

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ
ФЕДЕРАЦИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Тольяттинский государственный университет»

ИНСТИТУТ МАШИНОСТРОЕНИЯ

(наименование института полностью)

Кафедра «Сварка, обработка материалов давлением

и родственные процессы»

(наименование кафедры)

15.06.01 «Машиностроение»

(код и наименование направления подготовки)

«Сварка, родственные процессы и технологии»

(направленность (профиль))

**НАУЧНО-КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА
(ДИССЕРТАЦИЯ)**

на тему: Исследование процессов формирования и свойств постоянных покрытий литейных металлических форм на основе алюминидов никеля и железа

Аспирант

Д. И. Плахотный

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

А. И. Ковтунов

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Допустить к защите

Заведующий кафедрой

д.т.н., проф. Ельцов В.В.

(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

(личная подпись)

« _____ » _____ 2018г.

Тольятти 2018

Содержание:

Введение.....	4
1 Анализ кокильных покрытий.....	7
1.1 Назначение постоянных кокильных покрытий и их классификация	7
1.2 Способы нанесения постоянных кокильных покрытий и материалы, применяемые в качестве постоянных кокильных покрытий.....	8
1.2.1 Разновидности способов нанесения постоянных кокильных покрытий.....	8
1.2.2 Разновидности материалов, применяемых в качестве защитных.....	41
2 Методика исследования процессов и свойств наплавки постоянных кокильных покрытий интерметаллидными алюминидными соединениями.....	54
2.1 Методика проведения исследования процессов двухдуговой наплавки постоянных кокильных покрытий	54
2.2 Методика исследования химического состава наплавленных интерметаллидных кокильных покрытий	63
2.3 Методика исследования механических и эксплуатационных свойств наплавленных постоянных кокильных покрытий	65
2.3.1 Методика проведения исследования механических свойств наплавленных постоянных кокильных покрытий	65
2.3.2 Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных постоянных кокильных покрытий.....	66
3 Результаты проведенных исследований.....	71

3.1 Результаты исследований наплавки постоянных кокильных покрытий интерметаллидными сплавами системы Ni-Al.....	71
3.1.1 Геометрические параметры наплавленных покрытий.....	71
3.1.2 Химический состав наплавленных покрытий.....	74
3.1.3 Результаты определения жаростойкости покрытий.....	79
3.1.4 Результаты определения термостойкости покрытий.....	81
3.1.5 Результаты измерений твердости интерметаллидных покрытий системы никель - алюминий.....	83
3.1.6 Результаты экспериментов по смачиванию и растеканию припоя по интерметаллидному покрытию.....	84
3.2 Результаты проведенных исследований наплавки сплавов системы Fe-Al.....	85
3.2.1 Геометрические параметры наплавленных покрытий.....	85
3.2.2 Результаты определения химического состава покрытий.....	90
3.2.3 Результаты проведения испытаний на жаростойкость.....	92
3.2.4 Результаты изучения износостойкости наплавленных покрытий системы Fe-Al.....	94
3.2.5 Оценка эрозионной стойкости наплавленных покрытий.....	94
3.2.6 Результаты измерений твердости интерметаллидных покрытий системы железо - алюминий.....	95
3.2.7 Результаты экспериментов по определению трещин в интерметаллидном покрытии.....	96
3.2.8 Результаты экспериментов по смачиванию и растеканию припоя по интерметаллидному покрытию.....	96
3.3 Исследование влияния хрома на процессы формирования и свойства интерметаллидных покрытий системы Fe-Al.....	98

3.4	Определение взаимосвязи энергетических характеристик и сварочных свойств процесса двухдуговой наплавки.....	103
	Заключение.....	119
	Список используемой литературы.....	121

Введение

Литье в кокиль – это технологический процесс изготовления отливок путем заливания металлического расплава в многооборотные формы, выполненные из металла (сталь, чугун и пр.). Данная технология литья предпочтительнее для сплавов с температурой, плавления не превышающей 1200°С. К таким материалам относятся основные цветные металлы такие как алюминий, медь, цинк, магний и т.д. Основными материалами для изготовления кокилей применяют в основном дорогие конструкционные материалы, такие как низкоуглеродистые стали марок 10, 20, а также стали, легированные хромом и молибденом, в частности к данным материалам можно отнести, сталь марки 15ХМЛ. Материалы данной группы характеризуются высокой пластичностью, для повышения стойкости поверхности контакта данных устройств к воздействию расплавленного металла в процессе эксплуатации. Так же для производства кокилей применяются чугуны с феррито-перлитной структурой, такие как серые и высокопрочные.[1], [2]

Основной качественной характеристикой кокилей является их стойкость. Стойкость кокилей к высоким температурам ограничена, в связи с этим применяют технологии нанесения покрытий на основной металл формы с высокими эксплуатационными свойствами различными способами. Принципиальное назначение защитных покрытий при изготовлении и ремонте кокилей - это управление условиями охлаждения, предотвращение образования термического удара и эрозионного воздействия на рабочей поверхности стенки кокиля, управление теплообменом между отливкой и формой (кокилем).[1]

При литье применяют покрытия различающиеся различной долговечностью. Исходя из этого покрытия применяемые для кокилей подразделяют на три группы:

Разовые – покрытия наносимые при каждой заливки металла;

Многоразовые – наносимые несколько раз за рабочую смену;

Постоянные - покрытия, долговечность которых соизмерима с межремонтным интервалом ремонта формы. Существует многообразие технологий для получения данных покрытие такие как напыление, алитирование поверхности кокиля, дуговые способы наплавки, осаждение.[1]

Исходя из этого наиболее целесообразное и рациональное использование постоянных кокильных покрытий.

«В качестве защитного покрытия кокилей применяют следующие покрытия: Al_2O_3 , ZrO_2 , Ni. Также большой интерес представляют покрытия системы никель-алюминий и железо-алюминий, обладающие достаточно высокой жаростойкостью, 1200 °С для сплавов на основе никель-алюминий и 950 °С для сплавов на основе железо-алюминий [30].

Основными способами нанесения постоянных кокильных покрытий являются плазменное и газопламенное напыление. Но такие покрытия обладают следующими недостатками [30]:

- недостаточная в некоторых случаях прочность сцепления покрытий с основой (5—50 МПа) при испытании на нормальный отрыв;
- наличие пористости (обычно в пределах 5—25 %), которая препятствует применению покрытий в коррозионных средах без дополнительной обработки;
- маленькая толщина покрытия;
- неравномерный слой нанесения покрытия по сечению.

Поэтому перспективно использовать наплавку. При наплавке достигается высокая прочность сцепления покрытия с основным металлом, также в процессе наплавки можно наносить достаточно толстый слой покрытия (от 0,5 до 5 мм за один проход), что уменьшает степень износа и термического удара при эксплуатации кокилей. Помимо этого в наплавленном покрытие не имеется пористость. Но применение наплавки покрытий на основе никель-алюминий и железо алюминий затруднено тем,

что не выпускаются проволоки фиксированного интерметаллидного состава, поэтому в качестве способа нанесения данных покрытий предложен способ двухдуговой наплавки с применением традиционных электродных проволок который компенсирует недостатки применяемых способов.[30]»

Исходя из перечисленного, целью диссертационной работы является: повышение эксплуатационных характеристик металлических кокильных литейных форм посредством исследования процессов формирования постоянных металлических покрытий алюминидов никеля и железа полученных способом двухдуговой наплавки.

1 Анализ кокильных покрытий

1.1 Назначение постоянных кокильных покрытий и их классификация

«Назначение покрытий кокилей весьма многообразно. С помощью покрытий управляют условиями охлаждения (затвердевания) отливки, предохраняют рабочую стенку кокиля от термического удара и эрозийного воздействия, создают в форме определенную газовую атмосферу, повышают смачиваемость поверхности кокиля расплавом, обеспечивают в некоторых случаях поверхностное модифицирование и легирование отливки, изменяют газопроницаемость вент, воздействуют на силу трения между отливкой и кокилем. Однако основное назначение покрытий кокилей – управление теплообменом между отливкой и формой» [1], [37].

При литье применяют покрытия различающиеся различной долговечностью. Исходя из этого покрытия применяемые для кокилей подразделяют на три группы:

Разовые – покрытия наносимые при каждой заливки металла;

Многоразовые – наносимые несколько раз за рабочую смену;

Постоянные - покрытия, долговечность которых соизмерима с межремонтным интервалом ремонта формы. Существует многообразие технологий для получения данных покрытие такие как напыление, алитирование поверхности кокиля, дуговые способы наплавки, осаждение. [39]

Постоянные покрытия в свою очередь делятся на две группы тонкостенные и толстостенные. Также покрытия должны обладать определенными термофизическими, термомеханическими, термохимическими и технологическими свойствами. Простота нанесения (восстановления) и долговечность являются важнейшими характеристиками покрытий. [30]

Покрyтия обеих групп могут иметь слоистое строение. Для первой группы (тонкослойные) характерно следующее сочетание: полупостоянный или постоянный подслои и разовая краска. Покрyтия второй группы (толстослойные) часто включают кроме облицовки тонкий полупостоянный или постоянный подслои и разовую краску.

«Термофизические свойства. Способность проводить теплоту (теплопроводность) является важнейшим термофизическим свойством кокильного покрyтия.

Термомеханическими свойствами покрyтий называют их способность выдерживать нагрузку в условиях нагревания. Термомеханические свойства определяют стабильность свойств и эффективность покрyтий при эксплуатации – способность сопротивляться растрескиванию, отслоению от поверхности кокиля, а также размыву расплавом. Перечисленные свойства определяют качество отливки и долговечность кокиля [30].

Технологические свойства. В общем случае покрyтие должно быть инертным по отношению к материалу отливки. Исключение составляют покрyтия, используемые для поверхностного модифицирования и легирования отливок» [30].

1.2 Способы нанесения постоянных кокильных покрyтий и материалы, применяемые в качестве постоянных кокильных покрyтий

1.2.1 Разновидности способов нанесения постоянных кокильных покрyтий

В современной промышленности основными способами создания постоянных кокильных покрyтий являются наплавка и напыление. «Рассмотрим наиболее целесообразные способы для нанесения постоянных кокильных покрyтий.

Перспективным способом получения на стальных и чугунных кокилях постоянных покрытия является высокотемпературное напыление неметаллическими материалами.[38]» Термическое напыление - это технология, которая улучшает или восстанавливает поверхность твердого материала. Процесс может быть использован, чтобы применить покрытия на широкий спектр материалов и компонентов, чтобы обеспечить сопротивление: износа, эрозии, кавитации, коррозии, истирания и тепла. Газотермическое напыление также используется для обеспечения электрической проводимости и изоляции, обладает смазывающей способностью, высокий или низкий коэффициент трения, не подвержены износу, химическая стойкость и многие другие желательные свойства поверхности.

Термическое напыление широко применяют в многих сферах как предпочтительный метод восстановления либо улучшения свойств поверхности.

Важность технологий нанесения покрытий, в том числе термического напыления, постоянно возрастает, поскольку покрытия позволяют использовать потенциал экономии затрат путем сочетания базовых материалов, которые удовлетворяют структурным требованиям (жесткость и прочность) материалами покрытия, которые удовлетворяют требованиям на поверхностях компонентов (коррозия сопротивление, износостойкость, электрическая изоляция или проводимость, тепловая изоляция, каталитическая функция, декоративный эффект и т. д.). Например для компонентов, подверженных сильным стрессовым условиям, такие материалы могут быть обеспечены значительно дешевле, чем растворы сыпучих материалов, которые покрывают как структурные, так и поверхностные требования. Кроме того, ремонт поврежденных или изношенных поверхностей дорогостоящих компонентов является важной областью применения для процессов термического напыления.[34]

Стандарт DIN EN 657 включает различные процессы, относящиеся к группе процессов термического напыления. В этом случае термическое напыление определяется как процесс, в котором сырье подается внутри или снаружи распылителя и нагревается до расплавленного состояния или, по меньшей мере, до состояния высокой пластической деформации. Сырье перемещают на подготовленную поверхность, которая не расплавляется во время процесса распыления. Наиболее важным отличием является применяемый источник энергии:

- термическое напыление путем распыления расплава, то есть распыление расплавленной ванны (MBS)

- термическое напыление газообразным или жидким топливом, то есть пламенное напыление на проволоку (WFS), высокоскоростное распыление пламени (HVWFS), распыление порошкового пламени (PFS), распыление высокоскоростного оксидного топлива (HVOF) и распыление распылителя (DGS)

- термическое напыление путем расширения сжатых газов без сжигания, то есть распыление холодного газа (CGS)

- Термическое напыление электрическим дуговым или газовым разрядом, например, дуговое распыление (AS), напыление дугой (SAS), атмосферное плазменное напыление (APS), окутанное плазменное напыление (SPS), вакуумное плазменное напыление (VPS), плазменное напыление под высоким давлением (HPPS), жидкостно-стабилизированное плазменное напыление (LSPS), индуктивно связанное плазменное напыление (ICPS)

- термическое напыление пучками высокой плотности энергии, то есть лазерное напыление (LS)

Как правило, покрытия с термическим напылением изготавливаются с толщиной от 30 мкм до 2 мм. Однако в некоторых специальных применениях толщина покрытия может составлять до 10 мм.[4]

Процессы термического напыления имеют неотъемлемые преимущества:

- Все материалы с жидкой фазой или достаточной пластичностью ниже их температура плавления может быть распылена.
- Температурное напряжение подложки можно поддерживать на низком уровне (покрытие из полимеров или древесины возможно).
- Покрытия могут быть нанесены как на больших, так и на локально ограниченных участках.
- Адаптированное оборудование для термического разбрызгивания можно использовать на месте, например, внутри котлов электростанции, мостов, морских посадочных стadiй или других устойчиво установленных конструкций.

Однако, как правило, существует сравнительно слабая связь между основным материалом и покрытием, а так же возможна пористость покрытия. Подготовительная обработка поверхности, например переплавкой, горячим изостатическим прессованием (HIP) или дробеструйной обработкой, может улучшить прочность сцепления и уменьшить пористость покрытия. Обычно точная толщина покрытия и желаемая поверхность шероховатость достигается путем механической обработки.

Нанесение расплавленной ванны (MBS)

В процессе MBS исходный материал расплавлен внутри тигля, а затем распыляется через сопло (рисунок 1.1). Распыляющий газ, обычно сжатый воздух, является наиболее часто применяемым, процесс проводят в предварительно нагретом состоянии. Массовый поток расплава может быть контролируемым регулированием давления внутри тигля. Размер распыленной капли зависит от вязкости исходного материала и температуры поверхности, типа распыляемого газа и расхода и геометрии сопла. Частицы, воздействующие на подложку, образуют покрытие.

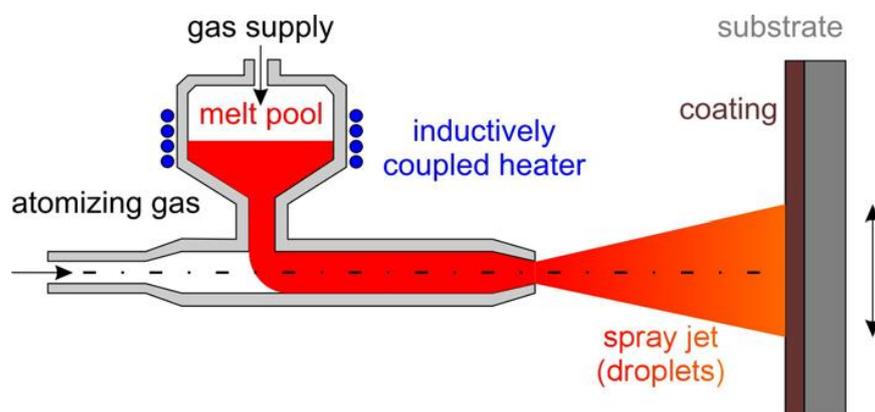


Рисунок 1.1 Принцип процесса распыления расплавленной ванны [4]

В наши дни принцип процесса используется для производства сыпучего материала (известного как формование распылением или процесс Osprey) чаще, чем при производстве покрытий.

Процесс MBS характеризуется отличными показателями осаждения, но передача тепла обычно очень сильная. Таким образом, металлургическое соединение между покрытием и основным материалом может быть достигнуто, но чувствительные материалы к высокой температуре легко перегреть. [5].

Высокоскоростное пламенное распыление (HV WFS)

Для пламенного напыления исходными материалами являются проволоки сплошного сечения, стержни или гибкие шнуры. Диаметр исходного материала может варьироваться в диапазоне от менее 1 мм до 8 мм. Чаще всего исходное сырье подается в осевом направлении в пламя (рисунок 1.2), но есть также пушки с радиальной подачей одного или нескольких проводов. На кончике проволоки материал плавится, а затем распыляется с помощью распыляющего газа. Обычно ацетилен, пропан или водород применяются в качестве газов сгорания и сжатого воздуха, как распыляющий газ.

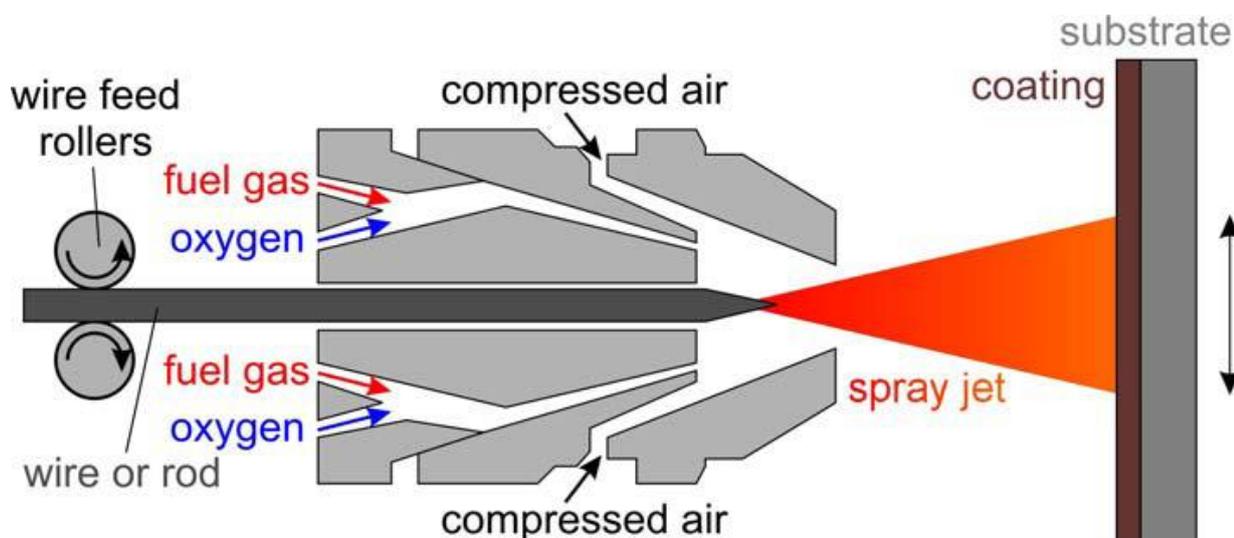


Рисунок 1.2 Принцип процесса распыления проволоки пламенем [4]

WFS используется, например, для нанесения алюминиевых или цинковых покрытий для коррозионной защиты стальных конструкций или для ремонта изношенных поверхностей компонентов с использованием аналогичных таких как материал подложки. Несмотря на значительное увеличение стоимости материала за последние десятилетия, молибден по-прежнему широко применяется для производства износостойких защитных покрытий, например, на автомобильных поршневых или шестеренных синхронизирующих кольцах, поскольку покрытия обладают отличной устойчивостью к истиранию. Плотность и твердость данных покрытий сильно зависят от параметров процесса. В HVWFS, т.е. WFS при повышенных давлениях и расходах технологического газа, существует чрезвычайно тонкий распыление расплава молибдена от кончика проволоки. Из-за большой удельной площади поверхности капли сильно взаимодействует с кислородом атмосферы распыляемой струи, что приводит к увеличению твердости покрытия. Расплавленные капли ускоряются очень эффективно и, следовательно, сталкиваются с высокой скоростью на подложке, что приводит к образованию покрытий с высокой плотностью. Молибден также используется в качестве связующего материала. В таком случае параметры процесса адаптированы для достижения больших капель, поскольку связь прочность как на стали, так и

на алюминиевых подложках, увеличивается с учетом теплосодержания падающих частиц в результате металлургического взаимодействия. WFS также используется для обработки благородных материалов, таких как платина. Покрытия используются для защиты компонентов в производстве стекла из-за их выдающейся долговечности [6].

Штанги и гибкие шнуры применяются в основном для производства керамических покрытий. Al_2O_3 , основанные покрытия используются для защиты от износа, частично в сочетании с коррозионной защитой и покрытия на основе ZrO_2 обеспечивают отличные теплоизоляционные свойства при высокой термостойкости. Производство стержней путем спекания относительно дорого.

Поэтому гибкие шнуры, заполненные соответствующим оксидным порошком, обеспечивают значительный экономический эффект. Кроме того, порошковые проволоки расширяют спектр применимых материалов покрытий. Однако структурный и металлургический состав этих проводов должен соответствовать технологическим характеристикам [7-8].

Порошковое напыление (PFS)

Источником энергии для плавления и ускорения порошкового сырья в PFS является газообразное топливо - кислородное пламя. Внутри газовой струи горения частицы порошка нагреваются и ускоряются (рис. 1.3). В зависимости от требуемой передачи тепла применяемые исходные материалы с различными типами пистолетов без добавления дополнительных газов обеспечивают более сильное ускорение частиц порошка и приводят к более сфокусированной распылительной струей.

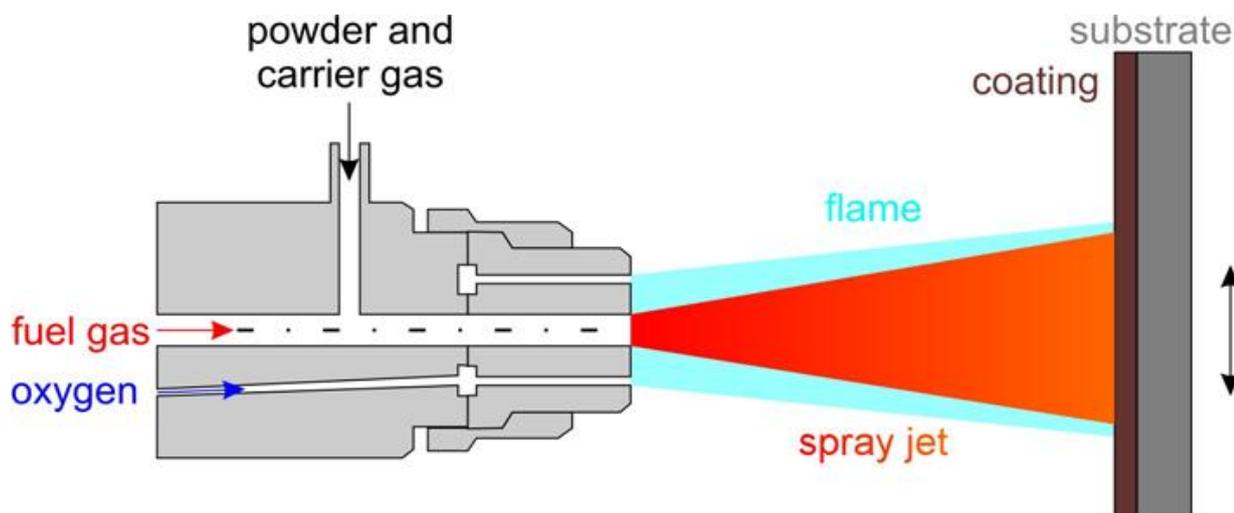


Рисунок 1.3 Принцип процесса пламенного распыления порошков [4]

Наиболее важной материальной группой для PFS являются так называемые самофлюсующие сплавы на основе система Ni-Cr-B-Si-C. Эти сплавы имеют относительно низкую температуру плавления и широкий диапазон между солидусом и температурой ликвидуса и высокой вязкостью расплава.

Поэтому относительно высокая пористость покрытий PFS в состоянии распыления может быть удаляться последующим процессом слияния для этого типа покрытий. Диффузионные процессы во время плавления покрытий также приводят к металлургическому связыванию и, соответственно, высокой прочности связи. Напыление можно проводить в печах, путем индуктивного нагрева или с использованием распылительных горелок без введения порошков, что особенно подходит для напыления на рабочем месте в цеховых условиях. В зависимости от состава химического состава может быть достигнута твердость 20 HRC - 62 HRC. Дополнительно армирование с плавным карбидом вольфрама (приблизительно эвтектическая смесь W_2C и WC) или WC Co применяется для удовлетворения требований экстремального износа, сепараторов, а также в горнодобывающем оборудовании. Помимо защиты от износа также коррозионная защитная способность этих покрытий отлично подходит для многих условий. Однако, тепловое воздействие может вызвать сильное искажение покрытых компонентов, что приводит к применению

дополнительных технологических операций. Помимо металлов также можно напылять керамические покрытия способом PFS. Однако скорость осаждения значительно ниже. Даже изготовление термопластичных полимерных покрытий возможно с помощью PFS для использования пушек с адаптированной конструкцией, которые позволяют предотвратить перегрева исходного сырья. Таким образом, гранулы, осевые, окутаны коаксиальным газом, который нагревается внешним коаксиальным пламенем.

Разбрызгивание распылителя (DGS)

DGS была разработана в 1950-х годах в Соединенных Штатах и является прародителем Процессу HVOF. Он основан на прерывистом процессе горения, который характеризуется последовательностью зарядки, в которой газообразные продукты сгорания – обычно ацетилен и кислород - и порошкообразное сырье с газом-носителем азота впрыскивается в трубку, зажигание горючего и промывка трубки с помощью азота (рисунок 1.4). Частота зажигания может варьироваться от 4 до 8 Гц для раннего развития системы до 100 Гц для недавно разработанных распылительных пистолетов, которые работают с жидкостью динамическое управление впрыском газа (HFPD - высокочастотная импульсная детонация).

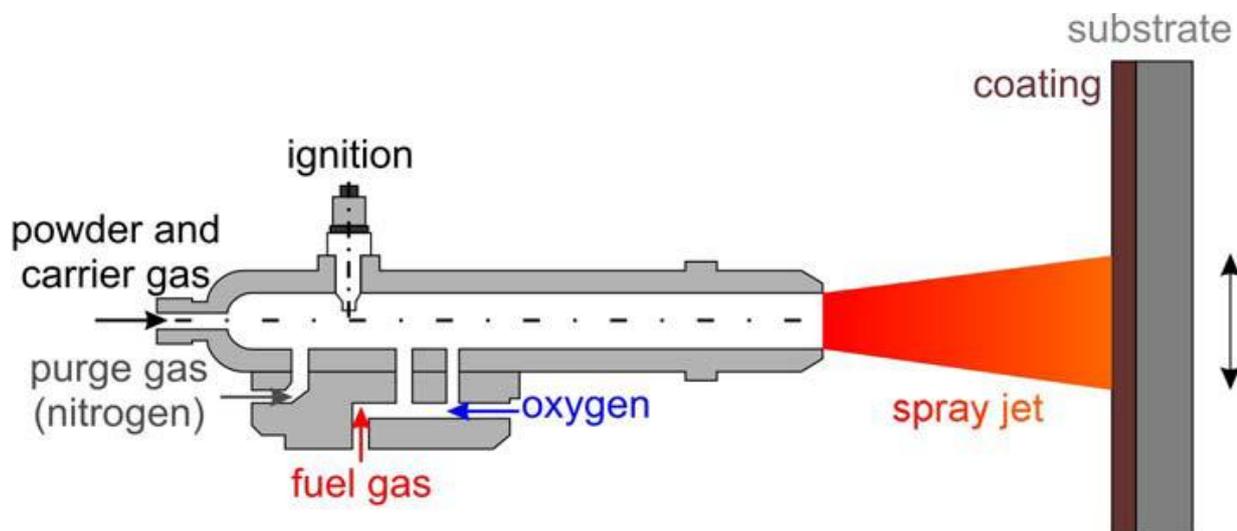


Рисунок 1.4 Принцип процесса распыления детонационной пушкой [4]

Разбрызгивание распылительной машины характеризуется относительно высокими температурами технологического газа, который может составлять до 4000 °С, и высокие скорости частиц, то есть до 900 м/с.

Окисление металлических частиц распыления ограничено из-за короткого времени взаимодействия между горячими газами сгорания с частицами порошка. Высокая скорость частиц приводит к высокой плотности покрытия и высокой прочности связи.

DGS применяется в основном для производства защитных керамических покрытий на основе WC или Cr₃C₂, но также могут быть изготовлены металлические покрытия. В сравнение с HVOF DGS показывает экономические преимущества за счет значительно более низкого потребления газа. Но уровень шума более 140 дБ даже превышает высокий уровень шума HVOF. Специально для ружей, работающих на очень низкой частоте, распыление должно выполняться в специальных звуко - и взрывобезопасных помещениях. Кроме того, сравнительно высокий вес затрудняет обработку пушек DGS по сравнению к пистолетам HVOF. Поэтому в основном простые геометрии, которые не требуют обширных движение покрывают данным способом.

Высокоскоростное распыление оксидного топлива (HVOF)

Процесс HVOF был разработан как продвижение традиционной PFS когда выяснилось, что увеличенные скорости частиц - как в DGS – позволяют улучшить плотность покрытия, сцепление и адгезии к подложкам. Поэтому потоки газа были увеличены, чтобы обеспечить высокие скорости горения. Таким образом, частица скорости, которые обычно находятся в диапазоне 50 м/с для PFS, могут быть увеличены примерно до 450 м/с для использования первых пушек HVOF в начале 1980-х годов. Эти пушки показали конвергентно-цилиндрическую конструкцию сопла. Поэтому внутри пистолета газы могут достигать максимальной

скорости звука. Современные пушки HVOF, т.е. Конвергентно-расходящийся контур (рис. 1.5), допускает средние скорости частиц до 850 м/с, а разработка еще не завершена.

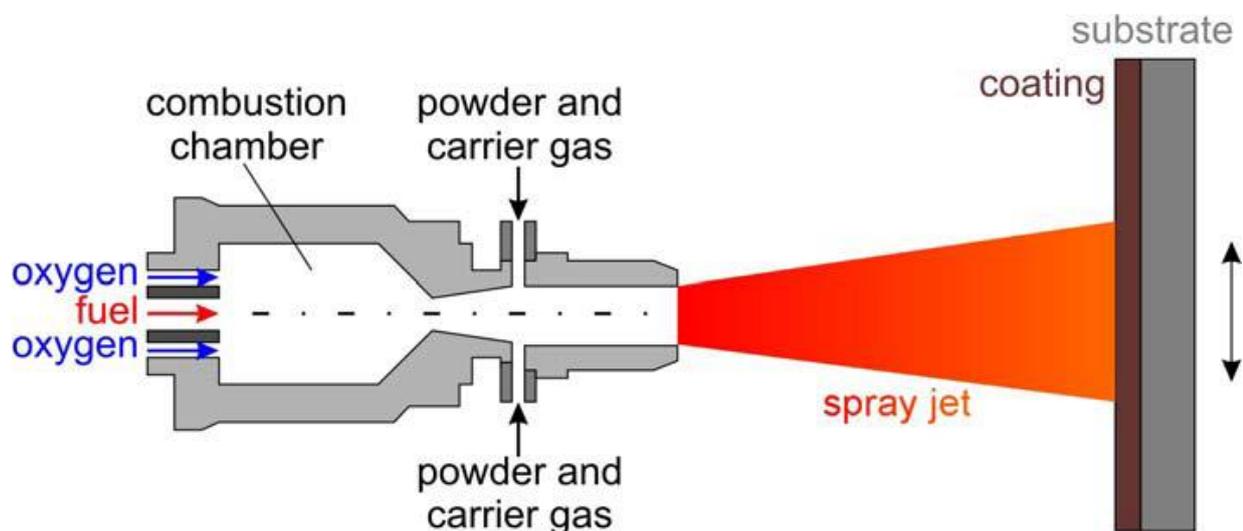


Рисунок 1.5: Принцип процесса распыления HVOF для современных концепций пушек [4]

Помимо газообразного топлива, такого как водород, метан, ацетилен, этилен, пропилен или пропан также может применяться жидкое топливо. Выбор горючего определяет максимально достижимой температурой пламени (рисунок 1.6). Регулируя соотношение между горючим и расходом кислорода, на фактическую температуру пламени можно влиять дополнительно. Для охлаждения пламени возможен впрыск азота или дополнительных газов. Использование сжатого воздуха вместо чистого кислорода эквивалентно дополнительной инъекцией азота и, следовательно, приводит к снижению температуры пламени (рис. 1.6).

Передача тепла в порошковое сырье зависит не только от пламени температуры применяемой смеси, но также и о месте инъекции и граничных условиях впрыска, такие как угол впрыска, внутренний диаметр инжектора, несущей скорости потока газа и скорости подачи порошка. Для осевого впрыска в камеру сгорания существует сильная передача тепла, а радиальная инъекция в расходящуюся часть де-лаваля сопла приводят к значительно более низкой теплоотдаче, поскольку газы сгорания

значительно снизились в этом месте и общее время взаимодействия с горячей средой сильно сокращается. Наконец, длина и форма расширительного сопла влияет на передачу тепла частицам порошка. Как теплопередача внутри расширительного сопла сильнее по сравнению с свободной расширяющейся струей длинных сопел приводят к сильной теплопередаче. Расходящиеся сопла расширения приводят к более быстрым струям газа сгорания по сравнению с цилиндрическими соплами, что приводит к уменьшению времени пребывания частиц внутри струи распыления и, следовательно, снижению теплоотдачи до их.

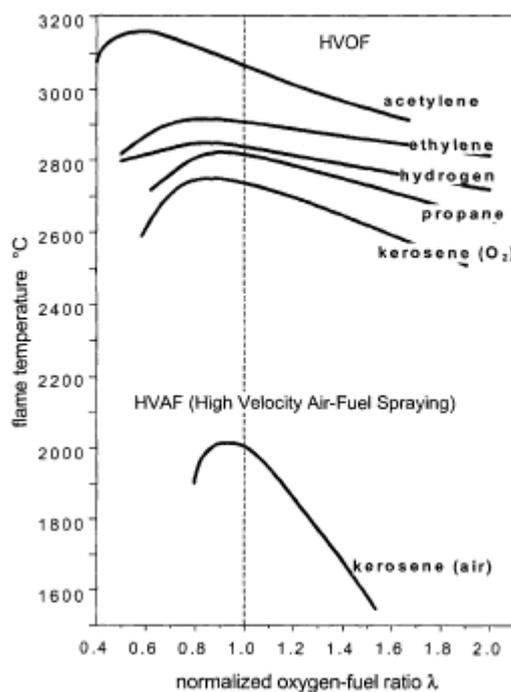


Рисунок 1.6: Температура пламени в зависимости от горючести и стехиометрии сгорания [9]

Выбор горючего должен приниматься с учетом требуемого которое должно быть выше давления в камере сгорания. давление в камере сгорания в современных пушках HVOF может превышать 1 МПа.

Сжиженный пропан запрещает использовать в этих условиях. Из-за безопасности (экзотермическая реакция диссоциации) ацетилена могут быть обеспечены только при максимальное давление составляет 0,15 МПа.

Поэтому используют метан, водород и этилен в качестве газообразного топлива для пушек HVOF.

Как и для DGS, основной областью применения процессов HVOF является производство нанесения защитных керамических покрытий на основе WC или Cr₃C₂. Относительно низкая температура частиц и короткого времени пребывания частиц внутри горячего газа горения позволяют избежать плавления частиц композитного порошка и образования хрупкие смешанные карбидов могут быть ограничены низкими степенями. В оптимизированном распылителе HVOF Образование слоев WC / Co смешанного карбида может быть ниже предела обнаружения Дифракция рентгеновских лучей (XRD). Кроме того, HVOF заменяет VPS распыляемую горячим газом защитные покрытия MCrAlY для лопаток турбин. Также железо, никель или материалы на основе кобальта распыляются для защиты от коррозии, иногда также в сочетании с защитой от износа.

Благодаря мощности пламени до 250 кВт происходит сильная передача тепла на подложки. Это требует эффективного охлаждения компонентов, которые должны быть покрыты.

Распыление HVOF сопровождается высоким уровнем шума до 140 дБ (А) и расширение газов сгорания приводит к сильному отскоку. Поэтому и из-за сильного выделения тепла и пыли. Нанесение HVOF в основном осуществляется внутри звукоизоляционных шкафов с системами управления роботами. Приложение на месте с ручной обработкой, например, для нанесения коррозионно-защитных покрытий на электростанциях или как правило, возможны, но значительные усилия для безопасности и здоровья.

Образование покрытий с помощью высокоскоростного воздействия частиц распыления на подложку в твердом состоянии также приводит к сжимающему состоянию остаточных напряжений, что выгодно относительно времени жизни компонентов с покрытием при динамической

нагрузке. Как для низколегированных сталь, а также для материалов подложки из алюминиевого сплава улучшение усталостной прочности и предел осадением покрытий HVOF. Таким образом, для некоторых базовых материалов существует большой потенциал для использования экономии веса путем новых технологий с учетом покрытий HVOF. Однако для материалов с высокой прочностью требуется дополнительная предварительная обработка пескоструйной очисткой.

Напыление холодного газа

Распыление холодного газа является относительно новым процессом распыления, который, следовательно, следует тенденция к увеличению скорости частиц и уменьшению температуры частиц для того, чтобы предотвращать окисление металлических исходных материалов в полете и обеспечивать сжатие остаточного напряжения в сформированных покрытиях. Порошки нагреваются и ускоряются технологическим газом, который расширяется через сопло типа де Лаваль с входными давлениями вверх до 4 МПа при максимальной температуре на входе 800 °С (рисунок 1.7). Обычно азот используется как технологический газ, но также применяется гелий или сжатый воздух.

Хотя использование сжатого воздуха позволяет экономить средства при повышенном риске окисления сырья, гелий обеспечивает самые высокие скорости расширяющегося технологического газа за счет его высокой скорости и, следовательно, позволяет более высокие скорости частиц по сравнению с азотом. Электрическое сопротивление нагрева в спиральных трубах является обычным явлением. Поскольку порошок подаваемый в конвергентную часть сопла для стандартных исполнений пушки, порошковый питатель должен работать при давлениях, превышающих давление на входе в технологический газ.

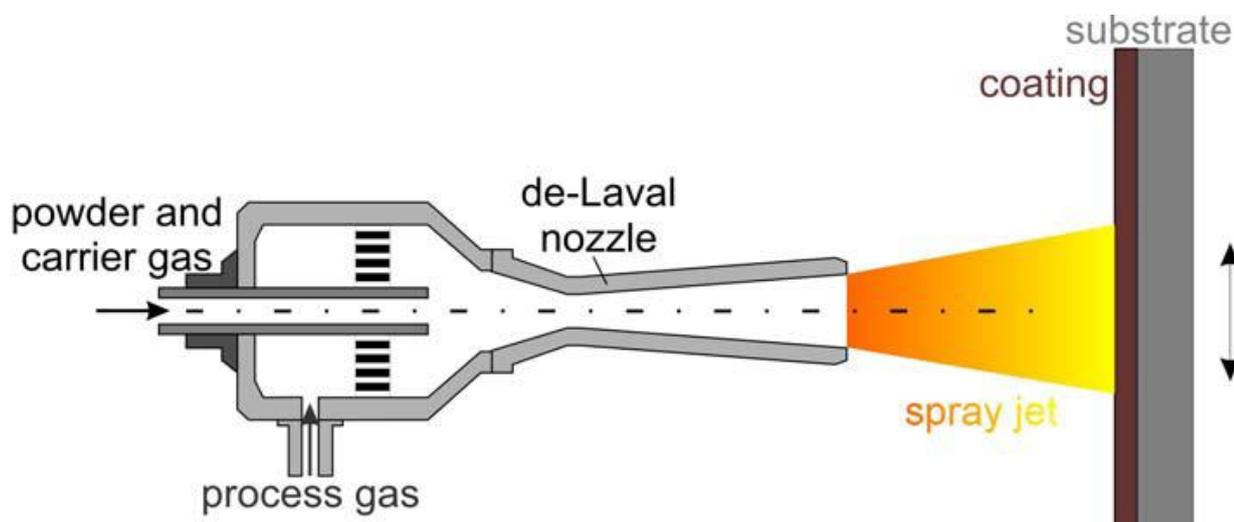


Рисунок 1. 7: Принцип процесса распыления холодного газа [4]

В отличие от других процессов термического напыления при распылении распылением холодного газа распылением частицы при ударе по подложке из-за расплавленного или, по меньшей мере, сильно пластифицированного состояния это невозможно. Скорость частиц должна превышать критическое зависимое от материала значение в чтобы разрешить прилипание, а не отскок. Обычно скорость частиц значительно превышает 500 м/с. Для распыления пластичных материалов, таких как чистая медь или алюминий, используют размерную фракцию, то есть $5 \text{ мкм} < d < 25 \text{ мкм}$ (Cu) и $10 \text{ мкм} < d < 45 \text{ мкм}$ (Al) соответственно, превращение кинетической в тепловую энергию при воздействии на подложку позволяет образование хорошо прилипающих покрытий с почти теоретической плотностью холодным сварочным механизмом. Однако материалы с низкой пластичностью, такие как ферритные нержавеющие стали или твердые металлы не могут быть распылены экономически, а распыление керамики невозможно вообще [10-11].

Основным преимуществом распыления холодного газа является предотвращение окисления как распыляемого материала и подложки. Электропроводность распыленного холодного газа медные покрытия могут достигать 90 % литого материала. Толщина покрытия может быть несколько миллиметров и даже на полированных стеклянных поверхностях,

хорошо прилипающих к проводящим слоям могут быть депонированы. Малая дивергенция траекторий частиц позволяет изготовление свободно стоящих сложных конструкций. В настоящее время самое важное применение распыления холодного газа - нанесение тонких медных покрытий на экструдированные алюминиевые детали, чтобы обеспечить покрытие с низкой теплостойкостью, которое может быть припаянными к медным пластинам. Таким образом, радиаторы с повышенной эффективностью для охлаждения компьютерные процессоры [12].

Дуговое напыление (AS)

В процессах дугового напыления проволоочное формованное изделие расплавляется с помощью высокого электрического разряда. Образовавшийся расплав на кончике проволоки приводится в движение с помощью распыляющего газа, чаще всего это сжатый воздух, до поверхности подложки.

Из-за принципа процессу подходят только электропроводящие материалы, которые доступны распространены в виде проволок. Существуют одноструйные дуговые распылители с дугой горения между постоянно подаваемым проводом и не потребляющим электродом, который также действует как сопло для распыляющего газа [13]. Однако в отраслях только двухпроводная дуга нашло широкое применение. В соответствии с пушками два провода, которые действуют как электроды, непрерывно подаются друг к другу под определенным углом (рис. 1.8). Разность потенциалов между двумя провода обычно находится в диапазоне от 15 до 50 В. Чтобы сохранить окисление как можно ниже, используют наименьшее напряжение, обеспечивающее устойчивую дугу.

Перегрев и окисление расплава на кончике проволоки определяют вязкость расплавов и поверхностной энергии. Размер распыленных капель зависит от этих параметров а также от типа распыляемого газа и расхода и конструкции сопла. В полете окисление частиц распыления в основном зависит от размера капли поверхности и содержания кислорода в

распылительной струе. Даже для использования инертных распыляющих газов как поглощение атмосферных газов азотом или аргоном в свободном расширении струйная струйка приводит к значительному окислению.

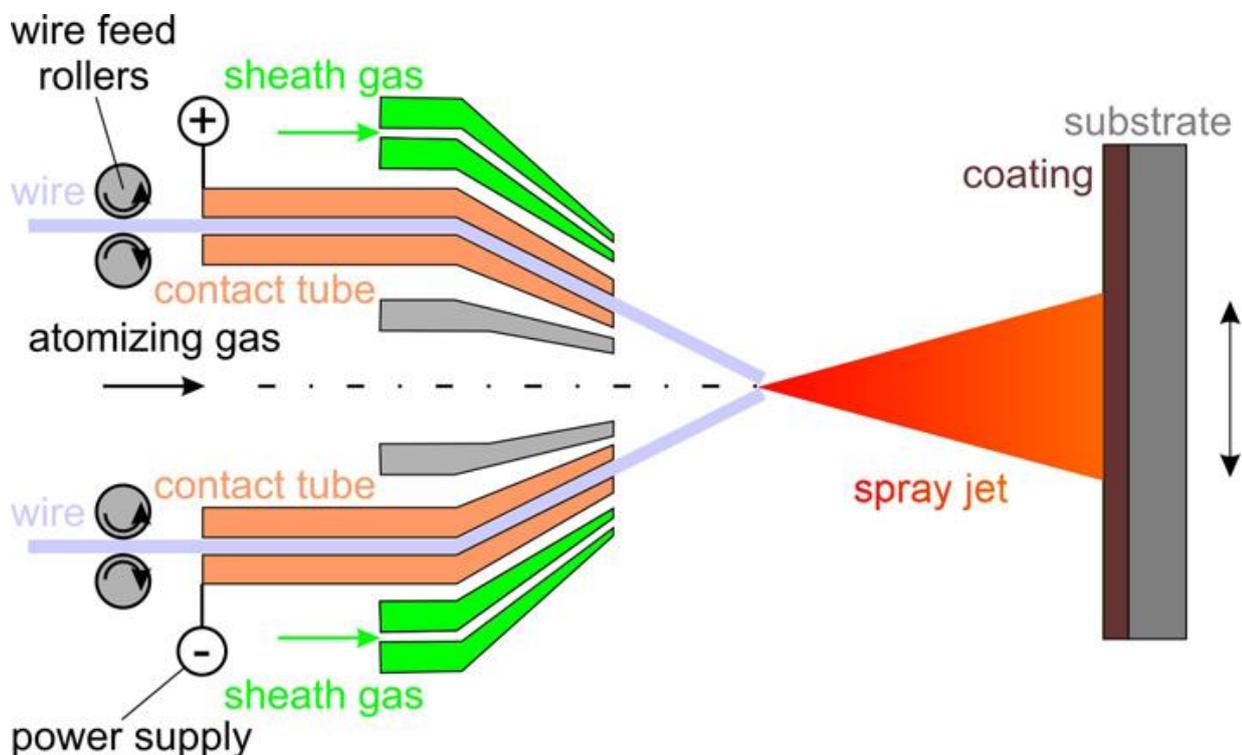


Рисунок 1.8 Принцип процесса дугового напыления [4]

Для использования инертных распыляющих газов в сочетании с инертными оболочками (рис. 1.8, зеленый), т. е. струя защитного газа, окружающая распыляемую струю, можно обеспечить низкое окисление капель. Горючий газ также может быть использован для минимизации расходимости распылительной струи, которая особенно важно для минимизации избыточного распыления при покрытии мелких компонентов.

Высококачественные покрытия металлов с сильным сродством к кислороду, таким как титановые сплавы, достигается только в том случае, если процесс распыления дуги осуществляется внутри закрытой камеры с инертной атмосферы.

С целью получения покрытий с максимальной прочностью прочности распыляемый газовый поток сохраняются на низком уровне, чтобы производить большие капли, которые не окисляются так сильно, как маленькие капли и обеспечивают высокое теплосодержание для

локализованных металлургических взаимодействий с поверхностью подложки, образующей микроскопические диффузионные зоны. Однако пористость и шероховатость относительно высока для распыления грубых капель. Тонкая структурированная высокая для высоких потоков распыляемого газа и, соответственно, малых распыленных капель.

Среди процессов термического разбрызгивания дуговое распыление обладает выдающейся эффективной энергией и скорости осаждения. Поэтому этот процесс особенно интересен с экономической точки зрения, если требования качества покрытий высоки. Кроме того, надежное и мобильное оборудование, которое позволяет производить работы в любом месте. Дуговое распыление применяется для крупногабаритного покрытия стали и бетонных конструкций с коррозионно-защитными свойствами из алюминия или цинка и для ремонта поврежденных компонентов. Благодаря экономическим преимуществам к альтернативным способам напыления и высокой прочности связи также связывают покрытия, такие как Ni_3Al часто напыляются дугой.

В связи с необходимостью обеспечения покрытия материалом в электропроводящей проволоке форма спектра материалов покрытия довольно мала, но порошковые проволоки позволяют значительное расширение спектра производимого материала, например, путем добавления жестких фаз в качестве наполнителя для производства износостойких покрытий [14].

Плазменное напыление

Атмосферное [DC] плазменное напыление (APS)

При плазменном напылении постоянным током, для генерации тепловой плазменной струи используется высоковольтная дуга.

Дуга запускается высокочастотным зажиганием высокого напряжения и поддерживается постоянным током электропитания. Инертные газы, проходящие через промежутки между электродами, нагретый дугой. Таким образом, моноатомные газы, такие как аргон или гелий, частично

ионизированные и молекулярные газы, такие как водород или азот, диссоциируют до ионизация. Во время рекомбинации ионов и электронов и повторного образования молекул энергия освобождается и приводит к температурам плазменной струи до 10000 К в ядро на выходе из пистолета. Из-за экстремального повышения температуры наблюдается сильное ускорение плазменных газов внутри плазменной горелки.

В наши дни большинство плазменных факелов постоянного тока содержат контактный катод и анод с осевым симметричным внутренним контуром, который действует как сопло (рисунок 1.9). Чаще всего оба электрода состоят из вольфрама, легированного оксидами тория или редкоземельных металлов, для улучшения свойства электронной эмиссии. Оба электрода активно охлаждаются для предотвращения термического разрушения. Смеси аргона, гелия, водорода и азота применяются в виде плазмообразующего газа. Порошковое сырье подается в тепловую плазменную струю радиально внутри сопла или непосредственно за выходом сопла.

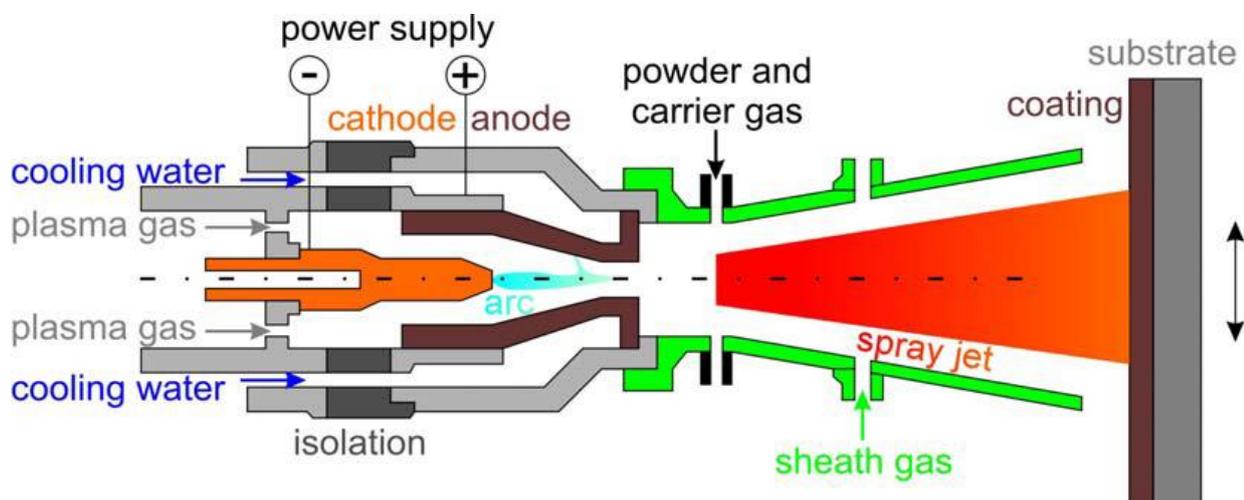


Рисунок 1.9 Принцип процесса плазменного напыления (скрытого) постоянного тока [4]

Передача тепла на катод значительно ниже, чем для анода. Термическая перегрузка анода исключается только из-за перемещения корня дуги. Для традиционного внутреннего контура сопла, то есть сходящийся-цилиндрический, существует осевая, а также круговая

движение корня дуги. Однако осевое перемещение вызывает нежелательные отклонения длины дуги, а, следовательно, и напряжения и мощности. Вновь разработанные сопла с конвергентно-расходящимся внутренним контуром позволяют осевую фиксацию дуги без тепловой перегрузки, поскольку поддерживается круговое перемещение.

Помимо минимизации колебаний мощности плазмы достигнуто значительное снижение уровня шума. Скорость плазменного газа также сильно снижается, что приводит к увеличению время пребывания частиц порошка внутри плазменной струи и увеличение теплопередачи.

Поэтому огнеупорные оксидные покрытия можно распылять при повышенной эффективности осаждения [15]. Однако для распыления металлов тщательная настройка параметров процесса и порошки сырья необходимы, чтобы избежать чрезмерного окисления и испарения.

Из-за чрезвычайно высокой температуры тепловой плазменной струи любой желаемый материал с жидкой фазой можно расплавить, если его подают в плазменную струю с соответствующим размером порошка. Поэтому наиболее важной областью применения атмосферного плазменного напыления является производство огнеупорных оксидных покрытий. Покрытия Al_2O_3 , TiO_2 или Cr_2O_3 используются для защиты от износа и коррозии. Покрытия Al_2O_3 обеспечивают хорошие электрические и основанные на ZrO_2 (добавки: Y_2O_3 , CeO_2 , MgO , CaO) хорошие теплоизоляционные свойства. Но также могут быть изготовлены высококачественные металлические и керамические покрытия. Таким образом, плазменное напыление является наиболее универсальным процессом распыления с точки зрения применяемого спектра материалов покрытия.

Как и для дугового напыления, использование газовых кожухов (рис. 1.9, зеленый) оказалось эффективным для предотвращения чрезмерного окисления во время распыления реакционноспособных материалов. Возле выхода факела быстро протекающий, коаксиальный ламинарный поток

инертных газов используется для предотвращения увлечение газов окружающей среды в плазменную струю. Сжатый газ также эффективно охлаждает подложку.

Однокомпонентные плазменные распылители постоянного тока с осевой подачей порошка не нашли своего применения из-за плохой надежности. В эти дни только коммерчески доступный плазменный распылитель с осевой подачей порошкового сырья является Осевой III. Он содержит три отдельные плазменные струи, генерируемые отдельными парами электродов, которые соединяются перед осевым порошковым инжектором внутри пистолета. Этот пистолет можно использовать экономично для производства крупногабаритных покрытий из-за выдающегося высокой скорости осаждения и эффективности в результате малой дивергенции траекторий частиц и поэтому улучшенная гомогенность теплообмена по сравнению с обычными системами. Основным недостатком этого факела является высокой потребляемой энергии и газа из-за работы трех отдельных плазменных струй, каждый со сравнимой мощностью и потоком газа, как обычный однокатодный факел.

Тройные катодные горелки позволяют преодолевать недостатки высокой энергии и газа потребление. В таких пушках электрическая мощность делится на три столбца дуги. Так, тепловая нагрузка электродов уменьшается и, следовательно, увеличивается срок службы. Каждая дуга имеет фиксированное прикрепление корня анода. Это приводит к стабильному состоянию процесса, которое допускает гомогенную передачу тепла распыленным частицам. Улучшенные условия теплообмена позволяют увеличить скорость осаждения с одновременным увеличением скорости подачи порошка.

Однако свойства покрытия (пористость, твердость, прочность связи) остаются сравнимыми для использования одиночных катодных APS-пушек. Кроме того, тройные катодные факелы показывают недостаток что окружное положение корней дуги на анодном кольце зависит от процесса

параметров (плазменный ток, состав плазменного газа и скорость потока). Для каждого набора места введения порошка необходимо адаптировать в соответствии с фактическими положениями корня дуги.

Самая последняя разработка в области конструкции факела APS - тройной анодный факел [16]. Этот тип пистолета имеет один контактный катод и три отдельных анодных кольца. Из-за относительно низкой тепловой нагрузки на перегрев катода безопасно избегать даже для применения непрямого контактного охлаждения. В добавок к преимуществу своевременных фиксированных дуговых корней, как в тройных катодных пушках, тройной анодный пистолет имеет постоянные позиции корня дуги, соответствующие вложениям анодного кольца, которые не меняют свое положение в зависимости от параметров процесса. Следовательно, тройные анодные горелки обеспечивают максимально возможную стабильность процесса в плазме постоянного тока факелы в эти дни. Как и для тройных катодных факелов, увеличение скорости осаждения с возможно одновременное увеличение скорости подачи порошка.

Вакуумное плазменное напыление [DC] (VPS)

Процесс плазменного напыления был усовершенствован для использования в контролируемых средах.

Одним из примеров является процесс вакуумного плазменного напыления (VPS), который также известен как плазменного напыления низкого давления (LPPS). Обычно давление в камере выше 2 кПа во время операции покрытия. Однако, чтобы добиться инертной среде камера обычно вакуумируется до давления примерно 1 Па прежде чем он будет заполнен инертным газом до желаемого рабочего давления. Этот процесс традиционно используемого для производства покрытий с защитой от коррозии горячим газом $MCrAlY$, которые характеризуются высокой плотностью и очень однородной, без оксидной микроструктурой, на газовые турбины. Низкое содержание кислорода является решающим для достижения оптимального устойчивости к окислению. Эти покрытия также

действуют как связующие покрытия для последующего применения термоизоляционные покрытия на основе ZrO_2 .

VPS также важна в области медицинских применений, например, для производства пористых и грубых титановых покрытий на различных типах имплантатов - от бедра до зуба. Из-за чрезвычайно высокого сродства титана к кислороду и азоту его нельзя распылять в атмосферных условиях. Также гидроксиапатит, то есть костный материал, обрабатывается VPS для достижения имплантированных поверхностей, которые обеспечивают оптимальные предпосылки для долговременного стабильного соединения имплантата с оригинальным костным материалом [17]. Существуют также специальные приложения VPS, например, для нанесения защитных покрытий из тантала, для производства высококачественных мишеней для напыления, которые используются для осаждения тонких пленок из паровой фазы или для производства огнеупорных металлических свободно стоящих тел [18].

Плазменное напыление высокого давления [DC] (HPPS)

Помимо VPS также плазменное напыление в условиях высокого давления, то есть высокое давление плазменное напыление (HPPS), также известно как плазменное напыление с контролируемой атмосферой (CAPS). Обычно давление в камере ниже 0,3 МПа и

могут использоваться различные газы (смеси) с целью использования реакций спрея частицы с окружающими газами, например, азотирования частиц титана, чтобы формы TiN. Кроме того, высокое давление в камере приводит к низкой скорости газа в плазме и высокой плотности энергии тепловой плазменной струи, которая облегчает передачу тепла распыляемым частицам и поэтому особенно хорошо подходит для распыления материалов с высокой температурой плавления.

Однако до сих пор HPPS не нашла существенного промышленного признания.

Жидкое стабилизированное плазменное напыление (LSPS)

В жидких стабилизированных плазменных распылительных факелах плазменный газ получают из технологической жидкости. Обычно используют воду, но используют, например, метанол или этанол также возможно. Обычно дуга горит между графитовым анодом и вращающимся, с водяным охлаждением из-за выхода сопла (рис. 1.10). Дуга ограничена и стабилизируется взаимодействием с потоком вихревой жидкости внутри факела. Из-за постоянной подачи жидкости в жидкую рубашку поддерживается и действует как в качестве охлаждающей жидкости и как тепловая и электрическая изоляция к камере. Тепловая плазма возникающих в результате частичного испарения, диссоциации и ионизации стабилизирующей жидкости. Температуры плазмы и энтальпии, достигаемые в этом типе факела значительно выше, чем в обычных газовых стабилизированных факелах, но плазма плотность ниже [19].

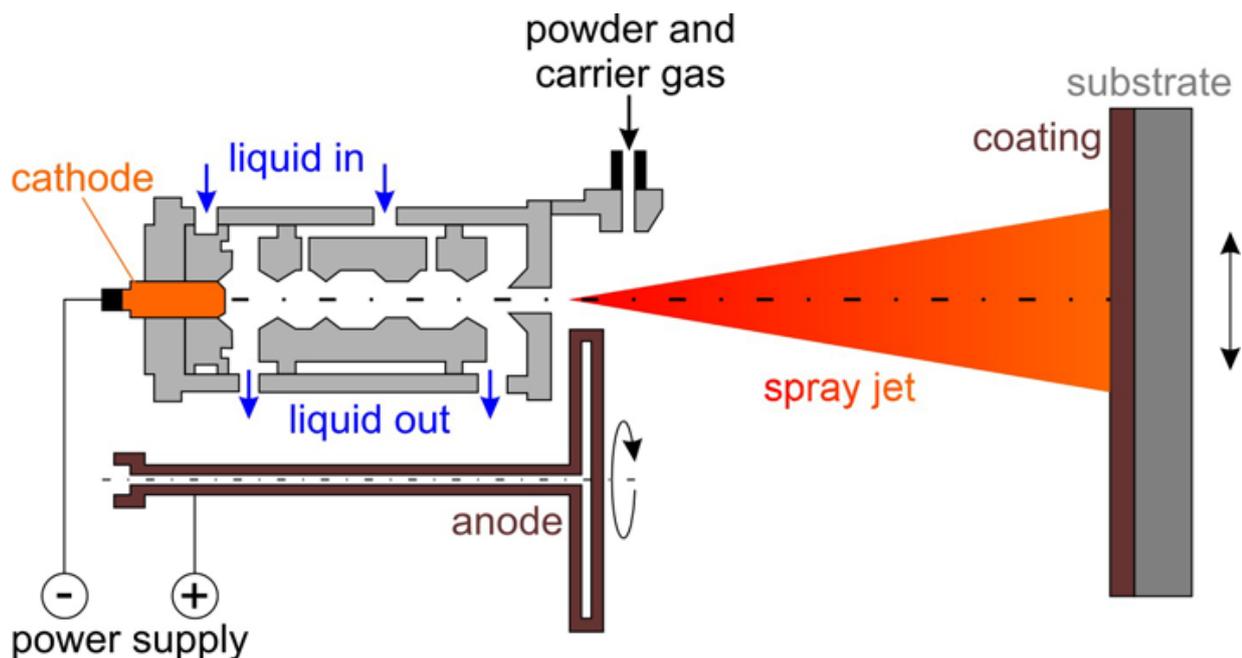


Рисунок 1.10 Принцип процесса плазменного напыления, стабилизированного жидкостью [4]

Как и в большинстве газовых стабилизированных плазменных горелок, порошковое сырье подается радиально в плазменную струю на выходе факела. Из-за сильно окислительной среды внутри плазменное напыление с высокой энтальпией плазменной струей, стабилизированное

плазмой, особенно подходит для высокоскоростного распыления оксидных керамических покрытий. Для этих материалов относительно длительное воздействие окислительной среды при очень высокой температуре не приводит к нежелательным реакциям, такие как окисление металлических материалов. Несмотря на прочную конструкцию соответствующие факелы и относительно низкие затраты на обрабатываемые среды - особенно для использования воды - довольно ограниченный спектр подходящих материалов для покрытия редко используют LSPS в промышленности.

Гибридные плазменные горелки с комбинированной стабилизацией газа и жидкости дуги, которые приводят к в промежуточных условиях обработки все еще находятся в стадии лабораторных исследований [19].

Индуктивно связанное плазменное напыление (ICPS)

Индуктивно связанное плазменное напыление (ICPS), также известное как высокочастотная плазма распыление, использует плазменную струю, которая генерируется индуктивной связью электрической энергии в газовый поток (рис. 1.11). Основным преимуществом этого метода является генерация тепловой плазменной струи без контакта генерирующих компонентов с плазменными газами. Поэтому даже высокореактивные газы, включая кислород, и могут быть применены газовые смеси и включение эродированного электродного материала в покрытия исключены. Кроме того, большой объем плазмы позволяет обеспечить высокую скорость осаждения и частицы подвергаются гомогенной термообработке за счет осевого впрыскивания внутри горелки через водяные охлажденные зонды. В эти дни системы с мощностью пластины составляет от 25 до 200 кВт.

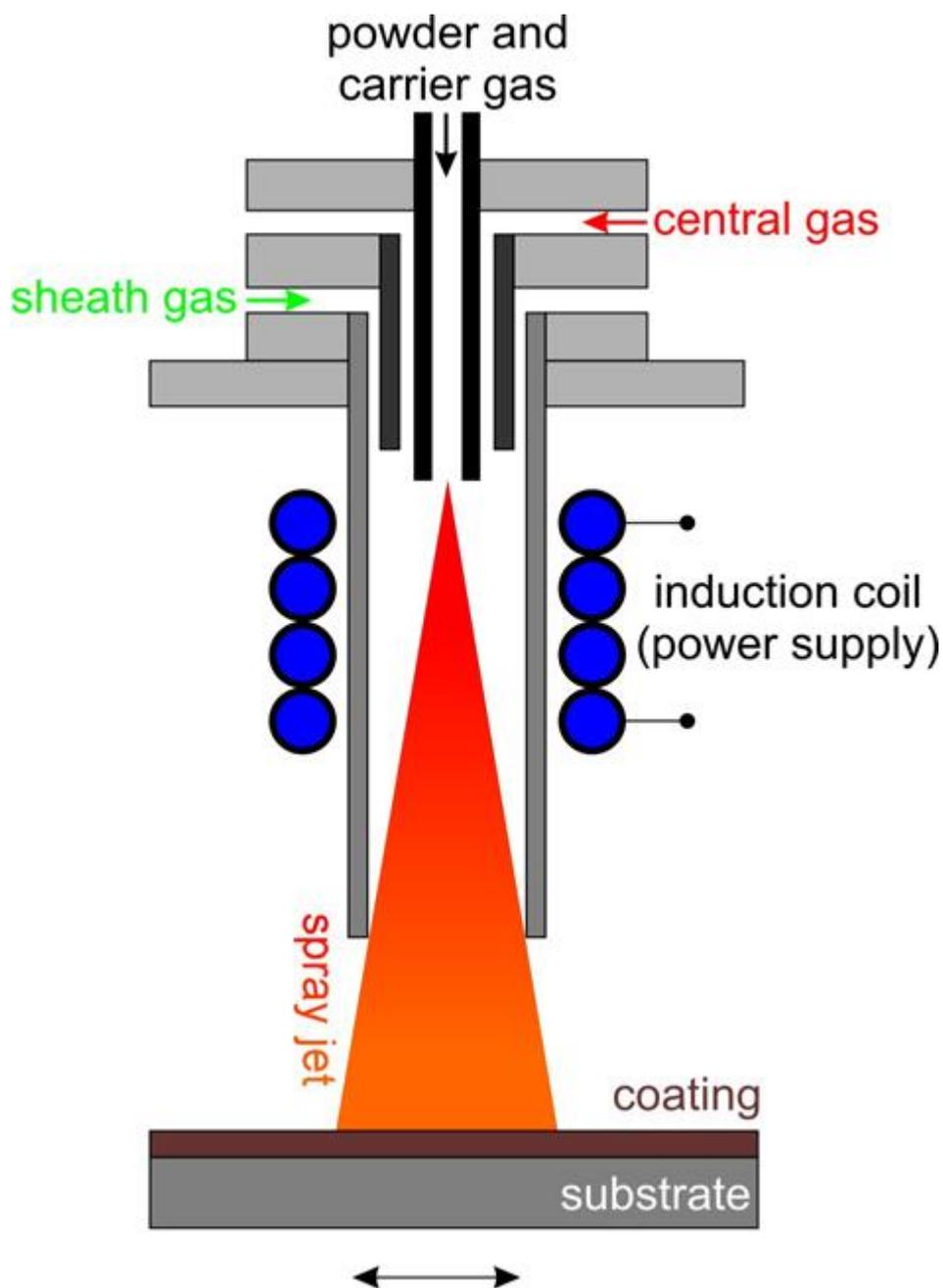


Рисунок 1.11 Принцип процесса индукционного плазменного напыления [4]

Температура внутри плазменной струи обычно не превышает 10 000 К. В отличие от тепловых плазменных струй в факелах постоянного тока самая высокая температура не достигается в плазменный струйный сердечник. При увеличении приложенной частоты максимум температуры сдвигается к струйным краям как следствие скин-эффекта. Для распыления под атмосферные условия газа и, следовательно, скорости частиц

относительно низки (<50 м / с). Гравитация обычно используется для достижения максимально возможной скорости.

Для вакуумного плазменного напыления с индуктивно связанными плазмотронами, которые оснащенные соответствующими соплами, возможны даже сверхзвуковые условия потока.

Однако, таким образом, диаметр плазменной струи соответственно уменьшается, а уменьшенное давление в камере также приводит к значительному снижению плотности энергии.

Основными недостатками факелов ICPS являются низкая гибкость в отношении обработки факела из-за зависимости траекторий частиц от угла между факелом и гравитационной оси для обычных факелов, жесткой конструкции источника питания и сильные электромагнитные поля, которые препятствуют использованию подложки с электронным управлением систем обработки. Поэтому наиболее важная область применения индуктивно связанных струи плазмы представляют собой сфероидизацию порошков [20-21] и анализ материалов методом эмиссионной спектроскопии после полного испарения в тепловой плазменной струей [22].

Лазерное напыление (LS)

Процесс лазерного напыления осуществляется путем впрыскивания сырья в порошковой форме через подходящий порошковый инжектор в лазерный луч. Лазерный луч расплавляет частицы порошка, которые приближаются к поверхности подложки под воздействием потока газ-носителя и плотности (рис. 1.12). Обычно распылительная струя покрывается инертной струей газа.

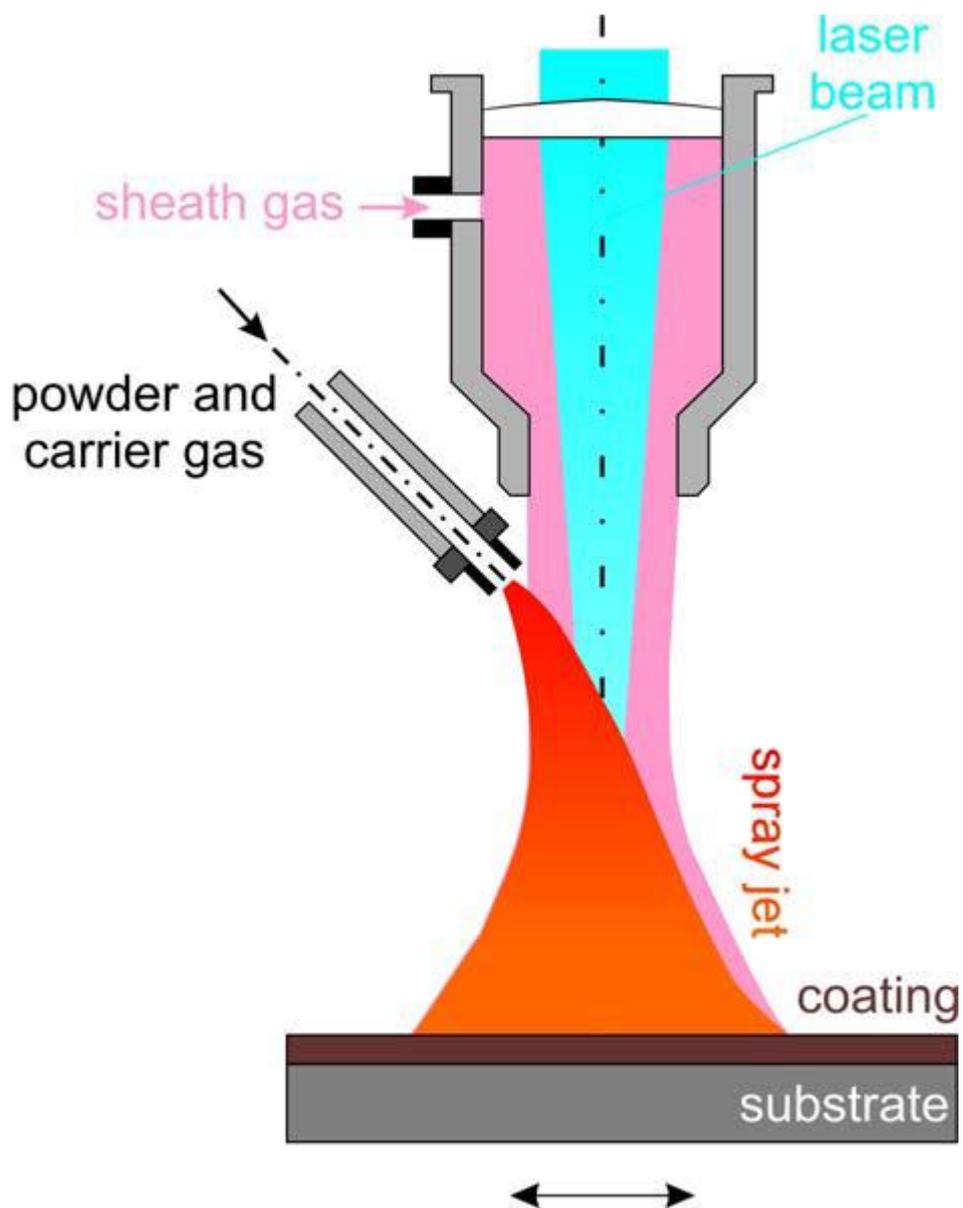


Рисунок 1.12 Принцип процесса лазерного напыления [4]

В отличие от лазерной обработки при лазерном напылении поверхность подложки не расплавляется или только расплавляется до незначительной степени. Поэтому прочность связи сравнительно низкая.

Из-за небольшого объема свободного лазерного луча высокой плотности энергии могут быть достигнуты скорости осаждения. Таким образом, лазерное напыление подходит только для определенных материалов, небольшое покрытие поверхности компонентов, которые не должны плавиться, и использование в промышленности не очень распространена. Однако этот процесс привлекает некоторый интерес к

исследованиям темы, требующие четко определенной передачи тепла обрабатываемому материалу [23-24].

Парофазное осаждение CVD (TPCVD)

Хотя используется обычное оборудование для плазменного напыления, Thermal Plasmajet CVD не относится к процессам термического разбрызгивания, поскольку формирование покрытия не действует путем воздействия частиц на покрываемый компонент, но через газовую фазу реакции на поверхности компонентов. Если предшественник образования покрытия не впрыскивается в тепловую плазменную струю в газообразном состоянии, полностью испаряется до достижения поверхности подложки. Все виды плазменных распылителей могут быть применимы. Поскольку состав газовой фазы является решающим для формирования покрытия, процесс необходимо проводить в контролируемой атмосфере. Обычно относительно камера с низким давлением применяется для достижения улучшенной однородности свойств в пределах плазменной струей и для достижения малой толщины пограничного слоя поверхности.

TPCVD особенно подходит для высоких скоростей нанесения покрывающих материалов, которые не могут быть обработаны обычными методами термического разбрызгивания, потому что они не показывают ни жидкой фазы, ни достаточная пластичность ниже их разложения температуры, то есть алмаза, c-BN, SiC или Si₃N₄.

Простейший и наиболее изученный процесс покрытия TPCVD представляет собой синтез алмаза с метаном в качестве предшественника [25] (рисунок 1.13). В отличие от альтернативных процессов для осаждения синтетического покрытия из чистого алмазного более 100 мкм/ч. Для Покрытие SiC и Si₃N₄ даже 1500 мкм/ч возможно [26].

Основной недостаток этого процесса связан с сильными градиентом в свойствах плазменной струи, действующей на поверхность подложки. Следовательно фазовый состав и толщина покрытия сильно различаются между осью плазменной струи. Также тепловой поток на подложку является

очень сильным и для синтеза алмазного покрытия температура подложки обычно составляет $> 800^{\circ}\text{C}$.

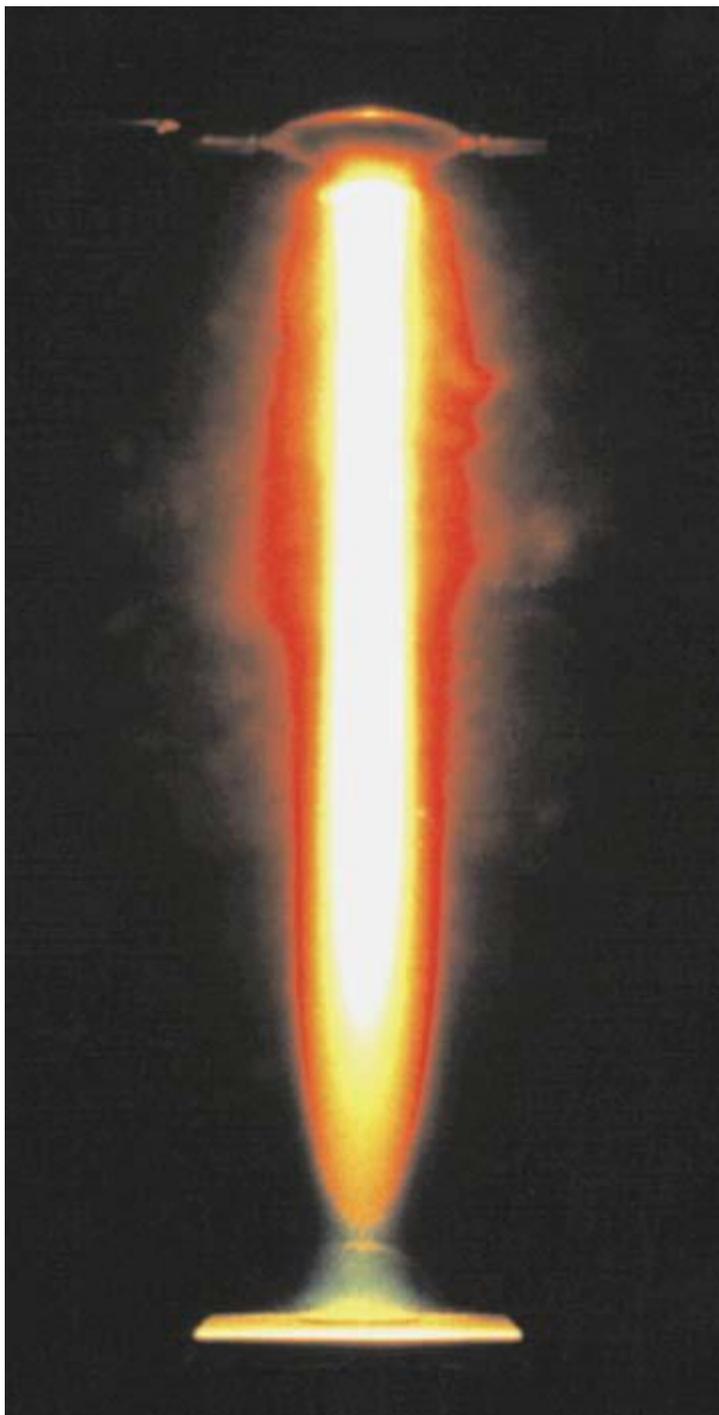


Рисунок 1.13: TPCVD алмазного покрытия в Институте технологии материалов, Университет Дортмунда.

Гиперзвуковое осаждение частиц плазмы (HPPD)

Гиперзвуковое осаждение частиц плазмы (HPPD) находится между TPCVD и традиционным термическим напылением, поскольку оно

протекает через газовую фазу, с одной стороны, но, с другой стороны, покрытия образуются при воздействии частиц на основной материал. Для этого процесса применяется практически обычная технология VPS. Основным отличием является давления в камере, которое обычно находится в диапазоне 100 Па.

Низкое давление в камере приводит к гиперзвуковым скоростям выходящих плазменных газов факела и, соответственно, быстрое тушение. Газовые сопла добавляются внутри специально разработанное сопло и сильная теплопередача по результатам термопластической струи при полной диссоциации введенных молекул.

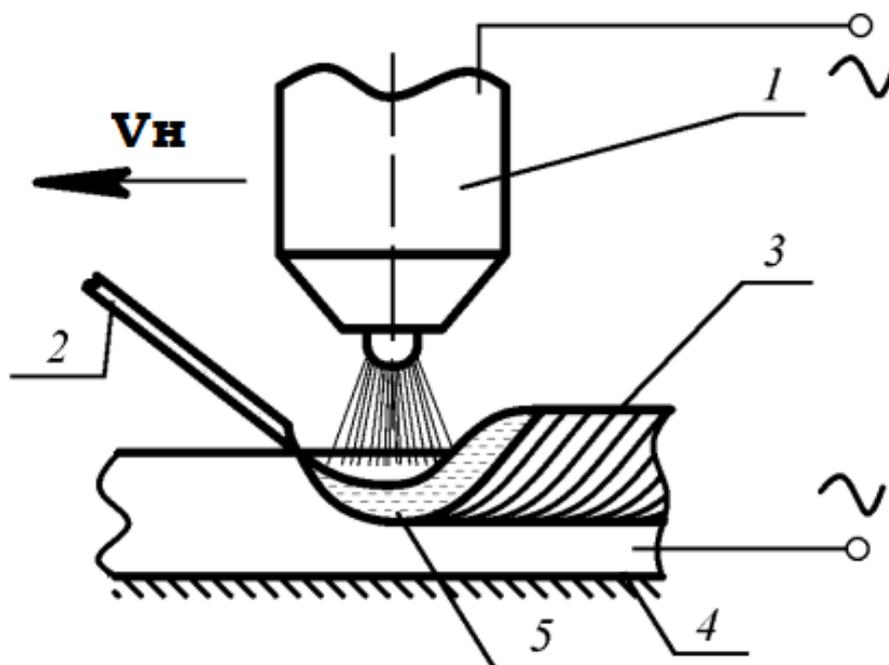
В связи с тем, что для пересыщенного пара требуется высокая скорость подачи и результирующая скорость осаждения может быть значительно выше по сравнению с TPCVD. Для кремния возможно осаждение более 3000 мкм / ч [24]. Этот процесс все еще находится на стадии лабораторных исследований, но уже было показано, что HPPD не только способна производить различные наноструктурированные металлические и керамические покрытия при значительных скорости осаждения [28]. Кроме того, использование аэродинамических линз позволяет производить микропотоки как микро-башни или микро-стены [29]. Таким образом, процесс имеет также высокий потенциал для использования в производстве микрочастиц.

Дуговые способы формирования постоянных покрытий

Аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом.

«Принцип аргонодуговой наплавки показан на рисунке 1.14. В процессе горения дуги она расплавляет основной металл, образуя сварочную ванну. Присадочный материал подается в расплавленную сварочную ванну, тем самым присадочный материал расплавляется и формируется наплавленный слой. Достоинствами этого способа являются – малое разбрызгивание присадочных материалов, хорошее качество и

формирование наплавленного покрытия. К недостаткам можно отнести то что, в наплавленном покрытии содержится большая доля основного металла. Большая глубина проплавления сильно уменьшает толщину детали. [31]



1 – сварочная горелка; 2 – присадочный материал; 3 – наплавленное покрытие; 4 – подложка; 5 – сварочная ванна

Рисунок 1.14 – Схема процесса аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом»

Двухдуговая механизированная наплавка проволоками сплошного сечения.

«На рисунке 1.15 представлен принцип двухдуговой наплавки. Сущность способа двухдуговой наплавки заключается в использовании двух горелок закрепленных на подвижном портале, через сопло одной горелки подается никелевая проволока, а через сопло другой горелки алюминиевая электродная проволока. В качестве электродных компонентов могут быть использованы любые другие электродные проволоки. В процессе горения дуги проволоки перемешиваются в сварочной ванне, и

формируется наплавленный слой. Для защиты сварочной ванны применяется аргон, таким образом, дуга горит в струе защитного газа, который защищает зону сварки. Достоинствами двухдуговой наплавки является – высокая производительность процесса, низкая стоимость оборудования и наплавочных материалов, высокая прочность сцепления наплавленного покрытия и основного металла. В качестве источников питания могут служить два маломощных источника, в отличие от наплавки одной дугой. К недостаткам можно отнести – разбрызгивание электродных проволок, сложная система управления процессом. [32]

Проанализировав наиболее целесообразные способы нанесения постоянных кокильных покрытий, был выбран способ двухдуговой наплавки с применением традиционных присадочных материалов. Так как этот процесс является простым, наиболее производительным и экономически эффективным. В промышленности отсутствуют электродные проволоки и присадочные прутки на основе интерметаллидных фаз. Существуют порошки с фиксированным интерметаллидным составом, но стоимость таких порошков в 6 раз выше традиционных электродных. Поэтому использование таких порошков экономически нецелесообразно.

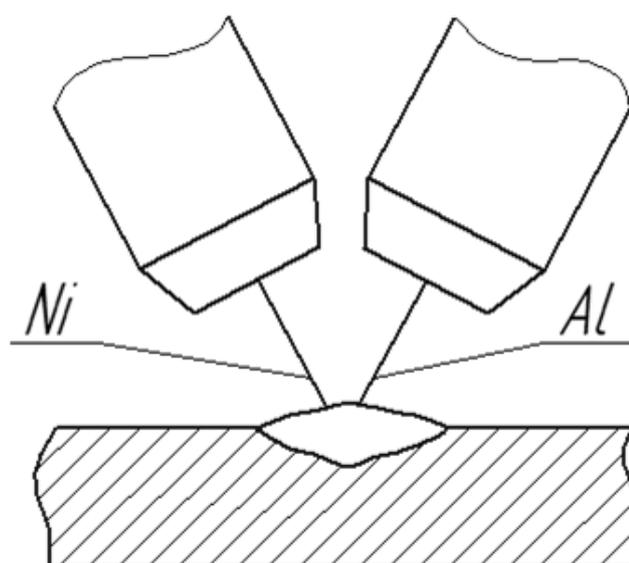


Рисунок 1.15 –Схема процесса двухдуговой наплавки»

1.2.2 Разновидности материалы, применяемых в качестве защитных

Наибольший интерес представляют интерметаллидные покрытия на основе фаз Ni_3Al , NiAl , FeAl , Fe_3Al [3].

В системе NiAl имеется несколько интерметаллидов [41, 42], но практический интерес представляют только два: NiAl и Ni_3Al .

Сплавы на основе интерметаллидного соединения Ni_3Al . Соединение Ni_3Al имеет низкую плотность (7,29 г/см³), высокую жаропрочность (до 1200...1300 оС), высокую температуру плавления (1385 оС) и обладают хорошей технологичностью при литье в вакууме и механической обработке.

Основная трудность при разработке сплавов на основе этого соединения – их хрупкость. Повышение пластичности достигается за счет добавок в сплавы Cr, Zr, Hf или W и специального способа изготовления, который обеспечивает получение микрокристаллической структуры [43, 45]. В более поздних работах [40-41, 48] отмечается целесообразность введения тугоплавких металлов. Микроструктура литого сплава Ni_3Al , легированного небольшим количеством Cr, Ti, W, является гетерофазной и представляет собой мелкие частицы соединения γ' - Ni_3Al , разделенные тонкими прослойками твердого раствора на основе никеля (γ -фаза). Содержание γ' -фазы находится на уровне 85...95 %, а γ -фазы – соответственно 15...5 %. Сплавы такого типа предназначены для длительной эксплуатации при 1100 оС в качестве неохлаждаемых лопаток ГТД [48].

В случае повышения температуры испытаний до 1200 оС в окислительной среде происходит сращивание γ' -фазы в укрупненные конгломераты, а в прослойки твердого раствора наблюдаются мелкие выделения, по-видимому, вторичной γ' -фазы. Это может привести к снижению длительной прочности. Легирование тугоплавкими элементами

способно замедлить образование конгломератов и увеличить жаропрочность соответствующих композиций (при 1200 оС) [48].

На основе проведённых в ВИАМе исследований созданы сплавы ВКНА-1В и ВКНА-4У-моно, конкурентоспособные с известными жаропрочными сплавами ЖС6У, ЖС26ВНК и МАР-М200 .

Указанные сплавы применяются в серийном производстве авиационных двигателей и энергетических установок. Так, например, сплав ВКНА-4 используется для изготовления неохлаждаемых сопловых лопаток, экранов жаровых труб и других деталей газотурбинных двигателей. Сплав марки ВКНА-1В применяется для изготовления сопловых лопаток, створок регулируемого сопла и других деталей, сплав ВКНА-4УМоно - для изготовления рабочих лопаток в малоразмерных газотурбинных двигателях.

Интерметаллидные сплавы обладают значительными преимуществами:

- При одинаковом уровне жаропрочности они содержат значительно меньшее количество тугоплавких дорогостоящих легирующих элементов (особенно кобальта и вольфрама, табл. 1.1).
- Имеют меньшую плотность и, как следствие, более высокую удельную прочность и жаропрочность.
- Структура и свойства сплавов на основе Ni3Al термически стабильны после длительных нагревов.
- Интерметаллидные сплавы не имеют упрочняющих фаз и поэтому не требуют сложной термической обработки.

Применение материалов на основе Ni3Al позволяет повысить срок службы деталей в 3 – 4 раза, повысить рабочие температуры газа перед турбиной на 50 – 100 оС, снизить массу турбин и, как следствие, повысить удельную тягу и экономичность.

Таблица 1.1 Содержание тугоплавких элементов в жаропрочных сплавах и их плотность ρ [33].

Сплав	Содержание тугоплавких элементов, %					ρ , кг/м ³
	W	Mo	Nb	V	Co	
ЖС6У	10,0	1,8	1,0	–	10,0	8400
ЖС26ВНК	11,7	1,0	1,6	1,0	9,0	8500
ВКНА-4У- МОНО	2,5	5,0	–	–	4,0	7910

Как утверждают авторы, сплавы на основе алюминида Ni₃Al относятся к ограниченно свариваемым сваркой плавлением, но вся эта задача вполне разрешима при выполнении некоторых условий [34]. По мнению авторов, главную роль в появлении горячих трещин играет кислород: при сварке с W-электродом в камере, заполненной инертным газом, трещины отсутствуют при сварке широкого спектра составов. При аргоно-дуговой сварке на воздухе трещины появляются; исключения составляют сплавы IC-218 и IC-396 (табл.1.2).

Таблица 1.2 Химический состав исследуемых никель-алюминидов [40].

Сплав	Состав, мас. %					
	Ni	Al	Cr	Zr	Nb	B
IC-50	Balance	11,3		0,6		0,02
IC-218	Balance	8,5	7,8	0,8		0,02
IC-221	Balance	8,5	7,8	1,7		0,02
IC-396	Balance	8,0	7,8	0,8	3,0	0,01

Рекомендации авторов по уменьшению склонности к образованию горячих трещин сводятся к следующему:

– поверхностные пленки должны быть тщательно очищены, например, электрополировкой;

– добавки циркония, гафния и редкоземельных элементов увеличивают сопротивление образованию трещин; в том же направлении действуют электрошлаковый переплав и снижение скорости сварки.

Если же обратить внимание на состав присадочного металла, рекомендованного авторами, то становится ясным, что это типичная дуговая пайка, с использованием припоя с температурой пайки примерно 750 °С и, естественно, это направление нужно совершенствовать в рамках общего развития дуговой пайки. Об этом будет сказано ниже.

В работе [46] установлено, что диффузионная сварка может быть успешно применена для соединения сплава Ni3Al состава (масс. %): 87Ni-10,9Al-1,1Zr-0,048В.

Сплавы на основе интерметаллида NiAl.

Рассмотрим диаграмму состояния алюминий-никель (рисунок 1.16)

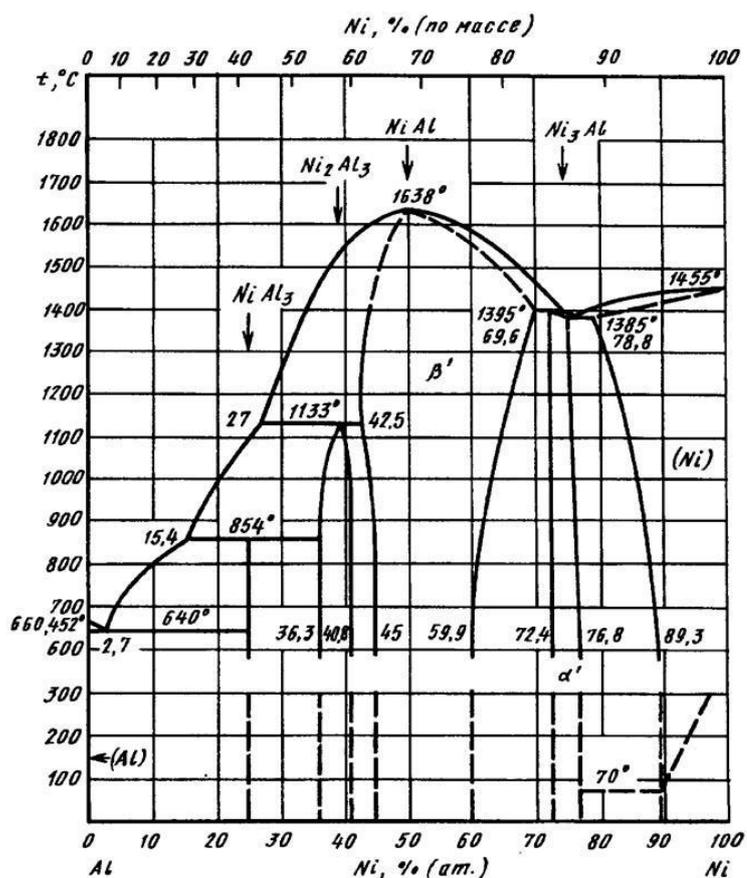


Рисунок 1.16 – Диаграмма состояния алюминий-никель [12]

NiAl по многим параметрам превосходит традиционные жаропрочные никелевые сплавы, например, его плотность (~5,86 г/см³) составляет лишь

2/3 плотности традиционных никелевых сплавов. Кроме того, у него высокая температура плавления (1638 оС), а сопротивление окислению сохраняется до 1300 оС. По всем этим параметрам он превосходит интерметаллид Ni3Al (табл. 1.2). Поэтому NiAl является хорошей основой для создания сплавов для высокотемпературного применения.

Основной задачей при создании сплавов является повышение крипоустойчивости, вязкости разрушения и прочности при повышенных температурах, а также пластичности и вязкости при комнатной температуре. Это достигается, в частности, введением в матрицу тугоплавких металлов и в ходе направленной кристаллизации – эвтектических сплавов, в которых упрочняющая фаза может иметь пластинчатую или волокнистую морфологию, что обеспечивает повышение прочности и вязкости.

Есть сообщения [47] о получении композиционного материала на основе интерметаллида NiAl (со структурой ОЦК). Имея преимущество по жаростойкости, температуре пвления и теплопроводности перед современными конструкционными γ - γ' -никелевыми сплавами, интерметаллид NiAl в сравнении с ними имеет недостаточную низкотемпературную пластичность и низкую жаропрочность. Авторы [47] осуществили идею сочетания свойств тугоплавких металлов (W, Mo) и NiAl. На каждую частицу NiAl наносили методом осаждения из газовой фазы W или W+Mo (0,25...4 мкм), планируемая температура эксплуатации которых составляла 1250...1300 оС. Затем производилось компактирование различными методами. Полученный материал имеет предел текучести при 1300 оС 50...80 МПа, в то время как чистый NiAl – менее 10 МПа. Пределы текучести NiAl+W $\sigma_{1050} 1\%/ч$ и $\sigma_{1210} 10\%/ч$ композиционного материала в 2...2,5 раза превышает аналогичные характеристики NiAl. Сплав NiAl может быть дисперсно упрочнен карбидами, например HfC.

NiAl имеет значительно большее содержание алюминия и, естественно, сварка его проблематична. Пайка является наиболее приемлемым способом как ввиду более низкой температуры процесса, так и

благодаря возможности диффузионной обработки. Между тем, критерии для выбора припоев этого сплава не определены, поэтому выбор припоев на основе серебра [50] вряд ли является обоснованным, особенно если учесть высокотемпературное использование алюминидов.

Более интересна другая работа [50], где предлагается в качестве припоя коммерчески чистая медь и специально изготовленный композиционный припой из смеси порошков NiAl или Ni₃Al и меди. Содержание меди составляло 10 об.%. С применением указанных припоев исследовалась диффузионная пайка двух монокристаллических сплавов на основе NiAl (с кристаллической ориентацией [001]). Сплавы содержали 1,5 ат.% Hf и 7 ат.% Ti соответственно. Процесс осуществлялся в вакууме 10–4 Pa при температуре 1150 оС.

Отмечается, что при соединении монокристаллического NiAl–7%Ti медь быстро растворяется в NiAl и после 20-минутной выдержки концентрация меди на линии оплавления составляет около 70 ат.%. Через 24 часа (при 1150 оС) соединение свободно от медь-содержащих интерметаллидов. Однако на границе формируется соединение Ni₂AlTi, которое является стабильным при любых выдержках (до 100 часов при 1150 оС).

Авторы подчеркивают, что диффузионную пайку с использованием композиционного припоя NiAl-Cu можно закончить после выдержки в течение 2 часов при 1150 оС.

О химической неоднородности паяных швов судить невозможно, поскольку авторы приводят только микроструктуры. Тем не менее следует отметить установленный авторами феномен: соединения разрушались по NiAl, но прочность при этом была в 2 раза ниже (120 МПа), чем исходного NiAl сплава. Механизм этого явления не ясен.

Таким образом, в известных в настоящее время работах показано, что соединение NiAl-сплавов пайкой возможно, но паяные швы значительно уступают по свойствам основному металлу, и они не могут работать в

условиях, для которых эти сплавы предназначены. Нет сомнения, что работы по совершенствованию сплавов на основе интерметаллида NiAl будут интенсивно развиваться.

Рассмотрим диаграмму состояния железо-алюминий (рисунок 1.17)

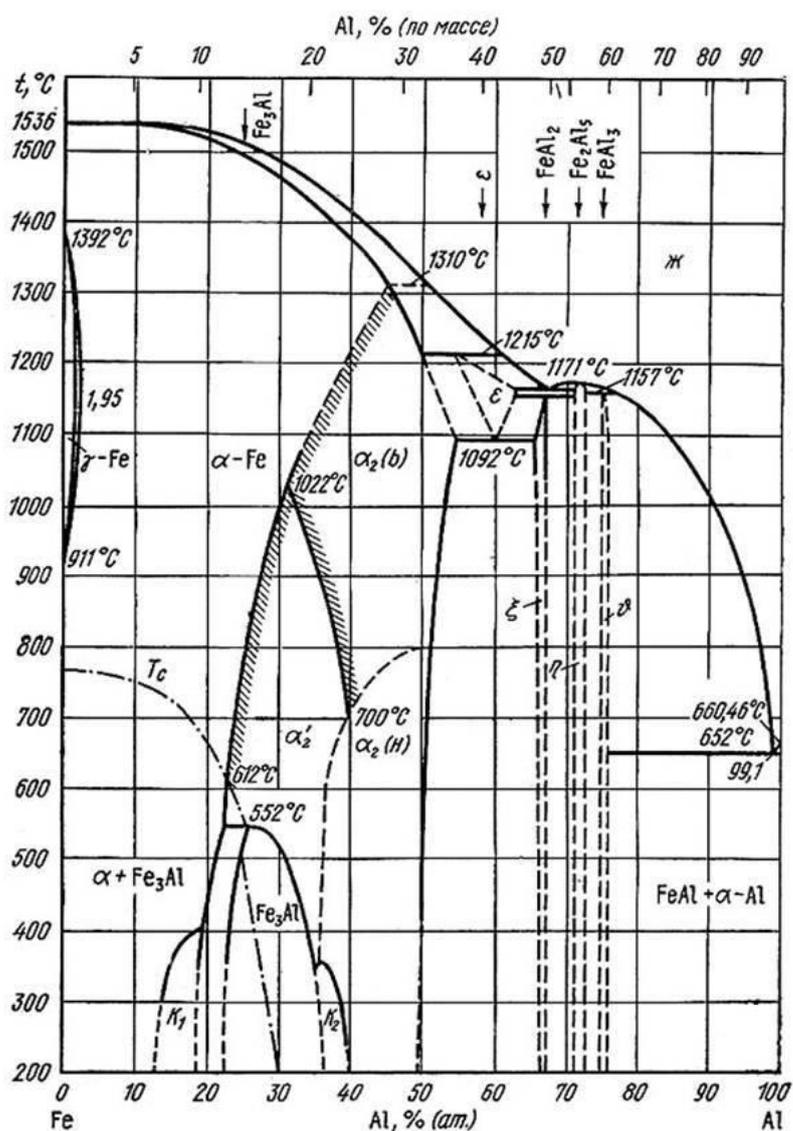


Рисунок 1.17 – Диаграмма состояния железо-алюминий [12]

Интерметаллидные соединения Fe_3Al и FeAl наиболее подходят для покрытий данных устройств, основные свойства данных интерметаллидов превосходят другие сплавы данной системы железо – алюминий. Свойство - жаростойкость данных сплавов на основе фаз Fe_3Al и FeAl равна $950\text{ }^\circ\text{C}$ [2],

что в свою очередь соответствует температуре эксплуатации кокилей при заливке алюминиевыми сплавами.

Фазовые диаграммы для бинарных алюминидов железа изучались с использованием различных методов, например, дилатометрическое измерение [57], электросопротивление и удельное тепловое измерение [61], измерение модуля упругости и магнитных свойств [63,64], методов рентгеновской дифракции [64]; и, в последнее время, фазовая диаграмма интенсивно изучалась с помощью ТЕА [57]. Первая принятая бинарная фаза Fe-Al диаграмма была представлена в 1982 году [54]. Границы фаз и переходные температуры могут различаться немного от одной ссылки к другой. Причиной этой неопределенности является аномалия в физическом таких как модуль Юнга, тепловое расширение и электрическое сопротивление. Некоторые возможные объяснения наблюдаемых нарушений, включая другие дальние упорядоченные состояния, ближний упорядочение, двухфазную структуру, примеси материала, такие как осаждение карбидом и закалка вакансий [54,55-58]. Различные фазы и их структура решетки и параметры решетки приведены в таблице 1.3 [54,51-52].

Таблица 1.3 Фазы, структура и параметры решетки интерметаллидных соединений системы Fe-Al.

Phase	Label in Figure 4	Pearson Symbol	Space Group	Prototype	Lattice Parameters (nm)	Elastic Constants (eV/Å ³)
Liquid	L					
Al	Al	cF4	$Fm\bar{3}m$	Cu	$a_0 = b_0 = c_0 = 0.40496$ [43]	$C_{11} = 0.6492$, $C_{12} = 0.4619$ $C_{44} = 0.2684$ [44]
$fcc(\gamma Fe)$	γFe	cF4	$Fm\bar{3}m$	Cu	$a_0 = b_0 = c_0 = 0.36599$ [40]	-
$bcc(\alpha Fe)$	$A2(pm)^*$ $A2(fm)**$	cI2	$Im\bar{3}m$	W	$a_0 = b_0 = c_0 = 0.28665$ [43]	$C_{11} = 1.4357$, $C_{12} = 0.8426$ $C_{44} = 0.73$ [44]
Fe_3Al	D0 ₃	cF16	$Fm\bar{3}m$	BiF_3	$a_0 = b_0 = c_0 = 0.2895$ [40], $0.5904/2$ [44], $0.5792/2$ [43]	[44] [45] $C_{11} = 0.945$, 1.067 $C_{12} = 0.892$, 0.822 $C_{44} = 0.788$, 0.815
$FeAl$	B2(pm)	cP8	$Pm\bar{3}m$	$CsCl$	$a_0 = b_0 = c_0 = 0.291$ [41,43,46], 0.283 [9], 0.3031 [44]	[46] [9] [44] $C_{11} = 1.2$, 1.8, 0.883 $C_{12} = 0.75$, 0.8, 0.846 $C_{44} = 0.73$, 1.029, 0.691
$Fe_5Al_8^{***}$	$\epsilon(D8_2)$	cI52	$I4\bar{3}m$	Cu_5Zn_8	n.a. [42]	-
$FeAl_2$	$FeAl_2$	aP18	P1	$FeAl_2$	$a_0 = 0.4872$, $b_0 = 0.6459$, $c_0 = 0.8794$, $\alpha = 91.76$, $\beta = 73.35$, $\gamma = 96.89$ [41]	-
Fe_2Al_5	Fe_2Al_5	oC?	$Cmcm$	-	$a_0 = 0.7652$, $b_0 = 0.6463$, $c_0 = 0.4229$ [41]	-
Fe_4Al_{13}	Fe_4Al_{13}	mC102	$C2/m$	-	n.a. [41]	-

На рисунке 1.18 [74] показано удлинение твердого раствора Al в Fe от 0 до 45 ат. % Al при высоких температуры. При низких температурах эта область подразделяется на три части. Первая часть состоит из неупорядоченных сплавов до 18,75 ат. % Al при комнатной температуре. Около 25 ат. % Al и температуры ниже 545 °C образуется интерметаллидная фаза Fe_3Al . Следующая предстоящая фаза при более высоком содержании Al это $FeAl$. Обе фазы Fe_3Al (D0₃) и $FeAl$ (B2) представляют собой упорядоченные формы на объемно центрированной кубической (ОЦК) решетки и отделены от неупорядоченной фазы A2 переходами первого или второго порядка.

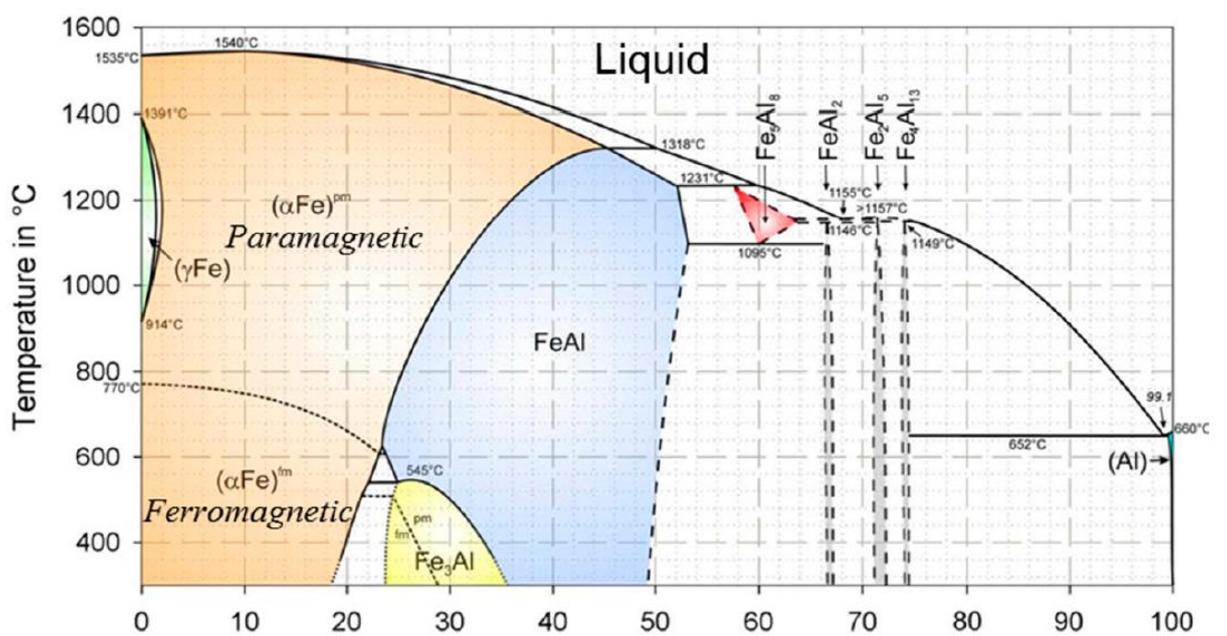


Рисунок 1.18 Диаграмма фаз Fe-Al. На фазовой диаграмме некоторые линии растворимости нанесены на график с пунктирные линии, потому что они все еще недостаточно определены. [54].

Метод рентгеновской дифракции использовался для изучения распределения атомов железа и алюминия в кристаллическая решетка фаз FeAl (B2) и Fe₃Al (D03) [97,98,12]. Узлы решетки в элементарной ячейке классифицируются на три вида и как показано на фиг.5а. Вероятность для каждого из этих узлов решетки занятый атомом Al при комнатной температуре, был нанесен на график относительно композиции Al, как видно из Рисунок 5b. В кристаллической решетке FeAl (B2) в стехиометрическом составе атомы Al занимают подрешетки центра тела (и), а атомы Fe занимают угловые участки. В Fe₃Al (D03) структуры, однако, атомы Fe занимают оба и подрешетки, в то время как атомы Al занимают подрешетки. В структуре D03 каждый атом Fe на Al подрешетка окружена четырьмя атомами Fe и четырьмя атомами Al в качестве ближайших соседей (NN), но атомы Fe на подрешетке и атомы Al на подрешетки восемь атомов Fe в виде NN. Эта разница существенно влияет на энергии образования дефектов [98].

Точечные дефекты в супер элементах

Структура B2 имеет идеальную стехиометрию 50 ат. % Fe-50 ат. % Al и суперструктура D03 имеет идеальную стехиометрию 25 ат. % Fe-75 ат. % Al. Однако образование дефектов решетки, например, вакансий и / или анти-сайтов, допускает большой диапазон отклонений от стехиометрического состава.

Тип и концентрация точечных дефектов являются важными проблемами в интерметалликах Fe-Al, поскольку конституционные вакансии или антисайты, влияют на термомеханические, магнитные и электрические свойства интерметаллики. Более того, точечные дефекты управляют процессами с диффузией, такими как ползучесть. Эффект закаленных термических вакансий на упрочнение твердых растворов, предел текучести и твердость сплавов был подробно изучен в литературе, относящейся к [51-53]. Было показано, что вакансии могут действовать как препятствия для движения дислокаций. Кроме того, сильные взаимодействия между структурным дефектом и водород может существенно влиять на концентрацию водорода и скорости проникновения в алюминиды железа и вызывают серьезную механическую деградацию. Кроме того, знание энергетики точечного дефекта необходимы для правильной оценки образования (избыточной) энергии расширенного одномерного (1D) или двумерные (2D) дефекты, такие как дислокации или границы зерен, с локальной нестехиометрией.

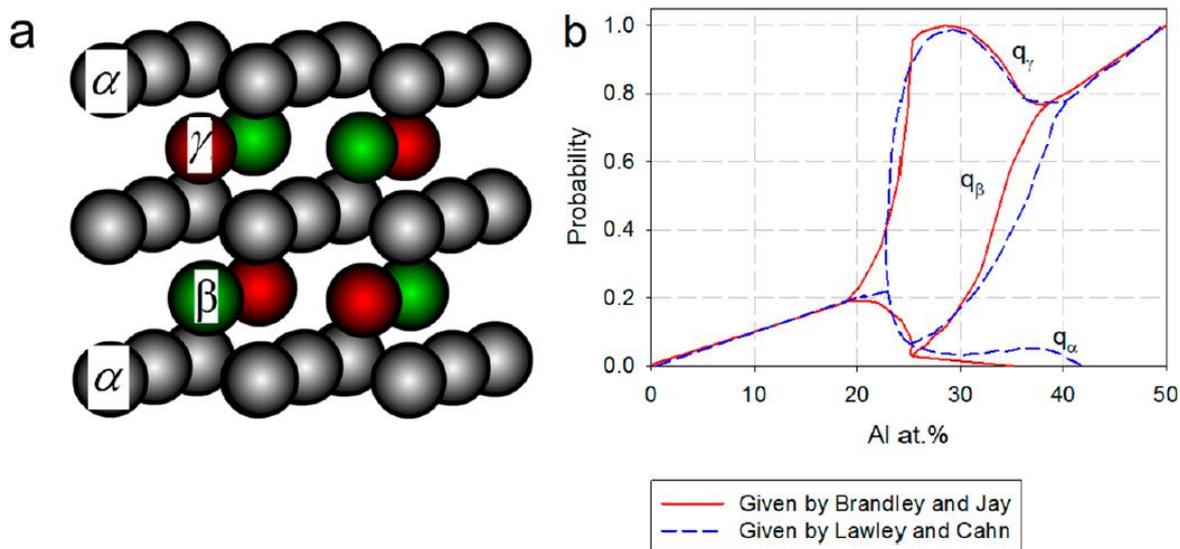


Рисунок 1.19 (а) Атомная компоновка в супер решетке B2 или D03; (б) Вероятности занятия решетки сайтов Al в системе Fe-Al [75].

Точечная дефектная структура в интерметаллиде широко изучалась с помощью различных теоретических методов, такие как парные взаимодействия ближайших соседей, внедренный атом потенциалов и моделей локальной плотности (LDF). Оцененные энергии формирования различные дефекты в супер решетках B2 и D03 представлены в таблице 1.2. В сверх решетке B2 низкий энергии образования антистоксов на участках Fe и Al ($r\text{FeAl}$ s и $r\text{AlFe}$ s), а также моно-вакансия Fe ($r\text{VFe}$ s) вызывают высокие концентрации этих форм дефектов. Фактически, $r\text{VFe}$ s и $r\text{AlFe}$ s являются доминирующей дефект типы для Al-богатого Fe-Al. Для Fe-богатых Fe-Al, с другой стороны, основные сайты $r\text{FeAl}$ s являются основными дефект type. Однако наличие $r\text{VAl}$ s термодинамически не благоприятствует из-за его очень высокой энергии образования.

Как показано в таблице 1.2, на подрешетках D03 могут существовать шесть различных форм точечных дефектов; Fe атомов на подрешетки (атомы Fe, связанные с сайтом), атомы Al на подрешетках a или b (атомы анти-сайта Al) и вакансий на подрешетки. В отличие от структур B2 эффективные энергии образования все различные локальные дефекты, в том

числе вакансии и атомы анти-места, незначительно меняются с составом в структура D03. Однако из-за более низких энергий образования вакансий в rVFe - как в сравнении с VFe-б, вероятность rVFe-as выше. Кроме того, рассчитанная энергия образования rVAls не очень высока; поэтому возможно образование rVAls вместе с rVFe.

Наряду с изучением термодинамически стабильных типов дефектов кинетика дефекта образование или уничтожение. Кристаллическая структура A2 имеет гораздо большую вакансию энтальпии образования, что приводит к значительно меньшей концентрации вакансий по сравнению с упорядоченной структуры (рис. 1.19а) [75]. Наименьшая энтальпия и, следовательно, самая высокая концентрация тепловых вакансии могут быть найдены для кристаллической структуры B2 [75]. Структура D03 будет иметь более низкий тепловой концентрация вакансий (по сравнению со структурой B2); это то, чего мы ожидаем, основываясь на DFE. В большинстве расчетов не учитывалось взаимодействие дефектов. В действительности, однако, концентрации вакансий как сверхрешеток B2, так и D03 значительно превышают предсказанные значения на основе по теоретическим расчетам. Это связано с взаимодействием различных вакансий и подрешеток, которые образуют кластеры дефектов. Более высокий эффективный объем образования дефектов в фазах B2 (1,4 Вт) по сравнению с одним атомным объемом W, наблюдался в работе [81]. В заказе B2 фазы, основные типы дефектов меняются от тройных дефектов при низкой температуре до двойных вакансий при более высокой температуре и содержании Al [81]. В алюминиды с менее чем 35 ат. % Al, тип дефекты при низких температурах обычно являются моноотрядами. На рисунке 1.19 б показаны изменения равновесная концентрация вакансий (C_v) образцов с различным содержанием Al при разных температурах основанные на экспериментальных подходах. Очевидно, что увеличение либо температуры, либо содержания Al увеличит C_v .

Проведя анализ данных способов и материалов возможно применимых для данной проблемы, можно сделать выбор материала для проведения исследования – интерметаллидные системы никель – алюминий, железо – алюминий, а также и способ наплавки для реализации данной проблемы – двухдуговая наплавка с применением стандартных материалов в виде электродных проволок сплошного сечения из материалов: никель, железо и алюминий.

Таким образом, задачами проекта являются:

- 1) Разработка методики, оснастки и оборудования для двухдуговой наплавки покрытий интерметаллидных сплавов систем никель-алюминий и железо алюминий.
- 2) Разработка и изготовление оборудования и оснастки для двухдуговой наплавки покрытий интерметаллидных сплавов систем никель-алюминий и железо алюминий, а также изучения свойств покрытий.
- 3) Исследование процессов двухдуговой наплавки сплавов систем никель-алюминий, железо-алюминий и их свойств.
- 4) Провести исследования влияния отклонений параметров сварки на стабильность и качество формирования интерметаллидных соединений.
- 5) Исследовать влияние легирующих элементов на причины повышенного трещинообразования в интерметаллидных сплавах.

2 Методика исследования процессов и свойств наплавки постоянных кокильных покрытий интерметаллидными алюминидными соединениями

2.1 Методика проведения исследования процессов двухдуговой наплавки постоянных кокильных покрытий

«Исследования процессов двухдуговой наплавки покрытий систем Ni-Al и Fe-Al осуществлялись при помощи специально сконструированной лабораторной установки, состоящей из: рамы с направляющими рельсами; подвижного портала с механизмами для закрепления и регулирования двух горелок (рисунок 2.1); двух источников питания. Данная установка позволяет осуществлять двухдуговую наплавку в автоматическом режиме. Зажигание дуг происходит с пульта, а включение портала, направление движения и скорость передвижения портала осуществляется с блока управления. [52]



Рисунок 2.1 – Установка для автоматической двухдуговой наплавки»

«Рама установки размером 800×350 мм крепится перпендикулярно стене специальными кронштейнами. На раме закреплена направляющая серии HG длиной 700 мм.

Передвижение портала осуществляется шаговым двигателем при зацеплении зубчатой рейки, установленной на оси и зубчатой шестерни, установленной на валу двигателя. Управление шаговыми двигателями осуществляется специализированными приводами, собранными в едином блоке управления, состоящем из программируемого контроллера SMC-3; программируемого блока управления SMSD-3.0 и блока питания. [52]»

«Механизм позиционирования предназначен для обеспечения качества процесса наплавки путем изменения геометрии ввода электродных проволок в место наплавки и позволяет регулировать вылет электрода; угол ввода присадочных проволок; расстояние между дугами.

Для наплавки использовались две сварочные горелки ТВ1. Регулировка положения сварочных горелок осуществлялась при помощи

специализированного исполнительного механизма линейного перемещения с низким люфтом передвижения. Рабочий ход механизма составляет 100 мм. К данному механизму крепится пластина с пазами для перемещения хомутов. Хомуты предназначены для закрепления горелок, с их помощью осуществляется регулировка положения горелок. [52]»

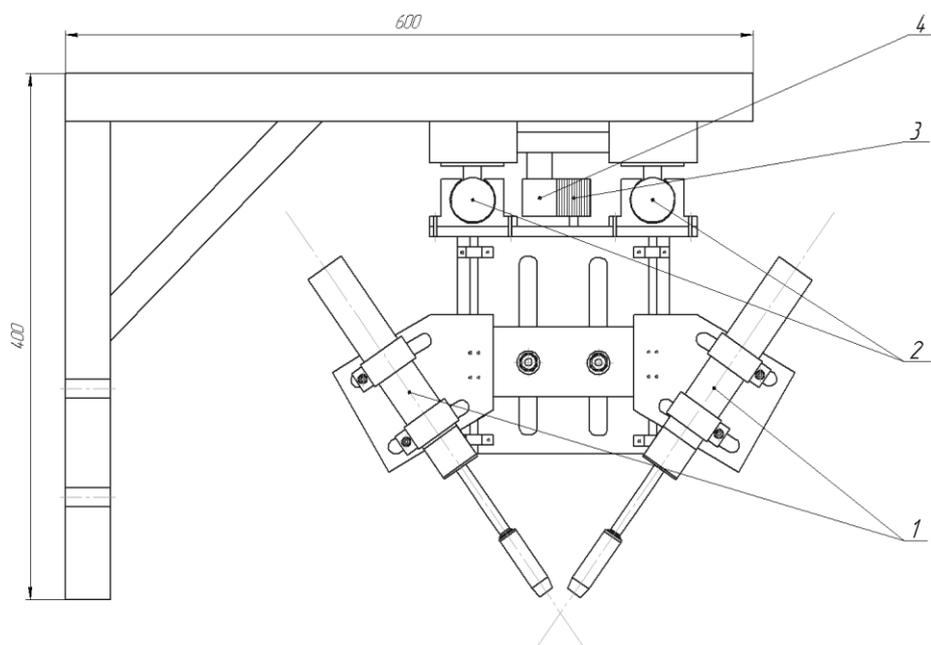


Рисунок 2.2 – Схема установки для автоматической двухдуговой наплавки
1 – вертикальные горелки; 2 – направляющие; 3 – зубчатая шестерня; 4 –
зубчатая рейка.

Портал сварочный самоходный серии ПС-1

Сварочный портал предназначен для закрепления на каретке и перемещения с маршевой или сварочной скоростью сварочной головки для дуговой сварки в среде защитного газа или под слоем флюса. Портал предназначен для сварки прямолинейных швов или криволинейных швов любой конфигурации, расположенных в горизонтальной плоскости.



Рисунок 2.3 Общий вид портала сварочного серии ПС-1

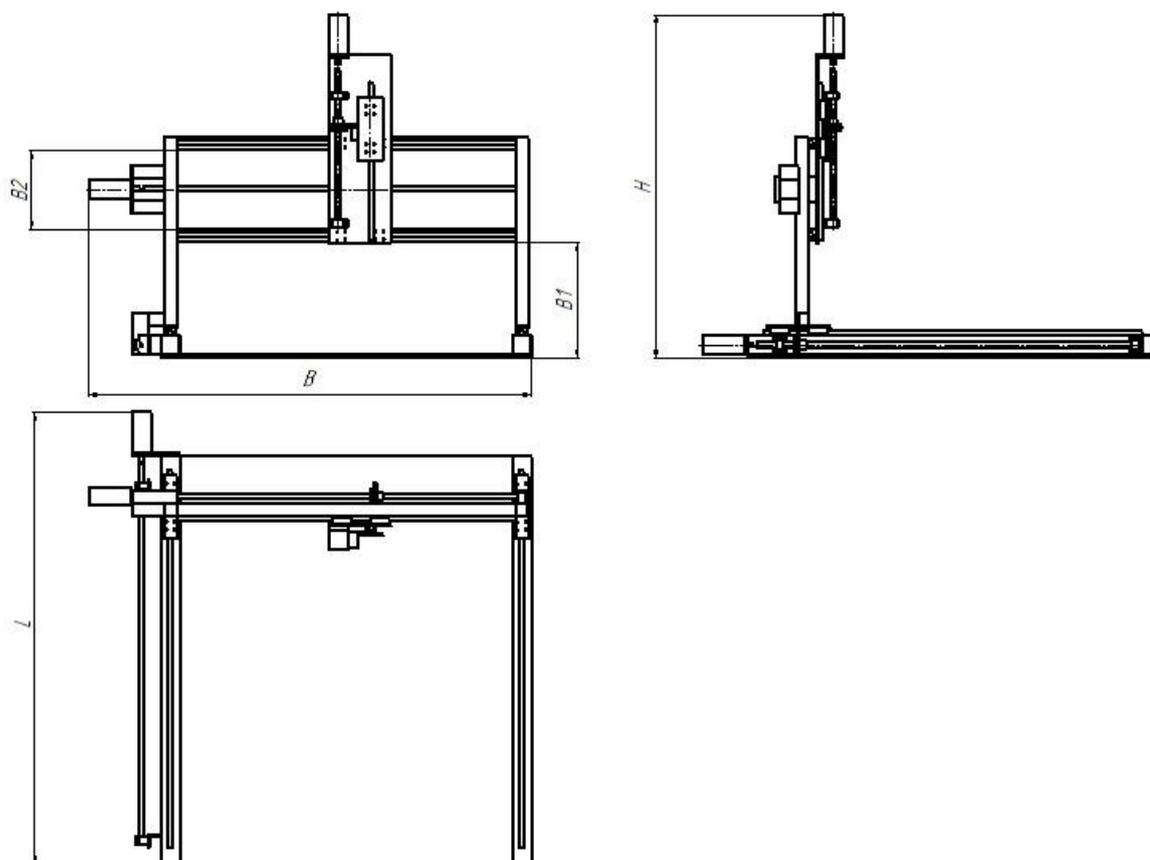


Рисунок 2.4 Сборочный чертёж с габаритными размерами портала ПС-1

Таблица 2.1 Масса - габаритные характеристики порталов серии ПС-1

Характеристика	Значение
Длина (L), мм	500 – 3000
Ширина (B), мм	500 – 2500
Высота над уровнем опорного стола (H), мм	500 – 1500
Высота до нижнего рельса портала (B1), мм	100 – 500
Расстояние между верхним и нижним рельсом портала (B2), мм	100 – 400
Масса, кг	30 – 300

Характеристики сварочного портала серии ПС-1:

Количество осей движения	3
Рабочий ход горелки в горизонтальной плоскости по оси X, мм.....	400 - 2500
Рабочий ход горелки в горизонтальной плоскости по оси Y, мм.....	400 - 2000
Рабочий ход горелки в вертикальной плоскости (по оси Z), мм	100 - 1300
Максимальная скорость перемещения по всем осям, см/мин	3000
Пределы регулирования скорости перемещения по осям, % от максимальной скорости	0 – 100
Режимы перемещения	ручной и программируемый
Максимальная скорость колебаний сварочной горелки, см/мин	3000
Амплитуда колебаний сварочной горелки, мм	0 – 70
Точность линейных перемещений, мм	± 0,1
Грузоподъёмность портала, кг.....	5 – 50
Грузоподъёмность рабочего стола, кг.....	100 - 2000
Напряжение питания аппаратуры управления и приводов установки, В	24

Особенности управления порталом

Управление перемещением портала может осуществляться в двух режимах:

1. Ручной
2. Программируемый автоматический

В ручной режиме задаются только скорости перемещения по каждой из 3-х осей портала, а включение и выключение движения выполняется вручную.

В автоматическом режиме возможны два варианта задания управляющей программы перемещения:

1. С вводом координат перемещения (или величины перемещения) по каждой оси и скорости перемещения между начальной и конечной точкой на каждой оси
2. Путём считывания координат с чертежа и автоматическим переводом их в специальный программный код.

«Для наплавки использовали образцы из стали марки Ст3 размером 120×120 мм и толщиной 10 мм. В качестве электродных компонентов использовались сварочные проволоки А5, АМг5 диаметром 1,2 мм; ER70S-6 (аналог Св08Г2С) диаметром 1,2 мм (однако отличие от отечественного аналога состоит в том, что проволока ER70S-6 имеет медное покрытие необходимое для получения максимального токопроводящего контакта) и проволока НП2 диаметром 1,2 мм.»

Источниками питания для наплавки служили сварочных источника Kemppi FastMig KMS 500 в комплекте с механизмом подачи электродной проволоки и источник питания Kemppi Kemract 323R (рисунок 2.3).



Рисунок 2.4 – Сварочный полуавтомат Kemppi FastMig KMS 500

Таблица 2.2 Технические характеристики FastMig KMS 500

Тип изделия	Инверторный полуавтомат
Исполнение корпуса	Модульный
Импульсная сварка	Есть
Минимальный ток	10 А
Максимальный ток	500 А
Напряжение питания	3 x 400
Погрешность напряжения питания	-15% - +20%
Потребляемая мощность	26,1 кВА
Напряжение холостого хода: до(max)	46 В
Минимальное рабочее напряжение	10 В
Максимальное рабочее напряжение	42 В
ПВ на макс. токе	60 %
Ампераж при ПВ100%	430 А
Коэффициент мощности	0,9
КПД	0,87
Масса	36 кг



Рисунок 2.5 Сварочный полуавтомат Kemppi Kemract 323R

Таблица 2.3 Технические характеристики Kemppi Kemract 323R

Характеристика	Значение
Напряжение питающей сети, В	380±15%
Частота питающей сети, Гц	50/60
Номинальная мощность при макс. токе, кВА (ПВ 35 % I ₁ макс. (320 А))	12
Ток потребления ПВ 35 % I ₁ макс. (320 А)	17,2 А
Ток потребления ПВ 100 % I ₁ эфф. (190 А)	8,2 А
Диапазон сварочных токов и напряжений	10 В / 20 А – 32,5 В / 320 А
Напряжение холостого хода	46 В
КПД при ПВ 100 % 150 А / 21,5 В	0,86
Диапазон регулирования скорости подачи проволоки	1,0–20,0 м/мин.
Диапазон регулировки напряжения	8,0–32,5 В
Габаритные размеры Д x Ш x В	623 x 579 x 1070 мм
Масса (без сварочной горелки и кабелей)	44 кг
Класс защиты	IP23S

«Режимы наплавки варьировались в широких пределах. Скорость наплавки составляла от 0,9 до 1,5 м/мин. Скорость подачи проволок при

наплавке покрытия на основе Ni-Al составляла: скорость подачи алюминиевой проволоки 4 м/мин, никелевой проволоки от 3 до 4 м/мин, напряжение на дуге при этом было – для никелевой проволоки 25,5 В, а для алюминиевой проволоки 15,5 В. Скорость подачи проволок при наплавке покрытий на основе Fe-Al составляла: скорость подачи железной проволоки была от 3 до 4 м/мин, алюминиевой проволоки от 3 до 5 м/мин, напряжение на дуге было – для железной проволоки от 23,5 до 27,5 В, а для алюминиевой проволоки от 14 до 17 В.[52]»

«Все режимы двухдуговой наплавки устанавливались при помощи блоков настройки сварочных источников и блока управления перемещения портала.

Геометрические параметры наплавленных валиков измерялись при помощи штангенциркуля ШЦ-1 со значением отсчета по нониусу 0,1 мм. Измерения ширины и выпуклости измерялись непосредственно на наплавленных образцах. Величина проплавления измерялась на макрошлифах. Также измерения проводились при помощи программы Universal Desktop Ruler с заданием масштаба на фотографии макрошлифа и дальнейшем измерении геометрических параметров наплавленных валиков.[52]»

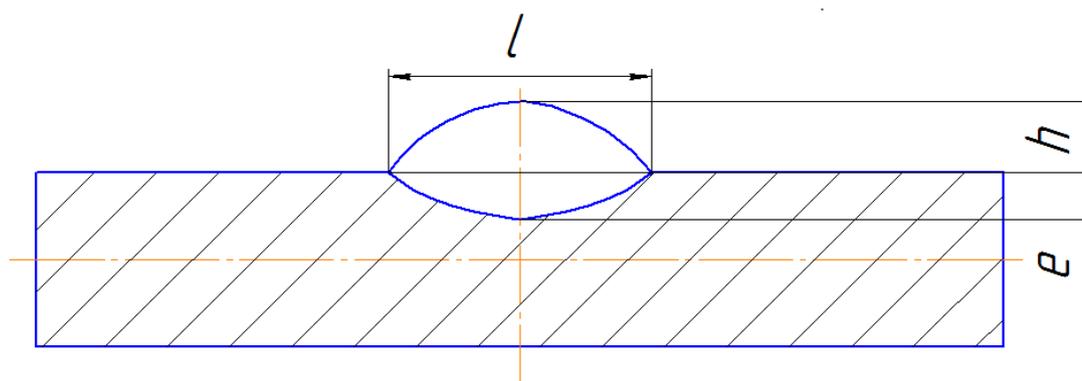


Рисунок 2.6 – Схема измерения геометрических параметров шва

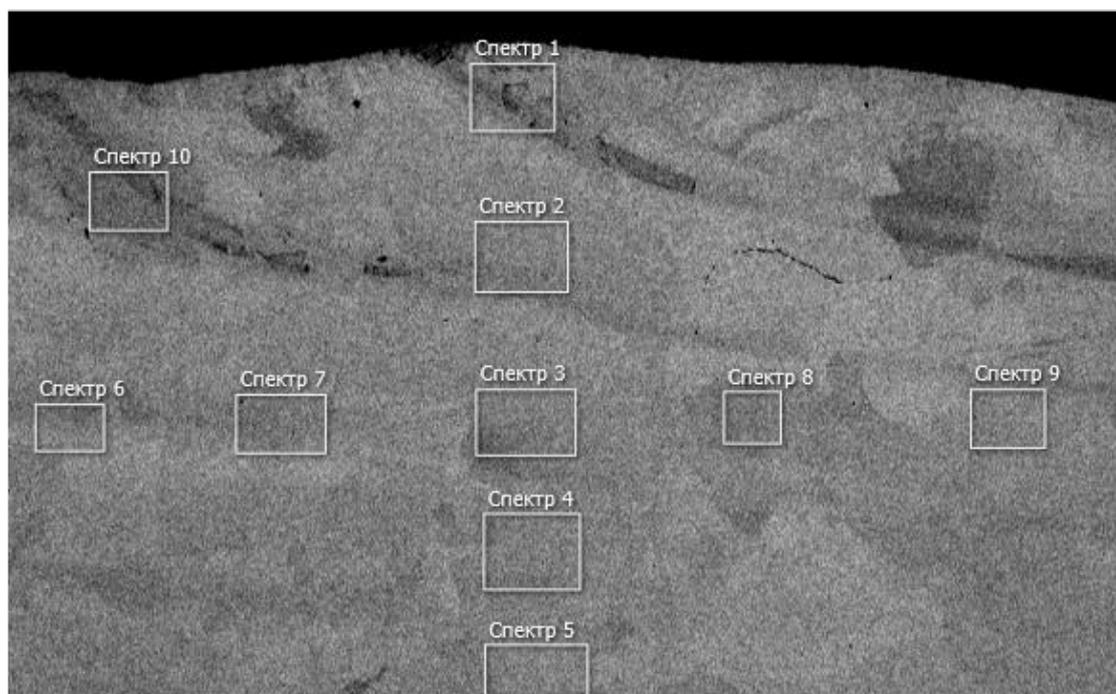
2.2 Методика исследования химического состава наплавленных интерметаллидных кокильных покрытий

«Анализ химического состава проводился методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) основан на регистрации различных типов сигналов, генерируемых в образце при сканировании его поверхности сфокусированным электронным зондом. Вторичные, отраженные и оже-электроны, рентгеновское излучение и другие типы сигналов несут информацию о структуре, фазовом и химическом составе образца. Высокая разрешающая способность, большая глубина фокуса в сочетании с наглядностью изображения, простота подготовки объектов исследований, широкие возможности элементного анализа при использовании различных систем регистрации рентгеновского излучения (волнодисперсионные (WDS) или энергодисперсионные (EDS) системы) позволяют успешно использовать метод РЭМ в материаловедческих исследованиях для изучения структуры и элементного состава покрытий, поверхностей химического взаимодействия, отложений и так далее» [74], [52], [56].

«Для проведения исследований были специально подготовлены образцы, представляющие собой отшлифованную поверхность поперечного сечения наплавленного слоя на основе интерметаллидного сплава. (рис. 3.4, 3.5)» [90]



Рисунок 2.7 – микрошлифы наплавленных покрытий



1mm

Рисунок 2.8 – Микроструктура покрытия с местами отбора проб

2.3 Методика исследования механических и эксплуатационных свойств наплавленных постоянных кокильных покрытий

2.3.1 Методика проведения исследования механических свойств наплавленных постоянных кокильных покрытий

«Твердость наплавленных образцов измерялась по методу Роквелла с применением шкалы HRC, а также с применением алмазного наконечника (индентор), имеющий конусную форму. Сам метод основан на измерении глубины проникновения индентора в материал. Исследования проводились на универсальном твердомере HBRV–187.5 по ГОСТ 9013-59 (рис. 2.9).» [52], [30]



Рисунок 2.9 – Универсальный твердомер HBRV-187.5

2.3.2 Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных постоянных кокильных покрытий

«Износостойкость наплавленных покрытий при абразивном изнашивании определялась способностью его поверхностных слоев противостоять внедрению абразивных частиц» [52]. «Испытание на износостойкость проводили на выточенных образцах, поверхность которых состояла из наплавленного покрытия. Размер подготовленной поверхности для проведения исследования составлял $6,6 \times 5,5$ мм. Чтобы сравнить степень износа были подготовлены образцы из металла (Сталь 3) аналогичного размера изнашиваемой поверхности – $6,6 \times 5,5$ мм.

Для исследования износостойкости была применена экспериментальная установка, позволяющая обеспечивать стабильную нагрузку на исследуемый образец (рис. 2.10) [52].

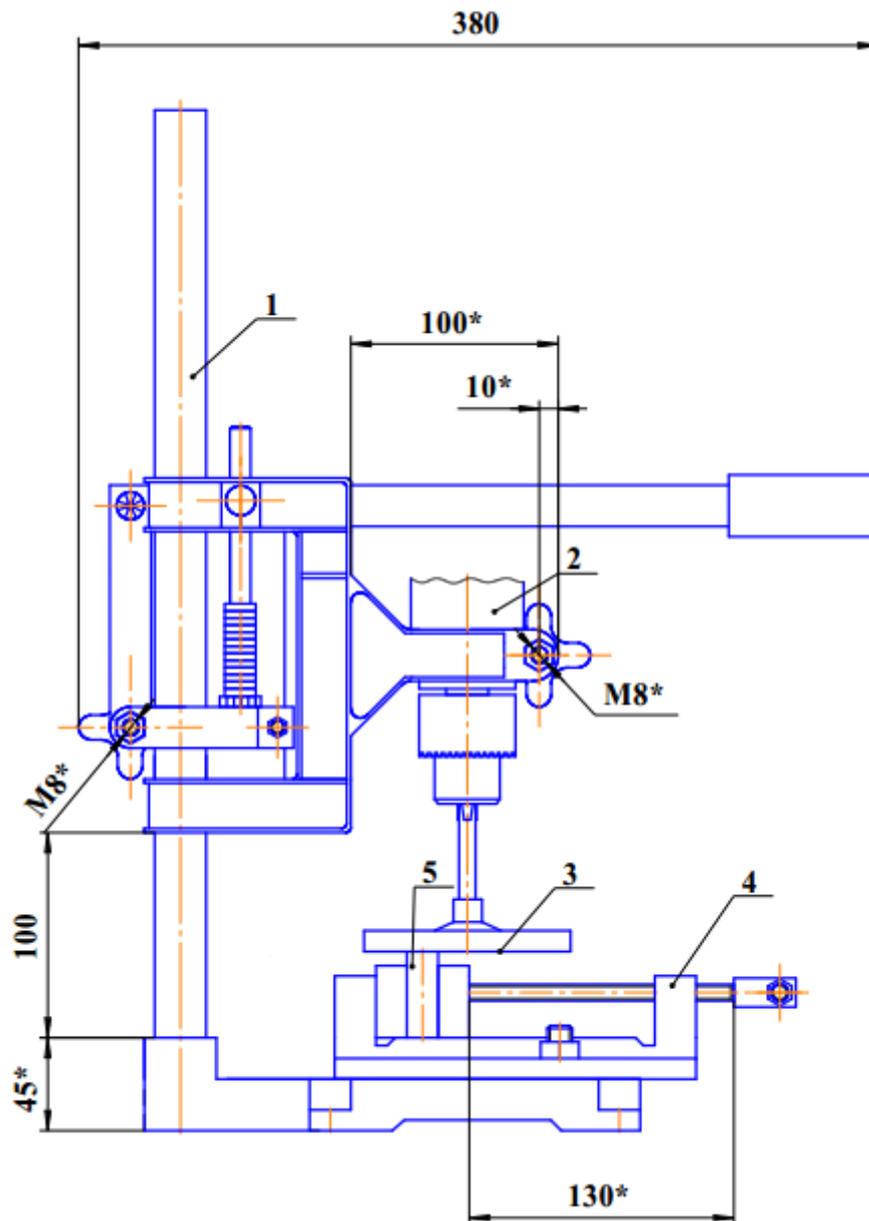


Рисунок 2.10 – «Установка для испытания износостойкости наплавленных образцов» [52]

Износостойкость наплавленных покрытий при абразивном изнашивании выражается в виде относительной износостойкости:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{м}}}, \quad (3.1)$$

где:

$\Delta l_{\text{э}}$ – линейный износ эталона;

$\Delta l_{\text{м}}$ – линейный износ испытываемого материала.

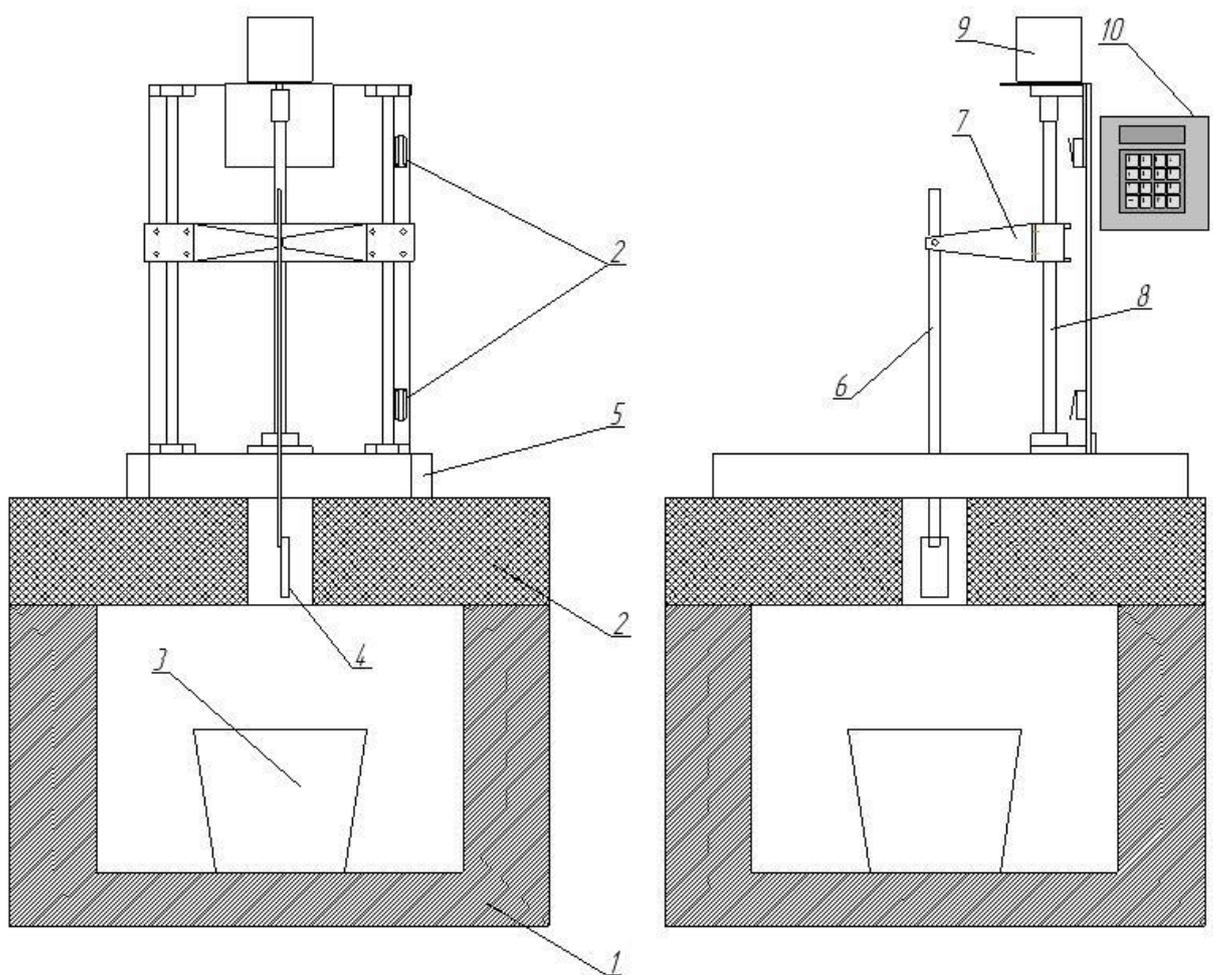
Износ образцов замеряли штангенциркулем ШЦ-1 со значением отсчета по нониусу 0,1 мм. [52]

Жаростойкость наплавленного металла оценивалась при выдержке образцов в печи при температуре 950 °С в течение 2000 часов. Жаростойкость оценивалась по относительному изменению массы образцов. Масса образцов измерялась через каждые 250 часов выдержки в печи с предварительным удалением продуктов окисления – окалины.»

«Термостойкость образцов наплавленных покрытий определялась при выдержке образцов в печи сопротивления при температуре 950 °С в течении 30 минут, затем после выдержки, одну серию образцов охлаждали на воздухе, а вторую серию образцов охлаждали в воде. Критерием термостойкости являлось число циклов теплосмен до появления в наплавленном металле трещин, видимых невооруженным глазом.[52]»

Эксперименты по определению растекания заготовки алюминиевого припоя по предварительно наплавленному покрытию проводились на стандартных образцах определенных ГОСТ 40 × 40 мм. Эксперименты проводили в интервале температур 700, 750, 800, 850, 900, 950 °С. В качестве флюсующего материала применяли «Nokolok» и универсальный модифицирующий и рафинирующий флюс системы NaCl-NaF-Na₃AlF₆. В качестве припоя использовали кубик массой 0,173 грамма из материала АК12. Выдержка экспериментальных образцов проводилась при одинаковых условиях в течении 10 минут.

Эксперимент по определению эрозионной стойкости наплавленных металлических кокильных покрытий проводилась на установке специально спроектированной и изготовленной для выполнения задачи исследования – происходило циклическая имитация работы кокильного покрытия образец окунали в расплавленный алюминиевый расплав при температуре 750 °С. Установка по эрозионным испытаниям представлена на рисунке 2.9



« 1 – муфельная печь, 2 – плита из огнестойкого материала, 3 – тигель с расплавленным металлом, 4 – исследуемый образец, 5 – основание установки, 6 – шток, 7 – каретка, 8 – винтовая пара, 9 – двигатель, 10 – блок управления
 Рисунок 2.11 – схема автоматической установки для испытания эрозионной стойкости наплавленных покрытий

Для проведения испытаний в муфельной печи (позиция 1), устанавливается тигель (позиция 3) с расплавленным алюминиевым сплавом. Верх печи накрыт плитой из огнеупорного материала (позиция 2) в центре которой проделано отверстие для прохождения вертикального штока (позиция 6), с закрепленным на нем образцом (позиция 4).

Задание временных интервалов выдержки в расплавленном металле и на открытом воздухе выполняется блоком управления (позиция 10) и отображаются на его LCD дисплее. Блок управления, управляя двигателем

(позиция 9), через трапецеидальную винтовую пару (позиция 8) приводит в движение каретку (позиция 7) со штоком и образцом. Концевые выключатели (позиция 2) контролируют глубину погружения образца в тигель и высоту его подъема. Скорость перемещения возвратно-поступательных движений в каждом цикле работы установки стабильны и одинаковы. Диапазон временных задержек верхнего и нижнего положения, возможно, устанавливать от 1 - 999сек. Количество проделанных циклов работы подсчитывается блоком управления и выводится на экран. Возможно, также проведение исследований с обратным отсчетом требуемого количества циклов, при окончании которых образец остается на открытом воздухе.[121]»



Рисунок 2.12 – Фотография автоматической установки для испытания эрозионной стойкости наплавленных покрытий

Исследование энергетических характеристик процесса наплавки объединенной дугой исследовали по результатам регистрации сварочного тока и напряжения на двух дугах с построением вольтамперных характеристик (ВАХ) процессов. Запись мгновенных значений тока и напряжения выполняли с частотой 1кГц регистратором S-Recorder-2-16bit фирмы ADClab с датчиком тока ДИТ-500-Н и напряжения ДНХ-01. Обработку результатов исследований выполняли в Excel путем определения средних значений величин токов, напряжений и их среднеквадратичных отклонений (СКО), а также построением ВАХ дуговых процессов.

В процессе наплавки определялись показатели сварочных свойств оборудования с бальной оценкой по дифференциальному методу по ГОСТ 25616-83 «Источники питания для дуговой сварки. Методы испытания сварочных свойств».

Наплавку образцов выполняли на пластины толщиной 10мм из стали 20 омедненной проволокой Св08Г2С диаметром 1.2мм и алюминиевой проволокой Св-А5 диаметром 1.2мм. Сварка выполнялась в аргоне с расходом 10-15 л/мин.

В качестве источника питания процесса наплавки алюминия применялся сварочный аппарат Kemppi KMS 500 с подающим механизмом MXF 65, для процесса наплавки стали сварочный аппарат Форсаж 302 с подающим механизмом Форсаж МП.

3 Результаты проведенных исследований

3.1 Результаты исследований наплавки постоянных кокильных покрытий интерметаллидными сплавами системы Ni-Al

3.1.1 Геометрические параметры наплавленных покрытий

В ходе выполнения исследования по наплавке интерметаллидных покрытий никель – алюминий были определены следующие режимы:

Таблица 3.1 –Режимы двухдуговой наплавки постоянных покрытий системы никель - алюминий

№	$V_{св}$, м/мин	$V_{подAl}$, м/мин	$V_{подNi}$, м/мин	$U_{дAl}$, В	$U_{дNi}$, В
1	0,9	4	4	15,5	25,5
2	1,2	4	3	15,5	25,5
3	1,5	4	3,5	15,5	25,5
4	1,2	4	4	15,5	25,5
5	1,5	4	3	15,5	25,5
6	1,2	4	3,5	15,5	25,5
7	1,5	4	4	15,5	25,5
8	0,9	4	3	15,5	25,5
9	0,9	4	3,5	15,5	25,5

Нумерация экспериментов соответствует номеру образца. Проведенные замеры визуально-измерительного контроля наплавленных покрытий двухдуговой наплавкой показали: геометрические характеристики наплавленных покрытий интерметаллидов системы никель – алюминий представлены в таблице 3.2, Внешние характеристики наплавленных валиков отображены на рисунках 3.1 и 3.2

Таблица 3.2 – Геометрические характеристики наплавленных покрытий

№	Ширина шва l мм	Высота шва h мм	Проплавление e мм
1	16,38	4,3	2,2
2	14,04	3,5	1,6
3	13,3	3,75	0,5
4	13,9	3,18	1,12
5	13,73	4,1	0,7
6	12,93	3,3	1,35
7	14,7	3,26	1,39
8	17,38	4	1,65
9	15,68	4,5	1,8



Рисунок 3.1 – Форма наплавленного покрытия №8



Рисунок 3.2 – Форма наплавленного покрытия №6

Визуально-измерительный контроль наплавленных покрытий показал, что при проведении наплавки на данных режимах, покрытия формируются стабильно, без видимых дефектов, а также без отклонений от

геометрических параметров независимо от прогрева основного металла в ходе проведения экспериментов.

3.1.2 Химический состав наплавленных покрытий

Проведенный химический анализ полученных покрытий интерметаллидов системы никель – алюминий показал: содержание алюминия в структуре покрытия находится в интервале от 8 до 28 % от общего объёма, процент содержания никеля варьируется от 66 до 86 % , а процент содержания железа в составе покрытий находится в пределах от 5 до 17 %. На приведенных ниже рисунках 3.3 – 3.11 представлены графики распределения химических элементов по сечению наплавленных швов.



Рисунок 3.3 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №1

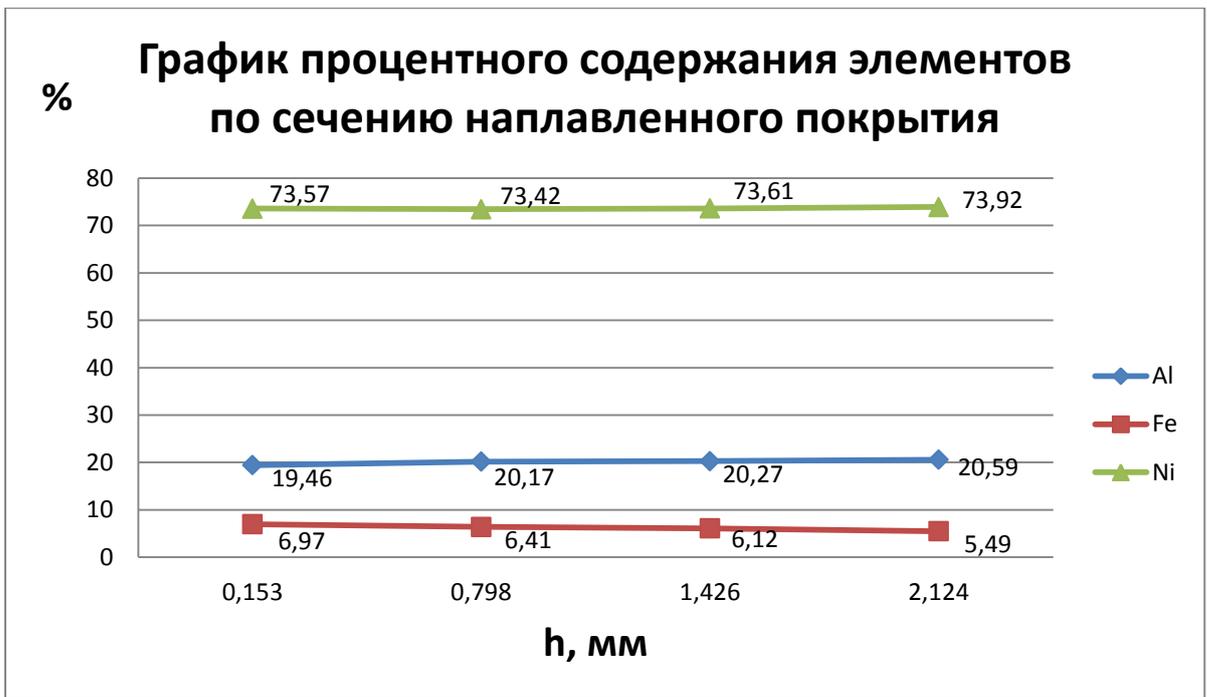


Рисунок 3.4 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №2

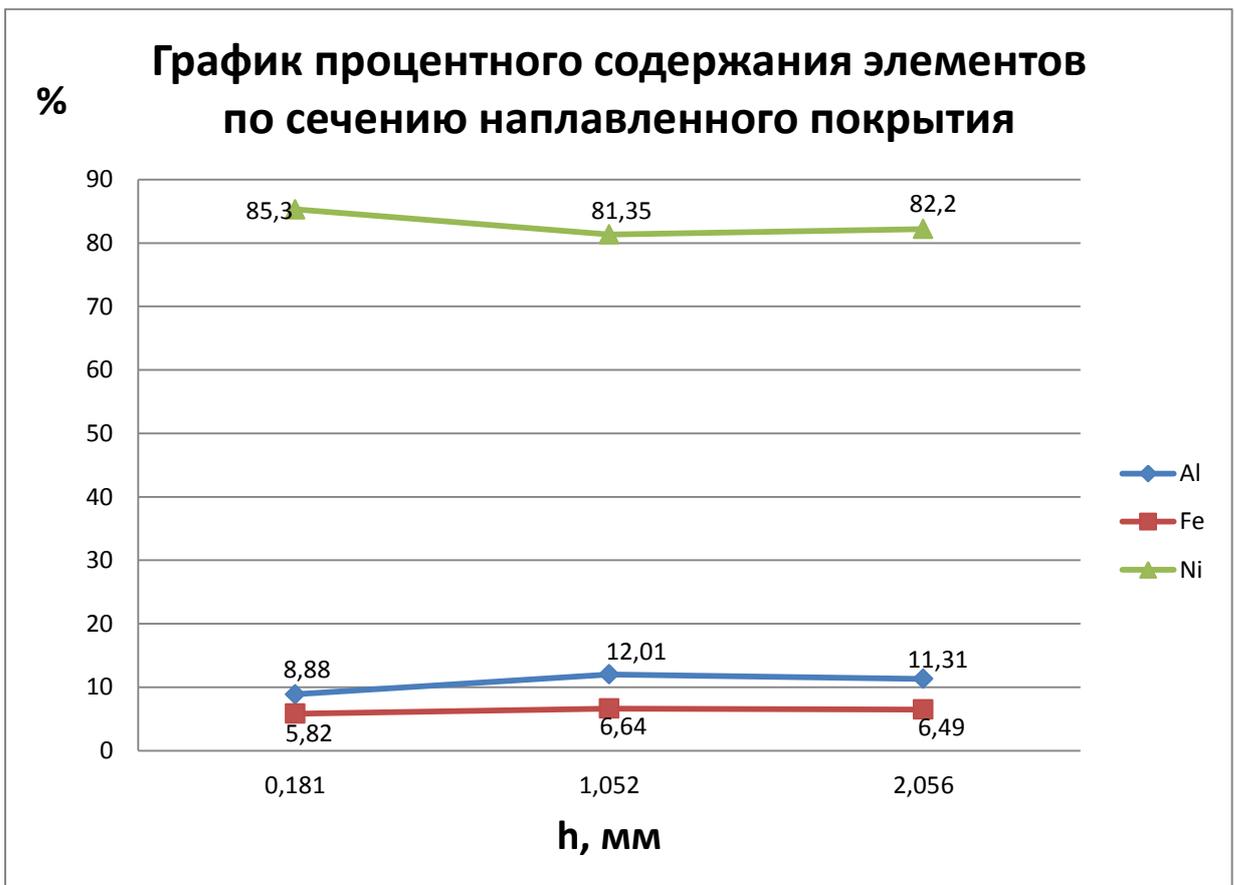


Рисунок 3.5 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №3

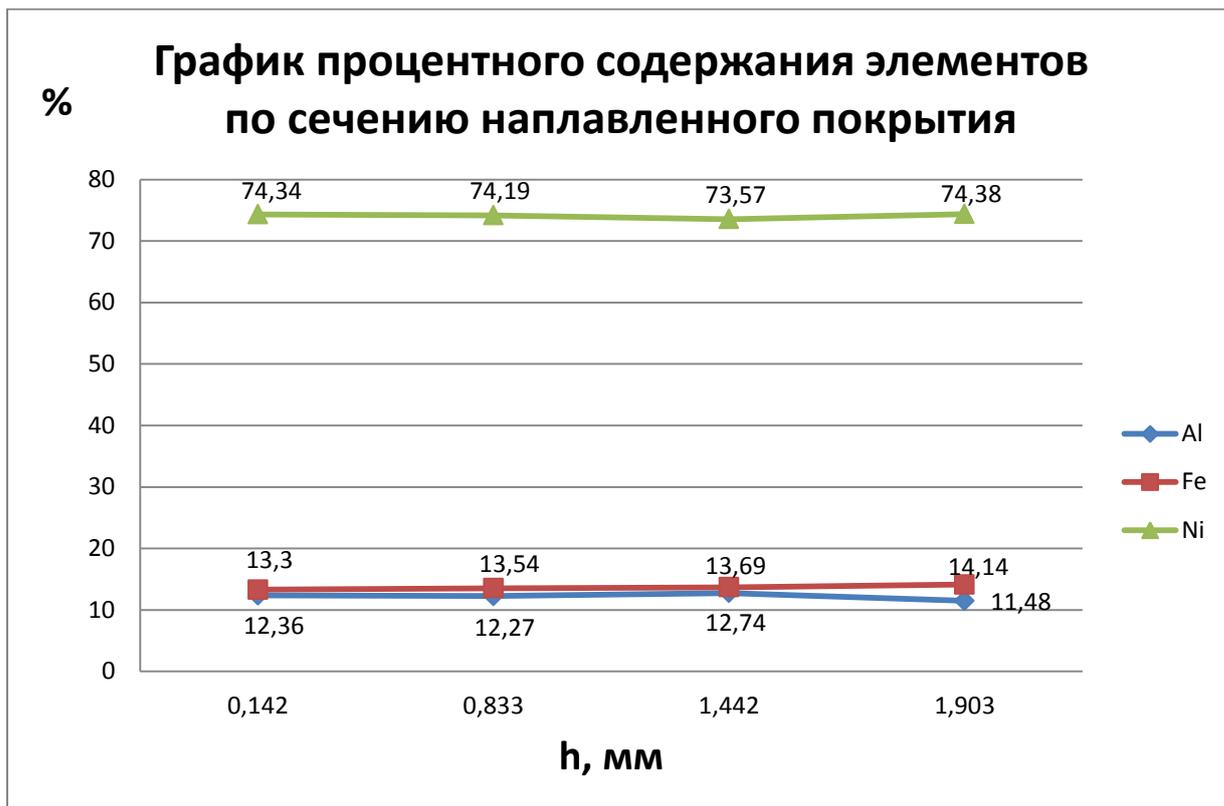


Рисунок 3.6 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №4

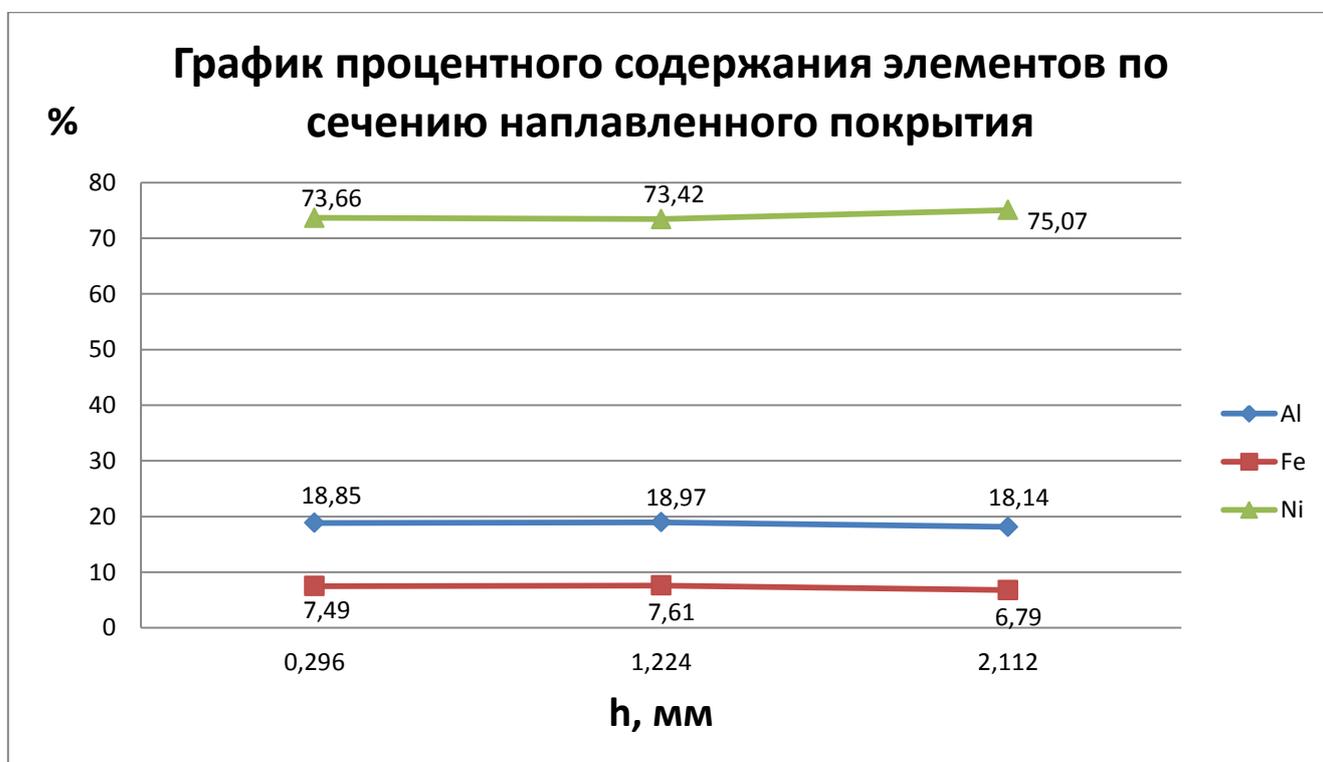


Рисунок 3.7 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №5

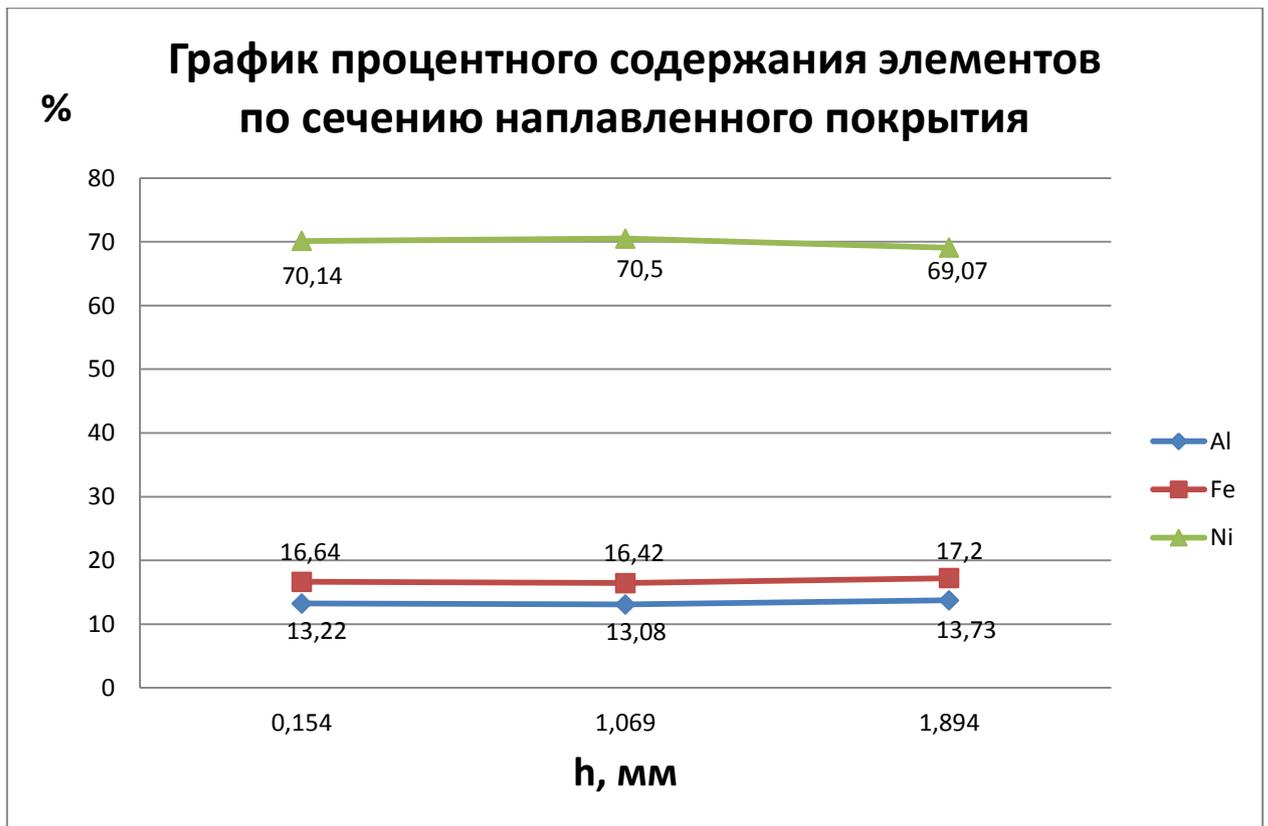


Рисунок 3.8 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №6

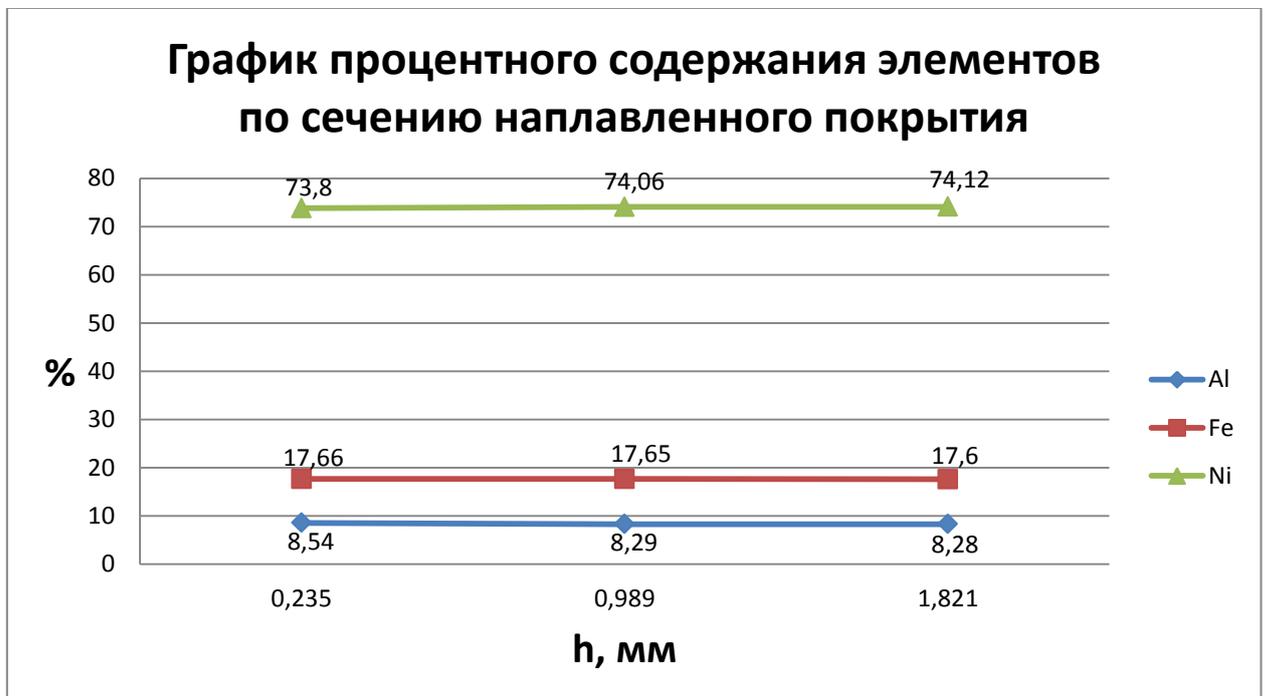


Рисунок 3.9 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №7

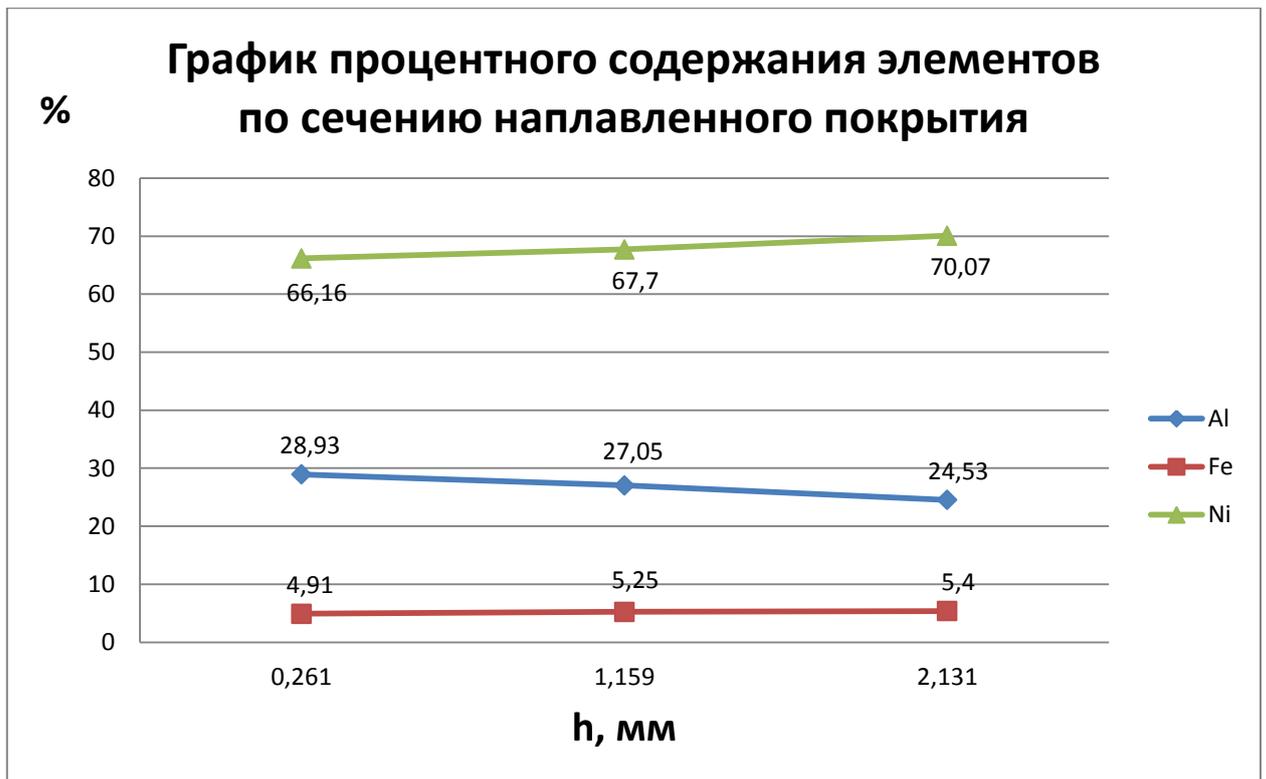


Рисунок 3.10 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №8

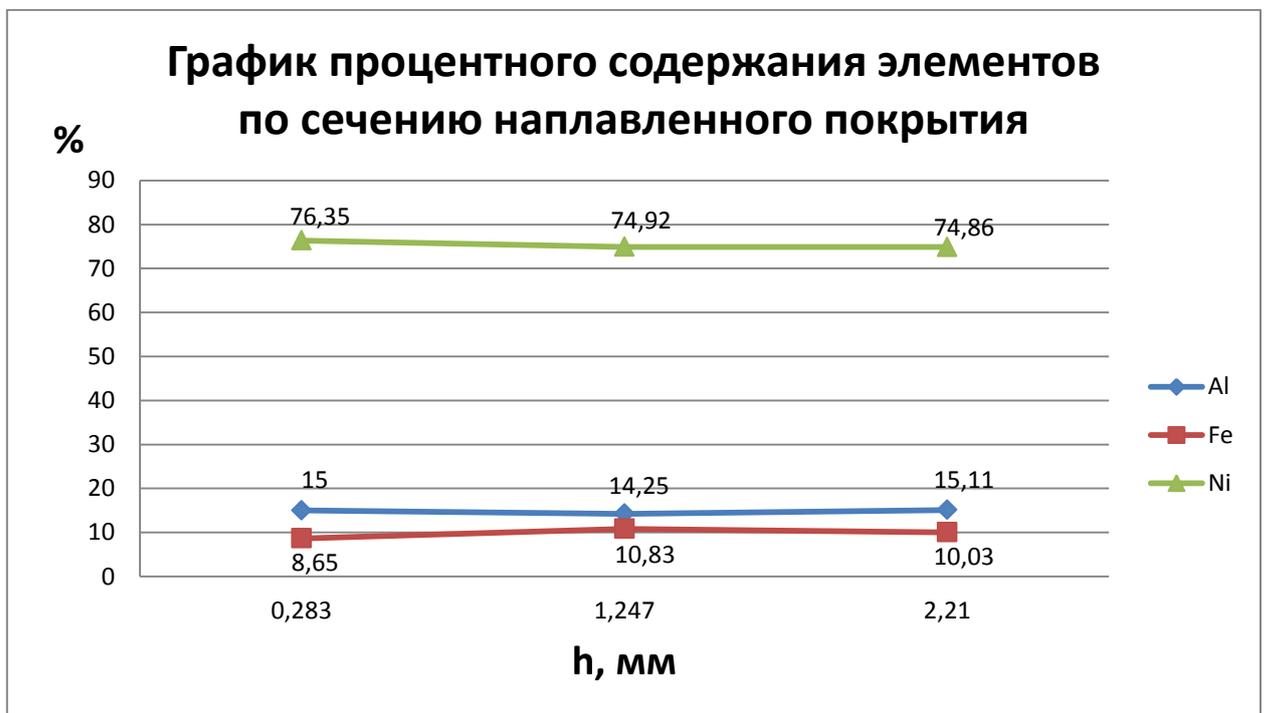


Рисунок 3.11 – Распределение химических элементов по сечению наплавленного образца №9

Изучив полученные данные по содержанию основных элементов наплавленных покрытий, следует что распределение химических элементов

по всему сечению наплавленного слоя однородно, химическая неоднородность покрытий не превышает 3%.

3.1.3 Результаты определения жаростойкости покрытий

Проведенные исследования по определению жаростойкости полученных интерметаллидных сплавов показали: потеря массы интерметаллидных образцов вырезанных из каждого валика без основного металла выдержанных при температуре 950⁰С на протяжении 2000 часов составляет от +1,5% до -3,05% (рисунок 3.12 – 3.14). Проанализировав и сравнив полученные данные жаростойкости данных покрытий с их химическим составом можно сделать вывод, что повышенное содержание алюминия в составе положительно сказывается на свойства жаростойкости, так при содержании алюминия в покрытии более 20% масса образца уменьшилась не более 0,5 % от первоначальной, а в образцах с содержанием алюминия не превышающих 10% масса образцов снизилась более чем на 2 %. Это связано с образованием интерметаллидных покрытий системы никель-алюминий NiAl, Ni₃Al с более высокими эксплуатационными свойствами.

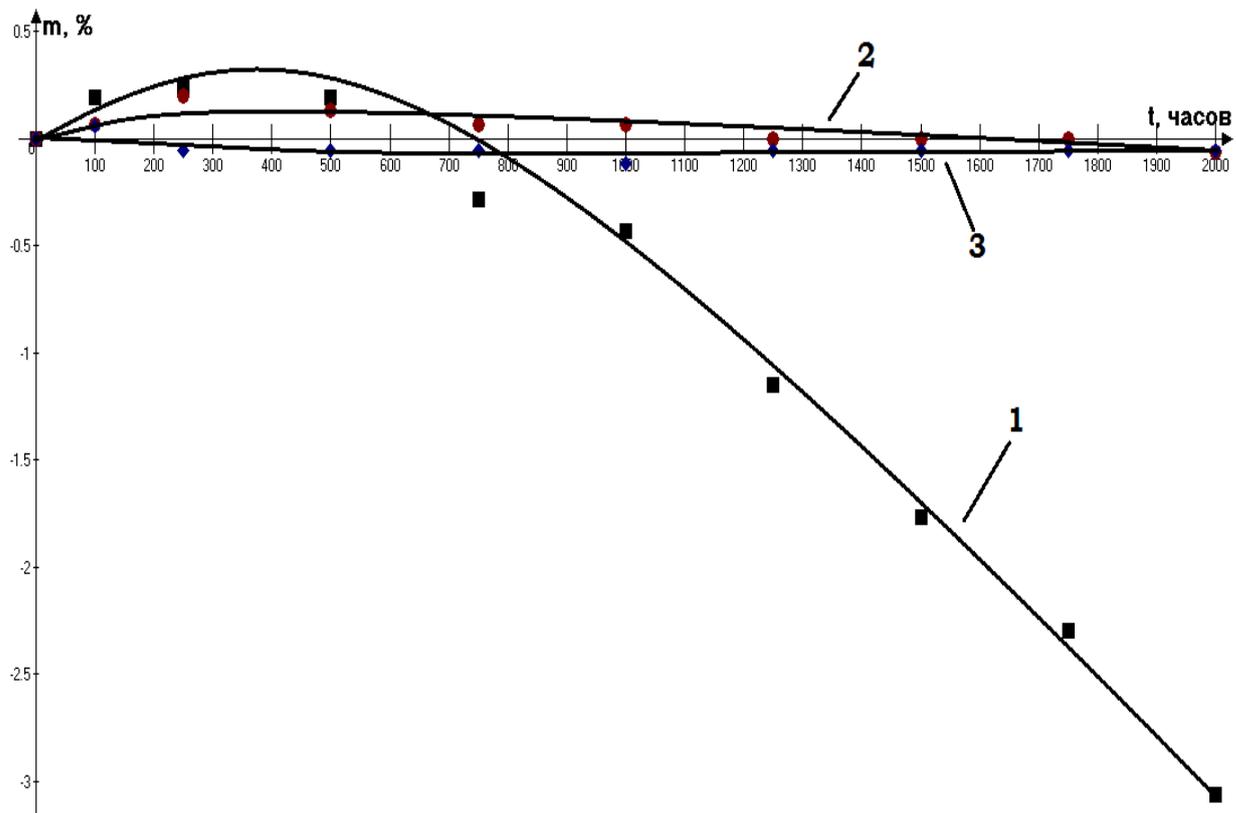


Рисунок 3.12 – Результаты определения жаростойкости образцов 1, 2, 3

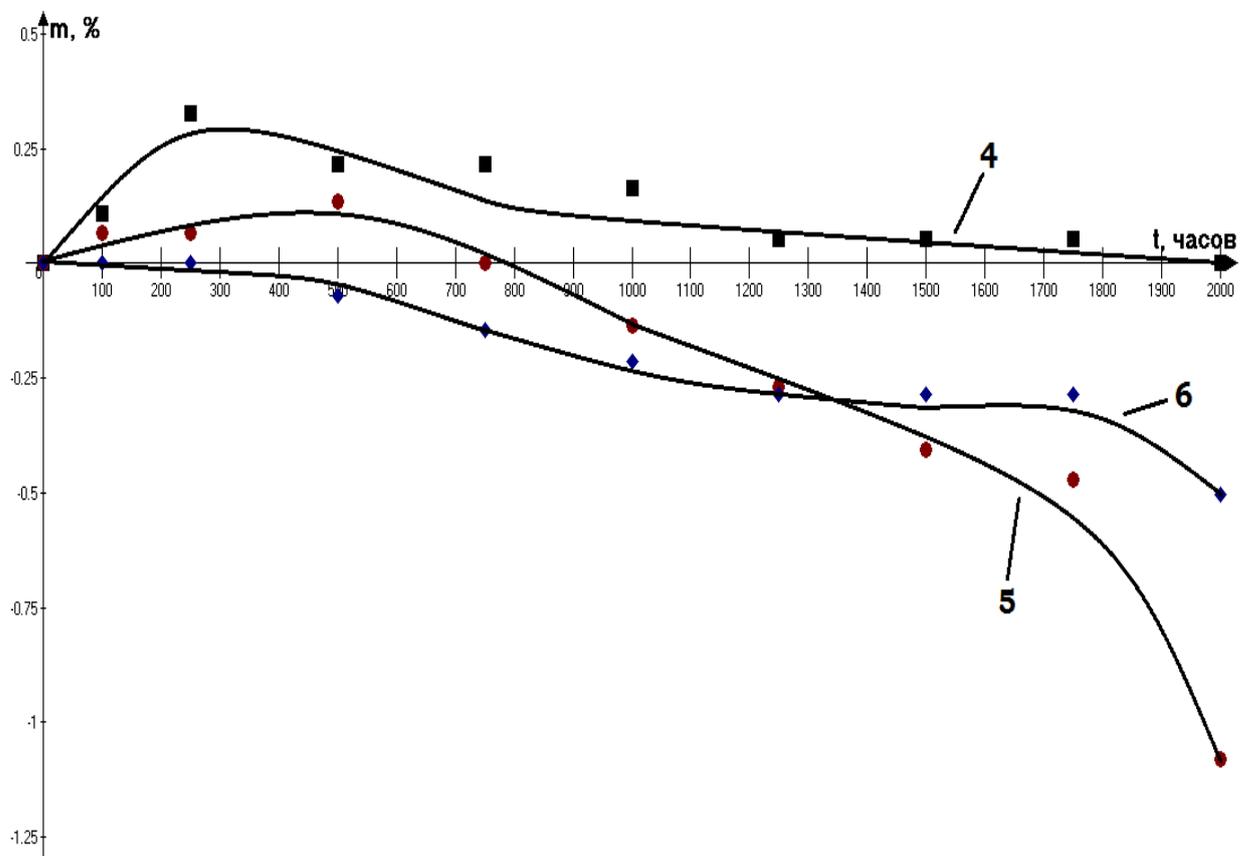


Рисунок 3.13 – Результаты определения жаростойкости образцов 4, 5, 6

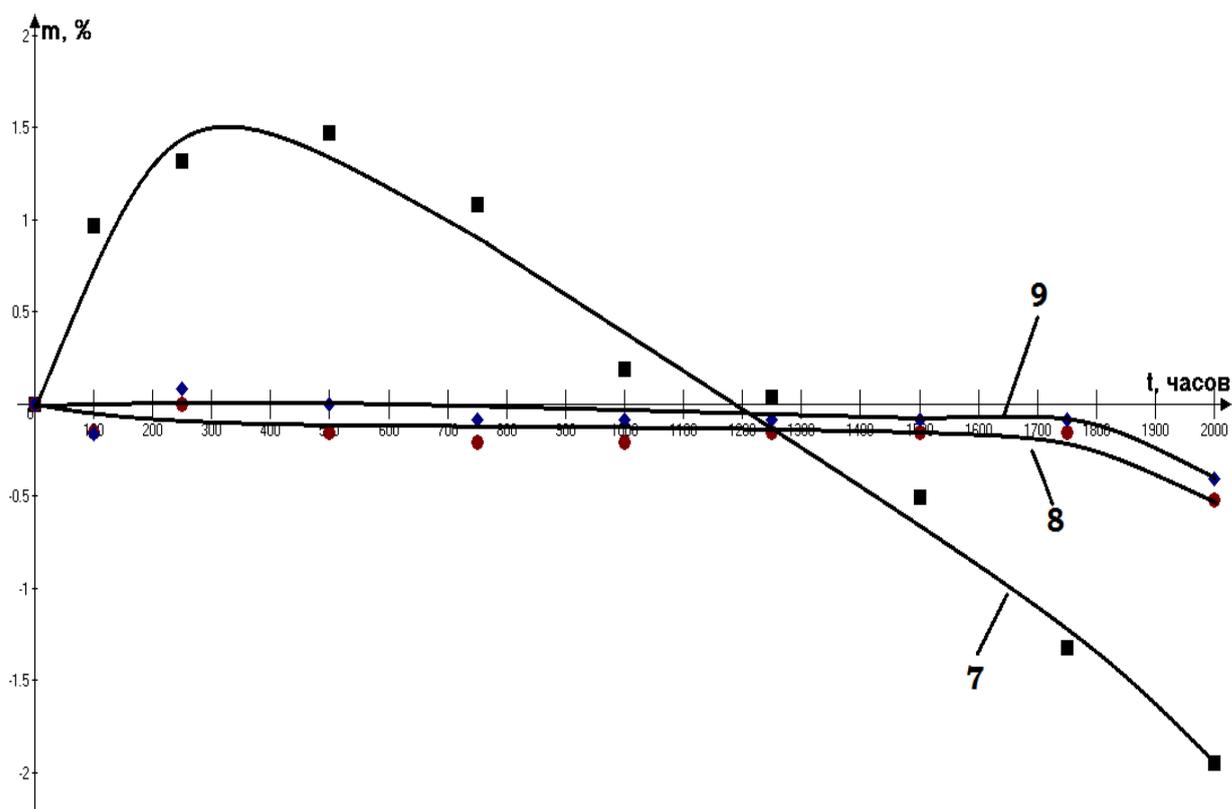


Рисунок 3.14 – Результаты определения жаростойкости образцов 7, 8, 9

3.1.4 Результаты определения термостойкости покрытий

Ввиду работы кокильных покрытий в условиях переменных температур до заливки и в процессе розлива и кристаллизации металла, была проведена серия экспериментов по определению термостойкости полученных наплавленных покрытий системы никель – алюминий.

Проведенные исследования показали: при проведении эксперимента были выбраны условия охлаждения образцов на воздухе и в воде, результаты воздушных теплосмен превысили более 100 циклов нагрева и охлаждения основного и наплавленного металла, а при водных теплосменах результаты стойкости покрытия с основным металлом показали результаты хуже, максимальный показатель достиг 46 теплосмен в покрытиях с низким содержанием алюминия в составе и мелкой чешуйчатостью шва, а в образцах с высоким содержанием алюминия в составе покрытия и крупной чешуйчатостью количество теплосмен не превысило 5. (рисунок 3.15)



Рисунок 3.15 – Экспериментальные образцы по определению термостойкости в водяных теплосменах с образовавшимися дефектами.

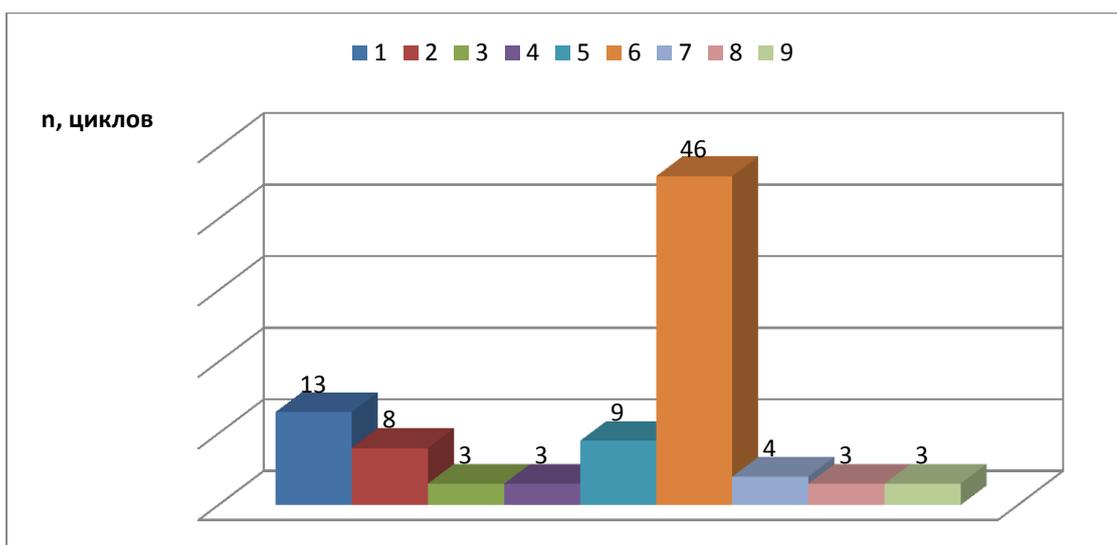


Рисунок 3.16 – Гистограмма количества выдержанных водяных теплосмен до появления дефектов

Разрушение образцов происходило вследствие образования поперечных трещин в наплавленном металле или в результате отслоения наплавленного металла от основного.

Проанализировав полученные данные воздушных теплосмен образцы показали более 100 циклов работы в заданных условиях без образования дефектов исходя из этого можно сделать вывод, что при охлаждении на воздухе не происходит термического удара в покрытии и на границе с

основным металлом, что в свою очередь позволяет рекомендовать данные покрытия как постоянные кокильные покрытия.

3.1.5 Результаты измерений твердости интерметаллидных покрытий системы никель - алюминий

Измерения твердости покрытий показала, что в образцах с минимальным содержанием алюминия показатели твердости достигают 8 HRC, с увеличением процента содержания алюминия твердость покрытий достигает максимальных значений 42 HRC (рисунок 3.17), что связано с увеличением доли твердых интерметаллидных фаз (NiAl и γ') в структуре наплавленного покрытия.

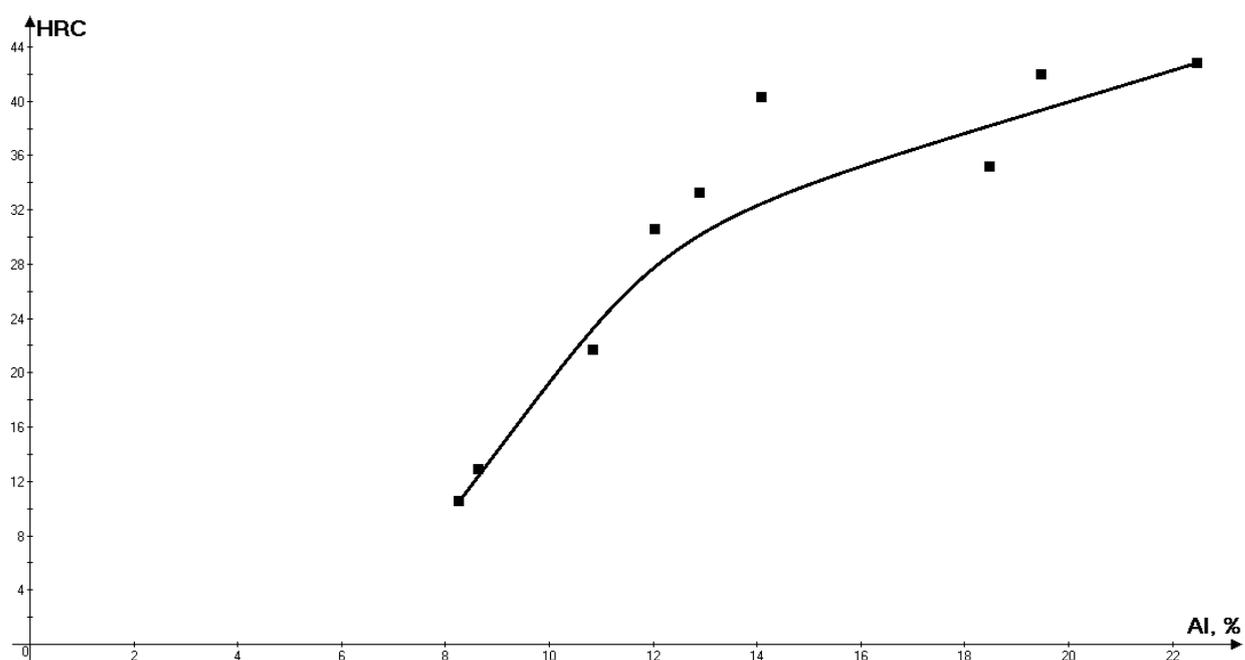


Рисунок 3.17 – Твердости наплавленных покрытий от процентного содержания алюминия

3.1.6 Результаты экспериментов по смачиванию и растеканию припоя по интерметаллидному покрытию

Проведенные исследования смачивания и растекания заготовки алюминиевого припоя на поверхности интерметаллидного покрытия с применением флюса «Nocolok» показали, что поверхность покрытия не смачивается при температурах рекомендованных для литья алюминиевых сплавов, однако при температуре 950°C , смачивание и растекание произошло (рисунок 3.18)

При проведении повторного эксперимента с рафинирующим флюсом системы $\text{NaCl-NaF-Na}_3\text{AlF}_6$ при тех же температурах реакции поверхности не произошло (рисунок 3.19)

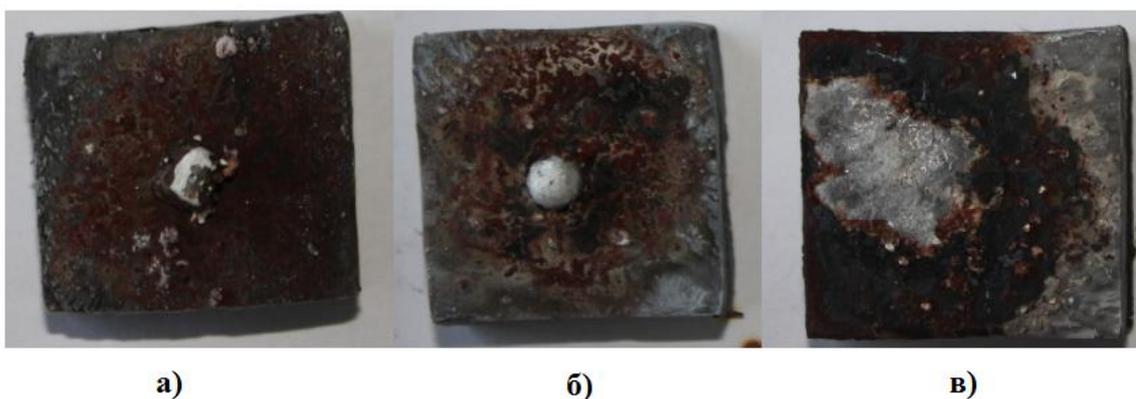


Рисунок 3.18 – Смачивание и растекание припоя наплавленного покрытия, флюсом Nocolok при температурах: а) 750°C ; б) 850°C ; в) 950°C

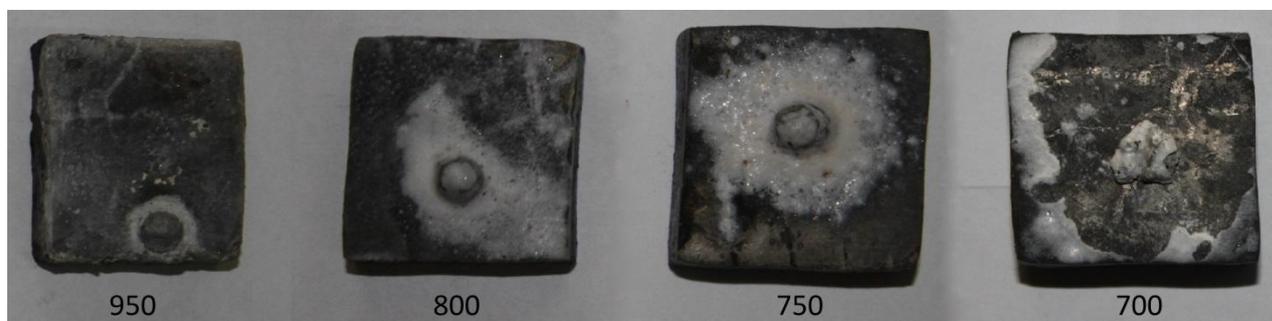


Рисунок 3.19 – Смачивание и растекание припоя наплавленного покрытия, флюсом системы $\text{NaCl-NaF-Na}_3\text{AlF}_6$ при температурах: а) 750°C ; б) 850°C ; в) 950°C

3.2 Результаты проведенных исследований наплавки сплавов системы Fe-Al

3.2.1 Геометрические параметры наплавленных покрытий

Для исследования процессов формирования покрытий на основе Fe-Al была составлена матрица планирования полного факторного эксперимента (таблица 3.3) для пяти факторов ($v_{п Al}$ – скорость подачи алюминиевой проволоки; $v_{п Fe}$ – скорость подачи железной проволоки; v_H – скорость наплавки; $U_{д Al}$ – напряжение на дуге, на алюминиевой электродной проволоке; $U_{д Fe}$ – напряжение на дуге, на железной электродной проволоке).

Таблица 3.3 – Матрица планирования полного факторного эксперимента

Номер опыта	Значения факторов				
	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₅
1	+	+	+	+	+
2	+	-	-	-	-
3	-	+	-	-	-
4	-	-	+	-	-
5	-	-	-	+	-
6	-	-	-	-	+
7	+	+	-	-	-
8	+	-	+	-	-
9	+	-	-	+	-
10	+	-	-	-	+
11	-	+	+	-	-
12	-	+	-	+	-

13	-	+	-	-	+
14	-	-	+	+	-
15	-	-	+	-	+
16	-	-	-	+	+
17	-	-	+	+	+
18	-	+	-	+	+
19	-	+	+	-	+
20	-	+	+	+	-
21	+	-	-	+	+
22	+	-	+	-	+
23	+	-	+	+	-
24	+	+	-	-	+
25	+	+	-	+	-
26	+	+	+	-	-
27	+	+	+	+	-
28	+	+	+	-	+
29	+	+	-	+	+
30	+	-	+	+	+
31	-	+	+	+	+
32	-	-	-	-	-

Экспериментальные режимы наплавки постоянных покрытий системы Fe-Al были приняты на основе проведенных исследований наплавки покрытий системы Ni-Al из - за их сродства. Режимы наплавки примем согласно (таблицы 3.4):

Таблица 3.4. – Экспериментальные режимы наплавки сплавов системы Fe-Al

Номер образца	$V_{\text{подAl}}, \text{ м/мин}$	$V_{\text{подFe}}, \text{ м/мин}$	$V_{\text{н}}, \text{ м/мин}$	$U_{\text{дAl}}, \text{ В}$	$U_{\text{дNi}}, \text{ В}$
1	5	4	1,5	17	27,5
2	5	3	0,9	14	23,5
3	3	4	0,9	14	23,5
4	3	3	1,5	14	23,5
5	3	3	0,9	17	23,5
6	3	3	0,9	14	27,5
7	5	4	0,9	14	23,5
8	5	3	1,5	14	23,5
9	5	3	0,9	17	23,5
10	5	3	0,9	14	27,5
11	3	4	1,5	14	23,5
12	3	4	0,9	17	23,5
13	3	4	0,9	14	27,5
14	3	3	1,5	17	23,5
15	3	3	1,5	14	27,5
16	3	3	0,9	17	27,5
17	3	3	1,5	17	27,5
18	3	4	0,9	17	27,5
19	3	4	1,5	14	27,5
20	3	4	1,5	17	23,5
21	5	3	0,9	17	27,5
22	5	3	1,5	14	27,5
23	5	3	1,5	17	23,5
24	5	4	0,9	14	27,5
25	5	4	0,9	17	23,5

26	5	4	1,5	14	23,5
27	5	4	1,5	17	23,5
28	5	4	1,5	14	27,5
29	5	4	0,9	17	27,5
30	5	3	1,5	17	27,5
31	3	4	1,5	17	27,5
32	3	3	0,9	14	23,5

После проведения экспериментальной наплавки был произведен визуально-измерительный контроль полученных покрытий, геометрические параметры приведены в (таблице 3.5). Внешний характеристика полученных покрытий представлена на рисунках 3.20– 3.22

Таблица 3.5 – Геометрические параметры наплавленных образцов системы железо - алюминий

№	Ширина шва l, мм	Высота шва h, мм	Проплавление e, мм
1	14,07	5,27	0,7
2	11,23	6,73	1,5
3	13,06	6,83	1,6
4	9,4	4,67	0,9
5	12,67	6,1	1,3
6	15,8	5,27	1,0
7	15,63	6,7	1,4
8	9,63	5,1	0,8
9	15,47	6,1	1,0
10	16,67	5,07	0,9
11	8,93	4,83	1,1
12	14,13	6,3	1,2
13	14,37	6,63	1,2

14	11,03	3,83	0,9
15	10,67	3,97	0,8
16	13,33	5,77	1,4
17	11,67	4,5	0,9
18	17,0	5,5	1,4
19	13,73	4,13	1,1
20	10,07	5,1	1,1
21	16,13	7,17	0,8
22	10,5	5,6	1,4
23	11,97	4,67	1,0
24	18,33	7,27	1,1
25	14,9	8,2	1,2
26	10,33	5,4	1,7
27	14,03	5,1	1,7
28	14,23	4,9	1,0
29	15,2	6,57	1,1
30	10,67	5,13	1,5
31	13,9	3,73	1,4
32	11,37	5,87	1,3



Рисунок 3.20 – Наплавленное покрытие системы Fe-Al №17



Рисунок 3.21 – Наплавленное покрытие системы Fe-Al №32



Рисунок 3.22 – Наплавленное покрытие системы Fe-Al №13

Проведенный визуально-измерительный контроль показал, что наплавленные покрытия формируются без отклонений от формы и имеют постоянные геометрические параметры на всей протяженности образцов.

3.2.2 Результаты определения химического состава покрытий

Проведенный анализ химического состава наплавленных покрытий показал, в процессе двухдуговой наплавки получены интерметаллидные покрытия системы железо – алюминий. Содержание алюминия находится в пределах от 8 до 25 %, Содержание железа занимает оставшуюся часть химического состава.

Исходя из данных химического анализа были построены графики распределения химических элементов по сечения наплавленного покрытия (рисунок 3.23 – 3.25).

Зависимость содержания алюминия и железа в наплавленном покрытии от режимов наплавки описывается уравнением регрессии:

Ур. регрессии Al, % от режимов

$$Y = 32.45 + 2.01 V_{Al} + 0.17 V_{Fe} + 1.64 V_{cb} - 0.33 U_{Al} - 0.83 U_{Fe}$$

Ур. регрессии Fe, % от режимов

$$Y = 66.8 - 1.99 V_{Al} - 0.18 V_{Fe} - 1.56 V_{cb} + 0.33 U_{Al} + 0.82 U_{Fe}$$

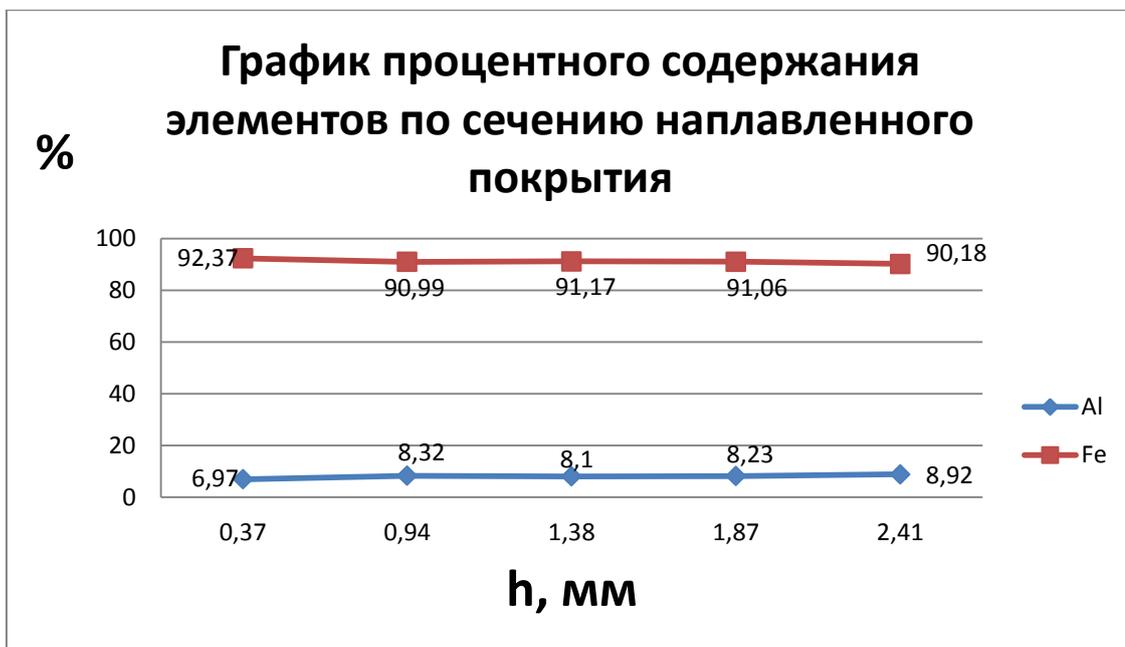


Рисунок 3.23 – Распределение химических элементов покрытия по сечению покрытия образца №18

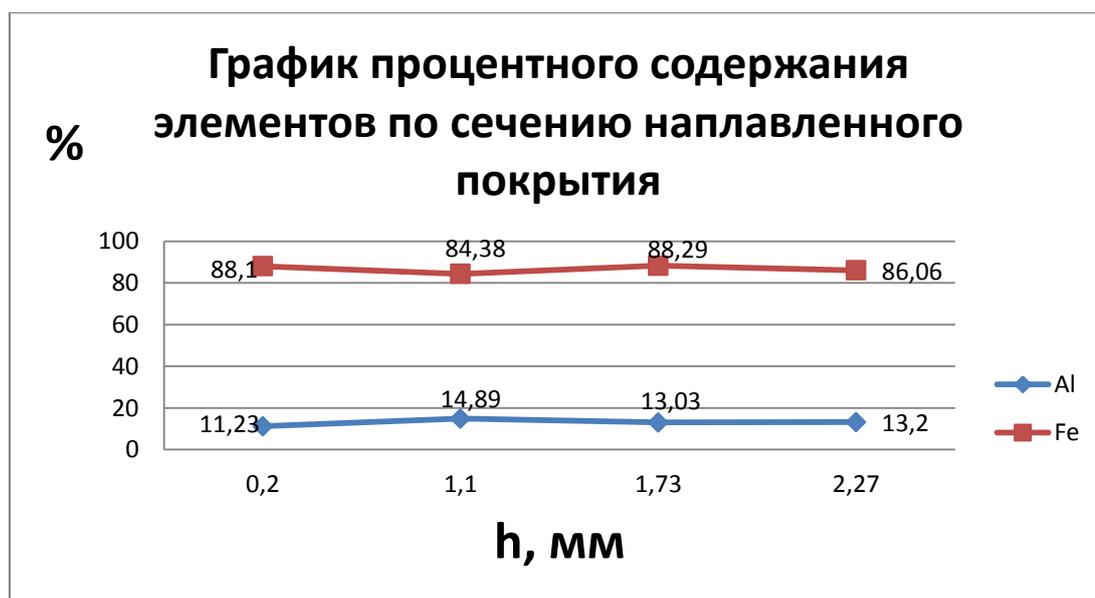


Рисунок 3.24 – Распределение химических элементов покрытия по сечению покрытия образца №16

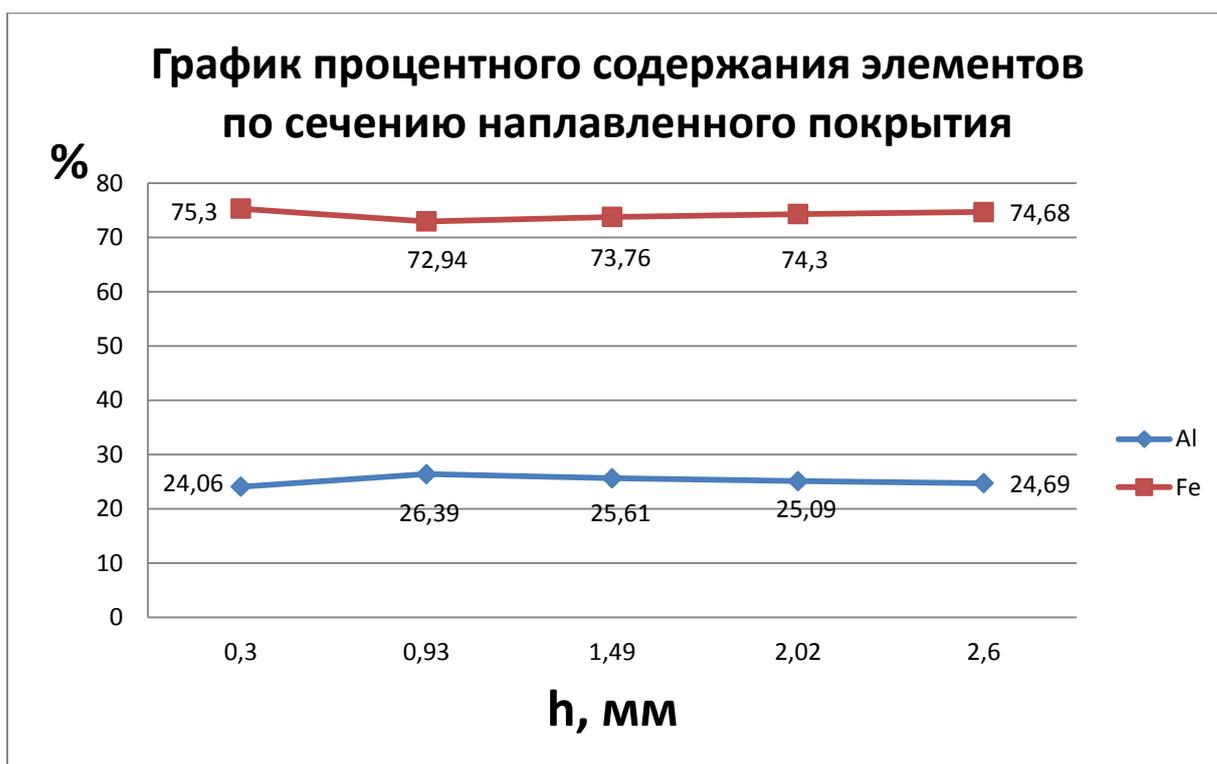


Рисунок 3.25 – Распределение химических элементов покрытия по сечению покрытия образца №2

Исходя из данных химического анализа и представленных графиков можно сделать заключение, что так же как и с наплавкой интерметаллидных покрытий системы Ni-Al, в интерметаллидной системе Fe-Al неоднородность химического состава не превышает 3 % . однако также по представленным графикам можно отметить, что данная неоднородность наблюдается в месте сплавления двух электродных проволок с основным металлом, химический состав становится однороднее при удалении от зоны сплавления с основным металлом.

3.2.3 Результаты проведения испытаний на жаростойкость

Проведенные испытания на жаростойкость полученных покрытий показали, что на протяжении 3000 часов при температуре 950 °С, образуется оксидная пленка на поверхности покрытия которая в свою очередь развивается (увеличивается) очень медленно и не позволяет покрытию усиленно окисляться способствующей высокой стойкости к воздействию

высокой температуры. В образцах согласно данным химического анализа с содержанием алюминия 9 – 10 %, потеря массы образцов составила 5%, с увеличением содержания алюминия до 17 – 20% потеря массы покрытия превысила 1% от первоначальной массы образцов. Увеличение содержания алюминия в наплавленном покрытии более 20% приводит к образованию большого количества трещин и микротрещин, что в свою очередь при испытании на жаростойкость увеличивает площадь контакта среды с покрытием и снижает стойкость к высоким температурам, потеря массы данных образцов составила более 75% от первоначального веса (рисунок 3.26). Исходя из вышеперечисленного, покрытия, содержащие алюминий от 15 до 20% в своем составе, обладают максимальной жаростойкостью и могут применяться в литейном производстве.

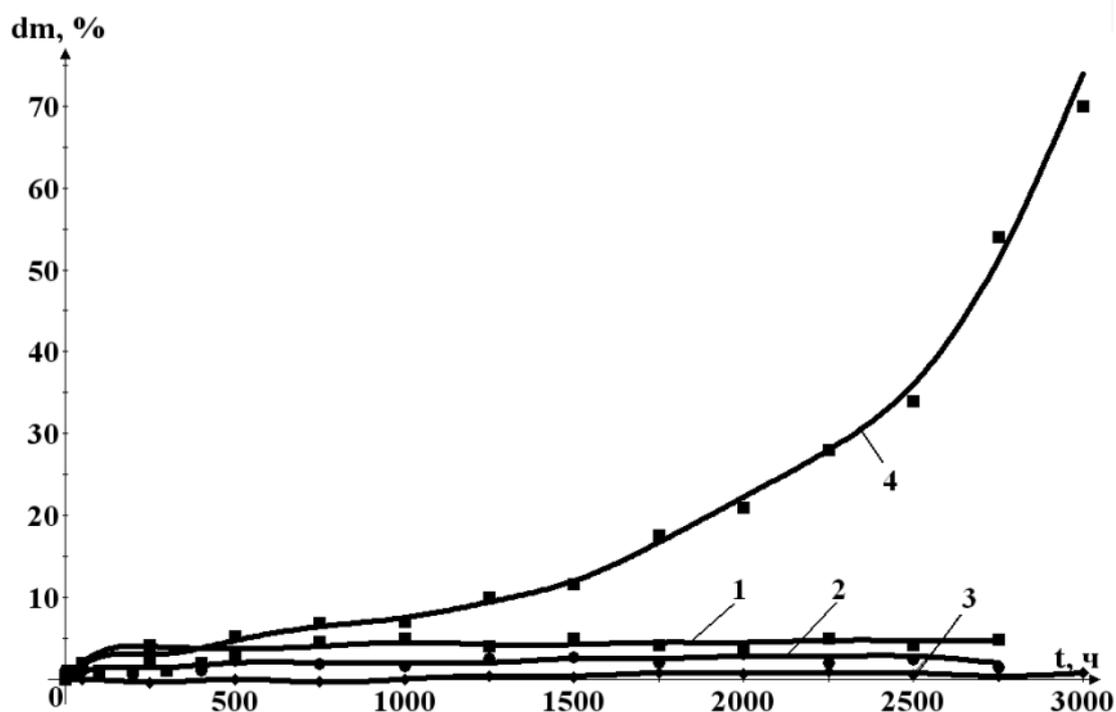


Рисунок 3.26 – Зависимость потери массы покрытий от времени выдержки при температуре 950 °C, при содержании алюминия: 1) 10%; 2) 14%; 3) 17%; 4) 25%

3.2.4 Результаты изучения износостойкости наплавленных покрытий системы Fe-Al

Проведенные исследования износостойкости показали, что относительная износостойкость варьируется в пределах от 1,5 до 3,3 единиц. Это связано с разными показателями износостойкости образовавшихся фаз системы Fe-Al, зависимость прямо пропорциональная, чем выше содержание алюминия в наплавленном покрытии, тем выше износостойкость (рисунок 3.27).

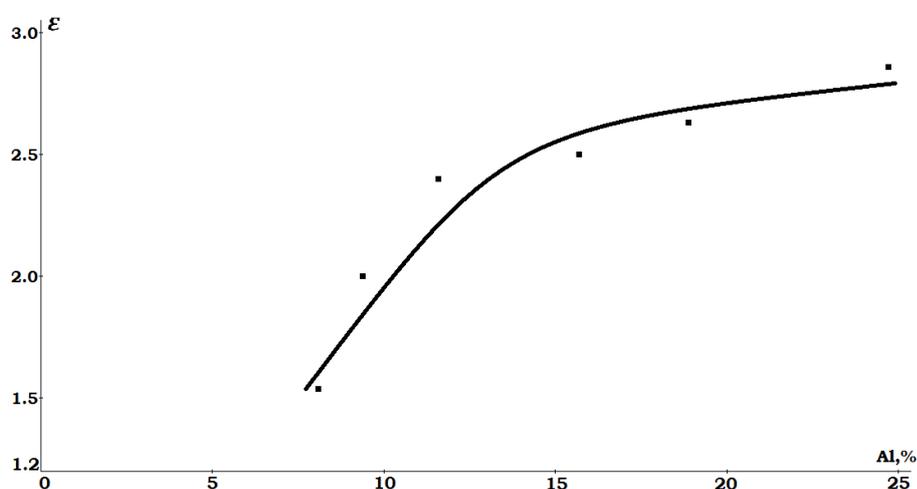


Рисунок 3.27 – Зависимость относительной износостойкости от процентного содержания алюминия

3.2.5 Оценка эрозионной стойкости наплавленных покрытий

Проведенные испытания эрозионной стойкости наплавленных покрытий на основе Fe-Al на образцах из Ст3 (рисунок 3.28) в течение 1000 циклов в алюминиевом расплаве (А7) показали хорошие данные. Время задержки образца в алюминиевом расплаве составляло 60 секунд, а время выдержки на открытом воздухе 180 секунд. Разрушения наплавленных покрытий не произошло.



Рисунок 3.28 – Образец с интерметаллидным покрытием системы железо-алюминий после проведения эрозионных испытаний

3.2.6 Результаты измерений твердости интерметаллидных покрытий системы железо - алюминий

Измерения твердости покрытий показала, что в образцах с минимальным содержанием алюминия показатели твердости достигают 28 HRC, с увеличением процента содержания алюминия твердость покрытий достигает максимальных значений 40 HRC (рисунок 3.29), что связано с увеличением доли твердых интерметаллидных фаз (FeAl) в структуре покрытия.

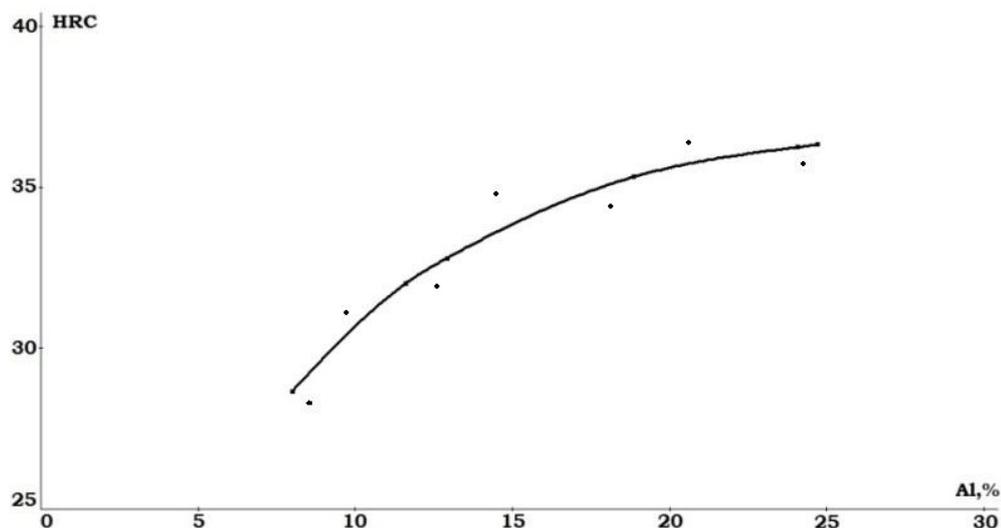


Рисунок 3.29 – Зависимость твердости наплавленного металла от содержания алюминия

3.2.7 Результаты экспериментов по определению трещин в интерметаллидном покрытии

Исследования на определение склонности наплавленных валиков к образованию трещин показали, что при содержании алюминия до 15% в наплавленном металле трещин практически не образуется. С повышением содержания алюминия в наплавленном валике появляются поперечные трещины, а при содержании алюминия более 25% заметно отслоение наплавленного металла от основного по линии сплавления (рис. 3.30)



Рисунок 3.30 – Наплавленный валик с наблюдаемыми трещинами и отслоением металла

3.2.8 Результаты экспериментов по смачиванию и растеканию припоя по интерметаллидному покрытию

Проведенные исследования смачивания и растекания заготовки алюминиевого припоя на поверхности интерметаллидного покрытия с применением флюса «Nocolok» показали, что поверхность покрытия не смачивается при температурах рекомендованных для литья алюминиевых сплавов (рисунок 3.18).

При проведении повторного эксперимента с рафинирующим флюсом системы $\text{NaCl-NaF-Na}_3\text{AlF}_6$ при тех же температурах реакции поверхности не произошло (рисунок 3.31)

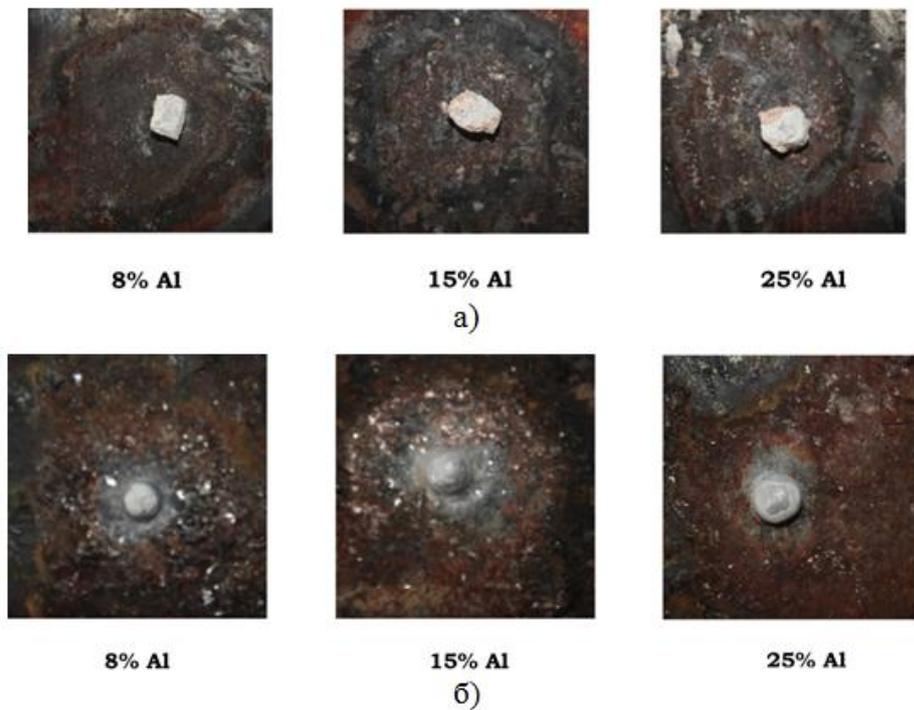


Рисунок 3.31- Результаты смачивания и растекания алюминиевой заготовки по наплавленному интерметаллидному покрытию флюсом Nocolok (a) и флюсом системы $\text{NaCl-NaF-Na}_3\text{AlF}_6$ при температуре $900\text{ }^\circ\text{C}$

3.3 Исследование влияния хрома на процессы формирования и свойства интерметаллидных покрытий системы Fe-Al.

Одними из способов повышения пластичности интерметаллидных сплавов являются легирование и модифицирование, которые позволяют формировать необходимую структуру сплава в процессе наплавки. В статье Галяна Н.Н. говорится что хром повышает пластичность интерметаллидных сплавов на основе фазы Fe_3Al [3]. Поэтому было предложено в процессе двухдуговой наплавки вводить легирующие элементы используя стандартные проволоки (Алюминиевую Св-А5 и Стальную с содержанием хрома DT-1.4009 (Cr 11,5-13,5 %) выпускаемые промышленностью.

Исследование процессов наплавки позволили определить режимы, при которых формируются валики со стабильными геометрическими параметрами, а также с удовлетворительным качеством покрытия. Этот диапазон режимов составляет: скорость наплавки от 0,12 до 0,30 м/мин, скорости подачи проволок в пределах 4 - 10 м/мин, напряжение на дуге для стальной проволоки в пределах 17,5-30,0 В, а для алюминиевой проволоки в пределах от 14,5 до 30,0 В. Сварка выполнялась в аргоне с расходом 10-15 л/мин.

Проведенные исследования химического состава полученных покрытий показало, неравномерное распределение элементов по всей высоте наплавленного слоя. Степень неоднородности химического состава увеличивается по мере снижения погонной энергии, что связано с уменьшением длительности пребывания сварочной ванны в жидком состоянии и увеличением скорости охлаждения металла. Химический состав покрытий в зависимости режимов наплавки изменялся в пределах: Fe – 69-83%, Al 11-20%, Cr 5-10% содержание примесей не превышало 1%.

Металлографический анализ наплавленных валиков показал, что структура металла однофазная без включений. Однако наблюдается скопление микро пор, диаметром от 1 до 6 мкм (Рисунок 3.32). Исходя из

химического состава матрица представлена α -фазой с частичным упорядочением по типу В2.

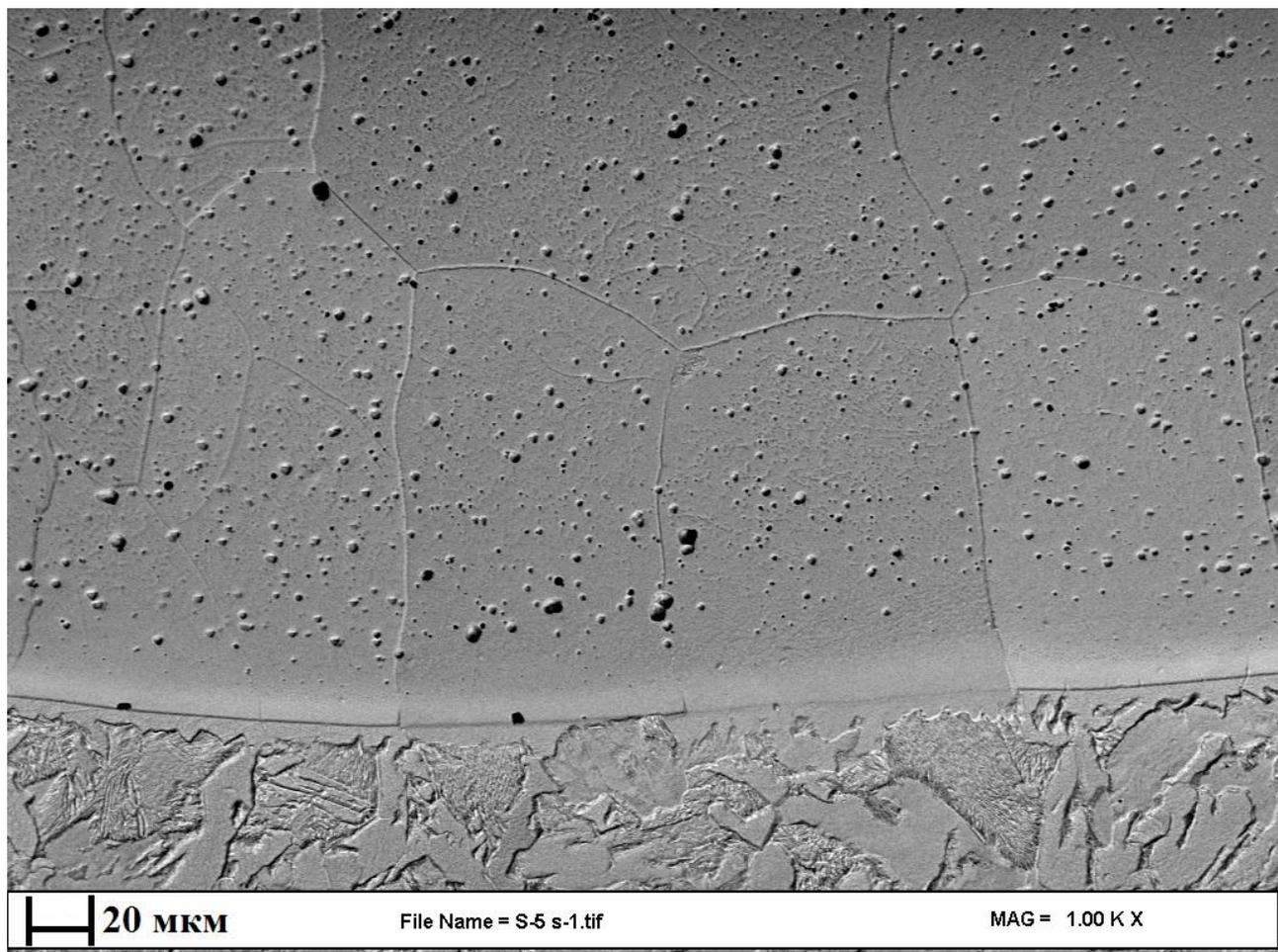


Рисунок 3.32 – Микроструктура наплавленного металла ($V_n = 0,3$ м/мин; $V_{п/пп Al} = 10$ м/мин; $V_{п/пп Fe} = 10$ м/мин; $U_d Al = 24,4$ В; $U_d Fe = 24,4$ В)

Также металлографический анализ показал, что хром повышает устойчивость α -твердого раствора железа, подавляя процесс выделения фазы Fe_3AlC_x , которая явно присутствует при наплавке проволокой Св-08Г2С. Отсюда вытекает гипотеза, что это повышает пластичность наплавленного металла и как следствие увеличивает стойкость к образованию трещин.



а)

б)

Рисунок 3.33 – Внешний вид наплавленных валиков

где: а – наплавленное покрытие с использованием проволоки ДТ-1.4009 (Cr 11,5-13,5 %); б – наплавленное покрытие с использованием проволоки Св-

08Г2С ($v_{п/п Al} = 7 \text{ М мин}$; $v_{п/п Fe} = 7 \text{ М мин}$; $v_n = 0,21 \text{ М мин}$;

$U_{д Al} = 19,5 \text{ В}$; $U_{д Fe} = 24,4 \text{ В}$)

Легирование хромом значительно не повлияло на геометрические характеристики наплавляемых валиков. Однако изменился характер переноса электродного металла. При использовании проволоки ДТ-1.4009 (Cr 11,5-13,5 %) характер каплепереноса электродного металла преимущественно крупнокапельный. Это связано с более высокой активностью хрома к кислороду по сравнению с железом.

По мере увеличения скорости подачи присадочной проволоки увеличивается содержание алюминия и хрома в наплавленном металле.

Также замечено, что с увеличением погонной энергии увеличивается доля участия основного металла и уменьшается содержание алюминия и хрома.

Механические свойства при легировании наплавленного металла хромом практически не изменились, величина отклонения находится в пределах погрешности 5%.

Измерения твердости покрытий показала, что в образцах с минимальным содержанием алюминия показатели твердости достигают 27 HRC, с увеличением процента содержания алюминия твердость покрытий достигает максимальных значений 37 HRC (рисунок 3.34), что связано с увеличением степени насыщения α фазы и упорядочением В2 фазы в структуре покрытия.

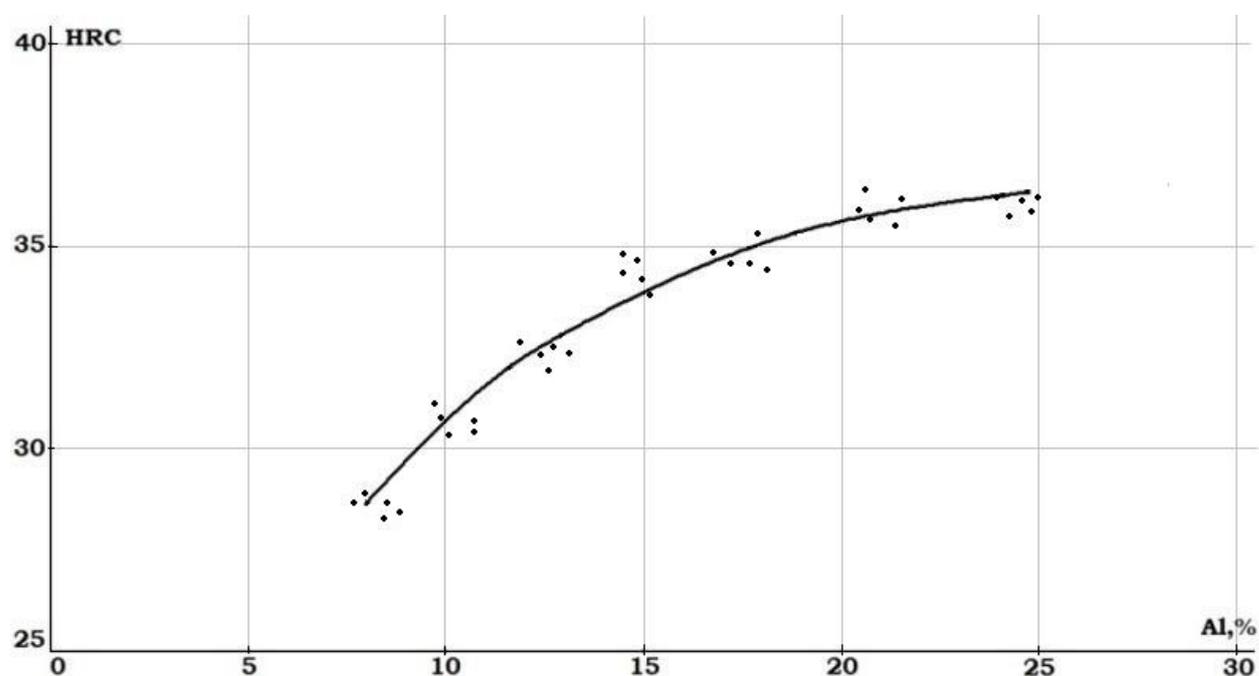


Рисунок 34 – Измерений зависимости твердости наплавленного металла от содержания алюминия в покрытии

Проведенные эксперименты по измерению относительной износостойкости наплавленных покрытий показали, износостойкость варьируется от 1,5 до 2,85. Данный показатель напрямую зависит от содержания алюминия в наплавленном покрытии так же как и в предыдущих исследованиях, износостойкость увеличивается с увеличением

содержания алюминия (рисунок 3.35). Данный параметр вычислялся в сопоставлении показании износостойкости эталонного образца из марки стали сталь 20.

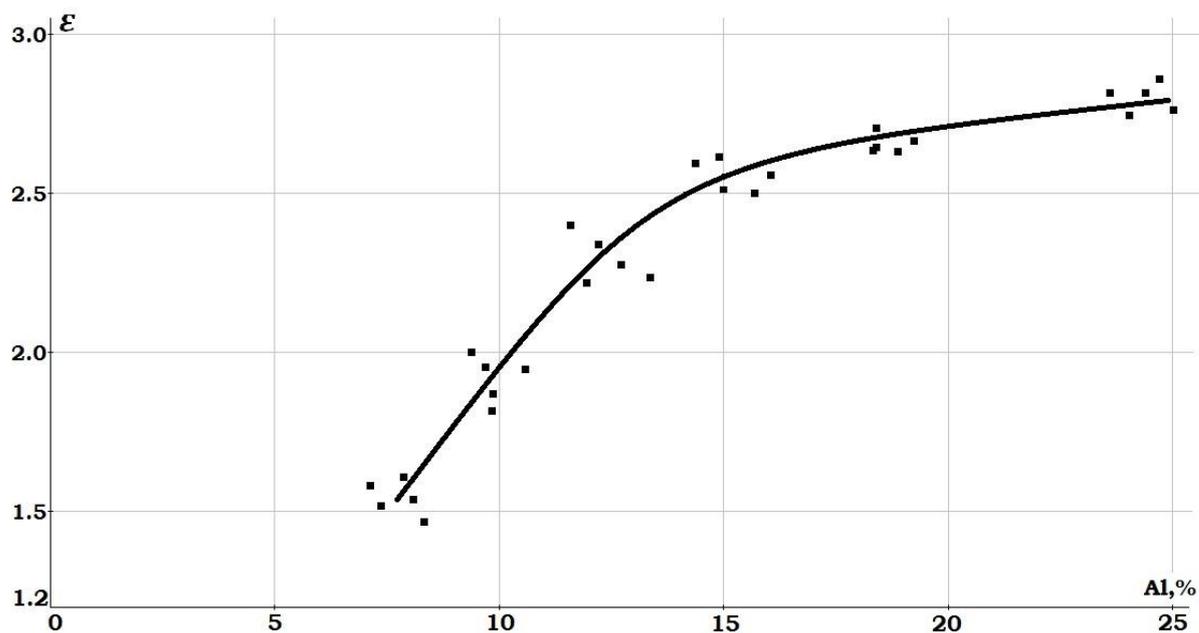


Рисунок 3.35 – Результаты измерений полученной относительной износостойкости от процентного содержания алюминия в покрытии

3.4 Определение взаимосвязи энергетических характеристик и сварочных свойств процесса двухдуговой наплавки

При наплавке (рис. 3.36), осуществляется механизированная подача двух проволок с приложением к ним различных электрических потенциалов при объединении двух независимых дуг в объединенный дуговой процесс и формирование единой сварочной ванны.

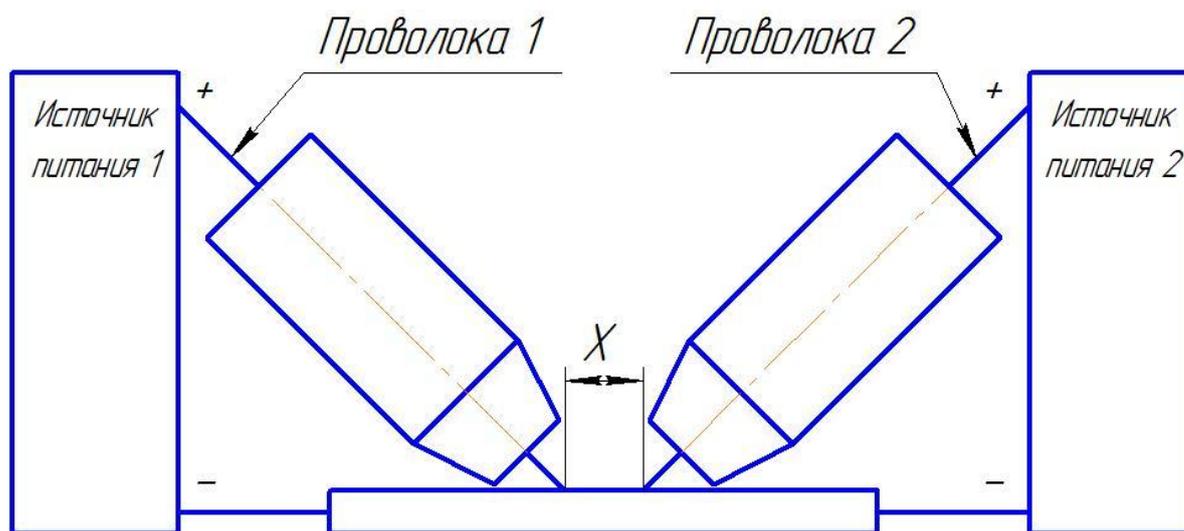


Рисунок 3.36 Схема процесса двухдуговой наплавки

Однако данный процесс наплавки полностью не изучен. Неизвестным остается влияние энергетических характеристик (ток, напряжение дуги, скорость, диаметр и химический состав наплавочных проволок) на сварочно-технологические свойства объединенной дуги (стабильность процесса сварки, разбрызгивание электродного металла, качество формирования шва), которые, в свою очередь, приводят к нестабильности химического состава наплавленного металла и его физических свойств.

По результатам исследований [52] определено, что оптимальный химический состав с высокими эксплуатационными свойствами обеспечивается при массовом содержании алюминия до 30% в наплавленном металле. Исходя из этих требований, предположили, что рациональным будет применение стальной и алюминиевой проволоки одинаковых диаметров и подача их в сварочную ванну с одинаковой

скоростью, при этом без учета потерь на разбрызгивание и угар массовое содержание алюминия в металле наплавки будет около 25%.

Для упрощения экспериментов скорость наплавки примем пропорциональной скорости подачи сварочных проволок с коэффициентом 0,03.

Проведение экспериментов проводилось по схеме рис.3.36 при следующих условиях:

1. Направление наплавки перпендикулярно осям подачи проволок
2. Расстояние между точками ввода проволоки варьируется в диапазоне $X=0, \pm 5\text{мм}$
3. Напряжения питания сварочных дуг, скоростей подачи и наплавки согласно таблицы 1.
4. Наклон оси проволок к плоскости пластины 45 градусов.

Таблица 3.6 План эксперимента наплавки

№ эксперимента	Проволока	X, мм	Скорость наплавки, м/мин	Скорость подачи, м/мин	Напряжение, В
1	Ст	+0	0,12	4	17,5
	Ал				11,5
2	Ст	+0	0,12	4	17,5
	Ал				17,5
3	Ст	+0	0,21	7	24,4
	Ал				19,5
4	Ст	+0	0,21	7	24,4
	Ал				24,4
5	Ст	+0	0,3	10	30,0
	Ал				24,8
6	Ст	+0	0,3	10	30,0
	Ал				30,0
7	Ст	+0	0,12	4	17,5

8	Ал	+0	0,12	4	11,5
9	Ал	+0	0,12	4	17,5
10	Ст	+0	0,21	7	24,4
11	Ал	+0	0,21	7	19,5
12	Ал	+0	0,21	7	24,4
13	Ст	+0	0,3	10	30,0
14	Ал	+0	0,3	10	24,8
15	Ал	+0	0,3	10	30,0
16	Ст	+5	0,21	7	24,4
	Ал				19,5
17	Ст	+5	0,21	7	24,4
	Ал				24,4
18	Ст	+5	0,3	10	30,2
	Ал				24,8
19	Ст	+5	0,3	10	30,2
	Ал				30,2
20	Ст	-5	0,21	7	24,4
	Ал				19,5
21	Ст	-5	0,21	7	24,4
	Ал				24,4
22	Ст	-5	0,3	10	30,2
	Ал				24,8
23	Ст	-5	0,3	10	30,2
	Ал				30,2

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты эксперимента представлены в таблице 3.7.

Таблица 3.7 Результаты эксперимента наплавки

№ эксп	Проволока	U _{ср} , В	СКО U, В	СКО U, %	I _{ср} , А	СКО I, А	СКО I, %
1	Ст	25,7	28,2	109,7	129,0	113,3	87,8

	Ал	11,4	7,3	63,7	101,0	74,9	74,2
2	Ст	19,9	21,0	105,4	137,5	112,2	81,6
	Ал	20,7	10,8	52,0	73,6	38,9	52,9
3	Ст	23,2	9,1	39,4	206,1	68,1	33,0
	Ал	19,3	6,6	34,2	138,2	38,7	28,0
4	Ст	22,2	9,5	42,7	214,1	75,3	35,2
	Ал	24,0	4,3	17,9	171,9	18,4	10,7
5	Ст	30,5	8,7	28,5	281,9	18,9	6,7
	Ал	24,3	3,8	15,6	180,9	17,3	9,6
6	Ст	30,5	8,4	27,6	287,0	18,7	6,5
	Ал	29,4	4,4	14,9	246,6	22,6	9,2
7	Ст	25,9	29,2	112,4	143,7	120,0	83,5
8	Ал	12,5	8,1	64,6	91,3	78,8	86,3
9	Ал	17,5	3,3	19,1	72,4	24,3	33,6
10	Ст	23,2	11,9	51,5	207,2	104,3	50,3
11	Ал	19,0	6,9	36,2	157,7	70,8	44,9
12	Ал	24,2	3,9	16,2	166,5	10,9	6,5
13	Ст	30,1	10,9	36,3	270,2	52,0	19,2
14	Ал	24,4	4,2	17,4	207,3	11,7	5,6
15	Ал	29,6	2,7	9,2	242,6	5,8	2,4
16	Ст	22,9	7,4	32,4	213,3	48,1	22,5
	Ал	19,1	7,4	38,7	138,6	34,5	24,9
17	Ст	23,4	6,5	28,0	205,9	48,9	23,8
	Ал	23,9	4,7	19,9	186,0	16,5	8,9
18	Ст	31,3	6,8	21,8	269,1	18,5	6,9
	Ал	24,3	7,4	30,4	203,6	32,4	15,9
19	Ст	31,0	5,9	18,9	276,4	22,3	8,1
	Ал	29,4	5,2	17,7	250,5	15,5	6,2
20	Ст	23,3	7,4	31,6	209,3	46,3	22,1
	Ал	19,2	7,6	39,6	140,5	35,1	25,0
21	Ст	23,5	7,4	31,4	204,4	53,5	26,2
	Ал	24,0	6,9	28,7	173,2	17,7	10,2
22	Ст	31,0	6,0	19,4	277,7	17,5	6,3
	Ал	24,3	5,8	23,7	189,8	12,7	6,7

23	Ст	30,4	5,3	17,2	290,2	20,5	7,1
	Ал	29,3	5,5	18,8	264,7	39,7	15,0

При выполнении экспериментов определены показатели сварочных свойств по дифференциальному методу таблица 3.8

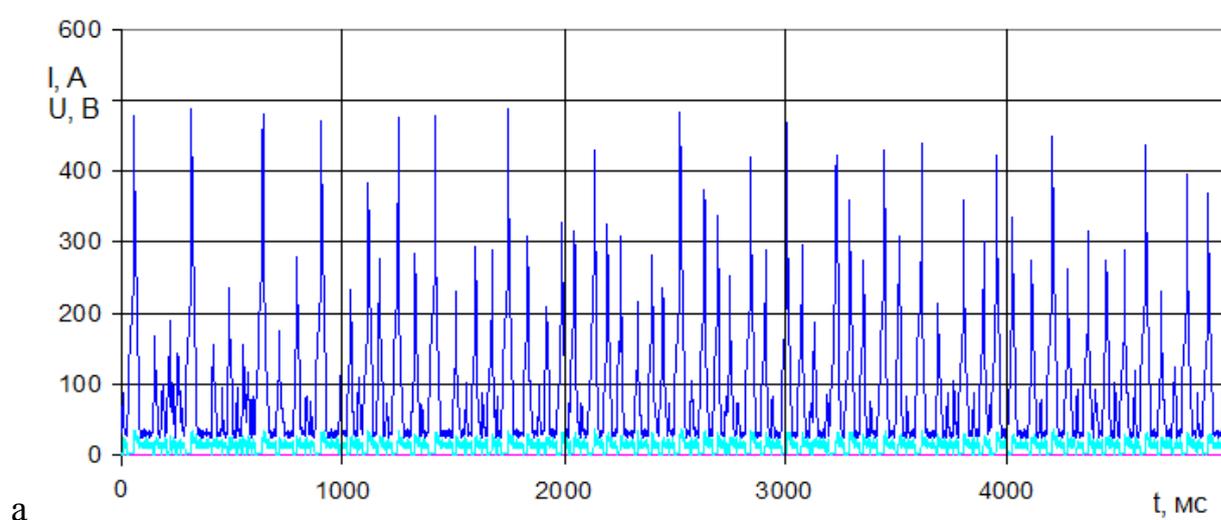
Таблица 3.8 Показатели сварочных свойств и технологичности процесса наплавки

№ эксперимента	Стабильность процесса	Разбрызгивание металла	Качество формирования шва	Технологичность процесса
1	Низкая	Повышенное	Хорошее	Несплавление с основным металлом
2	Удовлетворительная	Повышенное	Хорошее	Отслоение наплавленного металла
3	Хорошая	Умеренное	Хорошее	Наличие трещин
4	Высокая	Умеренное	Хорошее	Наличие трещин в кратере
5	Высокая	Малое	Очень хорошее	Без трещин
6	Высокая	Малое	Очень хорошее	Без трещин
7	Хорошая	Умеренное	Удовлетворительное	Резкий переход к основному металлу
8	Удовлетворительная	Умеренное	Удовлетворительное	Резкий переход к основному металлу
9	Хорошая	Малое	Хорошее	Резкий переход к основному металлу
10	Хорошая	Умеренное	Хорошее	
11	Хорошая	Умеренное	Хорошее	
12	Высокая	Умеренное	Очень хорошее	

13	Высокая	Умеренное	Хорошее	
14	Высокая	Малое	Очень хорошее	Много трещин
15	Высокая	Малое	Хорошее	Много трещин
16	Высокая	Повышенное	Хорошее	Трещины
17	Высокая	Умеренное	Хорошее	Без трещин
18	Высокая	Умеренное	Хорошее	Без трещин
19	Высокая	Малое	Хорошее	Без трещин
20	Высокая	Повышенное	Хорошее	Трещины
21	Высокая	Большое	Хорошее	Без трещин
22	Высокая	Умеренное	Хорошее	Без трещин
23	Высокая	Большое	Хорошее	Без трещин

Проведенные исследования однодуговых процессов (эксперименты 7-15 таблица 3.6, 3.7) имеют различный характер каплепереноса и разбрызгивания электродного металла. Режимы с капельным переносом электродного металла (7-10) характеризуются частыми короткими замыканиями, высокими СКО тока и напряжения, а также несколькими областями ВАХ процесса.

Осциллограммы однодуговых процессов наплавки алюминия (режимы 8, 11, 14) приведены на рис. 3.37.



б

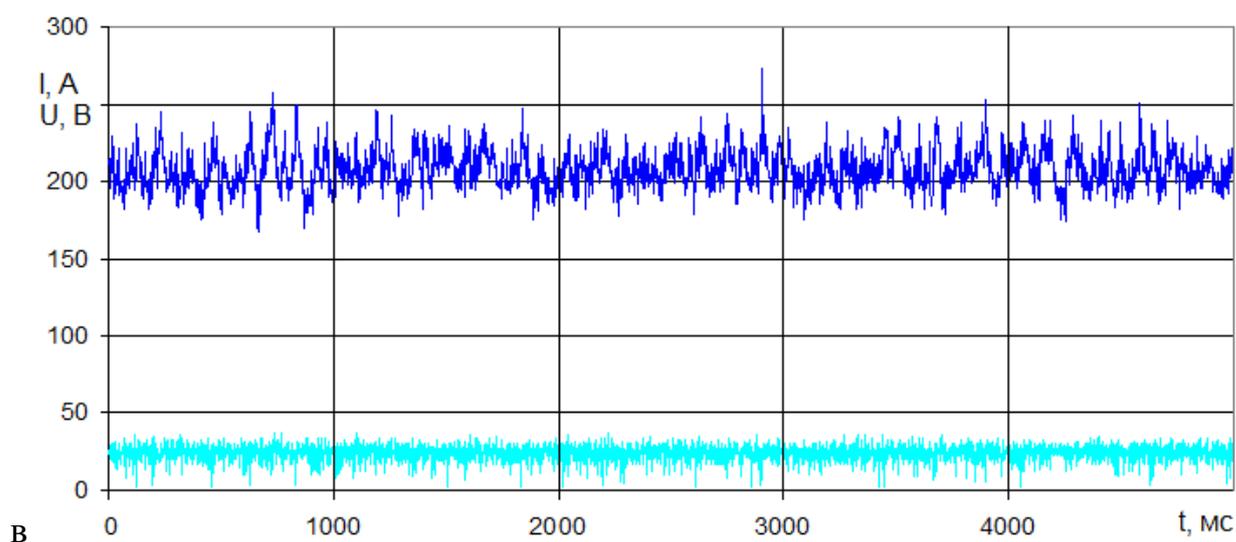
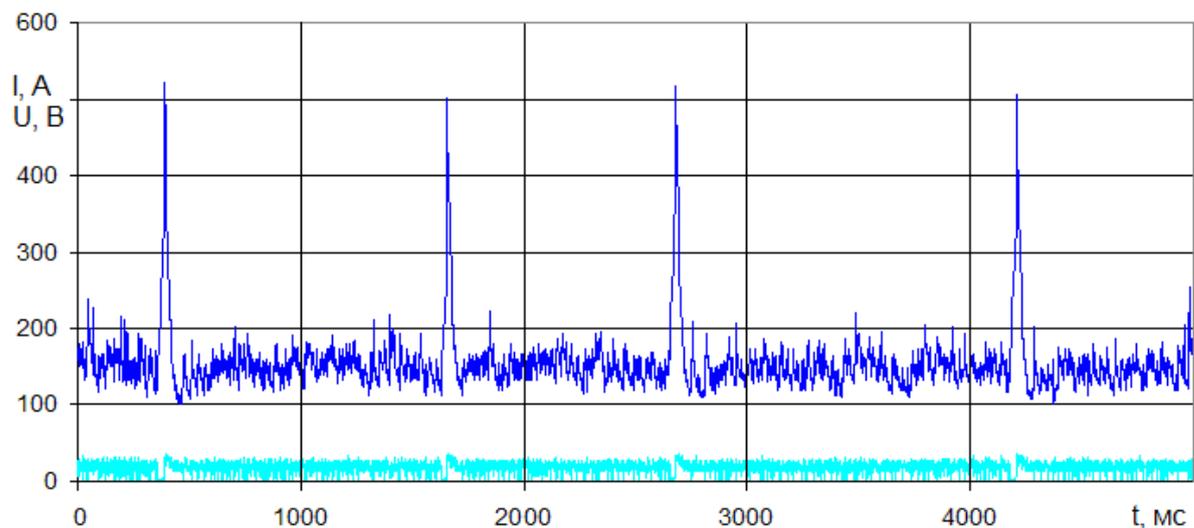


Рисунок 3.37 Осциллограмма тока и напряжения в течение 5 секунд для режимов: а – режим 8, б - режим 11, в – режим 14

На рисунке 3.37 отчетливо видно, что процесс 8 сопровождается короткими замыканиями с частотой около 4Гц, которая снижается для 11 режима до значения 1Гц, а при режиме 14 полностью отсутствует. Полученные данные совпадают и с результатами оценки величины разбрызгивания металла для данных режимов (таблица 3.8).

Стабильность процесса целесообразно оценивать по СКО тока, напряжению дуги, а также по виду вольтамперной характеристики (ВАХ) процесса (рис.3.38).

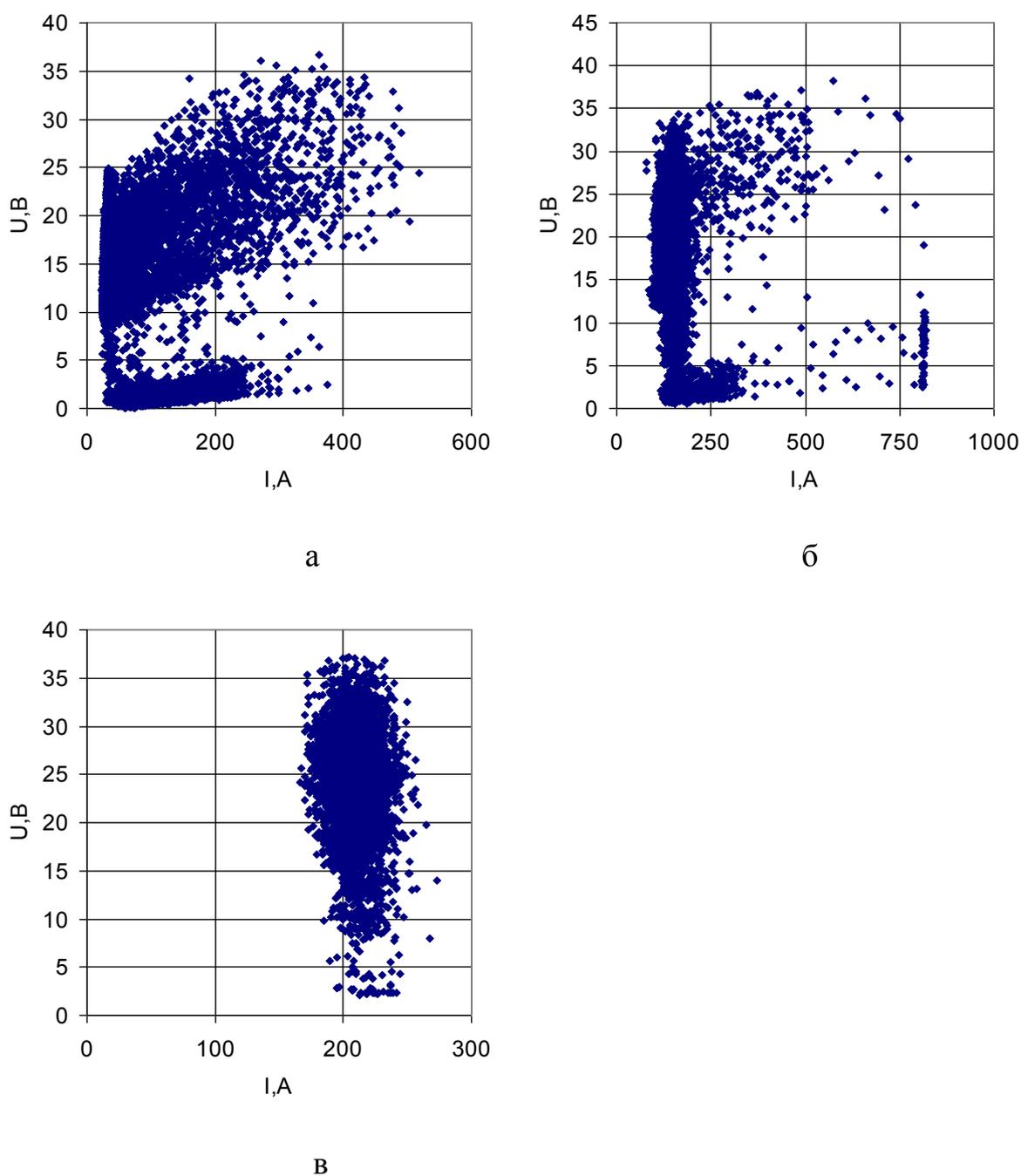


Рисунок 3.38 Вольтамперные характеристики дугового процесса: а – режим 8, б - режим 11, в – режим 14.

«Режим 8 имеет «удовлетворительную» стабильностью процесса и характеризуется высоким СКО тока и напряжения от их средних значений

$\sigma U=64.6\%$ от $U_{ср}$, $\sigma I=86.3\%$ от $I_{ср}$. Область ВАХ данного процесса (рис. 3.38а) имеет значительный разброс по току от 25 до 520А и характеризуется двумя участками разделение которых происходит по условной границе напряжения в диапазоне 5-10В. Участок с высоким напряжением визуально является размытым, с уплотнением в диапазоне 25-50А с верхним уровнем напряжения 25В, он характеризует стабильность горения дуги, а значит и процесса в целом. Участок с напряжением ниже 5В обладает плотной структурой и характеризует наличие режимов коротких замыканий. [112]»

Режим 11 имеет «хорошую» стабильность процесса при СКО тока и напряжения от их средних значений $\sigma U=36.2\%$ от $U_{ср}$, $\sigma I=44.9\%$ от $I_{ср}$. Несмотря на то, что диапазон изменения тока от 100 до 800А, однако предельно высокие значения редки и почти не влияют на СКО. На участке с напряжением более 5В основной диапазон токов сужается по сравнению с режимом 8 до значений 100-200А, что увеличивает стабильность дугового процесса. Вольтамперная характеристика имеет участок с напряжением менее 5В, что свидетельствует о наличии коротких замыканий и разбрызгивания электродного металла.

«Режим 14 характеризуется струйным переносом металла. Стабильность данного процесса «высокая» при низком уровне СКО тока и напряжения от их средних значений $\sigma U=17.4\%$ от $U_{ср}$, $\sigma I=5.6\%$ от $I_{ср}$. Область ВАХ (рис.3в) с напряжением более 5В уплотняется, с напряжением менее 5В исчезает, что свидетельствует об отсутствии режимов коротких замыканий и разбрызгивании электродного металла.[103]»

По данным таблицы 3.7 построены зависимости тока, напряжения и их среднеквадратичных отклонений для однодуговых процессов (рис.3.39)

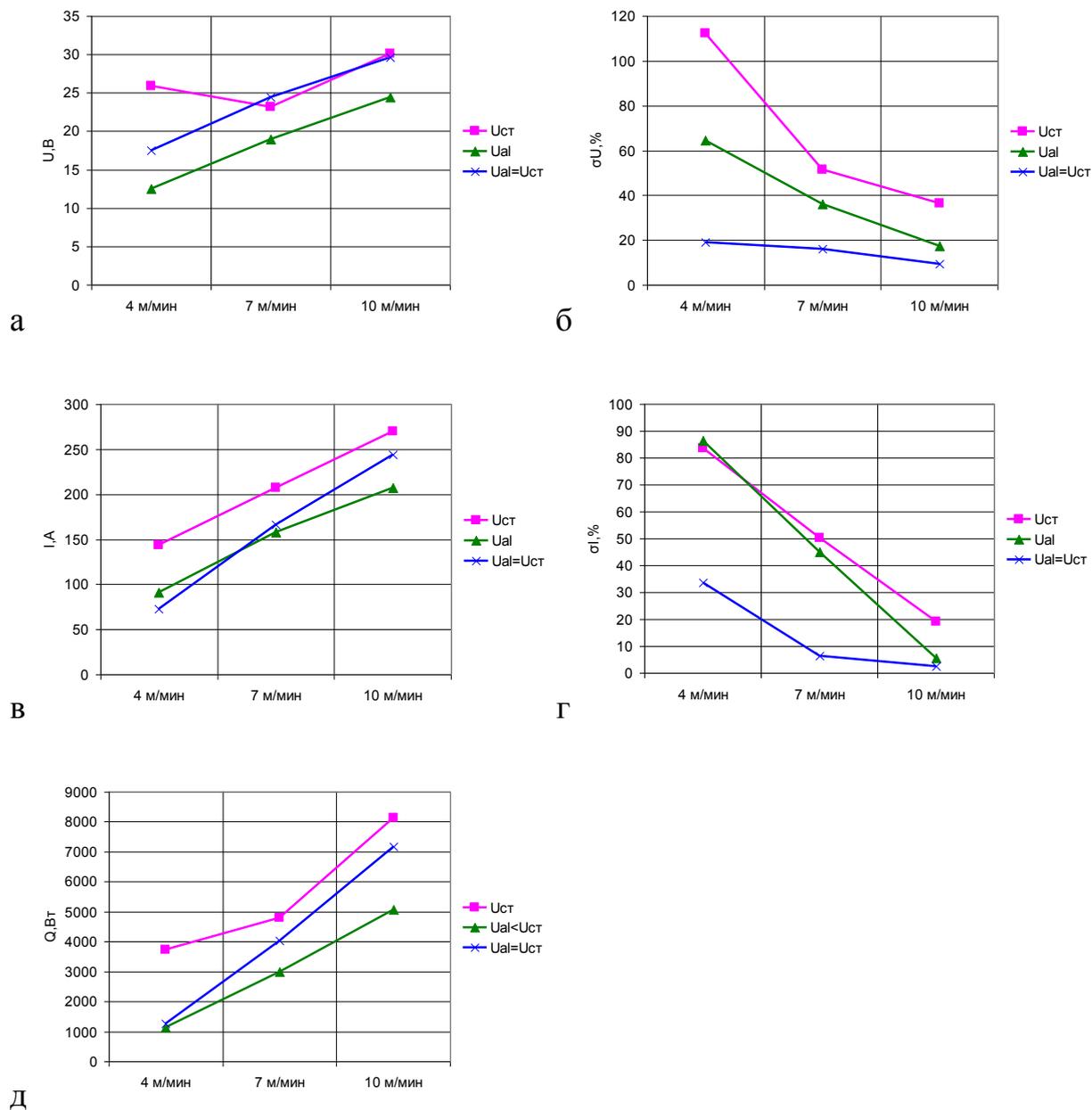


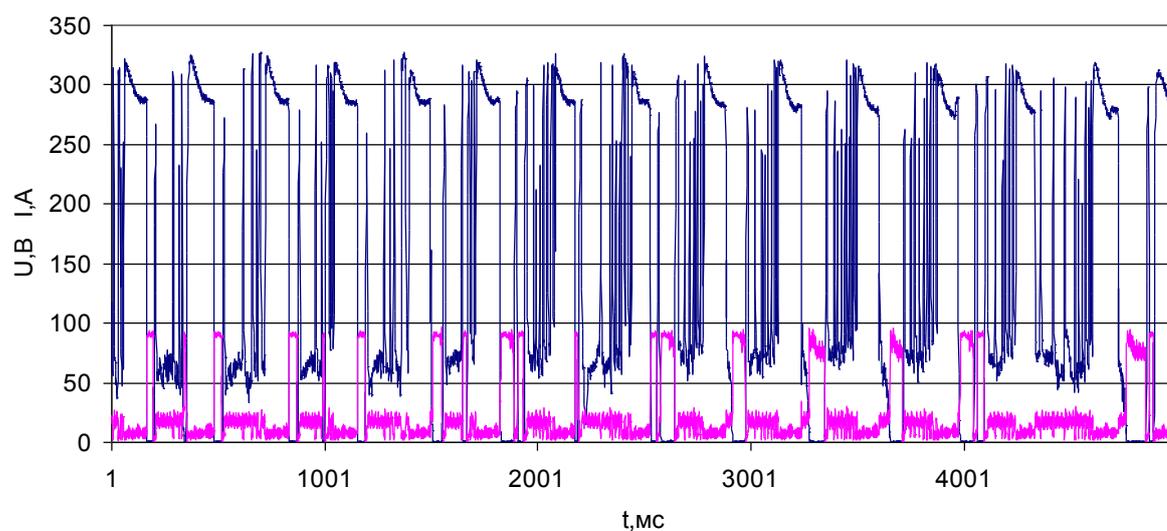
Рисунок 3.39. Энергетические характеристики однодуговых процессов: а - напряжение, б – СКО напряжения, в – ток, г – СКО тока, д – электрическая мощность дуги.

«Рисунки 3.39а, 3.39б наглядно показывают, что при практически равных напряжениях дуги СКО напряжение для алюминия в 3,2-5,9 раз ниже чем для стали. СКО напряжения при наплавке алюминия ниже, при синергетических характеристиках эта разница уменьшается до 2 раза. Из рис.3.39в, г видно, что аналогичный результат получается для тока и его

СКО. Возможно, это связано с более низкой температурой плавления и плотностью алюминия по сравнению со сталью. [52]»

При одинаковых напряжениях процесса и скорости подачи проволоки электрическая мощность при плавлении алюминия ниже, чем для стальной проволоки (рис.3.39д).

Из рис.4а видно, что зависимости напряжения дуги пропорционально увеличению его заданной величины, однако режим 7 выделяется из этой общей зависимости. Это связано с крупнокапельным характером переноса электродного металла и переходом дуги в режим холостого хода (с напряжением 90В), что увеличивает среднее значение напряжения дуги до величины 25,9В при установленном 17,5В, что подтверждается осциллограммой и ВАХ дуги рис.3.40.



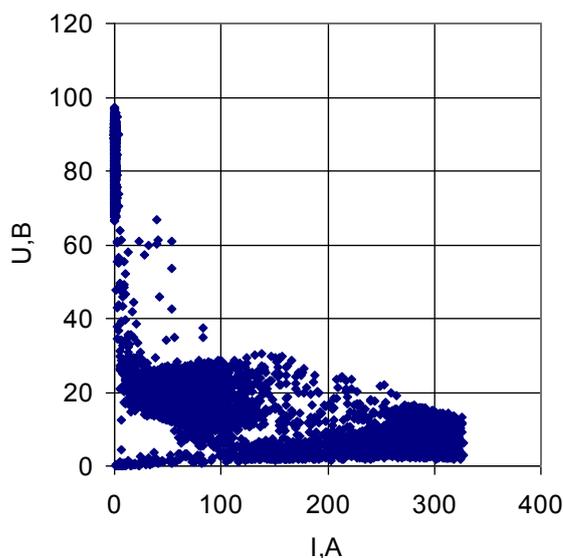


Рис. 3.40 – Характеристики режима 7: а – осциллограмма процесса, б - вольтамперная характеристика процесса

Полученные результаты по оценке сварочных свойств дифференциальным методом для однодуговых процессов хорошо согласуется с полученными результатами по оценке разбрызгивания и стабильности процесса, выполняемого путем определения СКО тока и напряжения. Высокой стабильностью и малым разбрызгивание обладают режимы со СКО тока ниже 20% и СКО напряжения ниже 40%, при этом СКО тока обладает более высокой чувствительностью к стабильности процесса. Так, например, режимы 9 и 11 (рис.3.39.б, г) имеют СКО напряжения ниже 40%, а по току оно больше 30%, что свидетельствует о «хорошей», а не «высокой» стабильности процесса.

Сравнение однодуговых и объединенных процессов выполнялось при единой точке ввода электродных проволок ($X=0$) при различных (режимы 1, 3, 5 таблица 3.6) и одинаковых напряжении (режимы 2, 4, 6 таблица 3.6) дуги при механизированной наплавке алюминиевой и стальной проволоками (рис.3.41).

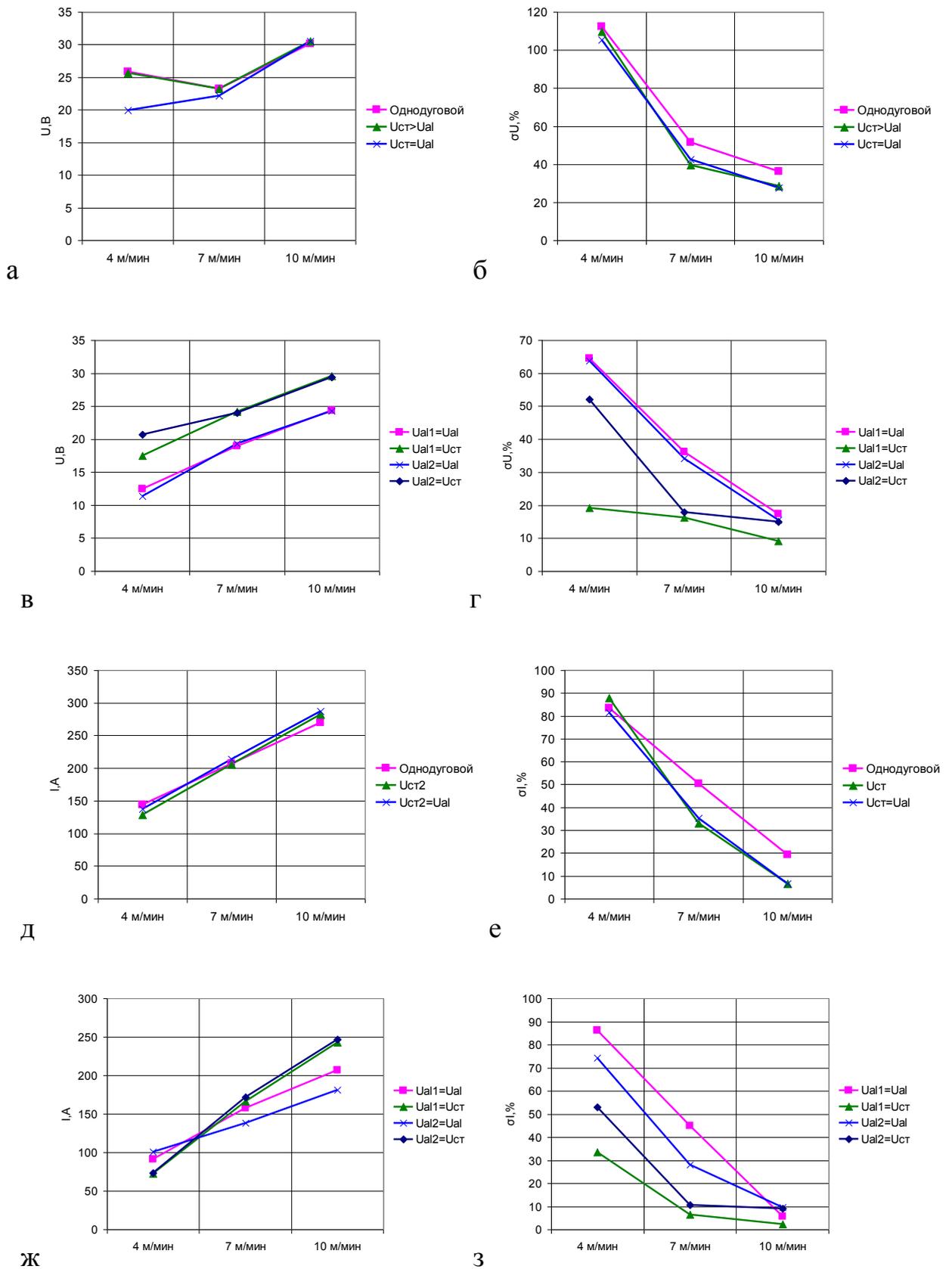


Рис.3.41 - Сравнение одно- и двухдугового процессов при $X=0$ (индекс 1 присваивается однодуговому процессу, 2 – двухдуговому): а – напряжение для стали, б – СКО для стали, в – напряжение для алюминия, г – СКО

напряжения для алюминия, д - ток для стали, е – СКО тока для стали, ж – ток для алюминия, з – СКО тока для алюминия

Результаты исследований показывают, что появления второй дуги снижает СКО напряжения дуги при наплавке стали на 10% (рис.3.41б).

Среднее значение напряжение дуги при наплавке алюминия (рис.3.41в) практически не зависит от количества дуг и зависит только от установленного значения. Зависимость значения СКО напряжения дуги при наплавке алюминия (рис.3.41г) показала свою неоднозначность. Так при низком установленном напряжении дуги измеренные значения для одно- и двухдугового процесса практически равны, однако увеличение установленного значения напряжения приводит к увеличению СКО напряжения при двухдуговом процессе.

Ток дуги для процесса механизированной наплавки стали не зависит от количества дуг и напряжения второй дуги, при этом наблюдается прямая зависимость от величины установленного напряжения (рис.3.41д). СКО тока для данного процесса при двухдуговом процессе меньше, чем при однодуговом. Эта разница увеличивается при увеличении установленного напряжения дуги (рис.3.41е).

Ток процесса механизированной наплавки алюминия при высоком напряжении на дуге практически совпадают при одно- и двухдуговом процессах, при этом СКО тока ниже при однодуговом процессе (рис.3.41ж, з). Если рассматривать аналогичные процессы при низком значении напряжения дуги, то следует сказать о более высоком значении тока и его СКО для однодугового процесса по сравнению с двухдуговым.

Таким образом, при двухдуговом процессе улучшается стабильность плавления, снижается разбрызгивание стальной проволоки и ухудшается – алюминиевой. Эти результаты подтверждаются дифференциальным методом и математической оценкой СКО токов и напряжения.

Исследование влияния расстояния между точками касания электродных проволок наплавленной поверхности выполнено на режимах 16-23 табл.3.6.

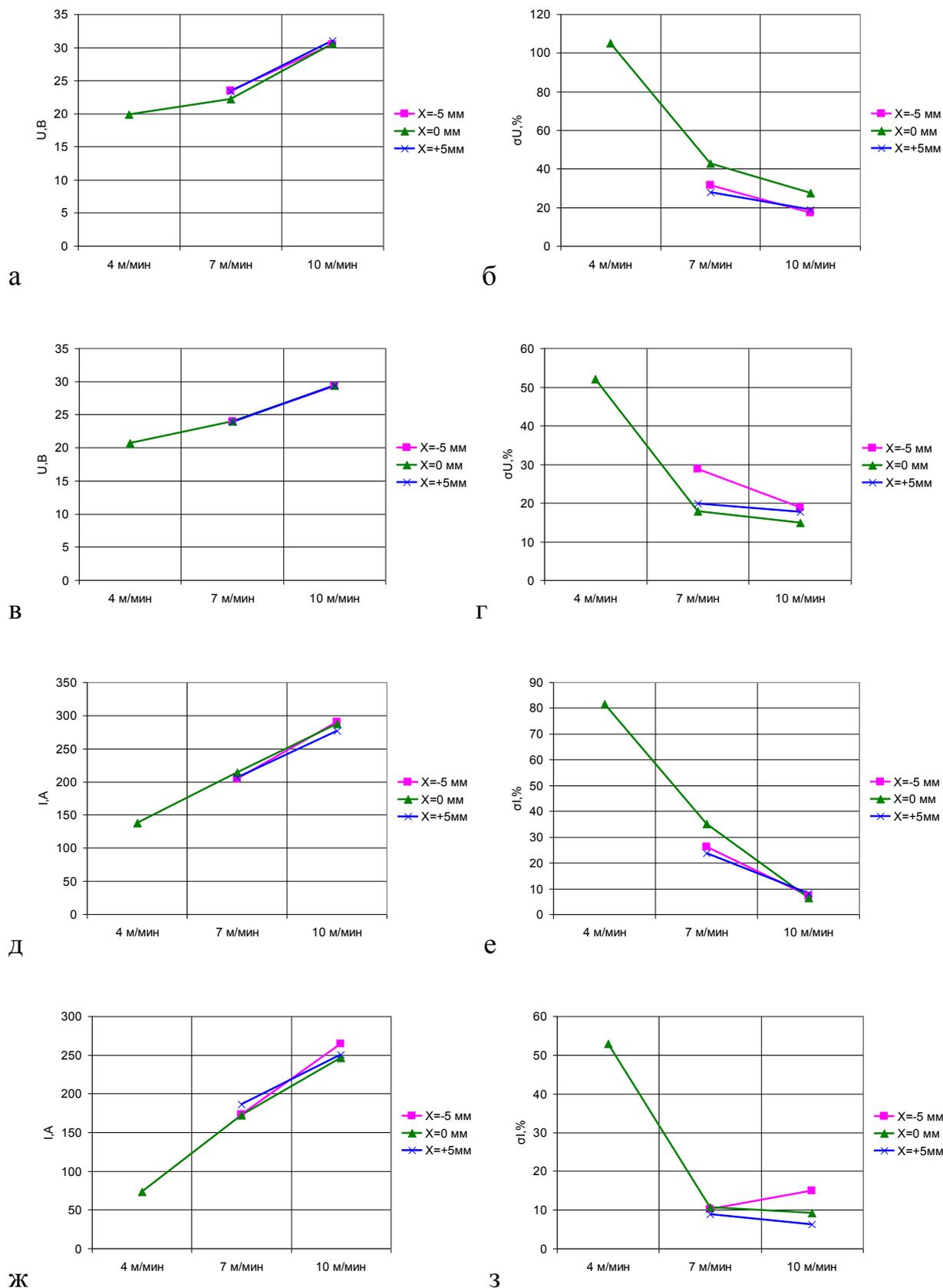


Рисунок 3.42 - Сравнение двухдуговых процессов при изменении расстояния между дугами: а – напряжение для стали, б – СКО для стали, в – напряжение для алюминия, г – СКО напряжения для алюминия, д - ток для стали, е – СКО тока для стали, ж – ток для алюминия, з – СКО тока для алюминия

Из графиков рис.3.42 видно, что смещение точки горения дуги относительно друг друга почти не изменяет средние значения тока и напряжения дуг и незначительно влияет на их СКО, что согласуется с показателями сварочных свойств дуги этих режимов.

Заключение

Проведя полный цикл исследований по определению возможности применения интерметаллидных сплавов в качестве постоянных кокильных покрытий установили, применение наплавленных двухдуговым способом интерметаллидных сплавов систем Ni-Al и Fe-Al в качестве постоянных покрытий возможно, при изготовлении изделий из алюминиевых сплавов и более легкоплавких металлов.

Механические свойства покрытий такие как твердость варьируется в пределах 10-42HRC в зависимости от режимов наплавки и химического состава покрытия. Интерметаллидные постоянные покрытия характеризуются высокой жаростойкостью и высокой термостойкостью в воздушных средах.

Установлено, что применяемые в промышленности флюсы для пайки и литья, не вступают в контакт (растекание и смачивание поверхности припоем не происходит) с покрытием при температурах технологического процесса литья алюминиевых сплавов.

Установлено, что легирование интерметаллидных соединений хромом повышает пластичность сплавов системы Fe-Al, что приводит к снижению трещинообразования в покрытиях.

При выполнении работы определены режимы однодуговой наплавки стали и алюминия обладающие высокой стабильностью, малым разбрызгиванием и имеющие однородное поле вольтамперной характеристики, и низкие показатели среднеквадратичного отклонения тока и напряжения процесса.

При одинаковых режимах наплавки при двухдуговом процессе по сравнению с однодуговым изменяется характер каплепереноса, при котором улучшается стабильность плавления, снижается разбрызгивание стальной проволоки и ухудшается – алюминиевой.

Математическую оценку сварочных свойств процесса двудуговой наплавки можно выполнить путем определения среднеквадратичного

отклонения тока и напряжения, при этом высокой стабильностью и малым разбрызгиванием обладают режимы со среднеквадратичного отклонения тока ниже 20% и среднеквадратичного отклонения напряжения ниже 40%, при этом среднеквадратичного отклонения тока обладает более высокой чувствительностью к стабильности процесса.

Для выполнения задач работы были спроектированы и изготовлены установка для автоматической наплавки двухдуговым способом, а также установка для циклических испытаний эрозионной стойкости наплавленных интерметаллидных кокильных покрытий.

Таким образом, цель данной работы - повышение эксплуатационных характеристик металлических кокильных литейных форм, посредством исследования процессов формирования постоянных металлических покрытий алюминидов никеля и железа, полученных способом двухдуговой наплавки была достигнута.

Список используемой литературы

1. Вейник А.И. - Литьё в кокиль. - М.: "Машиностроение", 1980. - 415 с.
2. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.
3. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов/ Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: МИСИС, 2005. – 432 с.
4. DIN EN 657, June 2005, Beuth Verlag GmbH, Berlin, pp. 1-23
5. Leatham, A.: Spray Forming: Alloys, Products, and Markets, Metal Powder Report, vol. 54, no. 5, 1999, pp. 28-37 (JOM-e: <http://www.tms.org/pubs/journals/JOM/9904/Leatham/Leatham-9904.html>)
6. Williams, P.: ACT™ Power Coatings™, Platinum Metals Review, Vol. 46, No. 4, 1 October 2002, pp. 181-187
7. Wilden, J., A. Wank, F. Schreiber: Wires for arc- and high velocity flame spraying - wire design, materials and coating properties. Proc. Int. Thermal Spray Conf. 2000, Montreal, QC, CAN, Ed.: C.C. Berndt, ASM International, pp. 609-617
8. Wielage, B., J. Wilden, T. Schnick, A. Wank, P. Fronteddu: Analysis of the Wire Melting Behavior Depending on Wire Design and Process Characteristics. Proc. Int. Thermal Spray Conf. 2002, Eds.: E. Lugscheider, C. C. Berndt, DVS Verlag, Düsseldorf, pp. 446-449, ISBN 3-87155-783-8
9. Kreye, H., F. Gärtner, A. Kirsten, R. Schwetzke: High Velocity Oxy-Fuel Flame Spraying. State of the art, Prospects and Alternatives. 5th Colloquium "High Velocity Oxy Fuel Spraying", Erding, D, GTS e.V., 2000, pp. 5-18
10. Voyer, J., T. Stoltenhoff, T. Schmidt, H. Kreye: Method and Potential of the Cold Spray Process. 6th Colloquium "High Velocity Oxy Fuel Spraying", Erding, D, GTS e.V., 2003, pp. 39-47

11. Krömmer, W.: Cold Spray Process in Practice - Case Studies for Industrial Applications. 6th Colloquium "High Velocity Oxy Fuel Spraying", Erding, D, GTS e.V., 2003, pp. 115-116
12. Grasme, D.: First serial application of cold spraying for coating heat sinks. 6th Colloquium "High Velocity Oxy Fuel Spraying", Erding, D, GTS e.V., 2003, pp. 119-122
13. Heberlein, J., M. Kelkar, N. Hussary, R. Carlson: New developments in wire arc spraying, Werkstoffe und Werkstofftechnische Anwendungen, Vol. 4, Proceedings 3rd Werkstofftechnisches Kolloquium, Chemnitz, D, Verlag Mainz, Aachen, 2000, pp. 10-20, ISBN 3-89653-531-5
14. Wilden, J., A. Wank, F. Schreiber: Wires for arc- and high velocity flame spraying - wire design, materials and coating properties. Proceedings of the International Thermal Spray Conference 2000, Montreal, QC, CA, ASM International, Materials Park, Ohio, 2000, pp. 609-617
15. Schwenk, A., H. Gruner, G. Nutsch: Modified Nozzle for the Atmospheric Plasma Spraying. Proceedings of the International Thermal Spray Conference 2003, Orlando, FL, USA, ASM International, Materials Park, Ohio, 2003, pp. 573-579
16. Dzulko, M., G. Forster, K.-D. Landes, J. Zierhut, K. Nassenstein: Plasma Torch Developments. Proceedings of the International Thermal Spray Conference 2005, Basel, CH, DVS-Verlag, Düsseldorf, 2005
17. Aebli, N., J. Krebs, H. Stich, P. Schawalder, M. Walton, H. Gruner, B. Gasser, J.-C. Theis: In vivo comparison of the osseointegration of vacuum plasma sprayed titanium- and hydroxyapatite-coated implants. Journal of biomedical materials research, Vol. 66A, 2003, No. 2, pp. 356-363
18. McKechnie, T., Y.K. Liaw, P. Krotz, R. Poorman, F. Zimmerman, R. Holmes: VPS Forming of Refractory Metals and Ceramics for Space Furnace Containment Cartridges. Thermal Spray Coatings: Research, Design and Applications, ASM International, Materials Park, Ohio, 1993, pp. 297-302

19. Hrabovsky, M.: Generation of thermal plasmas in liquid stabilized and hybrid dc-arc torches. *Pure Applied Chemistry*, Vol. 74, 2002, No. 3, pp. 429-433
20. Li, Y.-L., T. Ishigaki: Spheroidization of Titanium Carbide Powders by Induction Thermal Plasma Processing. *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 84, September 2001, No. 9, pp. 1929-1936
21. Linke, P., K.-H. Weiss, G. Nutsch: New manufacturing technologies of two phase tungsten carbide. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 34, July 1st 2003, No. 7, pp. 613-617
22. Noelte, J.: *ICP Emission Spectrometry - A Practical Guide*. 1st edition, December 2002, Wiley-VCH, Weinheim, ISBN-10: 3-527-30672-2
23. Luo, Q., Z. Liu, L. Li, S. Xie, J. Kong, D. Zhao: Creating highly ordered metal, alloy, and semiconductor macrostructures by electrodeposition, ion spraying, and laser spraying. *Advanced Materials*, Vol. 13, February 19th 2001, No. 4, pp. 286-289
24. Tsukamoto, K., F. Uchiyama, F. Kaga, Y. Ohno, T. Yanagisawa, A. Monma, Y. Takahagi, M.J. Lain, T. Nakajima: New ceramics coating technique for SOFC using the laser spraying process. *Solid State Ionics*, Vol. 40-41, August 1990, No. 2, pp. 1003-1006
25. Heberlein, J.V.R., N. Ohtake: Plasma torch diamond deposition. *Diamond Films Handbook*, Chapter 6, eds.: J. Asmussen, D.K. Reinhard, Marcel Dekker, New York, 2002, pp. 141-210
26. Wilden, J., A. Wank, M. Asmann, J.V.R. Heberlein, M.I. Boulos, F. Gitzhofer: Synthesis of Si-C-N coatings by thermal plasma jet CVD applying liquid precursors. *Applied Organometallic Chemistry*, Vol. 15, 2001, No. 10, pp. 841-857
27. Rao, N.P., N. Tymiak, J. Blum, A. Neuman, H.J. Lee, S.L. Girshick, P.H. McMurry, J. Heberlein: Hypersonic plasma particle deposition of nanostructured silicon and silicon carbide. *Journal of Aerosol Science*, Vol. 29, June 1st 1998, No. 5-6, pp. 707-720

28. Hafiz, J., X. Wang, R. Mukherjee, W. Mook, C. Perrey, J. Deneen, J. Heberlein, P.H. McMurry, W. Gerberich, C.B. Carter, S.L. Girshick: Hypersonic Plasma Particle Deposition of Si-Ti-N Nanostructured Coatings. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 188-189, 2004, pp. 364-370
29. Perrey, C.R., R. Thompson, C.B. Carter, A. Gidwani, R. Mukherjee, T. Renault, P.H. McMurry, J.V.R. Heberlein, S.L. Girshick: Characterization of nanoparticle films and structures produced by hypersonic plasma particle deposition. *Proceedings of the Materials Research Society Symposium 2002*, Vol. 740, 2002, pp. 133-138
30. Хокинг М. Металлические и керамические покрытия = *Metallic and Ceramic Coatings : Получение, свойства и применение : [монография] / М. Хокинг, В. Васантасри, П. Сидки ; под ред. Р. А. Андриевского ; пер. с англ. Э. М. Лазарева [и др.]*. - Москва : Мир, 2000. - 516 с.
31. Соколов Г.Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования / Г.Н. Соколов, В.И. Лысак. – Волгоград: изд. ВолгГУ, – 2005. – 284 с.
32. Походня И.К. Прогрессивные способы наплавки деталей и износостойкими сплавами / И.К. Походня. – М. : ВИНТИ, 1959.–91 с.
33. Разиков М.И. Автоматическая наплавка в среде углекислого газа /М.И. Разиков. – Москва-Свердловск : Машгиз. – 1962.–212 с.
34. Рябцев И.А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования / И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев. – Киев : Экотехнология. – 1999. – 62 с.
35. Фрумин, И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин. –Харьков : Металлургиздат. – 1961. – 421 с.
36. <http://weldzone.info/technology/gas-sputtering/522-gazoplammennoe-napylenie>

37. Плазменное напыление кокилей./И.Е. Шульман, Я.М. Вишневецкий, А.К. Лимарев, А.Н. Гончаров. – Литейное производство, 1976, №2, с. 35 – 36.
38. Хасуи А., Мorigаки О. Наплавка и напыление/Пер. с яп. В.Н. Попова; Под ред. В.С. Степина, Н.Г. Шестеркина. – М.: "Машиностроение", 1985. – 240 с.
39. Соколов Г.Н. Наплавка износостойких сплавов на прессы штампы и инструмент горячего деформирования/Г.Н. Соколов, В.И. Лысак. – Волгоград: изд. ВолгТУ, - 2005. – 285 с.
40. Бунтушкин В.П. Сплавы на основе алюминидов никеля// В.П. Бунтушкин, Е.Н. Каблов, О.А. Базылева, Г.И. Морозова// *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1991, №1. – с. 5 – 6.
41. Сплавы на основе алюминидов никеля / В. П. Бунтушкин, Е. Н. Каблов, О. А. Базылева, Г. И. Морозова // *МиТОМ*. 1999. № 1. С. 32–34.
42. Термостабильность структуры сплава на основе Ni3Al и его применение в рабочих лопатках малоразмерных ГДТ / К. Б. Поварова, Н. К. Казанская, В. П. Бунтушкин и др. // *Металлы*. 2003. № 3. С. 95–100.
43. Влияние легирования и структуры отливок на жаропрочность интерметаллида Ni3Al при высокой температуре / В. П. Бунтушкин, М. Б. Бронфин, О. А. Базылева, О. Б. Тимофеева // *Металлы*, № 2. 2004. С. 107–110.
44. Chang tung-hun, Pan Yung-chuan. Untersuchungen zum Diffusionsweißen einer Ni3Al-Legierung // *Schweiss. Ung Schneid.* – 1992. – № 10. – С. 559–554.
45. Малолегированные легкие жаропрочные высокотемпературные материалы на основе интерметаллида Ni3Al / Е. Н. Каблов., В. П. Бунтушкин, К. Б. Поварова и др. // *Металлы*. 1999. № 1. С. 58–65.
46. High temperature mechanical behavior of some advanced Ni3Al / Hsu S. E., Hsu N. N., Tong C. H., Ma C. V., Lee S. V. // P. 507–512.

47. Nickel-aluminium – eine neue Leichte Super-legierung // Mag. Neue werkst. – 1989.– № 4. – С. 14. – нем.
48. Сплав на основе интерметаллида Ni3Al – перспективный материал для лопаток турбин /Е. Н Каблов., Б. С. Ломберг, В. П. Бунтушкин и др. // МиТОМ. 2002. № 7. С. 16.
49. Chang tung-hun, Pan Yung-chuan. Intersuchungen zum Diffusionssweißen einer Ni3Al-Legierung // Schweiss. Ung Schneid. – 1992. – № 10. – С. 559–554.
50. Структура и свойства композиционных материалов с сотовой структурой на основе интерметаллида NiAl / М. А. Штремель, М. Ю. Беломытцев, В. В. Медведев, Б. В. Могалов, Л. Г. Чернуха // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 2006, № 1. С. 40–44.
51. Павлова Т.С. Не упругость сплавов на основе интерметаллида Fe3Al: дис. канд. тех. наук: защищена 19.05.2008/ Т.С. Павлова. – Тула, 2008. - 130 с.
52. Ковтунов, А.И. Физико-химическая кинетика взаимодействия алюминия со сталью при формировании металла шва с заданными свойствами: дисс. док. тех. наук/ А.И. Ковтунов. – Тольятти, 2011. – 357 с.
53. Галян, Н.Н. Получение алюминидов железа методом электрошлакового переплава / Н.Н. Галян, А.Д. Рябцев // Металлургия и обработка металлов. –Донецк : 2003. – Вып.6. – С.20–22
54. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т.1/Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
55. Куракин А. К. Механизм влияния кремния и алюминия на процессы реактивной диффузии железа в алюминий // Физика металлов и металловедение. 1970. № 1. С. 105-110.
56. Лариков Л. Н., Рябов В. Р., Фальченко В. М. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке. – М.: Машиностроение, 1975. – 192 с.
57. Лариков Л. Н., Исайчев В. И. Диффузия в металлах и сплавах: Справочник. – Киев: Наукова думка, 1987. – 512 с.

58. Рябов В. Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. – Киев: Наукова думка, 1983. – 264 с.
59. Куракин А. К. Механизм влияния кремния и алюминия на процессы реактивной диффузии железа в алюминий // Физика металлов и металловедение. 1970. № 1. С. 105-110.
60. Рябов В. Р. Алитирование стали. - М.: Metallurgy, 1973. – 240 с.
61. Рябов В. Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминевых соединений. – М.: Metallurgy, 1975. – 287 с.
62. Рябов В. Р. Сварка плавлением алюминия со сталью. – Киев. Наукова думка, 1972. – 196 с.
63. Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М. Сварка разнородных металлов. – Киев.: Техніка, 1975. – 208 с.
64. Рабкин Д. М., Рябов В. Р. Сварка алюминия и его сплавов со сталью и медью. – М.: Машиностроение, 1965. – 95 с.
65. Штернин Л. А., Прокофьев С. Н. Сварка трением алюминия со сталью и медью // Сварочное производство. 1961. № 11. С. 30-31.
66. Голованенко С. А., Меандров Л. В., Производство биметаллов. – М.: Metallurgy, 1966. – 304 с.
67. Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Шморгун В. Г. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов. – М.: Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
68. Батаев А. А., Батаев В. А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: Учеб. пособие. – М.: Университетская книга; Логос. – 400 с.
69. Дмитриев Л. Н., Кузнецов Е. В. и др. Биметаллы. - Пермь, 1991.
70. Капринос Д. М., Тучинский Л. И., Вишняков Л. Р. Новые композиционные материалы. – Киев: Вища школа, 1977.

71. Буланов И. М., Воробей В. В. Технологии ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1998.

72. Кудинов В.М., Коротеев А.Я. Сварка взрывом в металлургии.- М.: Металлургия, 1978.- 166 с.

73. Коротеев А.Я. Структурные особенности соединения 12Х18Н10Т-АД1-АМг6, полученное сваркой взрывом/ А.Я. Коротеев, Г.П. Негода, Е.Н. Румянцева, Ю.Е. Орленко, В.Г. Ситало, Е.Г. Бобошко// Автоматическая сварка.- 1990.- №7.-С.17-19.

74. Карпинос Д.М. Микрорентгеноспектральное исследование переходной зоны в армированной системе алюминий – сталь/ Д.М. Карпинос, В.В. Немошкаленко, В.В. Горский// Металловедение и термическая обработка металлов.-1973.-№7.-С.38-40.

75. ZHU Xiao-lin. Microstructure and corrosion resistance of Fe-Al intermetallic coating on 45 steel synthesized by double glow plasma surface alloying technology / ZHU Xiao-lin, YAO Zheng-jun, GU Xue-dong, CONG Wei, ZHANG Ping-ze // College of Material Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China 210016
Received 15 February 2008; accepted 2 July 2008

76. Рябов, В.Р. Влияние параметров режима сварки дугой косвенного воздействия на смачиваемость стали расплавом алюминия / В.Р. Рябов, И.С. Дыхно, Г.Ф. Деев, В.В. Карих // Автоматическая сварка. - 1988. - № 6. - С. 69-70.

77. Рябов, В.Р. Смачиваемость стали ВНС-9 расплавами алюминия в условиях дуговой сварки / В.Р. Рябов, И.С. Дыхно, Г.Ф. Деев // Автоматическая сварка. - 1987. - № 6. - С. 23-26

78. Рябов, В.Р. Свойства интерметаллидов системы железо-алюминий / В. Р. Рябов, а. В. Лозовская и в. Г. Васильев // Автоматическая сварка. - 1987. - № 4. - С. 69-70

79. Кейз, С.Л. Алюминий в чугунах и сталях: монография / С.Л. Кейз, К.Р. Ван Горн, Р. Кент. - М.: Metallurgizdat, 1959. - 491 с.
80. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справ. изд./Банних О.А., Будберг П.Б., Алисова С.П. и др. М: Metallurgiya, 1986. 440 с.
81. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. М.: Metallurgizdat, 1962-210 с.
82. Специальные стали: учебник для вузов. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. М.: Metallurgiya, 1985. 408 с.
83. Денисов П.Ю. Взаимодействие сплавов алюминия с материалом пресс-форм и функциональными покрытиями: автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук/ Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Тюменский государственный нефтегазовый университет" (ТюмГНГУ). Специальность 05.02.01 – Материаловедение (машиностроение) Дата защиты 23.12.2005
84. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. – М. : Metallurgiya, 1960. – 1488 с.
85. Гордонная, А.А. Структура переходной зоны соединений сталь Х18Н10Т- Алюминий АД1, полученных однопроходной ЭЛС / А.А. Гордонная // Автоматическая сварка. – 1986. - № 8. – С. 65-67.
86. Заблоцкий В. К., Шимко А.И. Донбасская государственная машиностроительная академия промышленное применение алитированных заготовок
87. Минкевич А.Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Второе переработанное издание. М.: Машиностроение, 1965. 492с.
88. Ващенко К.И. и др. Биметаллические отливки железо – алюминий. М.: Машиностроение. 1966.
89. Буше М.Е., Семенов А.К. Литейное производство, 1962, №2, с. 14.

90. Калачев, Б.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – 3-е изд. - М.: МИСИС, 1999. – 416с.*
91. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Д44 Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1966. – 992 с.*
92. Воздвиженский М. В. *Изв. вузов, Цветная металлургия, 1960, № 5, с. 116.*
93. Лайнер Д. И., Емельянов Л. Г. В сб. «*Металловедение цветных металлов и сплавов*» (Гипроцветметобработка), вып. 16. Изд-во «Металлургия», 1967, с. 5.
94. Вол А. Е. *Строение и свойства двойных металлических систем, т.1. Физматгиз, 1959.*
95. Mondolfo L. F. *Metallography of Aluminum Alloys. N. Y., London, 1943.*
96. Ян Ван-Бок., Мальцев М. В. *Изв. вузов, Цветная металлургия, 1958, № 3, с. 110.*
97. Вестбрук Д. Х. *Механические свойства металлических соединений. Металлургиздат, 1962.*
98. Данков П.Д., Игнатов Д.В., Шишаков Н.А. *Электронно-графические исследования оксидных и гидроокисных пленок на металлах. М.: Изд-во АН СССР, 1953. 200 с.*
99. Лашко Н.Ф., Лашко С.В. *Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1967. 367 с.*
100. Лашко Н.Ф., Лашко С.В. *Пайка металлов-2 изд. М.: Машиностроение, 1977. 328 с.*
101. Лоцманов С.Н., Петрунин И.Е. *Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1956. 252 с.*

102. Металлохимические свойства элементов периодической системы/ И.И. Корнилов, Н.М. Матвеева, Л.И. Пряхина и др. М.: Наука, 1966. 350 с.
103. Графас Н.И., Беляева А.И. Некоторые свойства расплавленных солевых флюсов и их роль при плавке и рафинировании алюминия/ Н.И. Графас, А.И. Беляева// Цветная металлургия , 1959, Т4, с.27-31
104. Никитинский, А.М. Пайка алюминия и его сплавов.– М.: Машино-строение, 1983. – 192 с.
105. Thonstad J. Aluminium Electrolysis: Fundamentals of the Hall-Heroult process. 3rd edition/ J. Thonstad, P. Fellner, G.M. Haarberg, J. Hives, H. Kvande, A.
106. Sterten // Aluminium- Verlag Marketing and Kommunikation GmbH.- Dusseldorf.- 2001.
107. Yang J. New opportunities for aluminium electrolysis with metal anodes in a low temperature electrolyte system / J. Yang, J.N. Hryn, B.R. Davis, A. Roy, G.K. Krumkick, J.A.Jr. Ponyakala// Light Metals 2004.- P. 321-326.
108. Yang J. Aluminium electrolysis tests with intet anodes in KF-AlF₃-based electrolytes / J. Yang, J.N. Hryn, G.K. Krumkick// Light Metals 2006.- P. 421-424.
109. Лоцманов С.Н. Руководство по пайке металлов/ С.Н. Лоцманов.- М.: Машиностроение, 1960., 193 с.
110. Справочник металлурга по цветным металлам. Производство алюминия.- М.: Металлургия, 1971.-С.34.
111. Справочник по пайке/ под ред. И.Е. Петрунинина.- М: Машино-строение, 1984., 398 с.
112. Курдюмов, А.В. Литейное производство цветных и редких металлов /А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин. – М. : Металлургия, 1972 – 496 с.
113. Зусин В. Я., Серенко В. А. Сварка и наплавка алюминия и его сплавов. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2004. – 468 с.

114. Зильберг Ю. Я. Алюминиевые сплавы в тракторостроении / Ю. Я. Зильберг, К. М. Хрущева, Г. В. Гершман. – М.: Машиностроение, 1971. – 198 с.
115. Теория сварочных процессов / Под ред. В. В. Фролова. – М.: Высшая школа, 1988. – 599 с.
116. Порохов Н. Н. Обобщенное уравнение поверхности фронта кристаллизации при сварке / Н. Н. Порохов // Сварочное производство. – 1969. №8. – С. 1-4.
117. Серенко В. А. математическое моделирование порообразования при сварке / В. А. Серенко, В. Я. Зусин, А. Н. Серенко // математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. трудов междунар. конф. – Киев ИЭС им. Матона. 2002. – С. 51-55.
118. Походня И. К. О температуре сварочной ванны / И. К. Походня, И. И. Фрумин // Автоматическая сварка. – 1955. - №5. – С.13-15.
119. Рабкин Д. М. Распределение температур в ванне при автоматической сварке алюминия / Д. М. Рабкин // Автоматическая сварка. – 1956. - №2. – С. 1-11.
120. Ершов Г. С. Свойства металлургических расплавов и их взаимодействие в сталеплавильных процессах / Г. С. Ершов, Ю. Б. Бычков. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.
121. Жидкие металлы и шлаки. Справочник / В. Н. Андронов, Б. В. Чекин, С. В. Нестеренко. – М.: Металлургия. 1997. – 128 с.
122. Курицына А. Д. Алюминиевые антифрикционные сплавы / А. Д. Курицына. – М.: Металлургия, 1963. – 197 с.
123. Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов / Рабкин Д. М. – Киев : Наук. думка, 1986. – 256 с.
124. Рабкин Д. М. О флюсах для автоматической сварки алюминия. – Автоматическая сварка, 1961, № 5, С. 37-42.

125. Клячкин Я. Л. Электродуговая сварка алюминия. – М. :
Машгиз, 1959. – 195 с.