имеет ряд недостатков:

- снижается прочность стали из-за отсутствия твердорастворного упрочнения азотом;
- смещается баланс в сторону ферритообразования.

В некоторых случаях с целью повышения содержания азота в металле шва при сварке к защитному газу добавляют некоторое количество газообразного азота [11 – 14], либо нитридсодержащий порошок [15]. Правильно рассчитанная концентрация добавленного в процессе сварки азота приводит к снижению количества феррита, повышению пластичности и коррозионной стойкости [16 – 19].

2. Использование сварочных присадочных материалов на Ni-основе, изначально разработанных для сварки жаростойких сталей [4; 20]. Они обладают высоким уровнем свойств, однако содержат в своем составе большое количество дорогостоящих легирующих элементов: 55 – 68 % Ni и 2,5 – 16 % Mo. При использовании высоконикелевых присадок необходимо проводить сварку по режиму с низким сварочным током, чтобы избежать перемешивания высокоазотистого основного металла и металла присадки. В противном случае зона перемешивания будет обеднена азотом из-за высокой концентрации никеля, снижающего растворимость азота [21], и окажется наиболее уязвимым участком сварного соединения [22].

3. Применение в качестве присадочного материала металла, близкого или полностью повторяющего по химическому составу основной металл, так называемый вариант сварки «своим телом» [23]. Такой вариант привлекателен тем, что сварочная присадка содержит столь же высокую концентрацию азота, как и основной металл и можно рассчитывать на высокие прочностные свойства сварного соединения. Однако данный вариант не может использоваться в промышленных масштабах, если для сварки «своим телом» применять тонкие прутки из основного металла, так как во многих процессах используется способ сварки с автоматической подачей проволоки.

В последнее время вопросу выбора сварочных присадочных материалов для сварки именно высокоазотистых сталей уделено особое внимание. Ряд научных групп опубликовали работы, в которых сообщили о создании образцов сварочных проволок с высоким содержанием азота [17; 19; 24].

В работе [24] были разработаны три образца экспериментальных сварочных Cr–Mn–Ni проволок с 0,15; 0,6 и 0,9 % N. Сварные соединения высокоазотистой стали 22Cr–16Mn–2Ni–0,75N получены с использованием разработанных проволок в защитном газе аргоне. В процессе сварки в результате возникшей дегазации азота в каплях расплавленной проволоки в твердом металле шва установлено меньшее количество азота. В результате этого в металле сварных швов, получен-

¹ https://www-eng.lbl.gov/~shuman/NEXT/MATERIALS&COMPONENTS/ss-weld_manual_avesta.pdf

ных с использованием проволок с 0,6 и 0,9 % N, образовалось некоторое количество феррита, что привело к снижению ударной вязкости сварных соединений. При этом в металле наиболее высокоазотистого шва была обнаружена пористость, которая негативно сказалась на прочности сварного соединения. Сварное соединение с 0,15 % N характеризовалось аустенитной структурой, однако вследствие невысокой концентрации азота у него были получены самые низкие прочностные характеристики.

В исследовании [17] дуговой сваркой были получены сварные соединения стали 22Cr–2Ni–16Mn–0,75N с использованием присадки 20Cr–2Mo–18Mn–0,6N. Для предотвращения рисков потери азота из сварочной проволоки в качестве защитного газа использовалась смесь из Ar–N₂–CO₂. Установлено, что с повышением содержания CO₂ содержание азота в металле шва увеличивается, и соответственно возрастают прочность и ударная вязкость сварного соединения. Добавление газа N₂ (до 7 %) также повысило содержание азота в металле шва. При дуговой автоматической сварке в работе [19] сварные соединения стали 21Cr–Ni–17Mn–4Mo–0,8N получали в защитной газовой смеси 93,5 % Ar + 5 % N₂ + 1,5 % O₂ с использованием экспериментальной сварочной проволоки 21Cr–2Ni–17Mn–2Mo–0,78N. Варьировали скорости подачи проволоки и напряжения. Установлено, что для обеспечения стабильного процесса сварки предпочтительна небольшая скорость подачи проволоки (3–8 м/мин) при умеренном напряжении дуги (до 20 В). Использование высоких скоростей сварки и более высокого напряжения привели к разбрызгиванию металла проволоки и возникновению задымления в области горения дуги.

Рассматривая некоторые причины трудностей при разработке подходящей высокоазотистой сварочной проволоки, можно сказать следующее. При разработке проволоки необходимо учитывать химический состав, послесварочную микроструктуру, формируемую металлом сварочной проволоки, и режим кристаллизации сварного шва. На технологию производства проволоки могут влиять все эти факторы. Чем больше содержание азота в металле проволоки, тем сильнее будет проявляться дегазация металла в процессе сварки. Соответственно, для этих целей не подходят слитки, полученные выплавкой под давлением азота. При разработке химического состава проволоки также необходимо учитывать содержание легирующих элементов, которые имеют тенденцию образовывать твердые и хрупкие нитриды во время сварки, такие как Cr, Nb и V. Кроме того, энергия дефекта упаковки увеличивается с повышением содержания азота, что может привести к трудностям в процессе волочения сварочной проволоки из стали с высоким содержанием азота.

Исходя из этого, целями данной работы являются разработка химического состава сварочной прово-

локи с высоким содержанием азота, прогнозирование фазового состава металла шва в Thermo-Calc, получение лабораторного образца проволоки и исследование свойств сварных соединений, изготовленных с использованием разработанной сварочной проволоки.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования взяты сварные соединения, полученные ручной дуговой сваркой в среде аргона аустенитной стали марки 05X21AГ15H8МФЛ с ~0,6 мас. % N толщиной 20 мм. После выплавки сталь подвергалась гомогенизирующему отжигу при 1200 °C в течение 3 ч с последующим охлаждением в воде. Химический состав основного металла представлен в табл. 1.

Сварные соединения получены согласно разработанным авторами технологическим рекомендациям [25] с использованием следующих параметров сварки: ток сварки 100–120 А; напряжение дуги 9 В; скорость сварки 3 м/ч. Согласно рекомендациям, после каждого слоя наплавленного металла осуществляли охлаждение на воздухе.

В качестве сварочного присадочного материала использовалась разработанная и полученная в ИМЕТ РАН сварочная проволока с высоким содержанием азота диаметром 1,2 мм [26]. При выборе химического состава сварочной Cr–Ni–Mn–Mo–N проволоки были проведены:

– термодинамические расчеты растворимости азота [N] [27]

$$\begin{aligned} \lg[N] = & -560/T - 1,06 - 2600/T - \\ & - \{0,39(-0,048([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - \\ & - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - \\ & - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + 0,41[W]) + \\ & + 3,5 \cdot 10^{-4}([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - \\ & - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - \\ & - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + 0,41[W])^2\} + \\ & + (700/T - 0,37); \end{aligned} \quad (1)$$

– расчеты фазового состава по диаграмме Шеффлера с использованием расчетных концентраций азота при выполнении следующего условия:

$$Ni'_{\text{эКВ}}/Cr_{\text{эКВ}} > 0,8, \quad (2)$$

где значения никелевого и хромового эквивалентов рассчитывали по формулам

$$Ni'_{\text{эКВ}} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C, \quad (3)$$

$$Cr'_{\text{эКВ}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb; \quad (4)$$

Таблица 1. Марочный химический состав основного металла

Table 1. Grade chemical composition of the base metal

Основной металл	Химический состав, мас. % (Fe и примеси – остальное)									
	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	V	C	S	P
	не более									
05X21AГ15H8МФЛ	не более 0,6	21 – 22	7,7 – 9,0	15 – 16	1 – 2	0,2	0,3	0,04	0,008	0,012

– обеспечение коррозионной стойкости:

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \% \text{Mo} + 16 \% \text{N} \geq 31. \quad (5)$$

Расчеты фазового состава металла шва проведены с использованием данных термодинамических величин из базы данных TCFE 7.0 в Thermo-Calc. Исходными параметрами при термодинамическом моделировании являлись концентрации компонентов системы (химический состав), температура и давление. Расчеты проводились при нормальном атмосферном давлении в интервале температур от 600 до 1200 °С.

Изготовление шлифов и выявление микроструктуры. На приборе для горячей запрессовки Oral 400 образцы запрессовывали в бакелит, затем последовательно шлифовали на шлифовальной машине Saphir 250 и полировали на сукне с использованием эмульсии. Отполированные образцы сварных соединений подвергали травлению в реактиве: 2 части HCl + + 1 часть HNO₃ + 1 часть глицерина.

Оптическая микроскопия. Исследования микроструктуры проводили на световом микроскопе Olympus GX51.

Ферритометрия. Содержание феррита измеряли магнитометрическим методом прибором МВП-2М. Диапазон содержания ферритной фазы может быть измерен в пределах от 0 до 25 %; предел допускаемой основной погрешности ферритной фазы: 0,05(1 + X_{фн}), где X_{фн} – измеренное значение ферритной фазы, %.

Микротвердость. Измерения микротвердости различных зон сварных соединений проводили по ГОСТ 9450 – 76 на твердомере Volpert 402MVD при нагрузке 50 г и выдержке под этой нагрузкой в течение 10 с. В качестве индентора использовалась четырехгранная алмазная пирамида. Число микротвердости определяли по формуле

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{0,102 \cdot 2F \cdot \sin d/2}{d^2} = 0,189 \frac{F}{d^2}, \quad (6)$$

где F – нагрузка, Н; d – диагональ отпечатка, мм.

Механические свойства определяли на образцах основного металла и полученных сварных соединениях, у которых сварной шов располагался по центру вырезанного образца.

Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497 – 84 на установке Instron 3382. Использо-

вали пропорциональные цилиндрические образцы, тип IV, № 7. Скорость испытания составляла во всех случаях 1 мм/мин, температура комнатная.

Испытания на ударный изгиб выполняли по ГОСТ 9454 – 78 на установке Amsler RKP 450 Zwick/Roell при 20 °С. Использовали образцы по ГОСТ 9454 – 78 с V-концентратором. Максимальная энергия удара маятника 300 Дж.

Сканирующая электронная микроскопия. Фрактографический анализ образцов после разрушения проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO-1420 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) Oxford Instruments.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Разработка химического состава и изготовление сварочной проволоки

В качестве основы для разработки высокоазотистой сварочной проволоки была взята Fe–Cr–Mn сталь, легированная элементами внедрения – азотом (~0,5 %) и углеродом, элементами замещения – никелем и молибденом, что обеспечило получение аустенитной структуры, высокой прочности, коррозионной стойкости и хладостойкости² [4]. В результате проведенных расчетов по формулам (1) – (5) выбран химический состав сварочной проволоки (табл. 2).

За счет расплавления Cr–Ni–Mn–Mo–N проволоки при сварке возможен частичный уход летучих элементов – азота и марганца из металла сварного шва. Цель работы – провести оценку термодинамически равновесного фазового состава металла сварного шва в зависимости от содержания в нем азота и марганца с применением программы Thermo-Calc для построения температурных сечений фазовых диаграмм.

Построенные фазовые диаграммы для композиции новой сварочной проволоки с переменным содержанием азота и марганца представлены на рис. 1. Пунктирной линией обозначено количество азота и марганца, содержащегося в металле сварочной проволоки рассчитанного состава (табл. 2).

В стали данного химического состава выделение из аустенита нежелательной Z-фазы (Cr, V)N, в допол-

² См.: Там же.

Таблица 2. Марочный химический состав металла сварочной проволоки

Table 2. Grade chemical composition of the welding wire metal

Сварочная проволока	Химический состав, мас. % (Fe и примеси – остальное)										[N], %	Ni _{ЭКВ} /Cr _{ЭКВ}	PREN
	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	V	C	S	P			
						не более							
Св-0,57N	не более 0,57	21 – 23	7,8 – 8,3	14 – 16	0,5 – 1,5	0,5	0,2	0,06	0,007	0,013	0,57	0,73	32

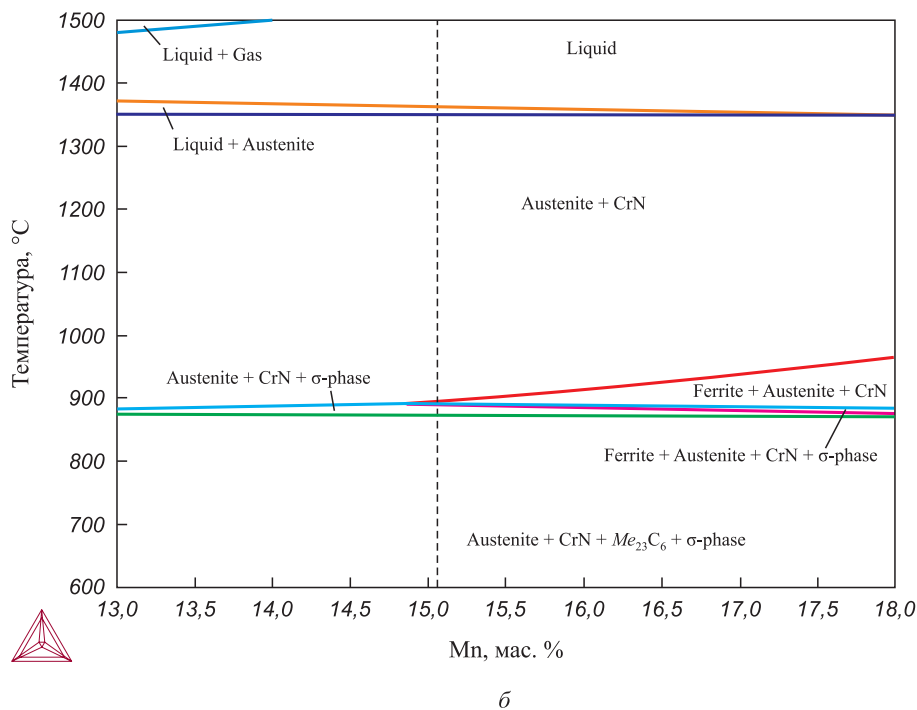
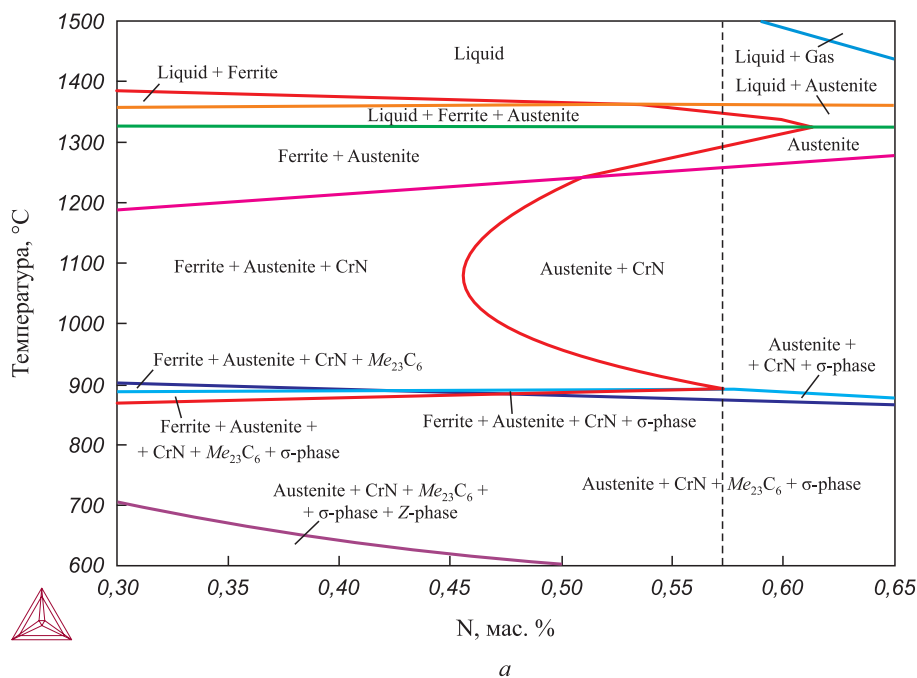


Рис. 1. Расчеты термодинамически равновесного фазового состава сварочной проволоки Св-0,57N в зависимости от содержания в ней азота при концентрации 15,1 % Mn (а) и марганца при концентрации 0,57 % азота (б)

Fig. 1. Calculations of thermodynamically equilibrium phase composition of welding wire Sv-0.57N depending on the content in it of nitrogen (at 15.1 % Mn) (a) and manganese (at 0.57 % N) (b)

нение к нитридам CrN , карбидам Me_{23}C_6 и σ -фазе, в равновесных условиях возможно при снижении температуры до $\sim 700^\circ\text{C}$ и концентрации азота вплоть до 0,5 % (рис. 1, а). Однако, по данным работы [28], Z-фаза образуется при длительных тепловых выдержках в жаропрочных сталях. Учитывая, что сварка является неравновесным процессом, при котором каждый проход сварочной дуги сопровождается расплавлением небольшого участка свариваемой кромки металла и расплавлением сварочной проволоки небольшого диаметра ($\sim 1,2$ мм) и последующим охлаждением, ожидать появления в зоне металла шва, зоне сплавления или зоне термического влияния свариваемого изделия нежелательных Z-фазы или σ -фазы не следует.

Как видно из расчетных данных на рис. 1, б, некоторое возможное снижение концентрации марганца при сварке не может привести к негативным изменениям фазового состава, он должен остаться аустенитным.

Изготовление сварочной проволоки включало в себя следующие технологические операции: выплавку стали с заданным химическим составом в открытой индукционной печи с добавлением азотированных ферросплавов; гомогенизацию литой структуры при 1200°C ; прокатку с предварительным подогревом при 1100°C ; ротационную ковку и волочение проволоки.

Микроструктура

Проведенное исследование в оптическом световом микроскопе не выявило наличия пор, трещин и неспаров (рис. 2). В работе [24] представлен общий вид сварных соединений, снятых на аппарат с малым увеличением. При использовании сварочной проволоки с 0,9 % N поры в металле шва наблюдали невооруженным взглядом.

Микроструктура основного металла, литой стали 05X21AG15H8MФЛ, характеризуется крупными зернами аустенита размером 200 – 700 мкм (рис. 2, а). Структура металла шва состоит из мелких зерен,

вытянутых в направлении кристаллизации (рис. 2, б). В каждой из зон сварного соединения наблюдается некоторое количество зерен феррита. По результатам проведенной ферритометрии установлено, что объемное содержание феррита не превышает 0,27.

Сопоставляя полученные данные при расчетах фазовой диаграммы на рис. 1 и снимках микроструктуры, важно отметить, что наличие карбидов Me_{23}C_6 и σ -фазы методом оптической микроскопии в полученных сварных соединениях не подтвердилось.

Высокотемпературный процесс сварки может приводить к негативным последствиям в зоне термического влияния сварного шва. Так, например, в работах [29; 30] показано, что в зоне термического влияния происходило выделение крупных частиц нитридов Cr_2N , что приводило к снижению коррозионной стойкости. В изучаемых же сварных соединениях крупные частицы нитридов не обнаружены, что, очевидно, связано с использованием низкой погонной энергии сварки.

Содержание азота в металле шва составило 0,58 %, видимо, за счет поступления азота из основного металла (с 0,6 % N) в процессе сварки в сварочную ванну. Столь высокое усвоение азота удалось достичь благодаря соблюдению технологических рекомендаций для сварки высокоазотистых сталей [25]. В обсуждавшейся выше работе [24] при использовании, как и в данном случае, дуговой многопроходной сварки в аргоне и сварочных проволок с 0,6 и 0,9 % N, содержание азота в металле шва составило 0,54 и 0,64 % соответственно. В работе [17] даже добавление 5 % N_2 к защитному газу не позволило сохранить весь азот, содержащийся в металле присадки (0,6 %), и его значение в металле шва составило 0,58 %.

Механические свойства

Образцы сварных соединений для проведения испытаний на растяжение и ударный изгиб были вырезаны таким образом, чтобы металл шва располагался по

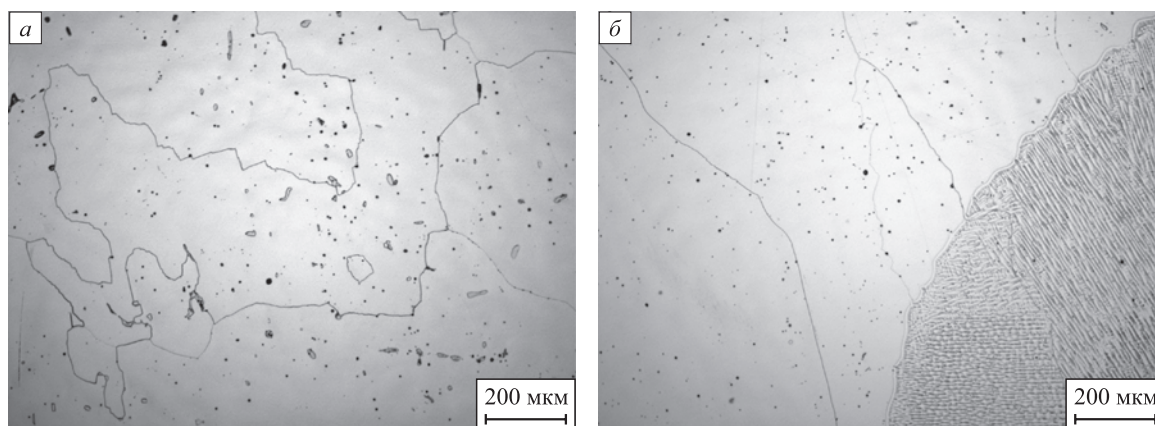


Рис. 2. Микроструктура основного литого металла (а) и сварного соединения (б)

Fig. 2. Microstructure of base cast metal (a) and welded joint (b)

центру испытуемых образцов. На рис. 3 приведена гистограмма, из которой видно, что сварные соединения литой высокоазотистой стали имеют в комплексе «предел текучести – предел прочности – ударная вязкость» высокий уровень свойств. В качестве сравнения, механические свойства образца литой стали 05X21AG15H8МФЛ после гомогенизационного отжига при 1200 °С, 4 ч, приведенные в работе [31], были следующие: $\sigma_{0,2} = 407$ МПа, $\sigma_B = 674$ МПа, $KCV = 209$ Дж/см². Из этого следует, что исследованные в настоящей работе сварные соединения высокоазотистой стали, полученные с использованием разработанного сварочного материала и по разработанным технологическим рекомендациям, практически равнопрочны основному металлу без сварки (90 % от прочности основного металла).

Значения микротвердости, измеренные в разных зонах сварного соединения (рис. 4), согласуются с размером зерна в каждой из областей исследования. В том числе, самые низкие значения твердости присущи основному металлу, имеющему крупнозернистую литую структуру аустенита. Микротвердость в зоне сплавления и металле

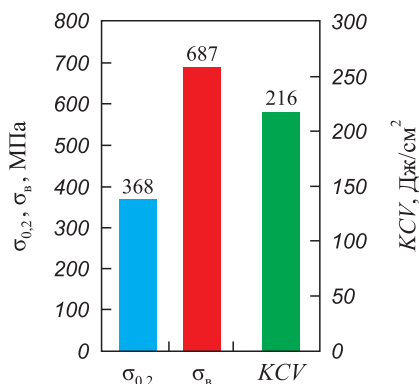


Рис. 3. Механические свойства образцов сварных соединений высокоазотистой аустенитной стали

Fig. 3. Mechanical properties of the samples of welded joints of high-nitrogen austenitic steel

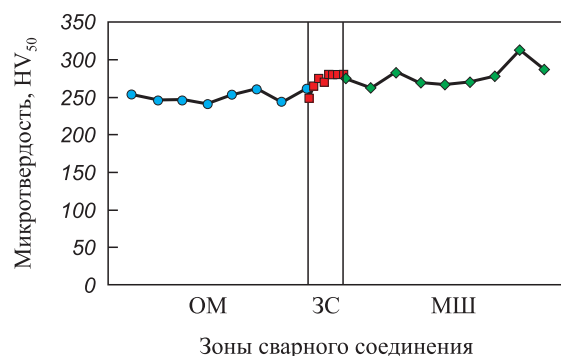


Рис. 4. Микротвердость в каждой из зон сварного соединения: OM – основного металла; ЗС – зона сплавления; МШ – металл шва

Fig. 4. Microhardness in each zone of the welded joint: OM – base metal, ЗС – fusion zone, МШ – weld metal

шва более высокая за счет вклада в упрочнение границ мелких зерен, сформировавшихся в металле шва.

Морфология изломов образцов после испытаний на ударную вязкость указывает на вязкий ямочный характер разрушения (рис. 5). Крупные ямки ответст-

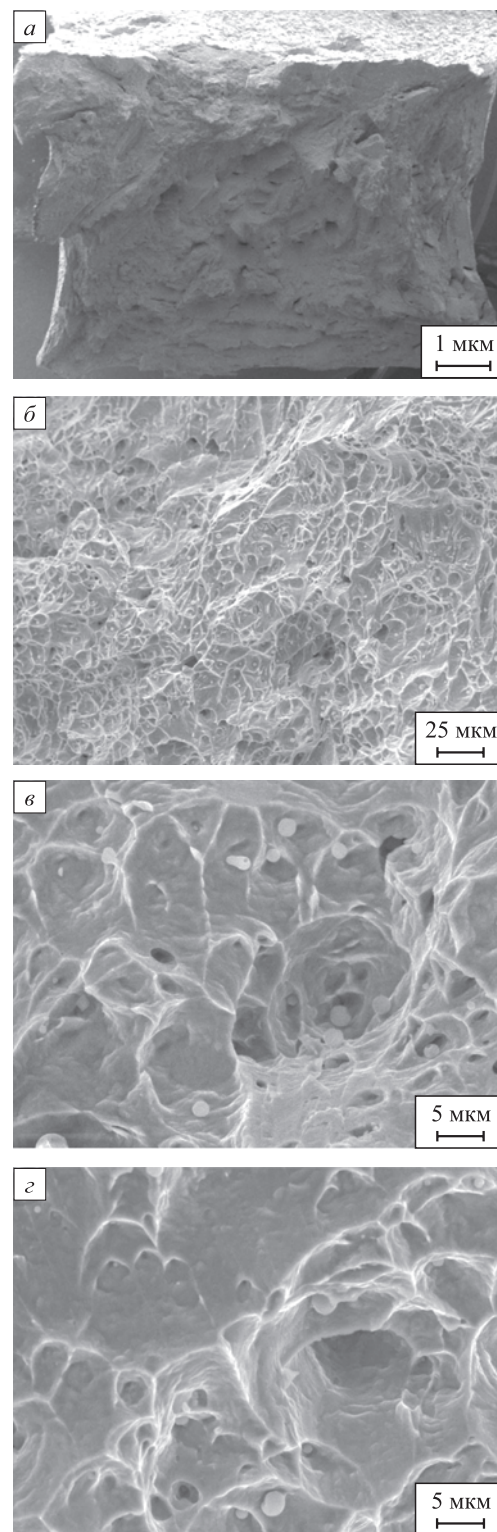


Рис. 5. Фрактография образцов сварных соединений после испытаний на ударную вязкость

Fig. 5. Fractography of the samples of welded joints after impact tests

венны за повышение пластических свойств³. Высокую ударную вязкость стали демонстрируют в том случае, если при наличии большого числа ямок небольшого размера наибольшую площадь в изломе занимают ямки размером не менее 10 – 15 мкм с глобулярными включениями не более 8 мкм. Признаком высокой вязкости металла является также глубина и пластичность самих ямок, серпантинный характер скольжения на их стенках и отсутствие трещиноватости ямок⁴ – именно те признаки, которые наблюдаются в изломе (рис. 5, в, г).

Обсуждая достигнутые в данном эксперименте прочностные характеристики, можно отметить следующее. Уровень прочности сварного соединения определяется наименее прочным его участком. Авторы опробовали эту проволоку при сварке литейной аустенитной стали, являющейся высокопрочной среди литейных сталей аустенитного класса (обычный уровень предела текучести аустенитных сталей системы Fe–18Cr–10Ni составляет не более 200 МПа). При сварке этой же проволокой горячедеформированного металла такого же состава свойства сварного соединения должны быть выше. Например, в работе [24] получали сварное соединение высокоазотистой деформированной стали с использованием сварочной присадки с 0,6 % N. Соответственно, был достигнут предел прочности $\sigma_b = 912$ МПа, ударная вязкость при этом закономерно была ниже, $KCV = 110$ Дж/см². Этот уровень свойств был получен за счет упрочненной вследствие деформации структуры основного металла.

У сварного соединения, полученного с использованием сварочной присадки с 0,78 % N, при сварке в защитной газовой атмосфере (87 % Ar – 6,5 % N₂ – 6,5 % CO₂) также были отмечены высокие значения механических свойств, характерные для деформированного высокоазотистого металла: $\sigma_b = 956$ МПа, $KCV = 132$ Дж/см² [17].

Выводы

Сделаны расчеты фазового состава стали выбранной композиции Fe–Cr–Mn–Ni–Mo–V, N с варьированием содержания марганца и азота, которые могут улетучиваться при сварке. Показано, что выбранная сварочная азотосодержащая проволока должна иметь аустенитную структуру.

Из выплавленной в лабораторных условиях стали изготовлена сварочная проволока Св-0,57N методами горячей пластической деформации и волочения. Опро-

бование этой проволоки для получения сварного соединения аустенитной литейной стали 05X21AG15H8MФЛ ~0,6 % N с проведением процесса дуговой сварки в аргоне по разработанным технологическим рекомендациям позволило получить бездефектное сварное соединение без потери азота в металле шва.

Металл сварного соединения характеризуется высокой прочностью (0,9 от прочности основного металла) и высокой ударной вязкостью, излом имеет характерное для вязких материалов ямочное строение. Новая сварочная проволока Св-0,57N – перспективный материал для сварки аустенитных высокоазотистых сталей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ / REFERENCES

1. Wang X., Tian J., Li S., He P., Fang N., Wen G. Weldability of high nitrogen steels: A review. *Reviews on Advanced Materials Science*. 2023;62(20220325):1–17. <https://doi.org/10.1515/rams-2022-0325>
2. Du Toit M. Filler metal selection for welding a high nitrogen stainless steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2002;11(3):306–312. <https://doi.org/10.1361/105994902770344123>
3. Бишоков Р.В., Барышников А.П., Гежа В.В., Мельников П.В. Сварочные материалы и технологии сварки высокопрочных сталей. *Вопросы материаловедения*. 2014;2(78):128–137.
Bishokov R.V., Baryshnikov A.P., Gezha V.V., Mel'nikov P.V. Welding materials and technologies of high strength steels. *Voprosy materialovedeniya*. 2014;2(78):128–137. (In Russ.).
4. Harzenmoser M. Welding of high nitrogen steels. *Materials and Manufacturing Processes*. 2004;19(1):75–86. <https://doi.org/10.1081/AMP-120027503>
5. Du Toit M. The microstructure and mechanical properties of Cromanite welds. *Journal of the South African Institute of Mining and Metallurgy*. 1999;99(6):333–339.
6. Mohammed R., Reddy G.M., Rao K.S. Effect of filler wire composition on microstructure and pitting corrosion of nickel free high nitrogen stainless steel GTA welds. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2016;69(10):1919–1927. <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0851-6>
7. Фомина О.В. Создание технологических принципов управления структурой и физико-механическими свойствами высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали: Диссертация ... доктора технических наук. Санкт-Петербург; 2018:433.
8. Mohammed R., Madhusudhan R.G., Rao K.S. Welding of nickel free high nitrogen stainless steel: Microstructure and mechanical properties. *Defence Technology*. 2017;13:59–71. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2016.06.003>
9. Liu Z., Fan C., Yang C., Zhu Ming, Hua Z., Lin S., Wang L. Investigation of the weldability of dissimilar joint between high nitrogen steel and low alloy steel by comparing filler metals. *Materials Today Communications*. 2023;35:105551. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105551>
10. Kumar N., Arora N., Goel S.K., Goel D.B. A comparative study of microstructure and mechanical properties of 21-4-N steel weld joints using different filler materials. *Materials Today Proceedings*. 2018;5(9):17089–17096. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.04.116>

³ Горобченко С.Л., Кривцов Ю.С., Андреев А.К., Солнцев Ю.П. Конкурентоспособность арматурного литья за пределами ударной вязкости или применение нового комплексного метода для подтверждения надежности аустенитных сталей для криогенной арматуры. ТПА. Трубопроводная арматура и оборудование [Электронный ресурс]. URL: <http://www.valverus.info/popular/3219-konkurentosposobnost-armaturnogo-litya.html>

⁴ См.: Там же.

11. Kokawa H. Nitrogen absorption and desorption by steels during arc and laser welding. *Welding International*. 2004;18(4): 277–287. <https://doi.org/10.1533/wint.2004.3235>
12. Du Toit M., Pistorius P.C. Nitrogen control during the auto-genous ARC welding of stainless steel. *Welding in the World*. 2003;47(9–10):30–43. <https://doi.org/10.1007/BF03266398>
13. Huang H.-Y. Effects of shielding gas composition and activating flux on GTAW weldments. *Materials & Design*. 2009;30(7): 2404–2409. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.10.024>
14. Kah P., Martikainen J. Influence of shielding gases in the welding of metals. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2013;64:1411–1421. <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4111-6>
15. Liu Z., Fan C., Chen C., Ming Z., Liu A., Yang C., Lin S., Wang L. Optimization of the microstructure and mechanical properties of the high nitrogen stainless steel weld by adding nitrides to the molten pool. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020; 49:355–364. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.12.017>
16. Zhao L., Tian Z., Peng Y., Qi Y., Wang Y. Influence of nitrogen and heat input on weld metal of gas tungsten arc welded high nitrogen steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2007;14(5):259–262. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(08\)60090-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(08)60090-4)
17. Liu Z., Fan C., Ming Z., Chen C., Yang C., Lin S., Wang L. Optimization of shielding gas composition in high nitrogen stainless steel gas metal arc welding. *Journal of Manufacturing Processes*. 2020;58:19–29. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.001>
18. Qiang W., Wang K. Shielding gas effects on double-sided synchronous autogenous GTA weldability of high nitrogen austenitic stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2017; 250:169–181. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.021>
19. Yang D., Xiong H., Huang Y., Yan D., Li D., Peng Y., Wang K. Droplet transfer behavior and weld formation of gas metal arc welding for high nitrogen austenitic stainless steel. *Journal of Manufacturing Processes*. 2021;65:491–501. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.03.048>
20. Zhang Y., Jing H., Xu L., Han Y., Zhao L., Xiao B. Microstructure and mechanical performance of welded joint between a novel heat-resistant steel and Inconel 617 weld metal. *Materials Characterization*. 2018;139:279–292. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.012>
21. Pehlke R.D., Elliott J.F. Solubility of nitrogen in liquid iron alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1960;218(6):1088–1101.
22. Bonnefois B., Coudreuse L., Charles J. A-TIG welding of high nitrogen alloyed stainless steels: a metallurgically high-performance welding process. *Welding International*. 2004;18(3):208–212. <https://doi.org/10.1533/wint.2004.3226>
23. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Зверева Т.Н. Исследование свариваемости высокоазотистых коррозионностойких аустенитных сталей типа X22AG16N8M. *Металлы*. 2007;(4):51–67. Bannykh O.A., Blinov V.M., Kostina M.V., Blinov E.V., Zvereva T.N. Study of the weldability of high-nitrogen corrosion-resistant austenitic steels of the X22AG16N8M type. *Metally*. 2007;(4):51–67. (In Russ.).
24. Liu Z., Fan C., Chen C., Ming Z., Yang C., Lin S., Wang L. Design and evaluation of nitrogen-rich welding wires for high nitrogen stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;288:116885. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116885>
25. Костина В.С. Исследование и развитие технологических основ сварки высокоазотистых коррозионностойких Cr-Ni-Mn-Mo аустенитных сталей: Диссертация ... кандидата технических наук. Москва: ИМЕТ РАН; 2020:181.
26. Сварочная проволока с высоким содержанием азота. Костина В.С., Костина М.В., Дормидонтов Н.А., Мурадян С.О. / Патент на изобретение 2768949 С1, 25.03.2022. Заявка № 2021110801 от 16.04.2021. Дата публикации: 25.03.2022.
27. Ригина Л.Г., Васильев Я.М., Дуб В.С. и др. Легирование стали азотом. *Электрометаллургия*. 2005;(2):14–21. Rigina L.G., Vasiliev Ya.M., Dub V.S., etc. Alloying steel with nitrogen. *Elektrometallurgiya*. 2005;(2):14–21. (In Russ.).
28. Mohammed R., Reddy G.M., Rao K.S. Microstructure and pitting corrosion of shielded metal arc welded high nitrogen stainless steel. *Defence Technology*. 2015;11(3):237–243. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2015.04.002>
29. Ogawa M., Hiraoka K., Katada Y., Sagara M., Tsukamoto S. Chromium nitride precipitation behavior in weld heat-affected zone of high nitrogen stainless steel. *ISIJ International*. 2002;42(12):1391–1398. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1391>
30. Moon J., Ha H.-Y., Lee T.-H., Lee C. Different aspect of pitting corrosion and interphase corrosion in the weld heat-affected zone of high-nitrogen Fe-18Cr-10Mn-N steel. *Materials Chemistry and Physics*. 2013;142(2-3):556–563. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2013.07.052>
31. Мурадян С.О. Структура и свойства литейной коррозионностойкой стали, легированной азотом: Диссертация ... кандидата технических наук. Москва; 2016:132.

Сведения об авторах

Information about the Authors

Валентина Сергеевна Костина, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0001-7956-499X

E-mail: vskostina@yandex.ru

Мария Владимировна Костина, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией физикохимии и механики металлических материалов, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvk@imet.ac.ru

Valentina S. Kostina, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0001-7956-499X

E-mail: vskostina@yandex.ru

Mariya V. Kostina, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Senior Researcher, Head of the Laboratory "Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0002-2136-5792

E-mail: mvk@imet.ac.ru

Дмитрий Викторович Зиновеев, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории физикохимии и технологии переработки железорудного сырья, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

ORCID: 0000-0003-4520-4659

E-mail: zinoveevimet@yandex.ru

Александр Эдуардович Кудряшов, инженер-исследователь, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Dmitrii V. Zinoveev, Cand. Sci. (Eng.), Junior Researcher of the Laboratory "Physicochemistry and Technology of Iron Ore Processing", Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

ORCID: 0000-0003-4520-4659

E-mail: zinoveevimet@yandex.ru

Aleksandr E. Kudryashov, Research Engineer, Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

E-mail: al.kudriashov@mail.ru

Вклад авторов

Contribution of the Authors

В. С. Костина – проведение исследований, подготовка текста статьи, обработка результатов.

М. В. Костина – доработка текста, корректировка выводов.

Д. В. Зиновеев – проведение расчетов фазового состава.

А. Э. Кудряшов – исследование структуры сварных соединений.

V. S. Kostina – conducting the research, writing the text, processing the results.

M. V. Kostina – finalization of the text, correction of conclusions.

D. V. Zinoveev – carrying out calculations of the phase composition.

A. E. Kudryashov – study of the structure of welded joints.

Поступила в редакцию 14.12.2023

После доработки 18.01.2024

Принята к публикации 28.02.2024

Received 14.12.2023

Revised 18.01.2024

Accepted 28.02.2024