

## Особенности дуговой наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe–Al на поверхности низкоуглеродистых сталей

**Бочкарев Александр Геннадьевич**<sup>\*1,3</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Ковтунов Александр Иванович**<sup>1,4</sup>, доктор технических наук,  
профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Плахотный Денис Иванович**<sup>1,5</sup>, старший преподаватель  
кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Хохлов Юрий Юрьевич**<sup>1,6</sup>, заведующий лабораторией  
кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Белоногов Савелий Олегович**<sup>2,7</sup>, инженер лаборатории разрушающих методов контроля  
**Веденев Иван Вячеславович**<sup>2,8</sup>, инженер лаборатории неразрушающего контроля

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

<sup>2</sup>ООО «Средневолжский сертификационно-диагностический центр «Дельта», Тольятти (Россия)

\*E-mail: a.bochkarev5@tlttsu.ru,  
a.bochkarev93@mail.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7945-1634>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7705-7377>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2021-8974>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5276-8957>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0007-9788-9967>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-4159-526X>

Поступила в редакцию 17.04.2025

Пересмотрена 10.06.2025

Принята к публикации 13.08.2025

**Аннотация:** Долговечность деталей, используемых в промышленности, во многом определяется материалами, из которых они изготовлены. Зачастую применяемые материалы должны быть устойчивыми к износу, коррозии и высоким температурам. Современные материалы, такие как высокопрочные легированные стали, обладают высокой стоимостью и ограниченной свариваемостью, что усложняет восстановление изношенных деталей. В качестве альтернативы рассматриваются сплавы системы Fe–Al, обладающие высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью и жаростойкостью при меньшей стоимости. Цель исследования – повышение износостойкости и жаростойкости деталей из низкоуглеродистой стали путем исследования процессов дуговой наплавки алюминидов железа и их свойств. Методика исследования включала однодуговую и двухдуговую наплавку с использованием алюминиевой и стальной электродных проволок, анализ химического состава наплавленных покрытий, их твердости, износостойкости и жаростойкости. Результаты показали, что однодуговая наплавка формирует сплавы на основе фаз FeAl<sub>3</sub> и α-Al с включениями Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> и FeAl<sub>3</sub>, а двухдуговая – более насыщенные железом сплавы с матричной фазой α-Fe и карбидной фазой Fe<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub>. Полученные сплавы демонстрируют твердость до 58 HRC, относительную износостойкость до 2,5 ед. и потерю массы не более 5 % при содержании алюминия до 20 %, что говорит об их перспективности для применения в условиях повышенных нагрузок. Результаты подтверждают целесообразность использования алюминидов железа как недорогой альтернативы дорогостоящим покрытиям, что расширяет возможности повышения износостойкости и жаростойкости деталей в промышленности.

**Ключевые слова:** дуговая наплавка; интерметаллидные сплавы; алюминиды железа; низкоуглеродистая сталь; твердость; износостойкость; жаростойкость.

**Для цитирования:** Бочкарев А.Г., Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Хохлов Ю.Ю., Белоногов С.О., Веденев И.В. Особенности дуговой наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe–Al на поверхности низкоуглеродистых сталей // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 11–25. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-1.

### ВВЕДЕНИЕ

Производительность и конкурентоспособность горнодобывающих предприятий во многом зависят от надежности и износостойкости эксплуатируемого оборудования. Основные проблемы, с которыми сталкиваются предприятия, связаны с сокращением ресурса работы деталей, увеличением простоев из-за износа и поломок, а также ростом затрат на ремонт и запасные части. Особенно актуальной является проблема повышения изно-

стойкости деталей, подвергающихся абразивному и коррозионному износу, что напрямую влияет на технико-экономические показатели предприятий и стоимость продукции. В условиях интенсивных эксплуатационных нагрузок материалы деталей быстро изнашиваются, из-за чего возникает необходимость частых ремонтов и замены элементов оборудования.

В последние десятилетия активно ведутся исследования в области повышения износостойкости

горнодобывающего оборудования. Так, в работах [1; 2] отмечается, что около 50 % простоев оборудования связаны с восстановлением поверхностей деталей, поврежденных абразивным износом. Важным аспектом является использование материалов с повышенной коррозионной и износостойкостью. Например, высокопрочные среднелегированные стали (35ХГСЛ, 38Х2НМА, 20ХГСН2МФА) применяются для деталей, работающих в условиях высоких нагрузок, однако их стоимость достаточно высока. В связи с этим в большинстве случаев используют более доступные углеродистые и низколегированные стали (сталь 3, 20, 10ХСНД, 12Х1М), обладающие хорошей износостойкостью и легкие в ремонте [3].

Особое внимание уделяется нанесению защитных покрытий, которые позволяют значительно повысить износостойкость и коррозионную стойкость деталей. В литературе описаны методы напыления и наплавки, такие как плазменное, дуговое и газопламенное напыление, а также дуговая металлизация [4; 5]. Однако, несмотря на эффективность этих методов, из-за ограниченной толщины защитных слоев (от 10 до 200 мкм) и их склонности к разрушению под нагрузками их применение требует дальнейших исследований.

Интересным направлением является использование интерметаллидных сплавов системы Fe–Al [6; 7], обладающих высокой коррозионной [8] и жаростойкостью [9], а также возможностью формирования защитных покрытий толщиной до нескольких мм. В работах [10; 11] показано, что такие материалы могут значительно повысить износостойкость деталей. В работе [12] показаны механические свойства алюминидов железа при нагреве до 600 °С, в работе [13] приведены результаты исследования интерметаллидных сплавов системы Fe–Al при высокотемпературном циклическом окислении при температурах 800, 900 и 1000 °С, что подтверждает возможность применения данных материалов при повышенных температурах. В работе [14] показано успешное применение алюминидов железа при эксплуатации в условиях повышенных температур (до 950 °С). Однако в настоящее время недостаточно изучены возможности их применения для восстановления деталей горнодобывающего оборудования, что делает актуальными дальнейшие исследования.

Известными методами нанесения алюминидов железа на поверхность стальных деталей являются нанесение методом трения порошка алюминия и железа [15] или нанесение только алюминиевого порошка [16] с последующим отжигом детали в печи. Другими известными методами нанесения алюминидов железа являются: самораспространяющийся высокотемпературный синтез [17], лазерная наплавка [18], различные методы напыления (плазменное напыление, вакуумное плазменное напыление, газопламенное напыление) [14].

Представленные способы нанесения защитных покрытий на основе алюминидов железа позволяют получать покрытия с ограниченной толщиной слоя до 0,5 мм, что явно недостаточно для деталей горнодобывающего оборудования, работающих в условиях абразивного износа. Еще одним существенным ограничением является невозможность нанесения покрытия в монтажных условиях и отсутствие перспективы по дальнейшему восстановлению покрытия после износа. Поэтому, несмотря на значительный объем исследований, остаются

нерешенными вопросы, связанные с оптимизацией технологий нанесения защитных покрытий, их долговечностью и стойкостью к механическим и химическим воздействиям. В частности, недостаточно изучены процессы формирования интерметаллидных покрытий на деталях из низкоуглеродистых сталей, а также их поведение в условиях эксплуатации горнодобывающего оборудования. Кроме того, существует необходимость в разработке недорогих и эффективных методов восстановления изношенных поверхностей, способных обеспечить длительный ресурс работы деталей.

Цель исследования – повышение износостойкости и жаростойкости деталей из низкоуглеродистой стали путем исследования процессов дуговой наплавки алюминидов железа и их свойств.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

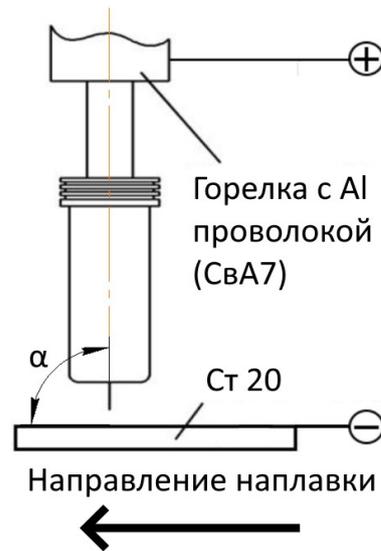
Исследование процессов наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe–Al проводили однодуговой наплавкой с использованием алюминиевой электродной проволоки (рис. 1) и двухдуговой наплавкой с использованием стальной и алюминиевой электродных проволок (рис. 2).

В качестве наплавочных материалов при однодуговой наплавке использовали сплошную электродную проволоку марки СвА7 по ГОСТ 7871-2019 и проволоку Св-08Г2С по ГОСТ 2246-70 и СвА7 ГОСТ 7871-2019 при двухдуговой наплавке. Диаметр используемых проволок составлял 1,2 мм. В качестве газовой защиты использовали аргон высшего сорта по ГОСТ 10157-2016. Наплавку осуществляли на пластины из стали 20 по ГОСТ 1577-2022 с габаритными размерами 160×80 мм и толщиной 10 мм. В качестве сварочного оборудования использовали аппарат Megatronic BDH 550 (Дания).

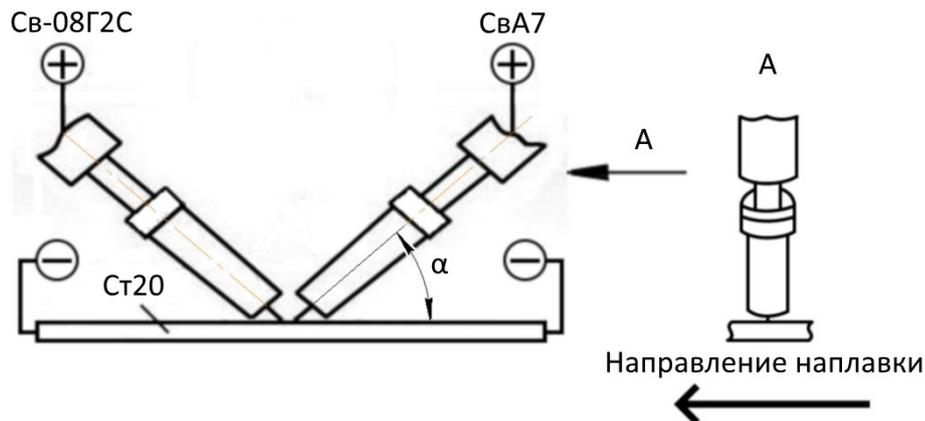
Режимы однодуговой наплавки изменялись в широком диапазоне: напряжение на дуге ( $U_d$  Al) от 10 до 30 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин; скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) от 3 до 6 м/мин; расход защитного газа от 10 до 14 л/мин. Угол наклона горелки ( $\alpha$ ) при однодуговой наплавке изменяли с 90 до 30° с шагом 15°. Режимы двухдуговой наплавки изменялись в следующих диапазонах: напряжение на дуге при использовании алюминиевой электродной проволоки ( $U_d$  Al) от 14 до 18 В; напряжение на дуге при использовании электродной проволоки Св-08Г2С ( $U_d$  Ст) от 23,5 до 27,5 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин; скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) от 3 до 5 м/мин; скорость подачи электродной проволоки Св-08Г2С ( $V_{п/п}$  Ст) от 3 до 4 м/мин; расход защитного газа от 10 до 14 л/мин. Угол наклона горелок ( $\alpha$ ) при двухдуговой наплавке составлял 55°.

Геометрические параметры наплавленных валиков определяли на предварительно протравленных образцах (в 20%-м растворе  $HNO_3$ ), разрезанных в поперечном сечении (рис. 3). Измерение производили при помощи программы Universal Desktop Ruler с заданием масштабного коэффициента и последующим измерением ширины наплавленного валика ( $e$ ), высоты усиления наплавленного валика ( $g$ ) и глубины проплавления ( $h$ ) (рис. 3).

Оценку влияния угла ввода электродной проволоки на стабильность процесса наплавки и геометрические



**Рис. 1.** Схема однодуговой наплавки плавящимся электродом в среде защитных газов интерметаллидных сплавов системы Fe–Al.  $\alpha$  – угол ввода проволоки  
**Fig. 1.** Scheme of single-arc surfacing of Fe–Al system intermetallic alloys with a consumable electrode in a shielding gas environment.  $\alpha$  is wire feed angle



**Рис. 2.** Схема двухдуговой наплавки с подачей стальной и алюминиевой электродных проволок.  
 $\alpha$  – угол ввода проволоки  
**Fig. 2.** Scheme of double-arc surfacing with the feed of steel and aluminium electrode wires.  $\alpha$  is wire feed angle

параметры наплавленных сплавов, такие как ширина наплавленного валика ( $e$ ), высота усиления наплавленного валика ( $g$ ) и глубина проплавления ( $h$ ), проводили при изменении угла наклона горелки с  $30^\circ$  до  $90^\circ$  с шагом в  $15^\circ$ .

Оценку объема интерметаллидных включений в матричном сплаве осуществляли на снимках микроструктуры, полученных на микроскопе. С учетом масштабного коэффициента проводили измерение объема всех включений на снимке и соотносили с общим объемом матрицы на том же снимке.

Анализ химического состава проводился методом распылительной электронной микроскопии (РЭМ) на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 (Великобритания)

и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500 (Великобритания) и системой регистрации и анализа дифракции отраженных электронов HKL Premium EBSD System (Великобритания). Образцы для исследований представляли собой шлифованные поверхности поперечного сечения после наплавки валиков на основе системы Fe–Al на пластины из стали 20. Из-за недостаточного качества шлифования для реализации методики дифракции обратно рассеянных электронов, а также достоверного определения элементного состава наплавленного металла в различных его областях проводилось химическое травление поверхности шлифования реактивом  $3 \text{ мл HF} + 3 \text{ мл HNO}_3 + 94 \text{ мл H}_2\text{O}$ . На рис. 4 представлена схема выбора точек для определения химического состава наплавленного металла.

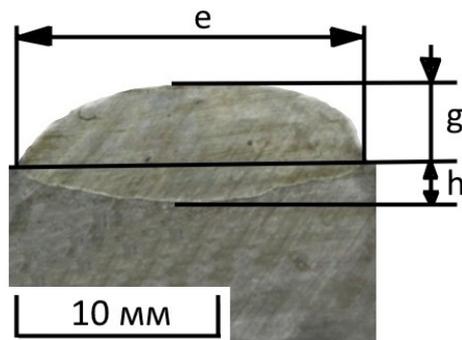


Рис. 3. Поперечное сечение наплавленного металла для измерения геометрических параметров  
 Fig. 3. Cross-section of the deposited metal for measuring geometric parameters

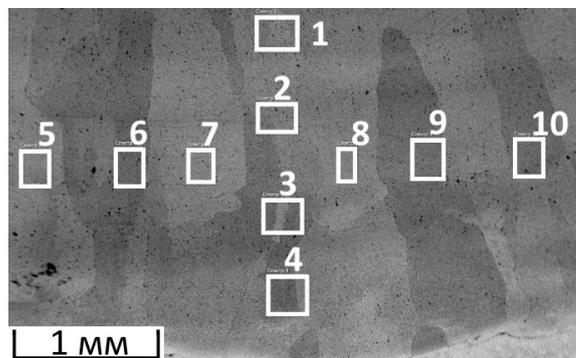


Рис. 4. Схема выбора точек для исследования химического состава  
 Fig. 4. Scheme of selection of points for chemical composition study

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance Eco (Bruker AXS GmbH) (Германия) с вертикальным  $\theta$ - $\theta$  гониометром. Для наплавленных образцов с неровной поверхностью предпочтительнее использовать схему съемки параллельно-лучевой геометрии. Для ее реализации на первичном пучке при использовании линейного фокуса рентгеновской трубки устанавливалось зеркало Гёбеля – многослойная гетероструктура на параболически изогнутой подложке, превращающая расходящийся пучок в параллельный квазимонохроматический с углом расходимости  $0,03^\circ$ . Для усечения «пятна» рентгеновского излучения использовался коллиматор диаметром 1,0 мм. Предварительно место съемки зачищали наждачной бумагой. Съемку исследуемых образцов осуществляли в излучении медного анода ( $\lambda=1,54060 \text{ \AA}$ ). Напряжение на трубке – 40 кВ, ток накала – 25 мА. Время экспозиции 1 с, шаг сканирования  $0,02^\circ$ . Фокусировка на исследуемом участке и вывод поверхности образца в центр фокусирующей окружности осуществлялись с помощью системы лазерного наведения. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 (Германия) линейного типа с числом каналов 160. Идентификацию фаз осуществляли в программном обеспечении к дифрактометру Diffrac EVA (version 4.2.1) (США)

с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

Измерение твердости по Роквеллу наплавленных сплавов проводили согласно ГОСТ 9013-59. Измерения проводились по шкале HRC на твердомере ИТБРВ-187,5-А.

Износостойкость наплавленных сплавов оценивали при испытании образцов на трение о закрепленные абразивные частицы по ГОСТ 17367-71. Для более точной оценки относительной износостойкости сравнение исследуемого и эталонного образцов проводили по измерению линейного и весового износа по формуле:

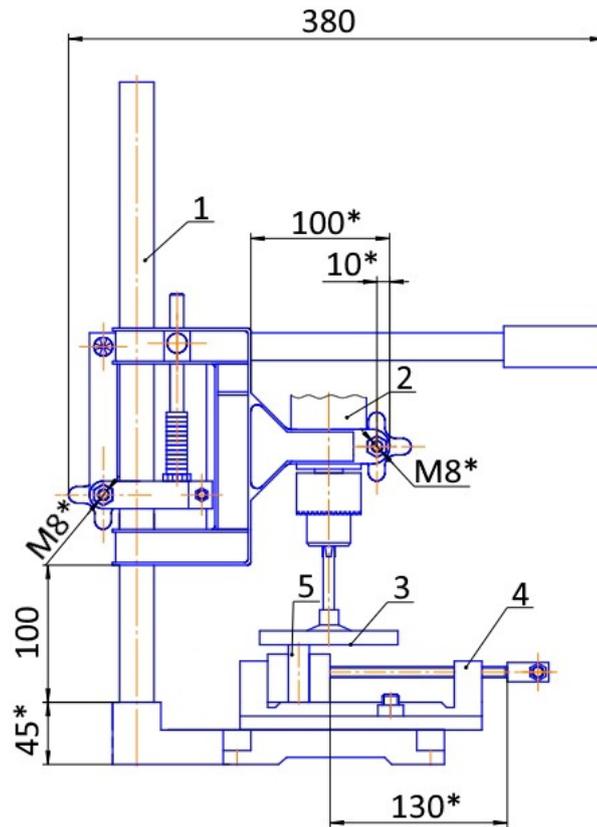
$$\varepsilon = \frac{\Delta I_s}{\Delta I_m},$$

где  $I_s$  – износ эталона;

$\Delta I_m$  – износ испытываемого материала.

При определении степени износа в качестве эталонного материала использовали сталь 45.

Для исследования износостойкости была применена установка, позволяющая обеспечивать стабильную нагрузку на исследуемый образец (рис. 5). Установка состоит из станины с закрепленным приводом, соединенным с металлическим диском. Металлический диск снабжен зажимами, с помощью которых на нем крепится абразивная шкурка. На станине под диском расположены



**Рис. 5.** Установка для испытания износостойкости наплавленных образцов:  
 1 – станина; 2 – привод; 3 – металлический диск с зажимами; 4 – тиски; 5 – испытуемый образец  
**Fig. 5.** Installation for testing wear resistance of deposited samples:  
 1 – frame; 2 – drive; 3 – metal disk with clamps; 4 – vice; 5 – test sample

тиски для установки испытуемых образцов. Установка снабжена таймером, позволяющим задавать необходимое время испытаний. Давление на образец при испытании регулируется установкой грузов на рычаг.

Термическую стойкость определяли при выдержке образцов в муфельной печи SNOL 30/1100 при температуре 950 °С, затем производили их взвешивание через равные промежутки времени. На основании полученных данных были составлены диаграммы, показывающие зависимость изменения массы образцов от времени пребывания в печи при определенной температуре (950 °С).

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования однодуговой наплавки алюминиевой электродной проволоки на сталь 20 показали, что в выбранном диапазоне режимов формируются валики с различными геометрическими параметрами и стабильностью процесса наплавки. Условно можно разделить диапазоны режимов, при которых формируются валики с низкой, средней и высокой стабильностью процесса наплавки. В качестве критерия стабильности процесса наплавки была выбрана однородность геометрических параметров наплаваемых валиков по высоте и по ширине. Данный критерий свидетельствует о стабильности каплепереноса при формировании наплавленных валиков, а также является необходимым при наплавке поверхности и обеспече-

нии более равномерного распределения химических элементов и отсутствия дефектов в виде межваликовых несплавлений при многопроходной наплавке поверхности.

Низкая стабильность процессов наплавки (рис. 6) наблюдается при следующих режимах: скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п Al}$ ) 3 м/мин, диапазон напряжения на дуге ( $U_{д Al}$ ) от 10 до 20 В. Скорость наплавки ( $V_{н}$ ) при этом составляла от 0,1 до 0,2 м/мин. При увеличении показателей напряжения в указанном диапазоне режимов наблюдается сплавление токоведущего наконечника горелки. При увеличении скорости подачи алюминиевой электродной проволоки до 4 м/мин при прочих равных параметрах, указанных выше, наблюдается средняя стабильность процесса наплавки (рис. 7). В данном диапазоне режимов наблюдается более равномерное формирование наплавленных валиков.

Увеличение напряжения на дуге ( $U_{д Al}$ ) до 22,5 В при скорости подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п Al}$ ) 4 м/мин в диапазоне скоростей наплавки ( $V_{н}$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин приводит к снижению стабильности процесса наплавки (рис. 8), а напряжение на дуге свыше 22,5 В приводит к расплавлению токоведущего наконечника.

При скорости подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п Al}$ ) от 5 до 6 м/мин с напряжением на дуге ( $U_{д Al}$ ) от 15 до 25 В и скорости наплавки ( $V_{н}$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин наблюдаются валики со стабильными геометрическими параметрами (рис. 9).



**Рис. 6.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=3$  м/мин;  $U_d Al=20$  В;  $V_n=0,15$  м/мин  
**Fig. 6.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=3$  m/min;  $U_{arc} Al=20$  V;  $V_s=0.15$  m/min



**Рис. 7.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=4$  м/мин;  $U_d Al=12,5$  В;  $V_n=0,15$  м/мин  
**Fig. 7.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=4$  m/min;  $U_{arc} Al=12.5$  V;  $V_s=0.15$  m/min



**Рис. 8.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=4$  м/мин;  $U_d Al=22,5$  В;  $V_n=0,1$  м/мин  
**Fig. 8.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=4$  m/min;  $U_{arc} Al=22.5$  V;  $V_s=0.1$  m/min



**Рис. 9.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=6$  м/мин;  $U_d Al=25$  В;  $V_n=0,15$  м/мин  
**Fig. 9.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=6$  m/min;  $U_{arc} Al=25$  V;  $V_s=0.15$  m/min

Стабильность процесса наплавки определяется прежде всего режимами наплавки, однако на стабильность процесса наплавки и качество формирования наплавленных сплавов также влияет угол ввода электродной проволоки относительно наплавляемой поверхности.

Замечено, что, изменяя угол наклона горелки ( $\alpha$ ) с 30 до 90°, можно наблюдать незначительное уменьшение ширины ( $e$ ) наплавленных валиков и незначительное увеличение высоты наплавленных валиков ( $g$ ) и глубины проплавления ( $h$ ). Увеличение угла наклона горелки на 1° приводит к уменьшению ширины шва примерно на 0,038 мм, увеличению высоты шва на 0,016 мм и увеличению глубины проплавления примерно на 0,003 мм. В наибольшей степени изменение угла наклона горелки с 90 до 30° приводит к увеличению потерь электродной проволоки на разбрызгивание (рис. 10).

Геометрические параметры наплавленных валиков зависят от режимов наплавки. Увеличение напряжения на дуге ( $U_d$  Al) в указанном диапазоне режимов приводит к увеличению ширины наплавленных валиков ( $e$ ) и незначительному увеличению глубины проплавления ( $h$ ), высота наплавленных валиков ( $g$ ) при этом уменьшается. Увеличение скорости наплавки ( $V_n$ ) в указанном диапазоне режимов приводит к уменьшению ширины ( $e$ ) и высоты ( $g$ ) наплавленных валиков, глубина проплавления ( $h$ ) при этом незначительно увеличивается. Увеличение скорости подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) в указанном диапазоне режимов приводит к увеличению геометрических параметров наплавленных сплавов, таких как ширина ( $e$ ) и высота ( $g$ ) наплавленных валиков и глубина проплавления ( $h$ ) основного металла. Геометрические параметры наплавленных сплавов при однодуговой наплавке описываются уравнениями регрессии:

$$e = -0,542 + 0,557 \times U_d \text{ Al} - 22,437 \times V_n + 1,258 \times V_{п/п} \text{ Al} - 0,098 \times \alpha ;$$

$$g = 7,309 - 0,136 \times U_d \text{ Al} - 16,460 \times V_n + 0,281 \times V_{п/п} \text{ Al} + 0,016 \times \alpha ;$$

$$h = -1,703 + 0,044 \times U_d \text{ Al} + 0,476 \times V_n + 0,146 \times V_{п/п} \text{ Al} + 0,003 \times \alpha .$$

Обнаружено, что из рассмотренного широкого диапазона режимов наплавки интерметаллидные сплавы системы Fe–Al образуются в более узком интервале режимов. Интерметаллидные сплавы образуются при следующих режимах наплавки: скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) 5–6 м/мин; напряжение на дуге ( $U_d$  Al) 20–25 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) 0,1–0,2 м/мин. При напряжении на дуге свыше 25 В наблюдается оплавление токоведущего наконечника, а при напряжении ниже 20 В наблюдается отсутствие проплавления основного металла (рис. 11), и наплавленный сплав представляет из себя чистый алюминий, который не подходит для использования в качестве защитного покрытия на стальных деталях. При скорости подачи алюминиевой электродной проволоки менее 5 м/мин во всем диапазоне режимов наплавленный металл представляет из себя алюминиевое покрытие на стали.

Содержание алюминия в наплавленных интерметаллидных валиках изменяется в диапазоне от 71,49 до 94,21 мас. % при угле наклона горелки 90° (угле ввода электродной проволоки относительно поверхности изделия).

Содержание алюминия в наплавленном металле зависит от режимов наплавки. Наибольшее влияние оказывают скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) (рис. 12) и скорость наплавки ( $V_n$ ) (рис. 13). Напряжение на дуге при прочих равных параметрах снижает содержание алюминия в наплавленном металле, но влияние напряжения на дуге ( $U_d$  Al) по своему значению статистически не значимо и практически не оказывает влияния на химический состав. При увеличении напряжения на дуге на 1 В при прочих равных параметрах наблюдается снижение содержания алюминия в наплавленном металле на 0,3 мас. %.

Исследование химического состава алюминидов железа и его структурных составляющих показали, что наплавленный металл представлен матричным сплавом на основе фаз  $\text{FeAl}_3 + \alpha\text{-Al}$  с включениями интерметаллидных фаз  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  (рис. 14). Однако получение наплавленных сплавов с наличием фаз  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  нежелательно в связи с высокой хрупкостью. Как показали результаты исследований, наплавленный металл разрушается (отслаивается от подложки) по линии сплавления, где содержание хрупких интерметаллидных включений на основе фаз  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  максимально велико (рис. 15).

Становится очевидной необходимость получения наплавленных сплавов на основе более пластичных фаз, а именно  $\text{Fe}_3\text{Al}$  и  $\text{FeAl}$ . Для снижения содержания алюминия в наплавленном металле была предложена двухдуговая наплавка с применением стальной электродной проволоки Св-08Г2С и алюминиевой электродной проволоки СвА7.

Режимы двухдуговой наплавки изменялись в следующих диапазонах: напряжение на дуге при использовании алюминиевой электродной проволоки ( $U_d$  Al) от 14 до 18 В; напряжение на дуге при использовании электродной проволоки Св-08Г2С ( $U_d$  Ст) от 23,5 до 27,5 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин; скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) от 3 до 5 м/мин; скорость подачи электродной проволоки Св-08Г2С ( $V_{п/п}$  Ст) от 3 до 4 м/мин. Как показали исследования, в выбранном диапазоне режимов формируются валики со стабильными геометрическими параметрами (рис. 16).

Химический состав наплавленных сплавов изменялся в зависимости от режимов наплавки в пределах от 7 до 27,5 мас. % алюминия и от 71,5 до 92 мас. % железа, содержание примесей не превышало 1 мас. %. Зависимость содержания алюминия и железа в наплавленном валике от режимов наплавки описывается уравнениями регрессии:

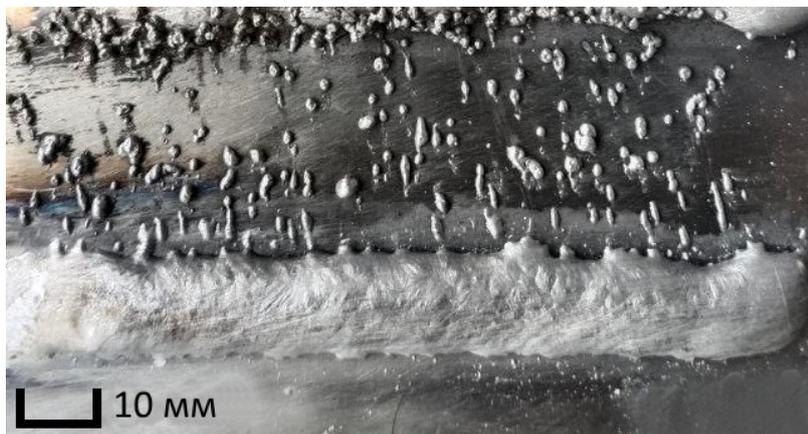
$$\text{Al} = 32,45 + 2,01 \times V_{п/п} \text{ Al} + 0,17 \times V_{п/п} \text{ Fe} + 1,64 \times V_n - 0,33 \times U_d \text{ Al} - 0,83 \times U_d \text{ Fe} ;$$

$$\text{Fe} = 66,8 - 1,99 \times V_{п/п} \text{ Al} - 0,18 \times V_{п/п} \text{ Fe} - 1,56 \times V_n + 0,33 \times U_d \text{ Al} + 0,82 \times U_d \text{ Fe} .$$

Неоднородность химического состава по сечению наплавленного металла не превышала 3 %.



a

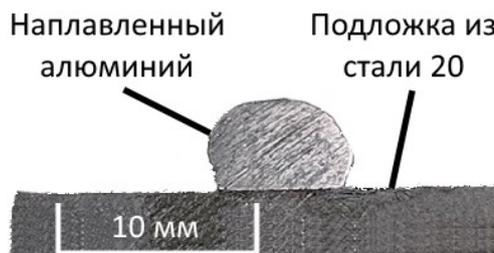


b

**Рис. 10.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n_{Al}=6$  м/мин;  $U_d Al=25$  В;  $V_n=0,15$  м/мин.

Угол наклона горелки: a – 90°; b – 30°

**Fig. 10.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w_{Al}=6$  m/min;  $U_{arc Al}=25$  V;  $V_s=0.15$  m/min. A torch tilt angle: a – 90°; b – 30°



**Рис. 11.** Поперечное сечение наплавленного алюминиевого валика, полученного при следующем режиме:

$V_n/n_{Al}=5$  м/мин;  $U_d Al=17,5$  В;  $V_n=0,2$  м/мин

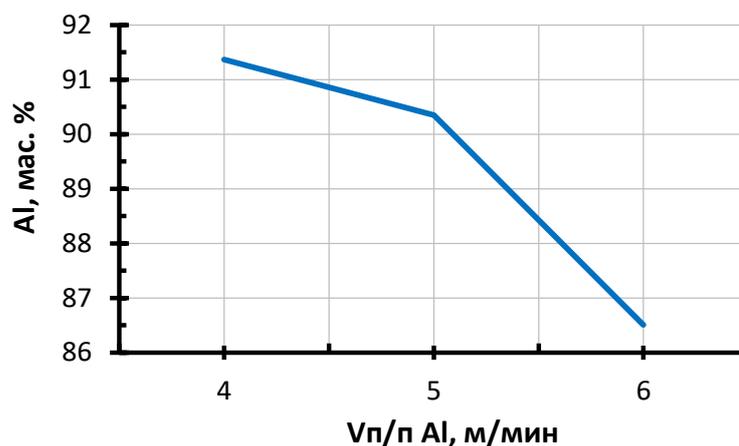
**Fig. 11.** Cross-section of the deposited aluminium bead produced in the following mode:  
 $V_f/w_{Al}=5$  m/min;  $U_{arc Al}=17.5$  V;  $V_s=0.2$  m/min

Структура наплавленных сплавов представлена матричной фазой  $\alpha$ -Fe с частичным упорядочением по типу B2, а включения представляют собой карбидную фазу  $Fe_3AlC_x$  (рис. 17). Объем включений в матричной фазе изменяется в пределах от 3,26 до 18,95 %.

Твердость наплавленного металла изменяется в диапазоне от 20 до 58 HRC (рис. 18). Замечено, что с увеличением содержания алюминия твердость увеличивается, что связано с увеличением доли твердых интерметаллидных фаз в структуре покрытия.

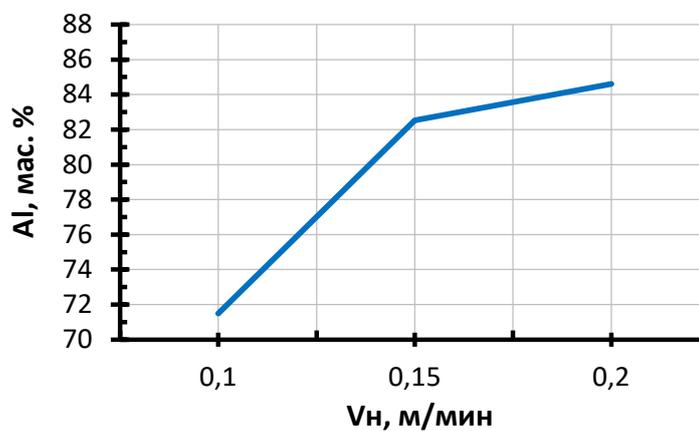
Относительная износостойкость наплавленного металла изменяется в диапазоне от 1,6 до 2,5 ед. Максимальная износостойкость наблюдается при содержании алюминия около 20 % (рис. 19).

Испытания жаростойкости в течение 3 000 ч при температуре 950 °С показали, что наплавленный металл имеет высокую жаростойкость. Увеличение содержания алюминия «облагораживает» поверхность наплавленного валика, наличие оксидной пленки обеспечивает надежную защиту металла от контакта с атмосферой. Потеря массы



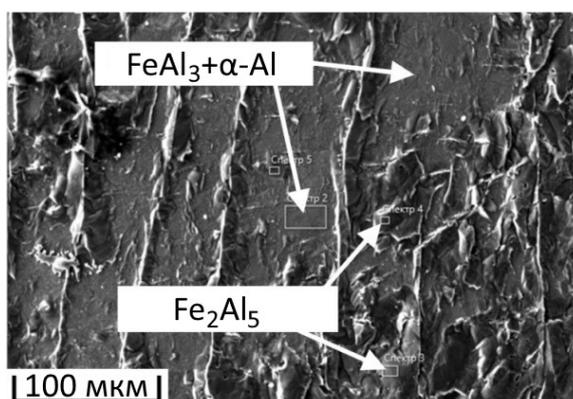
**Рис. 12.** Влияние скорости подачи алюминиевой электродной проволоки на содержание алюминия в наплавленном металле ( $U_{\text{д Al}}=22,5 \text{ В}$ ;  $V_{\text{н}}=0,1 \text{ м/мин}$ )

**Fig. 12.** Effect of the feed rate of the aluminium electrode wire on the aluminium content in the deposited metal ( $U_{\text{arc Al}}=22.5 \text{ V}$ ;  $V_s=0.1 \text{ m/min}$ )



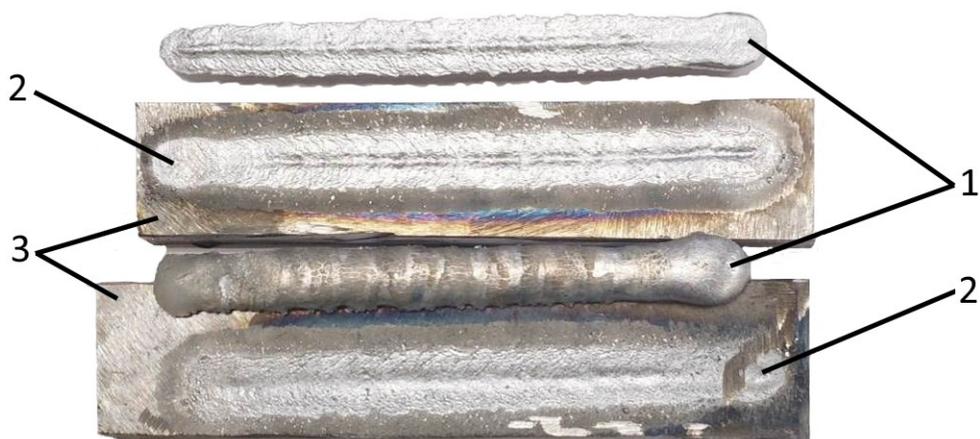
**Рис. 13.** Влияние скорости наплавки на содержание алюминия в наплавленном металле ( $U_{\text{д Al}}=25 \text{ В}$ ;  $V_{\text{н/п Al}}=5 \text{ м/мин}$ )

**Fig. 13.** Effect of surfacing speed on the aluminium content in the deposited metal ( $U_{\text{arc Al}}=25 \text{ V}$ ;  $V_f/w \text{ Al}=5 \text{ m/min}$ )



**Рис. 14.** Микроструктура наплавленного образца системы Fe–Al ( $V_{\text{н/п Al}}=5 \text{ м/мин}$ ;  $U_{\text{д Al}}=20 \text{ В}$ ;  $V_{\text{н}}=0,15 \text{ м/мин}$ )

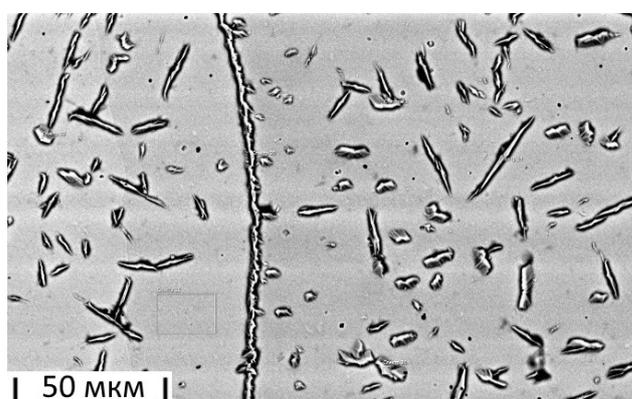
**Fig. 14.** Microstructure of the deposited sample of the Fe–Al system ( $V_f/w \text{ Al}=5 \text{ m/min}$ ;  $U_{\text{arc Al}}=20 \text{ V}$ ;  $V_s=0.15 \text{ m/min}$ )



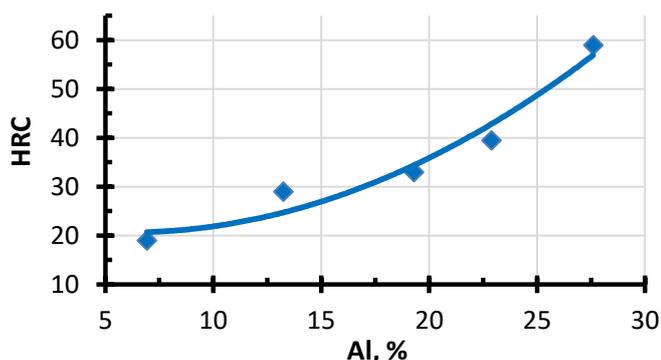
**Рис. 15.** Внешний вид наплавленных сплавов, отслоившихся от подложки:  
1 – наплавленные сплавы; 2 – граница разрушения; 3 – основной металл  
**Fig. 15.** External appearance of deposited alloys peeled off from the substrates:  
1 – deposited alloys; 2 – fracture boundaries; 3 – base metal



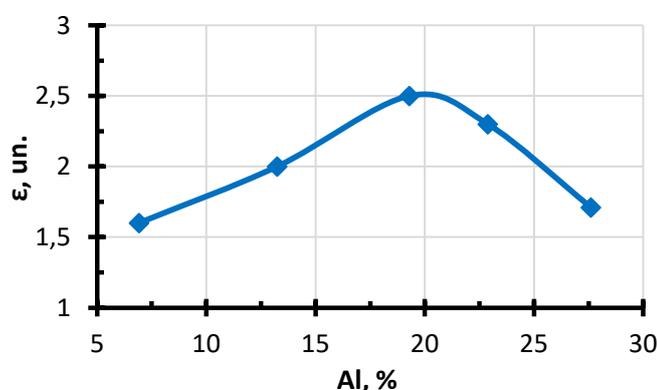
**Рис. 16.** Внешний вид наплавленного валика, полученного двухдуговой наплавкой при следующем режиме:  
 $V_n/n\text{ Al}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_n/n\text{ Fe}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_n=0,15\text{ м/мин}$ ;  $U_d\text{ Al}=17\text{ В}$ ;  $U_d\text{ Fe}=27,5\text{ В}$   
**Fig. 16.** External appearance of the welding bead produced by double-arc surfacing in the following mode:  
 $V_f/w\text{ Al}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_f/w\text{ Fe}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_s=0.15\text{ м/мин}$ ;  $U_{arc}\text{ Al}=17\text{ В}$ ;  $U_{arc}\text{ Fe}=27.5\text{ В}$



**Рис. 17.** Микроструктура наплавленного образца с матричной фазой  $\alpha\text{-Fe}$  и 6 % включений фазы  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$   
**Fig. 17.** Microstructure of the deposited sample with the  $\alpha\text{-Fe}$  matrix phase and 6 % of  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$  phase inclusions



**Рис. 18.** Зависимость твердости наплавленного металла от процентного содержания алюминия  
**Fig. 18.** Dependence of the hardness of the deposited metal on the percentage content of aluminium



**Рис. 19.** Зависимость относительной износостойкости при абразивном изнашивании от процентного содержания алюминия  
**Fig. 19.** Dependence of relative wear resistance under abrasive wear on the percentage content of aluminium

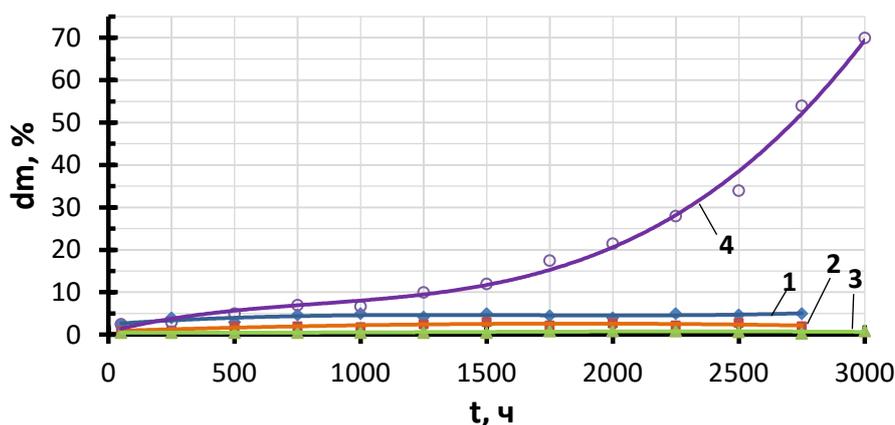
образцов при испытаниях на жаростойкость плавно уменьшается с повышением содержания алюминия с 9 до 20 %. При содержании алюминия 9–10 % потеря массы составляла около 5 %, а при содержании алюминия 17–20 % – не более 1 %. Содержание алюминия в наплавленном валике более 20 % приводит к появлению значительного количества трещин и микротрещин в наплавленном валике, что резко снижает жаростойкость металла при испытаниях. Потеря массы образцов с содержанием алюминия более 25 % составила при выдержке в течение 3 000 ч более 75 %. Таким образом, сплавы, содержащие от 15 до 20 % алюминия, обладают максимальной жаростойкостью (рис. 20).

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

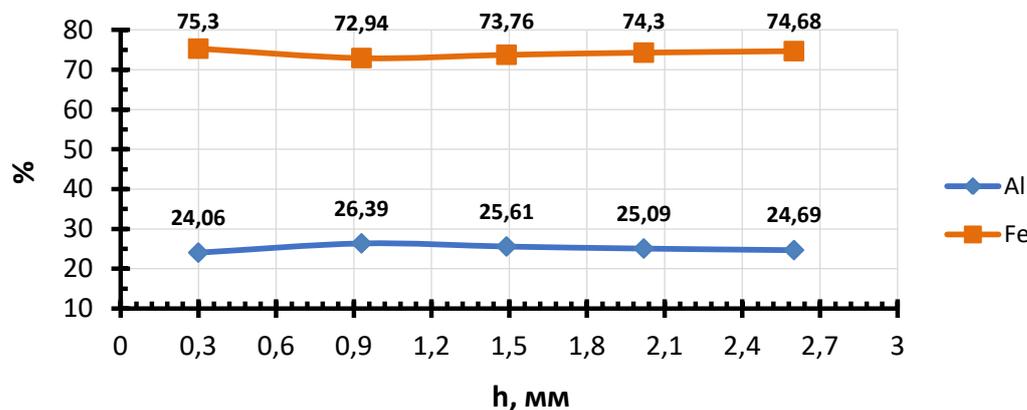
В ходе проведенного исследования было установлено, что однодуговая наплавка интерметаллидных сплавов системы Fe–Al с использованием алюминиевой электродной проволоки не обеспечивает стабильного и предсказуемого состава и свойств покрытий на основе алюминидов железа. Это связано с высоким содержанием алюминия в наплавленном металле и формированием сплавов на основе

фаз  $\text{FeAl}_3$  и  $\alpha\text{-Al}$ , а также интерметаллидных включений  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$ , что, по наблюдениям, приводит к отслоению наплавленного слоя от подложки.

Данное явление обусловлено, по всей видимости, неравномерным распределением интерметаллидных фаз и высокой концентрацией  $\text{FeAl}_3$ , что способствует образованию микротрещин и снижению пластичности наплавленного слоя, особенно по линии сплавления. В работах [6; 7] авторы рассматривают свойства и стремятся к формированию покрытий на основе интерметаллидных фаз  $\text{Fe}_3\text{Al}$  или  $\text{FeAl}$  в связи с их лучшими показателями пластичности и устойчивости к образованию трещин при комнатной температуре. В связи с этим для получения износостойких и долговечных покрытий на стальных деталях более перспективными являются методы, позволяющие формировать покрытия с химическим и фазовым составом на основе фаз  $\text{Fe}_3\text{Al}$  и  $\text{FeAl}$ . Однако известные способы нанесения защитных покрытий на основе алюминидов железа позволяют получать покрытия с ограниченной толщиной слоя до 0,5 мм, что явно недостаточно для деталей горнодобывающего оборудования, работающих в условиях абразивного износа. Еще одним существенным ограничением существующих способов является



**Рис. 20.** Зависимость изменения массы образцов от времени их выдержки при температуре 950 °С с содержанием алюминия: 1 – 7 %; 2 – 14 %; 3 – 17 %; 4 – 25 %  
**Fig. 20.** Dependence of the change in the mass of samples on the time of their holding at a temperature of 950 °C with an aluminium content of: 1 – 7 %; 2 – 14 %; 3 – 17 %; 4 – 25 %



**Рис. 21.** График процентного содержания алюминия и железа по сечению наплавленного металла ( $U_d Al=14 B$ ;  $Vn/n Al=5$  м/мин;  $U_d Fe=23,5 B$ ;  $Vn/n Fe=3$  м/мин;  $Vn=0,1$  м/мин)  
**Fig. 21.** Graph of the percentage content of aluminium and iron in the cross-section of the deposited metal ( $U_{arc} Al=14 V$ ;  $Vf/w Al=5$  м/мин;  $U_{arc} Fe=23.5 V$ ;  $Vf/w Fe=3$  м/мин;  $V_s=0.1$  м/мин)

невозможность нанесения покрытий в монтажных условиях и отсутствие перспективы по дальнейшему восстановлению покрытия после износа.

Поэтому для деталей горнодобывающей отрасли, работающих в сложных условиях эксплуатации, необходимо применять методы, сочетающие в себе возможности получения покрытий с фазовым составом на основе  $Fe_3Al$  или  $FeAl$ , а также возможностью получения покрытий толщиной более 0,5 мм. Такими методами могут являться автоматическая аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом [19] или двухдуговая наплавка с применением стальной и алюминиевой электродных проволок. В частности, двухдуговая технология позволяет добиваться лучшей однородности химического состава (рис. 21).

Изучение влияния режимов двухдуговой наплавки показало, что изменение скорости подачи проволоки,

напряжения и угла наклона горелки существенно влияет на свойства получаемых слоев. В частности, увеличение содержания алюминия до 27 мас. % способствует росту твердости наплавленных сплавов до 58 HRC. Однако при этом наблюдается снижение пластичности и увеличение риска образования трещин.

Испытания на износ показали, что максимальная износостойкость достигается при содержании алюминия около 20 %, что связано с оптимальным соотношением твердости и микроструктурной стабильности. Эти результаты совпадают с данными [10; 11], где отмечается, что содержание интерметаллидных фаз и их распределение существенно влияют на износостойкость покрытий. В то же время отсутствует прямая корреляция между твердостью и износостойкостью, что указывает на важность микроструктурных факторов, таких как размер и распределение интерметаллидных включений.

Что касается жаростойкости, то результаты показывают, что содержание алюминия в диапазоне 15–20 % обеспечивает максимальную устойчивость к высоким температурам. Это связано с образованием оксидной пленки, которая служит защитным барьером и препятствует окислению металла. Однако увеличение содержания алюминия свыше 20 % приводит к появлению микротрещин и снижению жаростойкости, что согласуется с данными [14; 16; 17], где отмечается, что избыток алюминия способствует образованию внутренних напряжений и дефектов.

Полученные результаты позволяют рекомендовать двухдуговую наплавку в качестве способа нанесения износостойких покрытий на основе алюминидов железа для деталей из низкоуглеродистых сталей, применяемых в горнодобывающей отрасли или в качестве заменителя дорогостоящих покрытий, так как она позволяет получать покрытия с толщиной до 5 мм. Обнаруженные закономерности позволяют сделать вывод, что оптимальный состав для износостойких и жаропрочных покрытий системы Fe–Al находится в диапазоне 15–20 % алюминия. Важным направлением дальнейших исследований является разработка методов контроля и стабилизации микроструктуры, а также изучение влияния дополнительных легирующих элементов на свойства покрытий. Кроме того, необходимо более подробно исследовать механизмы образования интерметаллидных фаз и их влияние на адгезию и долговечность покрытий.

Ограничением данного исследования является ограниченный диапазон режимов и отсутствие долговременных испытаний в условиях эксплуатации. В будущем планируется расширить диапазон режимов, а также провести испытания на износ и жаростойкость в условиях реальных эксплуатационных нагрузок.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Двухдуговая наплавка позволяет создавать износостойкие покрытия системы Fe–Al на изделиях из низкоуглеродистой стали, эксплуатируемых в условиях абразивного износа и высоких температур, достигающих 950 °С.

2. Контролируя параметры процесса двухдуговой наплавки, можно создавать наплавленные слои из интерметаллидных сплавов с заданными свойствами, адаптированными к конкретным условиям эксплуатации благодаря варьированию их химического и фазового состава.

3. Химический состав наплавленных сплавов характеризуется содержанием алюминия в диапазоне от 7 до 27,5 мас. %. Основу структуры составляет матрица  $\alpha$ -Fe, частично упорядоченная по типу B2, а присутствующие включения представляют собой карбидную фазу Fe<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub>. Объем карбидных включений варьируется от 3,26 до 18,95 %.

4. Сплавы системы Fe–Al, полученные двухдуговой наплавкой, обладают высокой твердостью (20–58 HRC), износостойкостью и жаростойкостью.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гречнева М.В., Толкачев С.А., Владимирцев И.К. Повышение износостойкости деталей горных машин //

Вестник Иркутского государственного технического университета. 2011. № 12. С. 26–29. EDN: [ONXUEZ](#).

2. Исагулов А.З., Квон С.С., Куликов В.Ю. Повышение износостойкости элементов горно-обогатительного оборудования // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2020. Т. 76. № 6. С. 609–613. DOI: [10.32339/0135-5910-2020-6-609-613](#).
3. Никитенко М.С., Князьков К.В., Абабков Н.В., Ожиганов Е.А. Разработка комплекса средств технической диагностики, восстановления и упрочнения элементов горнодобывающего оборудования // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). 2013. № S6. С. 447–456. EDN: [RYYJAP](#).
4. Короткова В.А., Замотина В.А. Восстановление деталей горного оборудования // Горный журнал. 2001. № 8. С. 53–58.
5. Иванов А.В., Приозерская О.Л. Перспективные способы наплавки и механической обработки восстанавливаемых деталей // Техничко-технологические проблемы сервиса. 2010. № 3. С. 7–9. EDN: [MVHIZL](#).
6. Palm M., Stein F., Dehm G. Iron aluminides // Annual Review of Materials Research. 2019. Vol. 49. P. 297–326. DOI: [10.1146/annurev-matsci-070218-125911](#).
7. Moszner F., Peng J., Suutala J., Jasnau U., Damayi M., Palm M. Application of iron aluminides in the combustion chamber of large bore 2-stroke marine engines // Metals. 2019. Vol. 9. № 8. Article number 847. DOI: [10.3390/met9080847](#).
8. Kumar A., Nayak S.K., Laha T. Comparative Study on Wear and Corrosion Behavior of Plasma Sprayed Fe<sub>73</sub>Cr<sub>2</sub>Si<sub>11</sub>B<sub>11</sub>C<sub>3</sub> and Fe<sub>63</sub>Cr<sub>9</sub>P<sub>5</sub>B<sub>16</sub>C<sub>7</sub> Metallic Glass Composite Coatings // Journal of Thermal Spray Technology. 2022. Vol. 31. P. 1302–1316. DOI: [10.1007/s11666-021-01280-1](#).
9. Metidji N., Younes A., Allou D., Dilmi N. Effect of zirconium on the corrosion behavior of FeAl<sub>40</sub>Ti<sub>3</sub>B intermetallic compounds for use in solar water heaters // Journal of Applied Electrochemistry. 2024. Vol. 54. P. 1267–1277. DOI: [10.1007/s10800-023-02033-4](#).
10. Ravi K., Batra U., Prakash U. Investigation of mechanical and wear characteristics of forged Fe–Al–C intermetallic quaternary alloyed with Zr/Ti // Journal of Materials Engineering and Performance. 2022. Vol. 31. P. 3127–3135. DOI: [10.1007/s11665-021-06424-6](#).
11. Metidji N., Younes A. Effects of boron, nickel and molybdenum content on the microstructure, mechanical behaviour and wear properties of FeAl alloy made by vacuum arc melting // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2022. Vol. 75. P. 2691–2699. DOI: [10.1007/s12666-022-02639-w](#).
12. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an Fe<sub>3</sub>Al–C intermetallic alloy: part I – mechanical properties and the effects of loading rate, heat treatment and test temperatures // International Journal of Metalcasting. 2022. Vol. 16. P. 1265–1275. DOI: [10.1007/s40962-021-00679-4](#).
13. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an Fe<sub>3</sub>Al–C intermetallic alloy: part II – high temperature cyclic oxidation behavior // International Jour-

- nal of Metalcasting. 2023. Vol. 17. P. 1673–1680. DOI: [10.1007/s40962-022-00881-y](https://doi.org/10.1007/s40962-022-00881-y).
14. Deevi S.C. Advanced intermetallic iron aluminide coatings for high temperature applications // *Progress in Materials Science*. 2021. Vol. 118. Article number 100769. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100769](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100769).
  15. Martins N., Silva A.P., Cordeiro Da Silva G., Dos Dantos I.B., Santos C.E.D., Troysi F., Brito P. Characterization of Iron Aluminide Diffusion Coatings Obtained after Friction Surfacing // *Metals*. 2023. Vol. 13. Article number 461. DOI: [10.3390/met13030461](https://doi.org/10.3390/met13030461).
  16. Troysi F.D., Brito P.P. Development and characterization of an iron aluminide coating on mild steel substrate obtained by friction surfacing and heat treatment // *The International journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020. Vol. 111. № 9. P. 2569–2576. DOI: [10.1007/s00170-020-06310-w](https://doi.org/10.1007/s00170-020-06310-w).
  17. Mohammadkhani S., Bondar N., Vahdati-Khaki J., Hadad-Sabzevar M. Fabrication of Iron Aluminide Coatings ( $\text{Fe}_3\text{Al}$  and  $\text{FeAl}_3$ ) on Steel Substrate by Self-Propagating High Temperature Synthesis (SHS) Process // *Journal of Coating Science and Technology*. 2017. Vol. 4. № 2. P. 40–44. DOI: [10.6000/2369-3355.2017.04.02.2](https://doi.org/10.6000/2369-3355.2017.04.02.2).
  18. Chen Maolong, Yang Xuefeng, Zhang Zhiqiang, Gu Yanguang, Li Kunjie, Liu Yansheng, Ma Junbei. Research status of laser cladding technology on aluminum alloy surface // *The International journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2025. Vol. 137. № 1-2. P. 1–21. DOI: [10.1007/s00170-025-15204-8](https://doi.org/10.1007/s00170-025-15204-8).
  19. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Исследование процессов формирования наплавленных сплавов системы Fe-Al легированных Si // *Сварочное производство*. 2017. № 12. С. 3–7. EDN: [YRIBHU](https://www.edn.ru/YRIBHU).
  7. Moszner F., Peng J., Suutala J., Jasnau U., Damayi M., Palm M. Application of iron aluminides in the combustion chamber of large bore 2-stroke marine engines. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 8, article number 847. DOI: [10.3390/met9080847](https://doi.org/10.3390/met9080847).
  8. Kumar A., Nayak S.K., Laha T. Comparative Study on Wear and Corrosion Behavior of Plasma Sprayed  $\text{Fe}_{73}\text{Cr}_2\text{Si}_{11}\text{B}_{11}\text{C}_3$  and  $\text{Fe}_{63}\text{Cr}_9\text{P}_5\text{B}_{16}\text{C}_7$  Metallic Glass Composite Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, vol. 31, pp. 1302–1316. DOI: [10.1007/s11666-021-01280-1](https://doi.org/10.1007/s11666-021-01280-1).
  9. Metidji N., Younes A., Allou D., Dilmi N. Effect of zirconium of the corrosion behavior of  $\text{FeAl}_{40}\text{Ti}_3\text{B}$  intermetallic compounds for use in solar water heaters. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2024, vol. 54, pp. 1267–1277. DOI: [10.1007/s10800-023-02033-4](https://doi.org/10.1007/s10800-023-02033-4).
  10. Ravi K., Batra U., Prakash U. Investigation of mechanical and wear characteristics of forged Fe-Al-C intermetallic quaternary alloyed with Zr/Ti. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, vol. 31, pp. 3127–3135. DOI: [10.1007/s11665-021-06424-6](https://doi.org/10.1007/s11665-021-06424-6).
  11. Metidji N., Younes A. Effects of boron, nickel and molybdenum content on the microstructure, mechanical behaviour and wear properties of FeAl alloy made by vacuum arc melting. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2022, vol. 75, pp. 2691–2699. DOI: [10.1007/s12666-022-02639-w](https://doi.org/10.1007/s12666-022-02639-w).
  12. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an  $\text{Fe}_3\text{Al}$ –C intermetallic alloy: part I – mechanical properties and the effects of loading rate, heat treatment and test temperatures. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16, pp. 1265–1275. DOI: [10.1007/s40962-021-00679-4](https://doi.org/10.1007/s40962-021-00679-4).
  13. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an  $\text{Fe}_3\text{Al}$ –C intermetallic alloy: part II – high temperature cyclic oxidation behavior. *International Journal of Metalcasting*, 2023, vol. 17, pp. 1673–1680. DOI: [10.1007/s40962-022-00881-y](https://doi.org/10.1007/s40962-022-00881-y).
  14. Deevi S.C. Advanced intermetallic iron aluminide coatings for high temperature applications. *Progress in Materials Science*, 2021, vol. 118, article number 100769. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100769](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100769).
  15. Martins N., Silva A.P., Cordeiro Da Silva G., Dos Dantos I.B., Santos C.E.D., Troysi F., Brito P. Characterization of Iron Aluminide Diffusion Coatings Obtained after Friction Surfacing. *Metals*, 2023, vol. 13, article number 461. DOI: [10.3390/met13030461](https://doi.org/10.3390/met13030461).
  16. Troysi F.D., Brito P.P. Development and characterization of an iron aluminide coating on mild steel substrate obtained by friction surfacing and heat treatment. *The International journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 111, no. 9, pp. 2569–2576. DOI: [10.1007/s00170-020-06310-w](https://doi.org/10.1007/s00170-020-06310-w).
  17. Mohammadkhani S., Bondar N., Vahdati-Khaki J., Hadad-Sabzevar M. Fabrication of Iron Aluminide Coatings ( $\text{Fe}_3\text{Al}$  and  $\text{FeAl}_3$ ) on Steel Substrate by Self-Propagating High Temperature Synthesis (SHS) Process. *Journal of Coating Science and Technology*, 2017, vol. 4, no. 2, pp. 40–44. DOI: [10.6000/2369-3355.2017.04.02.2](https://doi.org/10.6000/2369-3355.2017.04.02.2).

## REFERENCES

1. Grechneva M.V., Tolkachev S.A., Vladimirtsev I.K. Increasing wear resistance of mining machinery parts. *Proceedings of Irkutsk State Technical University*, 2011, no. 12, pp. 26–29. EDN: [ONXUEZ](https://www.edn.ru/ONXUEZ).
2. Isagulov A.Z., Kvon S.S., Kulikov V.Yu. Improving wear resistance of elements of mining and processing equipment. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*, 2020, vol. 76, no. 6, pp. 609–613. DOI: [10.32339/0135-5910-2020-6-609-613](https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-6-609-613).
3. Nikitenko M.S., Knyazkov K.V., Ababkov N.V., Ozhiganov E.A. Development of diagnostic, restoration and strengthening complex for mining equipment. *Mining Informational and Analytical Bulletin*, 2013, no. S6, pp. 447–456. EDN: [RYYJAP](https://www.edn.ru/RYYJAP).
4. Korotkova V.A., Zamotina V.A. Restoration of mining equipment components. *Gornyi zhurnal*, 2001, no. 8, pp. 53–58.
5. Ivanov A.V., Priezorskaya O.L. Promising methods of welding deposition and machining of parts restored. *Technico-tehnologicheskie problemy servisa*, 2010, no. 3, pp. 7–9. EDN: [MVHIZL](https://www.edn.ru/MVHIZL).
6. Palm M., Stein F., Dehm G. Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, 2019, vol. 49, pp. 297–326. DOI: [10.1146/annurev-matsci-070218-125911](https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911).

