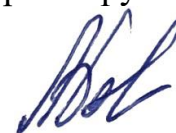


Министерство науки и высшего образования Российской Федерации  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение  
высшего образования  
«ТОЛЬЯТТИНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи



Бочкарев Александр Геннадьевич

***ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ  
АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА ПРИ АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ  
ТОРЦЕВЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТИТАНОВЫХ ИЗДЕЛИЙ***

2.5.8 Сварка, родственные процессы и технологии  
(технические науки)

Диссертация  
на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

Научный руководитель:  
доктор технических наук,  
доцент Ковтунов А.И.

Волгоград 2023

## Содержание

ВВЕДЕНИЕ	5
1. Повышение износостойкости титана и его сплавов	8
1.1. Повышение износостойкости титана и его сплавов методами химико-термической обработки	8
1.1.1. Оксидирование	9
1.1.2. Азотирование	11
1.1.3. Борирование	12
1.2. Повышение износостойкости титана и его сплавов путем нанесения алюминидов титана	14
1.2.1. Анализ диаграммы состояния титан-алюминий	14
1.2.2. Свойства интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	19
1.2.3. Методы повышения свойств интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	22
1.2.4. Способы нанесения интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	38
2. Методика проведения исследований	50
2.1. Методика исследования процессов аргонодуговой наплавки	50
2.2. Методика исследования геометрических параметров наплавленных валиков	55
2.3. Методика исследования химического и фазового состава наплавленных валиков	56
2.4. Методика исследования механических и эксплуатационных свойств наплавленных валиков	57
2.4.1. Методика исследования механических свойств наплавленных валиков	57
2.4.2. Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных валиков	60
3. Исследование процессов формирования химического и фазового состава, структуры и свойств при аргонодуговой наплавке неплавя-	62

щимся электродом сплавов системы Ti-Al	
3.1. Исследование процессов формирования наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при аргонодуговой наплавке	62
3.2. Исследование химического и фазового состава наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при аргонодуговой наплавке	70
3.3. Исследование механических и эксплуатационных свойств наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при аргонодуговой наплавке	79
4. Легирование и модифицирование интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	99
4.1. Легирование кремнием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	103
4.2. Легирование цирконием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	109
4.3. Легирование ниобием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	117
4.4. Модифицирование бором интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	120
4.5. Легирование и подогрев интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	122
4.6. Расчет режимов наплавки для заданного химического состава и размера наплавленных валиков	125
4.6.1. Модель тепловых процессов при наплавке	125
4.6.2. Определение параметров распределенного источника тепла при наплавке	128
4.6.3. Расчет размеров наплавленных валиков	133
4.6.4. Расчет режимов наплавки для заданного химического состава наплавленного металла	135
4.6.5. Расчет режимов наплавки поверхности	136
4.6.6. Программное обеспечение расчета режимов наплавки	142

4.7. Оборудование и технология аргонодуговой наплавки алюминия на титан	146
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	151
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	153
ПРИЛОЖЕНИЕ	166

## ВВЕДЕНИЕ

Титан и его сплавы являются объектом исследования ученых на протяжении многих лет. Это связано с уникальным комплексом свойств титана и титановых сплавов. Высокая прочность и пластичность, коррозионная стойкость, низкий удельный вес делают его незаменимым в авиационно-космической, химической, нефтехимической промышленности, машиностроении, судостроении, а также в атомной отрасли. Высокая биосовместимость позволяет широко применять титан в медицине. Недостатками титана является высокая химическая активность с окружающими газами при нагреве, а также низкие показатели износостойкости и плохие антифрикционные свойства.

Основными способами повышения триботехнических свойств титана являются: оксидирование, азотирование, борирование и их разновидности. Исследованиями в области повышения износостойкости титана методами химико-термической обработки занимались *А.Г. Клабуков, А.М. Зуев, И.И. Сидорин, А.Н. Минкевич, Т.А. Панайоти, Dong H, Bell T., Siva Rama Krishna, D.Brama Y.L., Sun Y. и др.* Достоинством указанных выше способов является получение защитных пленок на поверхности титана с высокими показателями твердости (600-1000 HV) и износостойкости. Однако существенным недостатком данных способов является малая толщина наносимого слоя (от 2 до 300 мкм), которая недостаточна для деталей, имеющих износ более 0,5 мм. Анализ представленных способов повышения поверхностных свойств титановых деталей показывает, что азотирование, оксидирование и борирование не подходит для создания защитных покрытий на титановых деталях, которые работают в условиях износа и имеют большой износ (более 0,5 мм). Помимо этого, данные способы имеют слабые перспективы к восстановлению деталей после износа. Большинство из этих способов также характеризуются высоким локальным нагревом титана, что приводит к значительному росту зерна и снижению прочностных свойств, а длительность процессов формиро-

вания оксидных или нитридных слоев увеличивает технологический процесс, который не исключает наличие дефектов при некачественной подготовке поверхности.

Анализ стандартных методов повышения износостойкости титановых сплавов (оксидирование, азотирование, борирование) позволяет сделать вывод, что они для изделий из титана и его сплавов малоэффективны.

Повышение износостойкости титана и титановых сплавов может быть достигнуто путем использования защитных покрытий на основе алюминидов титана. Сплавы на основе алюминидов титана являются новым перспективным классом материалов, сочетающим в себе высокие показатели твердости, износостойкости, стойкости к окислению и коррозии при низкой плотности. Вопросами исследования структуры и свойств алюминидов титана занимались *Б.А. Гринберг, В.П. Ротштейн, В.В. Будилов, В.Г., Шморзун, Л.М. Гуревич, С.А. Пячин, А.М. Ускенбаева, И.Н. Малютина, Д.В. Лазуренко, Э.Л. Варданян, С. Leyens, A.S. Ramos, A. Hirose, B. Guo, S. PalDey, P. Staron, S. Adachi, V. Carcel, Junwei Duan, L. Kong, J. Cizek, L. Shen* и др.

Интерметаллидные сплавы системы титан-алюминий могут успешно применяться для формирования поверхностных слоев на изделиях из титана и титановых сплавов, применяемых в химической и нефтехимической промышленности, от которых требуются повышенные показатели износостойкости с высокой коррозионной стойкостью. Однако низкая пластичность алюминидов титана и свойственная интерметаллидам хрупкость, особенно при комнатной температуре, ограничивают их применение в качестве конструкционных материалов. В работах авторов *О.Б. Деменова, В.М. Имаева, И.В. Зорина, И.Р. Мухаммадеева, В.Г. Анташева, В.И. Иванова, К.К. Ясинского, Н.В. Сыроевой, T.Takahashi, F. Yang, Tae-Kyu Kim, L. Xi, I. Kaban, Shaik E. Hoosain, Lei Huang, F. Appel, C. Leyens, R. Wagner, C.R. Feng, M. Hagiwara* для повышения трещиностойкости, механических и эксплуатационных свойств алюминидов титана предлагают легирование (Nb, Ni, Cu, Si, Zr и др.), модифицирование (B, WC) и формирование оптимальной микрострук-

туры. Несмотря на накопленный объем научной информации, вопросы влияния параметров процесса наплавки, состава, структуры и трещиностойкости алюминидов титана остаются малоизученными.

С учетом опыта применяемых на практике методов повышения технологических, механических и эксплуатационных свойств титановых изделий целесообразно использовать технологию аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом. Применение этого процесса особенно актуально при наплавке на титановые изделия, когда для формирования бездефектной структуры на участках термического влияния и наплавленного металла с требуемым фазовым составом необходимы более эффективные, чем погонная энергия наплавки, параметры управления режимом, что может быть достигнуто варьированием скорости подачи присадочных проволок в жидкометаллическую сварочную ванну.

На основе проведенного анализа сформулирована цель работы: повышение износостойкости и трещиностойкости наплавленных сплавов на основе алюминидов титана за счет управления режимами наплавки и химическим составом наплавленного металла.

# 1. Повышение износостойкости титана и его сплавов

## 1.1. Повышение износостойкости титана и его сплавов методами химико-термической обработки

Титан и его сплавы находят широкое применение во многих областях промышленности: авиационно-космической, химической, нефтехимической, в машиностроении, судостроении, медицине, а также в атомной промышленности. Это связано с уникальным комплексом свойств титана и титановых сплавов: высокой прочностью и пластичностью, коррозионной стойкостью при малой плотности. Содержание примесей (водорода, кислорода, азота и углерода) имеет большое значение для механических свойств титана, т.к. данные примеси образуют с титаном твердые растворы внедрения и промежуточные фазы (гидриды, оксиды, нитриды и карбиды). Наличие небольшого содержания кислорода, азота, углерода повышает твердость и прочность титана, но при этом значительно снижается пластичность (Рисунок 1.1) и коррозионная стойкость, а также ухудшается свариваемость титана [1].

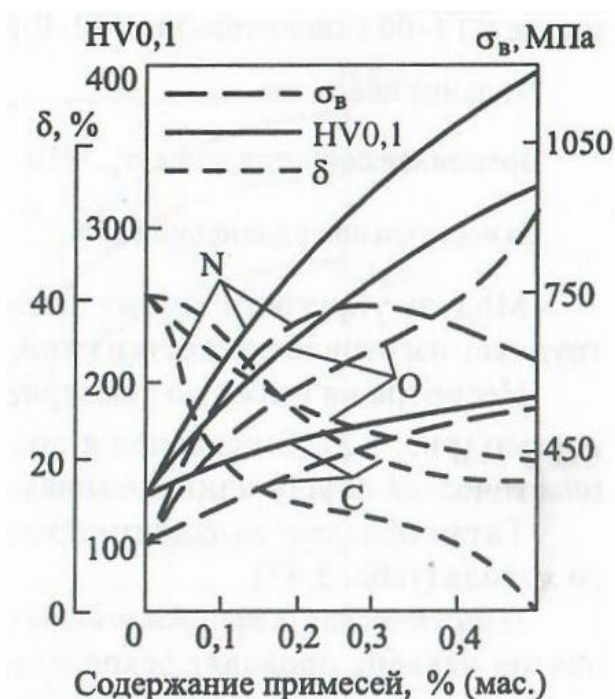


Рисунок 1.1 – Влияние содержания примесей на механические свойства титана [1]



Недостатком титана является высокая химическая активность металла с окружающими газами (водород, начиная с 50-70 °С, кислород – с 400-500 °С, азот, СО и СО<sub>2</sub>, начиная с 600-700 °С) при нагреве. Также основными недостатками титана являются низкая износостойкость и антифрикционные свойства, обуславливаемые налипанием титана на рабочий инструмент или детали, работающие в паре трения с титаном, что приводит к быстрому износу деталей.

Добиться повышения износостойкости титана и его сплавов можно методами химико-термической обработки или нанесением защитных покрытий. Основные способы повышения износостойкости титановых деталей: оксидирование, азотирование, напыление, дуговые способы нанесения покрытий и т.д.

### 1.1.1. Оксидирование

Оксидирование – это процесс создания на поверхности деталей оксидной пленки в результате окислительно-восстановительной реакции. Для оксидирования характерно нанесение слоев толщиной от 2 до 50 мкм, что часто является недостаточным для деталей, имеющих износ более 0,5 мм [2-5].

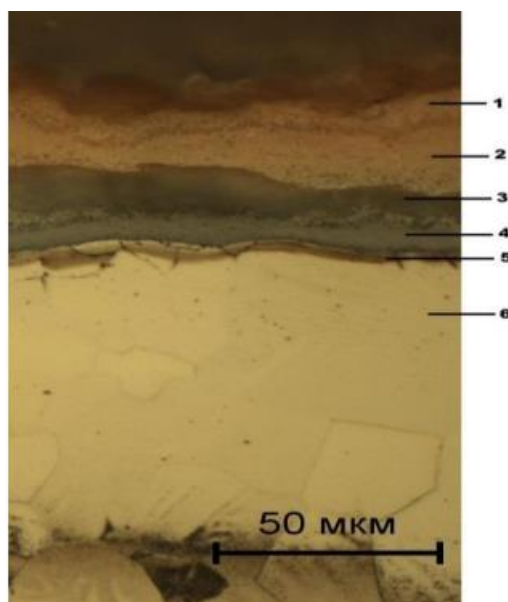


Рисунок 1.2 – Микроструктура поверхностного слоя сплава ВТ5 после оксидирования при температуре 850 °С, где: 1 – Внешний слой, обогащенный оксидом алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 2 – Внутренний слой, состоящий преимущественно

из  $TiO_2$ ; 3 – Внутренний слой, в составе которого преобладают оксиды титана  $TiO$  или  $TiO_2$  нестехиометрического состава (например  $TiO_{1,9}$ ) которые при пробоподготовке выкрашивались из-за повышенной хрупкости; 4 – Слой на границе с металлом, в составе которого присутствуют интерметаллиды легирующих элементов, оттесненных из оксидного слоя диффундирующим кислородом; 5 – Слой трудноопределимой природы; 6 – Диффузионная зона, насыщенная кислородом [2]

Исследованиями оксидирования титана занимались *Клабуков А.Г., Зуев А.М., Dong H, Bell T., Bloyce A., Morton P.H., Siva Rama Krishna, Y.L. Brama, Y. Sun и др.* В работах данных авторов исследовались различные методы оксидирования, наиболее изученными из которых являются: термическое, химическое или электрохимическое оксидирование.

Оксидирование титана – достаточно изученный процесс, по которому написаны не только исследовательские работы, но и нормативные документы по оксидированию титановых изделий, применяемых на опасных производственных объектах (СТ ЦКБА 106-2011 «Оксидирование деталей из титановых сплавов»). Основными режимами оксидирования являются температура, время выдержки и условия охлаждения, которые определяют толщину оксидного слоя.

Термическое оксидирование подразумевает выдержку деталей при температурах от 600 до 850 °С, время выдержки от 1 до 12 часов [2-5], что негативно для титана вследствие увеличения размера зерна всей поверхности детали, также возможно коробление деталей из-за длительного термического цикла.

Химическое оксидирование заключается в обработке поверхности растворами окислителей, расплавами или сухими смесями. Далее между нанесенными элементами и поверхностью происходит окислительная реакция при определенных условиях. При химическом оксидировании важными этапами является подготовка поверхности, которая включает в себя шлифовку и

полировку, при недостаточно качественной подготовке характерны дефекты в виде рыхлой пленки или места со светлыми пятнами на поверхности, которые указывают на отсутствие пленки в данном месте. Кроме того, если деталь представляет собой сложную конструкцию с наличием глухих отверстий или щелей и полостей, то есть вероятность образования дефектов в данных местах или вокруг них. Не стоит забывать о пагубном воздействии паров и химических элементов на организм человека при химическом оксидировании, что требует дополнительной защиты оператора.

Электрохимическое оксидирование еще называют анодированием. Сущность данного процесса состоит в выдержке детали в ванне с химическим раствором, на которую подаются серии электрических импульсов. Процесс электрохимического оксидирования протекает при использовании меньшего количества химикатов и при более низких температурах, нежели при термическом или химическом оксидировании. Однако для данного процесса требуется более сложное и дорогостоящее оборудование. Данным способом создаются покрытия малой толщины.

Характерным для всех способов оксидирования является длительный процесс подготовки поверхности, включающий в себя шлифовку и полировку деталей, что значительно увеличивает время технологического процесса.

### **1.1.2. Азотирование**

Азотирование является еще одним способом повышения поверхностных свойств титановых изделий. Сущность азотирования заключается в химико-термической обработке деталей, при которой поверхность насыщают азотом. Толщина слоя при азотировании варьируется от 10 до 150 мкм [6-8].

Исследованиями азотирования занимались *Хусаинов Ю.Г., Лопатин И.В., Ахмадеев Ю.Х., Панайоти Г.А., Соловьев Г.В., Арзамасов Б.Н. и др.* Наибольшее распространение в промышленности получило газовое и ванное азотирование. При азотировании в соляных ваннах деталь нагревается до 500-650 °С, а при газовом азотировании деталь нагревается от 400 до 800 °С

[6-8], что является негативным для титановых деталей в виду повышения размера зерна при нагреве детали. Главными недостатками азотирования являются следующие: длительность процесса насыщения детали (до 100 часов), высокая хрупкость поверхностного слоя, пониженная вязкость азотированных деталей, нестабильность результатов азотирования при реализации в промышленности.

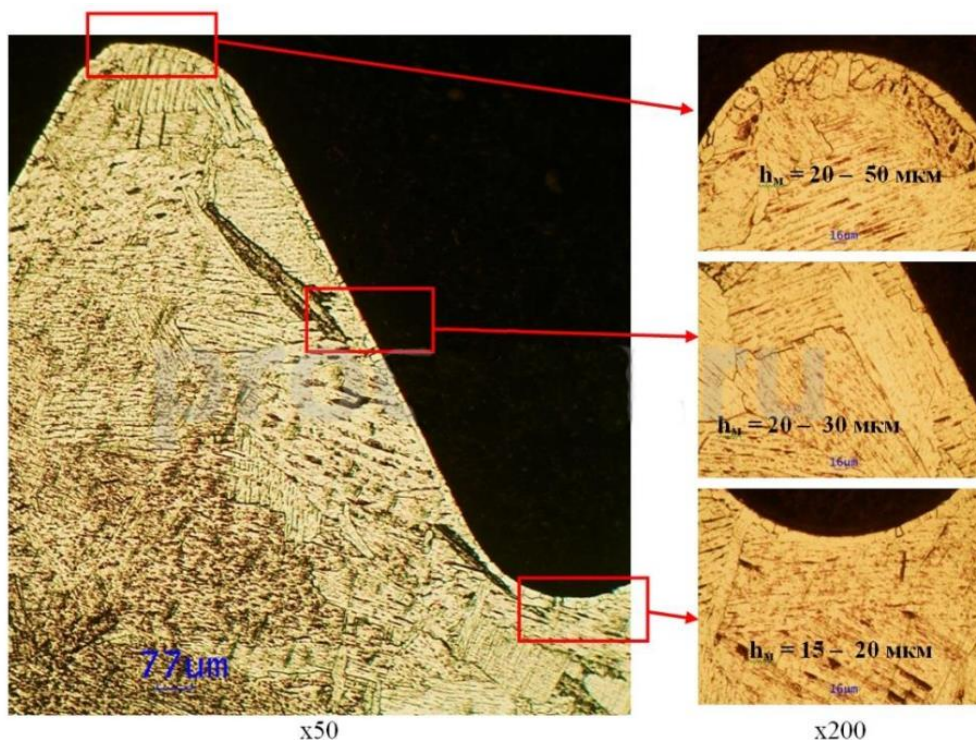


Рисунок 1.3 – Микроструктура азотированного слоя титана VT1-0

### 1.1.3. Борирование

Борирование – это еще один процесс химико-термической обработки (ХТО), которым повышают износостойкость и антифрикционные свойства титана. Сущность борирования заключается в диффузионном насыщении поверхностного слоя титана при нагреве и выдержке в химически активной среде [9-12].

В промышленности наибольшее распространение получили борирование в порошковых смесях, ионное борирование, электролизное борирование, жидкостное борирование, борирование из обмазок (паст) и газовое борирование. Применительно к титану используют борирование в порошковых смесях и

электролизное борирование (в ванне с расплавом буры). Борирование титана также подразумевает нагрев изделия до 1000-1200 °С со временем выдержки от 3 до 8 часов, при этом получают слои толщиной до 60 мкм [9-12].

Исследованиями борирования титана занимались *Иванов С.Г., Гурьев М.А., Логинова М.В., Белкин В.С. и др.* Согласно исследованиям данных авторов, борирование позволяет повысить износостойкость изделий из титана и его сплавов до 2 раз [9-12]. Несмотря на повышение износостойкости титановых изделий, они подвергаются локальному термическому воздействию, что снижает показатели механических свойств. Еще одним существенным недостатком является малая толщина наносимого слоя, что является недостатком для деталей, имеющих износ более 0,5 мм.

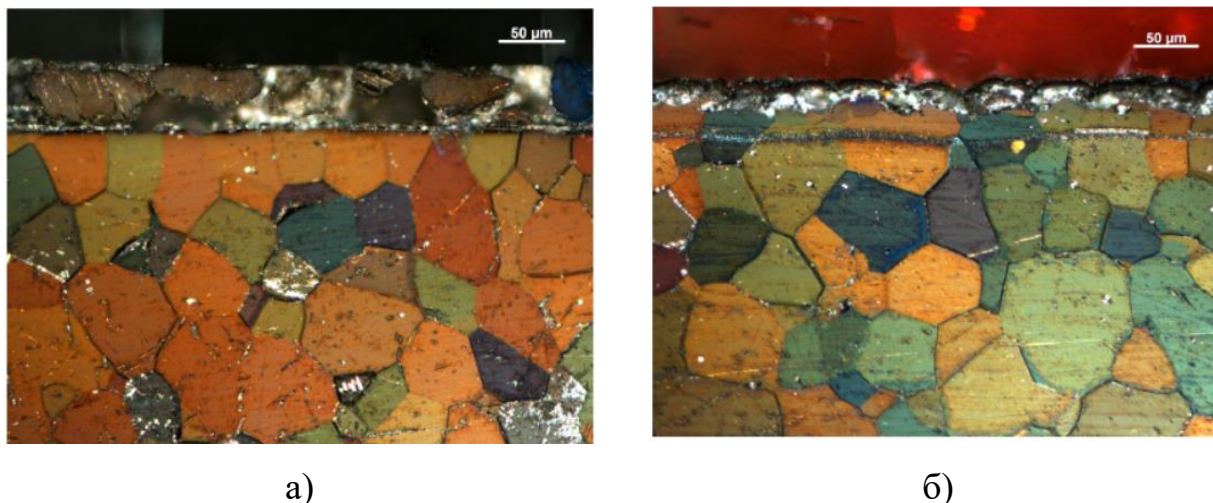


Рисунок 1.4 – Микроструктура диффузионного покрытия, полученная борированием титана ВТ1-0, где: а) борирование из двухслойной обмазки, нижний слой – аморфный бор, верхний слой – карбид бора; б) борирование из обмазки карбид бора

Анализируя представленные способы повышения поверхностных свойств титановых деталей, можно сделать вывод, что азотирование, оксидирование и борирование не подходит для создания защитных покрытий на титановых деталях, которые работают в условиях износа и имеют большой износ (более 0,5 мм). Кроме того, данные способы имеют слабые перспективы к восстановлению деталей после износа. Большинство из этих способов так-

же имеет значительный нагрев титана, что приводит к значительному росту зерна и снижению прочностных свойств, а длительность процессов формирования оксидных или нитридных слоев увеличивает технологический процесс, который не исключает наличие дефектов при некачественной подготовке поверхности. Анализ стандартных методов повышения износостойкости титановых сплавов (оксидирование, азотирование, борирование) позволяет сделать вывод, что стандартные методы повышения износостойкости изделий из титана и его сплавов малоэффективны.

Повышение эффективности применения титановых сплавов может быть достигнуто путем использования защитных покрытий на основе алюминидов титана. Основными характеристиками, которые можно повысить за счет применения защитных покрытий на основе алюминидов титана, являются: износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость.

К покрытиям на основе алюминидов титана можно предъявить требования по толщине наносимого слоя, прочности сцепления, однородности химического состава, конструкционной прочности покрытия, а также возможности легирования или модифицирования при нанесении. Ремонтопригодность покрытия также играет большую роль в экономической составляющей применения тех или иных деталей. Целесообразность ремонта обусловлена тем, что около 80-90% деталей подлежат восстановлению. Восстановление детали составляет порядка 15-30% от стоимости новой детали.

## **1.2. Повышение износостойкости титана и его сплавов путем нанесения алюминидов титана**

### **1.2.1. Анализ диаграммы состояния титан-алюминий**

Благодаря значительному интересу к интерметаллидным материалам на основе алюминидов титана система Ti-Al изучалась очень часто. Но полученные в результате представления фазовой диаграммы данные довольно

сильно отличаются друг от друга. Некоторые из этих различий можно объяснить экспериментальными трудностями.

Диаграмма состояния Ti-Al характеризуется наличием областей на основе  $\alpha$ Ti и  $\beta$ Ti и соединения Ti-Al ( $\gamma$ ). Соединение  $TiAl_3$  практически не имеет области гомогенности [13]. Последующие исследования показали, что технологические процессы представлены в твердом виде. Результаты этих исследований отражены в параметрах диаграммы состояния [14-16]. Некоторые исследователи считали возможным существование соединений  $Ti_3Al$ ,  $Ti_2Al$  [17,18],  $TiAl_6$  [19] и  $TiAl_2$  [20]. Однако последующие исследования подтвердили существование только двух соединений:  $Ti_3Al$  [21,22],  $TiAl_2$ .

Наиболее тщательная оценка системы Ti-Al была проведена *Murray* в 1987 году [23]. Эта оценка использовалась в стандартном справочнике для фазовых диаграмм бинарных сплавов в работе [24] и дважды обновлялась *Okamoto* [25, 26]. Исходная фазовая диаграмма из работы [23] показана на рисунке 1.5. Следует отметить, что многие границы фаз показаны пунктирными линиями из-за отсутствия или несогласованности данных. Кроме того, фазовые равновесия между фазами  $\alpha$ Ti,  $\beta$ Ti и  $Ti_3Al$  показаны термодинамически маловероятным образом, поскольку данные были чрезвычайно разбросаны. Диаграмма из работы [23] была предназначена для того, чтобы показать недостатки и области, где потребуются дополнительные исследования, прежде чем фазовые равновесия будут считаться установленными. Более поздние представления этой диаграммы часто показывали сплошными, а не прерывистыми линиями, таким образом создавая впечатление, что эти фазовые равновесия были исправлены.

В частности, исследуется влияние стехиометрии тройных добавок и новых методов легирования на стабильность и механические свойства интерметаллических фаз в системе Ti-Al. Явное понимание относительной стабильности и свойств как равновесных, так и метастабильных фаз может помочь в проведении исследований в системе Ti-Al. Совсем недавно *Kattner* дал тщательную оценку экспериментальных данных, относящихся к фазовой ста-

бильности в бинарной системе Ti-Al. В работе *Kattner и др.* обновил оценку *Murray* за 1987 год и принял во внимание большой объем экспериментальных данных по системе Ti-Al, которые были доступны за последние пять лет. *Kattner и др.* построили «термодинамическое описание» системы Ti-Al, сопоставив аналитическую свободную энергию функции и результаты экспериментальных исследований термодинамических свойств и фазовой диаграммы сплавов Ti-Al.

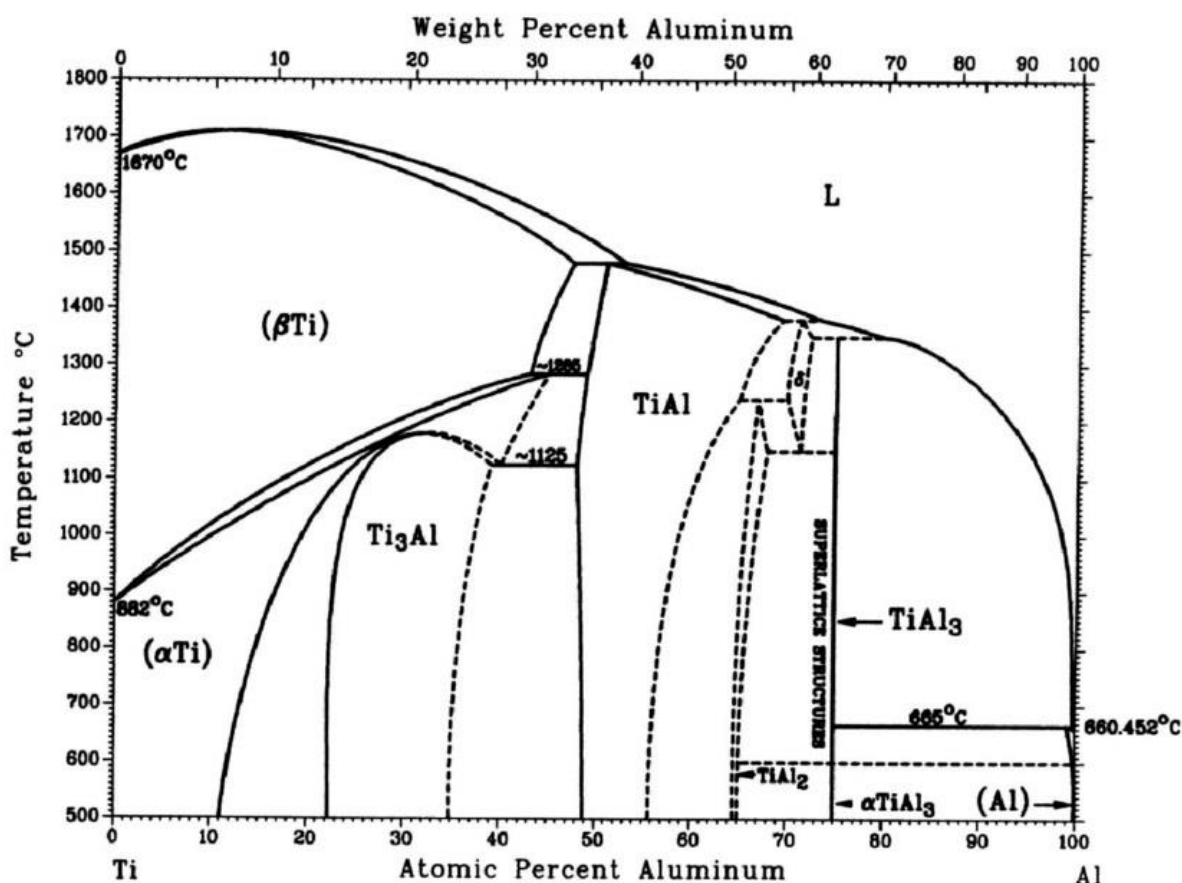


Рисунок 1.5 – Система Ti-Al по оценке J.L. Murray [23]

При более высоких температурах  $\alpha(\text{Ti})$  превращается в твердый раствор на основе  $\beta(\text{Ti})$ . Упорядоченная фаза  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , которая имеет структуру на основе D019, обнаруживается для составов примерно от 25 до 35 ат. % Al. Фаза  $\alpha_2$  претерпевает твердотельное преобразование порядка-беспорядка до  $\alpha(\text{Ti})$  при температуре примерно 1150 °C. Упорядоченная фаза  $\text{TiAl}$  ( $\gamma$ ) стабильна в расширенном диапазоне составов и имеет структуру L10. В 75 ат. % Al фаза  $\text{TiAl}_3$  ( $r$ ), которая имеет структуру D022, стабильна только в очень



небольшом диапазоне составов. В отличие от фазы  $Ti_3Al$ , фазы  $TiAl$  и  $TiAl_3$  остаются упорядоченными до своих температур плавления.

Между 55 и 75 ат. % Al фазовая диаграмма экспериментально не установлена. В термодинамических расчетах *Kattner и др.*, основанных на эмпирическом опыте, твердотельные фазы в этом диапазоне составов были смоделированы с использованием соединений  $TiAl_2$  и  $Ti_2Al_5$ . Однако в составе  $TiAl_2$  наблюдались две различные фазы со структурами, описанными *Loiseau и др.* как состоящие из неконсервативно антифазных элементарных ячеек L12. Кроме того, несколько фаз с различными структурами длиннопериодической сверхрешетки (LPS) были обнаружены около 70 ат. % Al. Существование LPS-структур для сплавов с высоким содержанием алюминия может быть понято как результат конкуренции между структурами L12 и D022 для фаз в этой части сплава. Таким образом, неудивительно, что обогащенные алюминием бинарные сплавы Ti-Al со структурой L12 были получены в неравновесных экспериментальных условиях. В частности, сплавы на основе L12 были получены с помощью методов механического легирования и электроосаждения. Кроме того, было обнаружено, что, когда Fe, Ni, Cu, Mn или Cr заменяется на Al вблизи  $TiAl_3$ , тройные сплавы со структурой L12 стабилизируются. Аморфные сплавы были приготовлены с использованием ионного облучения *Karpe, Larsen, Bottiger*. Более того, образование метастабильных фаз для сплавов с составами, богатыми как Al, так и Ti, также исследовалось *Oehring, Klassen и Bormann*. Путем механического легирования порошковых смесей *Oehring и др.* получили метастабильные пересыщенные фазы твердого раствора, содержащие до 60 ат. % Al. Кроме того, при измельчении в шаровой мельнице равновесных образцов фазы  $TiAl$  ( $\gamma$ ) был образован гомогенный твердый раствор. В целях изучения сплавов Ti-Al было выполнено несколько расчетов электронной структуры для изучения энергетической стабильности, а также структурных и механических свойств совершенно стехиометрических стабильных и метастабильных соединений при  $T = 0$  К. Ограничение предыдущих расчетов из первых принципов для сплавов Ti-

Al состоит в том, что влияние изменений в составе и температуре на структурные и механические свойства данного соединения не может быть учтено в рамках вычислений полной энергии из первых принципов. Методом SVM можно определить многие термодинамические и структурные свойства в зависимости от состава и температуры как для (частично) упорядоченных, так и для неупорядоченных фаз сплава. Таким образом, комбинируя результаты точных расчетов электронной структуры с SVM, становится возможным провести исследование фазовой стабильности сплава из первых принципов.

В 2006 году *Julius C. Schuster u Martin Palm* [27] провели обширную работу по анализу исследований проведенных после [23] и изменили фазовую диаграмму Ti-Al в соответствии с текущим уровнем знаний (Рисунок 1.6).

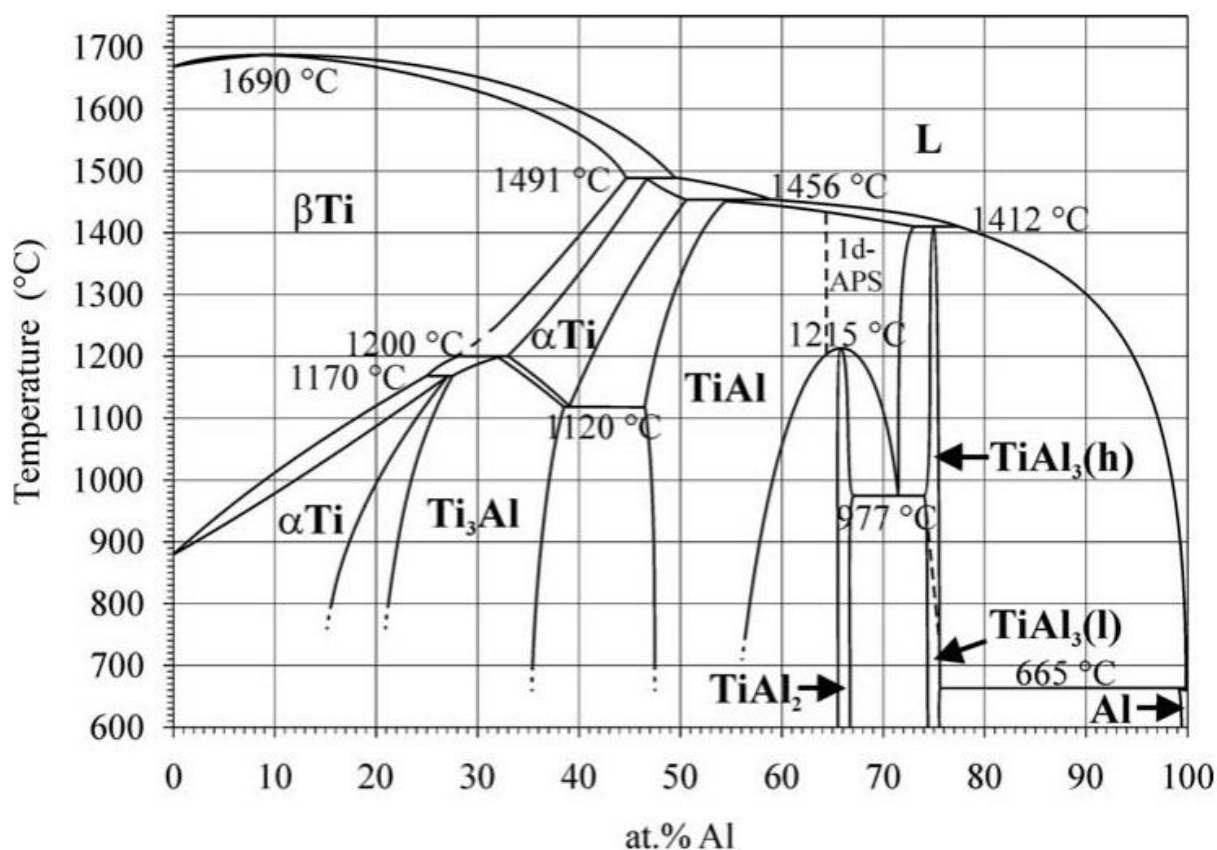


Рисунок 1.6 – Система Ti-Al согласно оценке *Julius C. Schuster u Martin Palm* [27]

Кристаллографические данные для всех твердых фаз приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 - Кристаллические структуры твердых фаз

Фаза, и температурный диапазон, °С	Символ Пирсона, пространственная группа, тип структуры	Параметры решетки, нм
Al, (A1), <660,452	<i>cF4, Fm<math>\bar{3}m</math>, Cu</i>	$a = 0,40496$
$\beta$ Ti, (A2), 1670-882	<i>cI2, Im<math>\bar{3}m</math>, W</i>	$a = 0,33065$
$\alpha$ Ti, (A3), 1491-1120 и <1170	<i>hP2, P6<math>_3</math>/mmc, Mg</i>	$a = 0,29506, c = 0,46835$
Ti <sub>3</sub> Al, $\alpha_2$ (D0 <sub>19</sub> ), <1200	<i>hP8, P6<math>_3</math>/mmc, Ni<sub>3</sub>Sn</i>	$a = 0,5765, c = 0,4625$ (25 ат.% Al)
TiAl, $\gamma$ (L1 <sub>0</sub> ), <1456	<i>tP4, P4/mmm, AuCu</i>	$a = 0,4000, c = 0,4075$ (50 ат.% Al)
TiAl <sub>2</sub> , <1215	<i>tI24, I4<sub>1</sub>/amd, HfGa<sub>2</sub></i>	$a = 0,3971, c/6 = 0,4052$
TiAl <sub>3</sub> (h), (D0 <sub>22</sub> ), 1387	<i>tI8, I4/mmm, TiAl<sub>3</sub>(h)</i>	$a = 0,3849, c/2 = 0,4305$
TiAl <sub>3</sub> (l), Ti <sub>8</sub> Al <sub>24</sub>	<i>tI32, I4/mmm, TiAl<sub>3</sub>(l)</i>	$a = 0,3877, c/8 = 0,4229$

Однако из промежуточных фаз, образующихся в системе Ti-Al, наибольший практический интерес представляют Ti<sub>3</sub>Al и TiAl (Рисунок 1.6) [28].

### 1.2.2. Свойства интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Материалы на основе титана и его сплавов давно нашли свое применение во многих отраслях промышленности, что связано с уникальным сочетанием свойств: высокое соотношение прочность/плотность, жаростойкость, жаропрочность, стойкость к окислению, коррозии и ползучести, а также хорошие усталостные характеристики. Это делает его незаменимым в авиаци-

онной отрасли, судостроении и химической промышленности [1]. Относительное удлинение технически чистого титана марки ВТ1-00 находится в диапазоне 20-30%. Механические свойства титана во многом определяются содержанием примесей (водород, кислород, азот, углерод), которые образуют с титаном твердые растворы внедрения и промежуточные фазы (гидриды, оксиды, нитриды и карбиды). Наличие этих примесей существенно повышает твердость и прочность титана, но значительно снижает его пластические свойства и коррозионную стойкость. Основным недостатком титана является высокая химическая активность по отношению к кислороду, водороду и азоту при нагреве.

В связи с постоянно возрастающими темпами развития экономики и техники потребовались новые конструкционные титановые сплавы, которые превосходили бы по свойствам существующие сплавы на основе титана. Разработкой новых титановых сплавов занимались ученые многих стран, и им удалось разработать сплавы с пределом прочности  $\sigma_B = 800-1500$  МПа (ВТ6, IMI834, ВТ14, Beta 21S, ВТ20, ОТ4, Timet LSB и др.). Повышения свойств титановых сплавов удалось достичь путем легирования, модифицирования, термической и механической обработки. Применение новых конструкционных материалов позволило повысить температуру эксплуатации титановых сплавов до 600 °С. Дальнейших перспектив повышения рабочей температуры не наблюдалось, поскольку при 620 °С принципиально меняется механизм окисления титана. По этим причинам основное направление поиска новых титановых сплавов все более отчетливо смещается в сторону изучения интерметаллидных сплавов на основе титана.

Интерметаллидные сплавы на основе алюминидов титана сочетают в себе высокие показатели твердости, износостойкости, стойкости к окислению (до 850 °С) и коррозии при низкой плотности. Как уже отмечалось ранее из промежуточных фаз, образующихся в системе Ti-Al, наибольший практический интерес представляют  $Ti_3Al$  и  $TiAl$ , так как обладают наилучшим комплексом физико-механических свойств [28].

Большинство интерметаллидов являются хрупкими при низких температурах и проявляют ограниченную пластичность при более высоких температурах. Их хрупкость объясняется разными причинами, основными из которых являются следующие: ограниченное количество систем скольжения, затрудненное поперечное скольжение и сложность передачи деформации от одного зерна к другому, образование дислокационных барьеров, характерных для упорядоченных сплавов, и сегрегация вредных веществ, примеси в границах зерен [29-32].

Свойства интерметаллидных сплавов могут изменяться в широких диапазонах в зависимости от приведенных выше факторов. Рассмотрим свойства интерметаллидных сплавов на основе фаз  $Ti_3Al$  и  $TiAl$ .

Стоит отметить, что интерметаллидные сплавы на основе фаз  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  обладают высоким сопротивлением к окисляемости, то есть имеют высокие показатели жаростойкости при температуре до 850 °С. Данные сплавы, в сравнении с титаном, являются пожаробезопасными.

Более поздние исследования подтверждают тот факт, что в алюминидов титана пластичность начинает расти вблизи температуры, когда дислокации интенсивно разблокируются, следовательно, верным является предположение о том, что хрупкость алюминидов титана связана с блокированием источников дислокаций [33].

Анализ рассмотренных свойств показывает, что интерметаллидные сплавы на основе алюминидов титана имеют главный недостаток – низкую пластичность при температуре 20 °С (особенно в литом состоянии). При температуре выше 650 °С в алюминидов титана повышается пластичность, это объясняется повышением подвижности дислокаций с векторами Бюргерса  $1/3\langle 1120 \rangle$  и  $1/6\langle 1126 \rangle$ , начинает развиваться поперечное скольжение и переползание дислокаций [27]. Очевидным становится необходимость повышения технологической прочности алюминидов титана в температурном интервале от 20 до 650 °С, чем и занимаются многие ученые.

### 1.2.3. Методы повышения свойств интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Для повышения механических и эксплуатационных свойств интерметаллидных сплавов наибольшее распространение получили микролегирование, легирование, модифицирование, термическая обработка, технологические приемы, обеспечивающие возможность диспергирования зерен как твердого, так и кристаллизующегося металла, повышение чистоты исходных металлов.

Легирование элементы в биметаллическом компаунде заменяют один или другой его компонент, или оба одновременно (Рисунок 1.7).

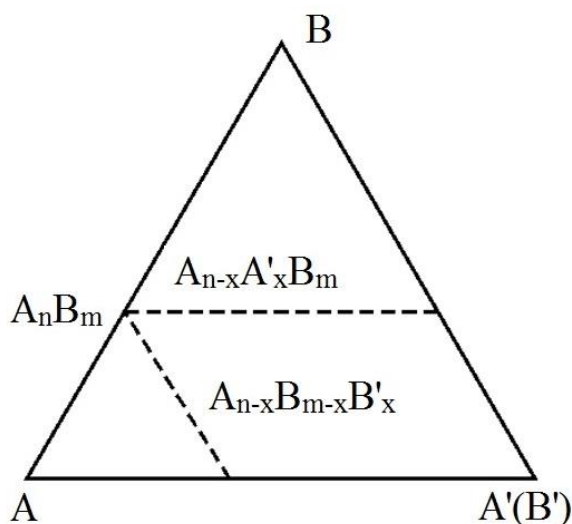


Рисунок 1.7 – Схема к определению типа замещения атомов компонентов интерметаллида  $A_n B_m$  третьим легирующим элементом  $A'(B')$

Наибольшей растворимостью обладают элементы, близкие к компонентам интерметаллида в таблице Д.И. Менделеева. Таким образом, в сплавах  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$  элементы, близкие к титану и алюминию, растворяются сильнее, а при удалении элементов из титана и алюминия их растворимость снижается (Рисунок 1.8)

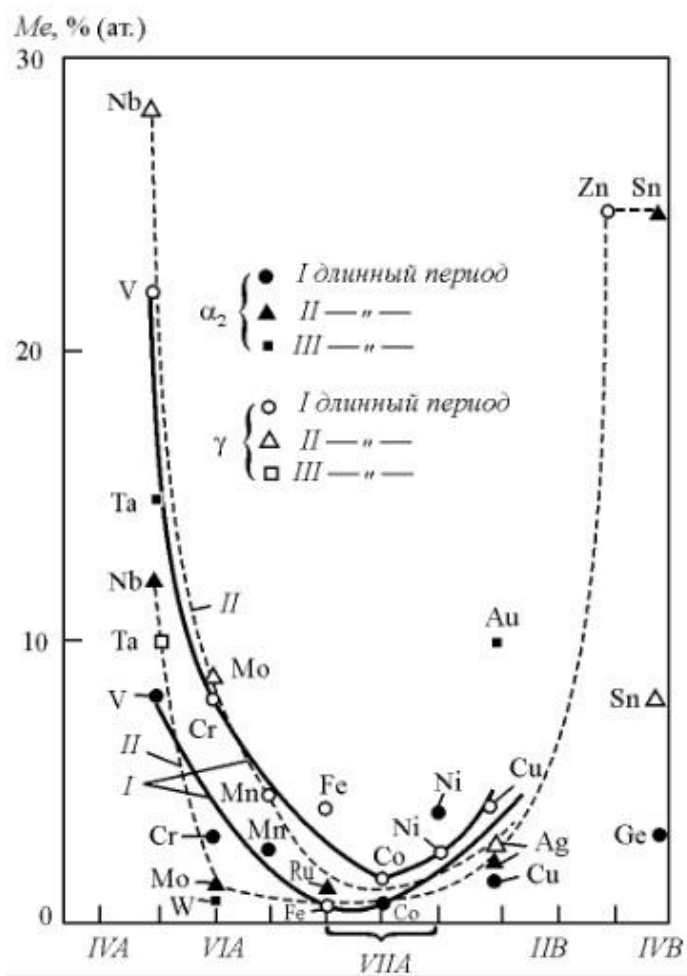


Рисунок 1.8 – Растворимость легирующих элементов в интерметаллидах  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ ),  $TiAl$  ( $\gamma$ ) [27]

Тем не менее строгой связи между растворимостью элементов сплава во всех суперметаллических соединениях сверхструктурного типа и их положением в структуре Д.И. Менделеева вряд ли можно ожидать. Однако некоторые авторы указывают на множество перспективных легирующих элементов, повышающих механические и функциональные свойства: гафний, молибден, ниобий, тантал, ванадий, вольфрам, цирконий, иттрий, марганец, кобальт, медь, никель, кремний, хром, галлий, серебро [27, 34].

Механические свойства интерметаллидных сплавов на основе фазы  $Ti_3Al$  могут быть улучшены легированием Hf, Mo, Nb, Ta, V, W, Zr. Наилучшие результаты дает легирование алюминида  $Ti_3Al$  ниобием, так что система

Ti-Al-Nb является основополагающей при разработке сплавов на его основе [27].

Пластичность алюминиды TiAl может быть повышена при легировании третьим компонентом: Be, Cr, Nb, Mo, Ni, Si, Sn, Mn, V, W, Ag, Ga. Полагают, что повышение пластичности может быть связано с уменьшением вклада ковалентной составляющей и увеличением доли металлической связи, что уменьшает степень блокировки дислокаций. Сопротивление ползучести увеличивают B, C, Cr, Nb, Ta, W. Легирование интерметаллида TiAl такими элементами, как Nb, Si, Ta, W приводит к повышению жаростойкости, в то время как ванадий увеличивает скорость его окисления при повышенных температурах. Наилучший комплекс свойств достигается при многокомпонентном легировании [27].

Анализ литературного обзора показал, что наиболее устойчивыми интерметаллидными фазами, повышающими физико-механические свойства алюминиды титана, являются  $\gamma$ -TiAl,  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al и  $\gamma$ -TiAl +  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al. Дополнительное увеличение пластичности этих сплавов при комнатной температуре достигается при получении сплавов с определенной структурой. Так, мелкодисперсная двухфазная дуплексная структура сплавов обладает наилучшей пластичностью, но при этом снижается другая не менее важная характеристика – вязкость сплава. Оптимальным вариантом является получение сплавов с полностью lamellarной двухфазной ( $\gamma/\alpha_2$ ) структурой с определенным количеством  $\gamma$  и  $\alpha_2$  фаз в сплаве [35].

Данные области рассматриваются в дальнейшем на тройных диаграммах, например, диаграмма состояния Ti-Al-Nb [36,37] при температуре 1000 °C (Рисунок 1.9) и диаграмма состояния Ti-Al-Cr [38] при температуре 1000 °C (Рисунок 1.10)

На диаграмме выделены области образования фаз: Ti<sub>3</sub>Al образуется при процентном атомном содержании Nb - 0-15%, Ti – 68-80%, Al – 20-40%; фаза TiAl образуется при процентном содержании Nb - 0-28%, Ti – 15-53%, Al –



42-60%; фаза  $Ti_3Al+TiAl$  образуется при процентном содержании Nb - 0-9%, Ti – 48-60%, Al – 38-45%.

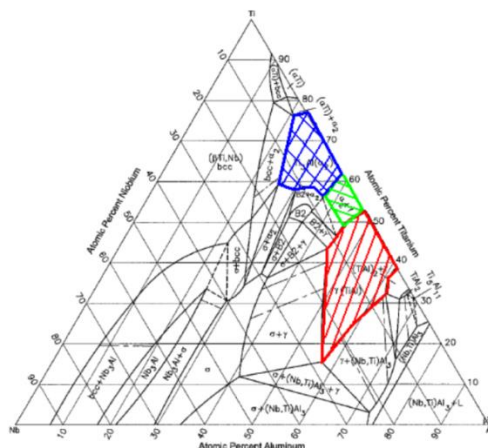


Рисунок 1.9 – Изотермический разрез Ti-Al-Nb при температуре 1000 °C

На диаграмме выделены области образования фаз:  $Ti_3Al$  образуется при процентном атомном содержании Cr - 0-2%, Ti – 62-77%, Al – 22-38%; фаза TiAl образуется при процентном содержании Cr – 0-8%, Ti – 44-54%, Al – 45-62%; фаза  $Ti_3Al+TiAl$  образуется при процентном содержании Cr - 0-2%, Ti – 53-62%, Al – 36-47%.

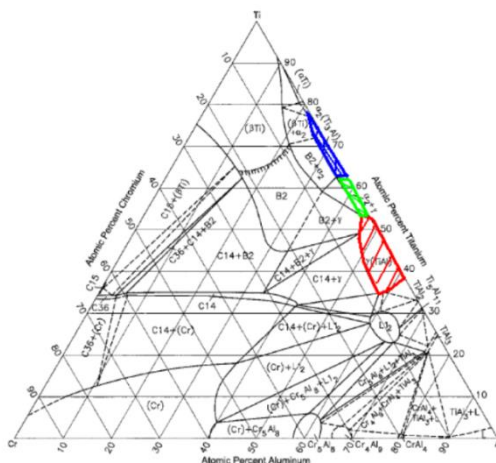


Рисунок 1.10 – Изотермический разрез Ti-Al-Cr при температуре 1000 °C

Анализ срезов диаграмм состояния при различных температурах показывает, что область необходимых фаз при различных легирующих элементах может увеличиваться с уменьшением температуры, а может уменьшаться. На примере диаграмм Ti-Al-Nb при температурах 1200, 1100, 1000 и 800 °C (Ри-

сунок 1.11-1.12) видно, что область фазы TiAl увеличивается. При 1100 °C начинают образовываться фазы Ti<sub>3</sub>Al и TiAl+Ti<sub>3</sub>Al, и при дальнейшем снижении температуры области остаются стабильными.

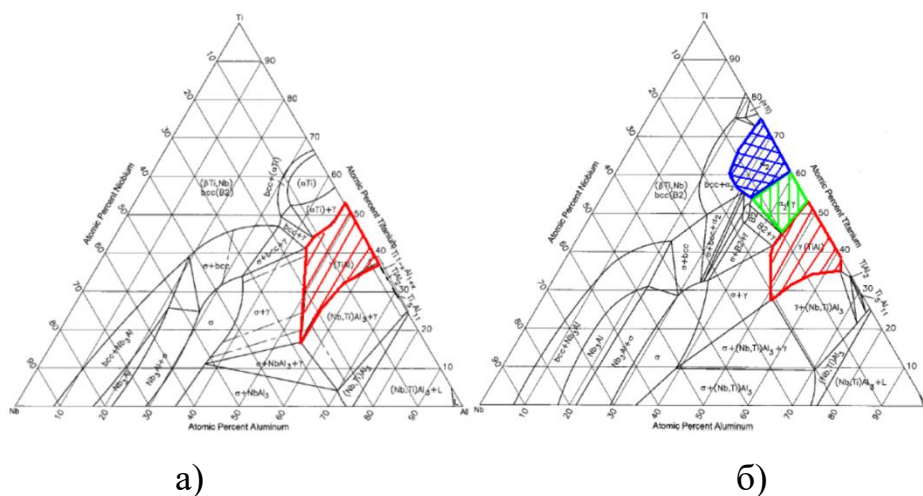


Рисунок 1.11 – Изотермический разрез Ti-Al-Nb при температуре а) 1200 °C б) 1100 °C

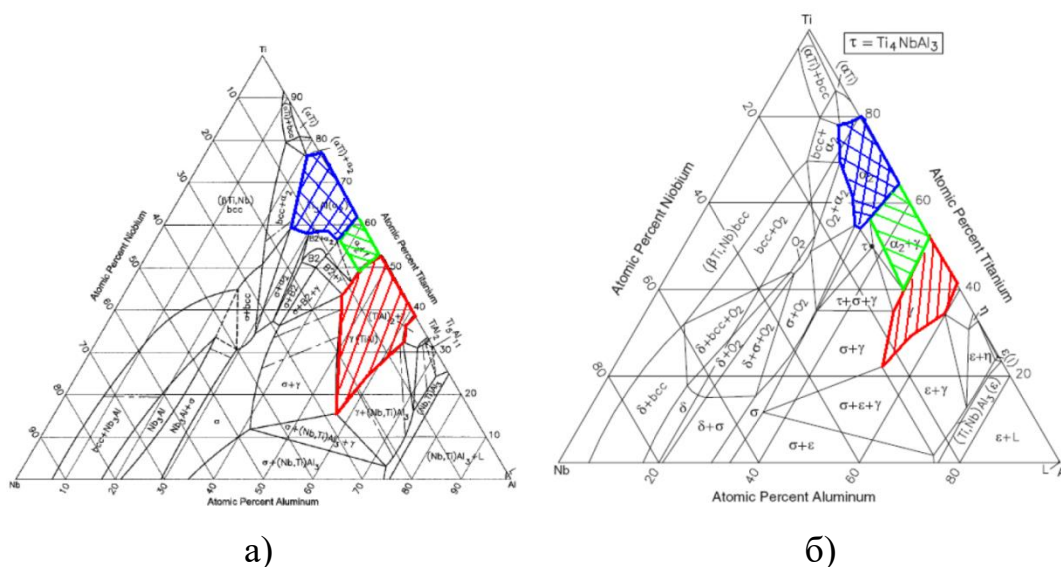


Рисунок 1.12 – Изотермический разрез Ti-Al-Nb при температуре а) 1000 °C б) 800 °C

На примере диаграммы состояния Ti-Al-Cr видно обратную реакцию на понижение температуры. На изотермических разрезах при температурах 1200, 1000 и 800 °C (Рисунок 1.13) области фаз сужаются, из чего можно сделать предположение, что с данными легирующим элементом будет трудно обеспечить необходимый фазовый состав сплава.



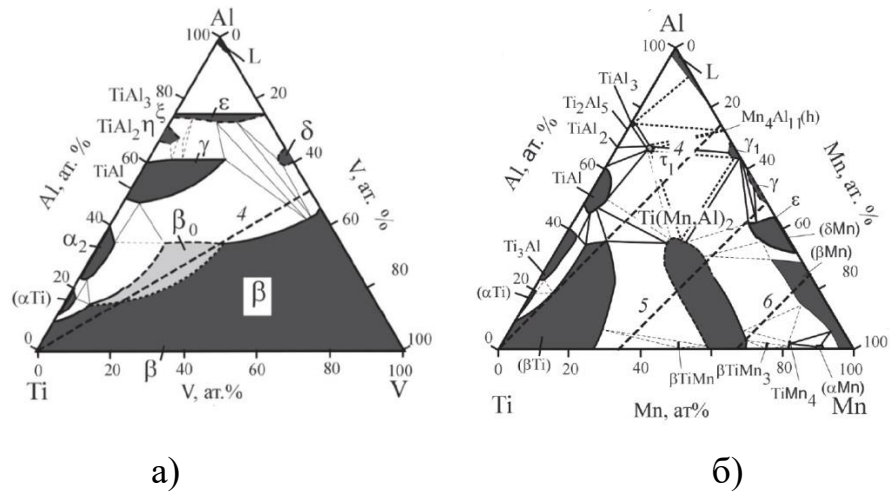


Рисунок 1.14 – Изотермическое сечение при температурах от 900 до 1000 °С тройной фазовой диаграммы системы а) Ti-Al-V; б) Ti-Al-Mn

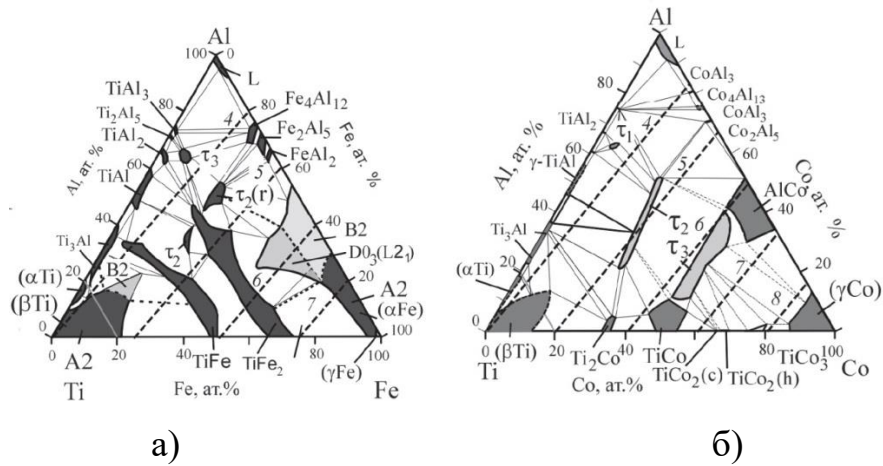


Рисунок 1.15 – Изотермическое сечение при температурах от 900 до 1000 °С тройной фазовой диаграммы системы а) Ti-Al-Fe; б) Ti-Al-Co

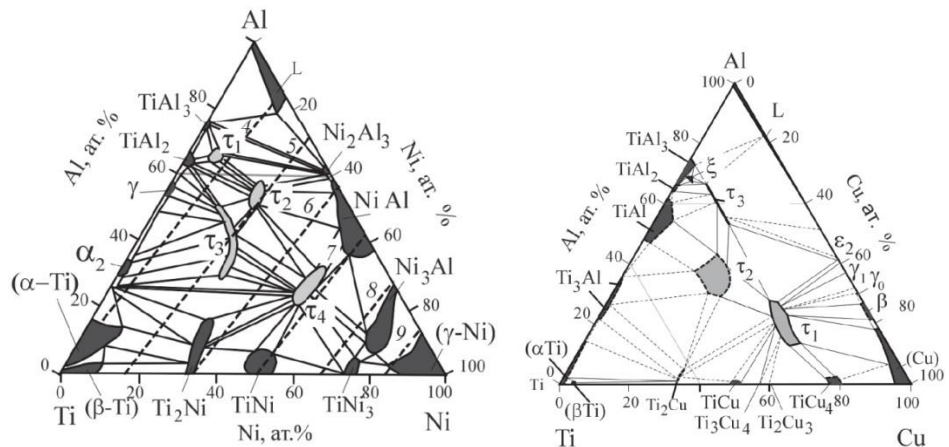


Рисунок 1.16 – Изотермическое сечение тройной фазовой диаграммы системы а) Ti-Al-Ni при температурах от 900 до 1000 °С; б) Ti-Al-Cu при температуре 800 °С

На приведенных диаграммах изотермического сечения прослеживается эволюция заполнения их тройными фазами с ростом средних групповых чисел (СГЧ). Среднегрупповым числом элементов будем считать число электронов за пределами оболочки соответствующего инертного газа, т. е. для нашего случая – число  $s$ ,  $d$  и  $p$ -электронов. Очевидно, что чем больше СГЧ, тем разнообразнее как наличие тройных фаз, так и морфология их расположения на изотермических сечениях. На тройных диаграммах рост плотности изолиний с одинаковыми значениями СГЧ отражает увеличение различия электронной структуры образующих сплав элементов.

На изотермических сечениях тройных диаграмм с третьим элементом из V периода таблицы Д.И. Менделеева систем Ti-Al-Me (Me=V, Nb, Ta) видно, что практически не образуется тройных соединений внутри изотермического треугольника. Все тройные фазы образуются на основе бинарных соединений из систем Al-Ti, Al-V и Al-Nb. При этом область гомогенности соединений на основе твердого раствора ( $\beta$ -Ti) заметно «уменьшается» в ряду третьих элементов  $V \rightarrow Nb \rightarrow Ta$ , входящих в рассматриваемые системы. Необходимо отметить, что все третьи элементы V, Nb и Ta в системах Ti-Al-Me имеют одинаковое значение СГЧ, равное 5, а различие СГЧ между всеми тремя образующими сплав элементами минимальное ( $СГЧ_{Al}=3$ ,  $СГЧ_{Ti}=4$  и  $СГЧ_{Me}=5$ ).

Такое изменение изотермических сечений в ряду систем Ti-Al-Me (Me=V, Nb, Ta) позволяет утверждать, что необходимо учитывать другие факторы (размерные, температурные, направленные межатомные связи и т. п.), которые в кристаллических решетках соединений или твердых растворов характеризуют величину и тип межатомной связи и проявляются в образовании интерметаллических соединений различного стехиометрического состава. Так, в [50] для анализа двух- и трехкомпонентных диаграмм состояния используют температурный фактор, который для рассматриваемых тройных диаграмм состояний Ti-Al-Me используем в виде:

$$n_T = 1 - \frac{T_{пл}^{Al}}{T_{пл}^{Me}} \quad (1.1)$$

где:  $T_{пл}^{Al}$  и  $T_{пл}^{Me}$  – температуры плавления Al и третьего элемента.

На рисунке 1.13 приведены диаграммы распределения температурного фактора в тройных системах Ti-Al-Me (а), размеров атомов (б) в зависимости от положения в периодической системе (I–X). Видно, что температурный фактор в ряду V→Nb→Ta тройных диаграмм Ti-Al-Me отличается значительно. Это коррелирует с наличием и изменением размеров и формы областей гомогенности соединений в этих тройных системах. Следует отметить, что размеры атомов между образующими сплав элементами отличаются незначительно (Рисунок 1.17, б).

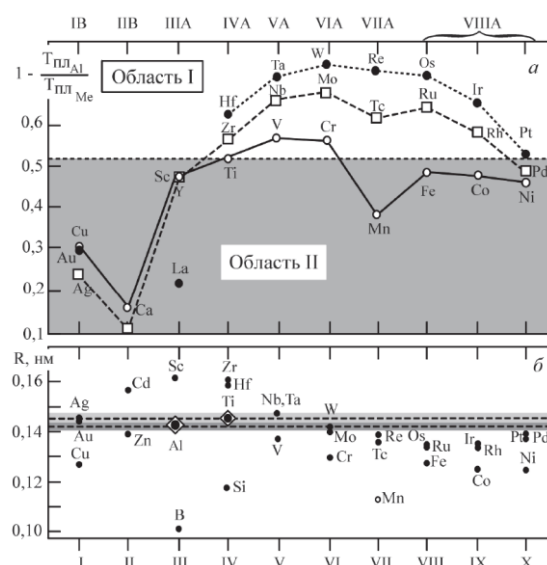


Рисунок 1.17 – Диаграммы распределения температурного фактора в тройных системах Ti-Al-Me (а), размеров атомов (б) в зависимости от положения в периодической системе (I – X). В область I входят элементы, у которых температура плавления выше температуры плавления Ti, а в область II – металлы с  $T_{пл}$  ниже температуры плавления Ti.

Наилучшие механические свойства биметаллических соединений наблюдаются при определенных типах и параметрах микроструктуры. Мы должны стремиться к наилучшей структуре. По мере совершенствования гранулята повышаются пластические и прочностные свойства, затрудняется

разрушение границ зерен, снижается температура хладноломкости, создаются условия для гиперпластической деформации. Поэтому еще одним перспективным методом, влияющим на структуру и свойства интерметаллидных сплавов, является модифицирование. Наиболее широкое применение модифицирование нашло в литейном производстве. Модифицирование металла осуществляют с помощью порошков, которые при введении в металлический расплав обеспечивают возможность изменять процесс кристаллизации и влиять на размеры зерна, что сказывается на конечных свойствах металла. В настоящее время все активнее применяются модифицирующие элементы, которые содержат в своем составе тугоплавкие ультра- и нанодисперсные частицы химических соединений (карбиды, нитриды и бориды). Перспективными модифицирующими элементами для интерметаллидных сплавов системы Ti-Al можно считать бор и карбид бора [58]. При этом содержание модифицирующего элемента не должно превышать 0,01 масс. %. Кроме того, имеются исследования, которые подтверждают положительное влияние на алюминиды титана нанодисперсного карбида вольфрама (до 0,2 масс. %). При введении нанодисперсного карбида вольфрама в наплавленные покрытия на основе алюминидов титана наблюдалось повышение износостойкости в условиях высокотемпературной эксплуатации, стабилизация дендритной структуры и укрепление межфазных границ, что снижает разупрочнение металла [59,60].

Термическая обработка и управление тепловыми условиями является еще одним перспективным направлением при повышении свойств интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий.

Термическую обработку алюминидов титана проводят с целью получения структуры определенного типа. В основном это получение ламельной или дулексной структуры. Это связано с тем, что дулексная микроструктура обладает хорошей пластичностью и прочностью при комнатной температуре, но для высокотемпературных свойств, таких как ползучесть и усталостная стойкость, желательна полностью ламельная микроструктура [37-42].

Считается, что полностью ламельная структура имеет более низкую пластичность, чем мелкозернистые и дуплексные структуры [61-66].

В научных источниках отсутствует информация о положительном влиянии термической обработки интерметаллидных сплавов с фазовым составом на основе  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ ). Это связано с тем, что при термической обработке сплавов на основе  $\alpha_2$  ( $Ti_3Al$ ) фаз происходит образование межфазных трещин или растворение границ зерен (показано короткими стрелками на рисунке 1.18 а), поэтому ожидается возникновение дислокаций на границах раздела или вблизи них (рисунок 1.18), если материал будет под достаточным напряжением. Наблюдаемое растворение границ зерен указывает на то, что, хотя алюминий является твердым упрочняющим раствором, он может разрушаться при высоких температурах, поэтому для стабилизации этого сплава требуется тугоплавкий материал в качестве легирующего элемента (например, ниобий) [66].

Микроструктура на рисунке 1.18 б показывает, что вместо разрыва или растворения границы раздела зерна расширяются. Происходит значительное удлинение зерна, и можно увидеть фазы  $\beta$ -Ti и  $\alpha$ -Ti (которые сохраняются при охлаждении) [66].

Режимы термической обработки образцов, представленных на рисунке 1.18, – нагрев до 1200 °C и 1430 °C, выдержка в течение 1 часа при заданной температуре и последующее охлаждение с печью в течение 8 часов. Скорость нагрева 3 °C в минуту.

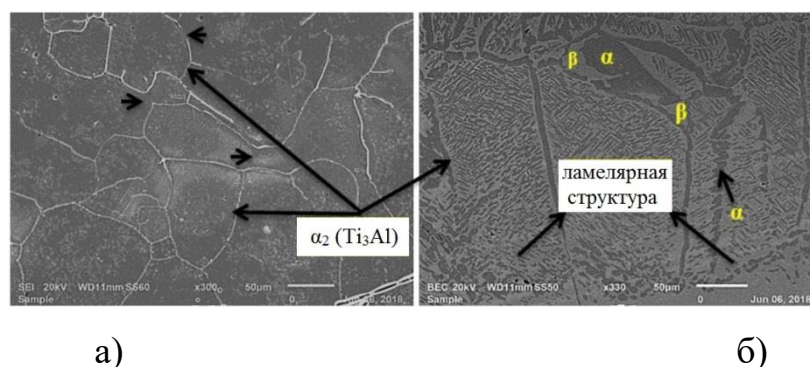


Рисунок 1.18 – Термообработка образца из интерметаллида на основе фазы  $Ti_3Al$  ( $25,62 \pm 1,2$  ат. %): при 1200 °C (а) и 1430 °C (б)



Ниобий является основным легирующим элементом для биметаллических сплавов на основе фазы  $Ti_3Al$ , поскольку он значительно увеличивает пластичность сплава. Типичной термообработкой для стабилизации структуры сплава системы  $Ti_3Al-Nb$  является демпфирование ( $\alpha_2+\beta$ ) ( $\sim 1060$  °С) и старение ( $650-850$  °С). Типичная структура готовых изделий (стержней и листов) после этих видов термообработки представляет собой (20-30% по объему) основную балансовую фазу  $\alpha_2$  и (50-60% по объему) вторичную тонкопленочную фазу  $\alpha_2$  в матрице  $\beta$  фазы. Термическая обработка такими методами приводит к снижению прочности и одновременно к увеличению пластичности, что объясняется увеличением количества  $\beta$ -фазы.

Таблица 1.2 – Влияние типа структуры интерметаллида  $TiAl$  на механические свойства (Б.И. Бондарев, Д.В. Елагин, А.В. Молотков и др.) [27]

Тип структуры	Механические свойства		
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{100}^{700^\circ}$ , МПа
Ламельная	350...400	0,5	480
Рекристаллизованная	580	0,8	310
Дуплексная	550	1,5	380

В работе [66] провели исследования влияния термической обработки на структуру интерметаллидного сплава на основе фазы  $\gamma$  ( $TiAl$ ). Для исследования выбрали образцы с содержанием алюминия  $47,47 \pm 0,8$  и  $55,84 \pm 1,5$  ат. %. Режимы термической обработки – нагрев до  $1200$  °С и  $1430$  °С, выдержка в течение 1 часа при заданной температуре и последующее охлаждение с печью в течение 8 часов. Скорость нагрева  $3$  °С в минуту. Эти температуры были выбраны так, чтобы они совпадали с однофазными и двухфазными областями фазовой диаграммы.

На рисунке 1.19 представлена микроструктура образца с содержанием алюминия  $47,47 \pm 0,8$  ат. % до проведения термической обработки. В данном

образце видно образование дендритной структуры. Эти результаты хорошо согласуются с работой *Plotleng и др.* [63, 66].

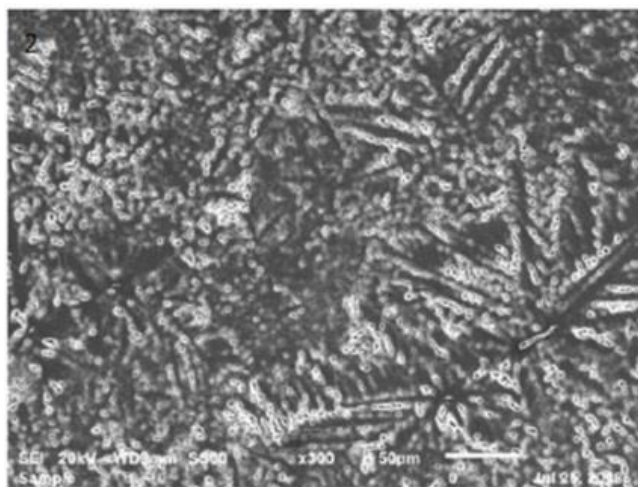


Рисунок 1.19 – Микроструктура интерметаллидного сплава системы Ti-Al с содержанием алюминия  $47,47 \pm 0,8$  ат. % до термической обработки

На рисунке 1.20 представлены микроструктуры интерметаллидного сплава системы Ti-Al с содержанием алюминия  $47,47 \pm 0,8$  ат. % после термообработки при 1200 °C (а) и 1430 °C (б). При 1200 °C (рисунок 1.20 а) выделения фазы  $\gamma$  (TiAl) видны среди оставшейся фазы  $\alpha$ -Ti. Ламели в этом сплаве сгруппированы и агломерированы. Дуплексная микроструктура, показанная на рисунке 1.20 а, представляет собой вкрапленные пластинки и зерна  $\gamma$  (TiAl), которые примерно равны по размеру. Эта микроструктура образуется после термообработки в центре области  $\alpha_2 + \gamma$  фазовой диаграммы и в значительной степени зависит от содержания Al. Пластинчатые зерна состоят из тонких пластинок  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) и  $\gamma$  (TiAl) с толщиной в нанометровом диапазоне. Доля пластинчатых зерен увеличивается с увеличением температуры термообработки в области  $\alpha + \gamma$  [62, 66, 67-70].

При 1430 °C (рисунок 1.20 б) наблюдается полностью ламельная структура. Об аналогичных структурах и об общем сплаве Ti-47Al-2Nb-2Cr сообщали *Today и др.* [71]. Нагревание выше температуры  $\alpha$ -перехода приводит к полностью ламельной микроструктуре, которая состоит из пластинчатых колоний (размером 250–500 мкм) чередующихся фаз  $\alpha_2$  и  $\gamma$ , как показано на ри-

сунке 1.20 б. Отсутствие  $\gamma$ -зерен при этой температуре термообработки позволяет беспрепятственно расти пластинчатой микроструктуре [61]. Границы зерен неровные и обеспечивают хорошую ползучесть [61-63, 66-69, 71]. Можно видеть, что увеличение содержания алюминия и температуры термообработки приводит к двойникованию [72]. Такое двойникование графически представлено в работе *Azadmanjiri и др.* [73]. Это ожидается, учитывая, что *Fitzner и др.* [72], изучая влияние Al на двойникование в бинарной системе титан–алюминий, показали, что двойникование отсутствует в системе  $\alpha_2$ -фаз, но имеет место в системе TiAl–Ti<sub>3</sub>Al [66].

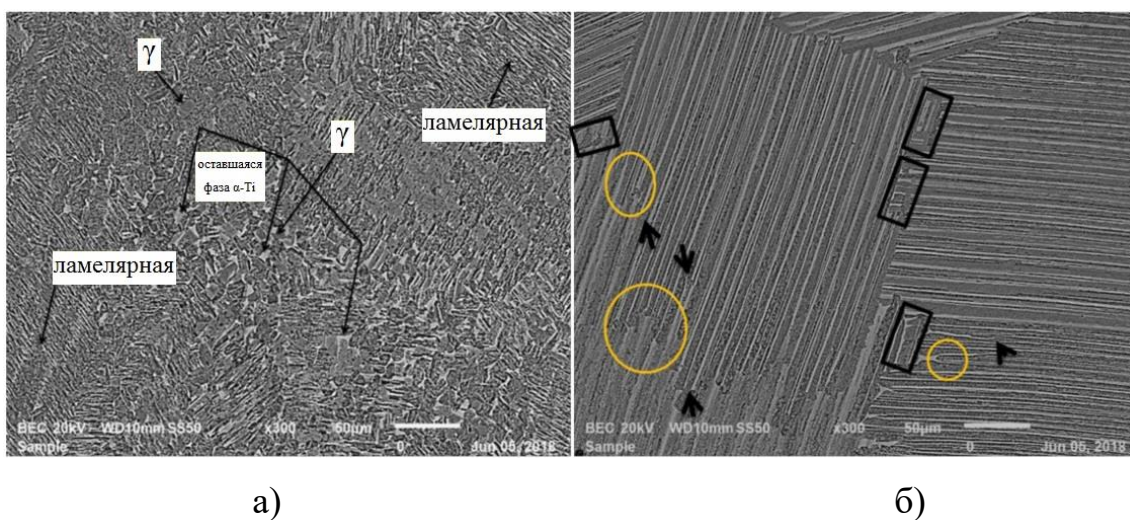


Рисунок 1.20 – Термообработка образца из интерметаллида на основе фазы TiAl ( $47,47 \pm 0,8$  ат. %): при 1200 °C (а) и 1430 °C (б)

Отсутствие двойникования в  $\alpha_2$ -фазе и наличие двойникования в системе TiAl–Ti<sub>3</sub>Al подробно описано в работе *Fitzner и др.* [73]. Стрелки и кружки, показанные на рисунке 1.20 б, указывают на разрыв ламельной пластины. Некоторые ламельные пластинки расширены или утолщены в месте дислокации (обозначены кружками). Затем их можно было бы проиндексировать как полосы скольжения перед продольным двойникованием [74], но из-за утолщения их было бы трудно проиндексировать. *Edwards и др.* [74] ссылались на параллельное двойникование, которое происходило из-за полностью выросших ламелей того же размера, что и соседние родительские ламели, образующие продольное двойникование. В этом исследовании наблю-

далось параллельное двойникование, которое происходило из ламели, которая еще не была полностью развита (обозначена прямоугольниками), и также может быть проиндексирована как взаимодействие дислокации с механическим двойникованием [75].

На рисунке 1.21 представлена микроструктура образца с содержанием алюминия  $55,84 \pm 1,5$  ат. % до проведения термической обработки.

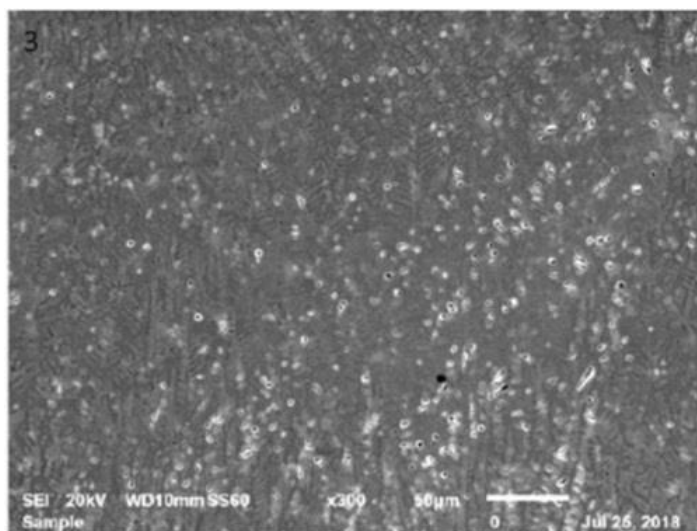


Рисунок 1.21 – Микроструктура интерметаллидного сплава системы Ti-Al с содержанием алюминия  $55,84 \pm 1,5$  ат. % до термической обработки

На рисунке 1.22 представлена микроструктура интерметаллидного сплава системы Ti-Al с содержанием алюминия  $55,84 \pm 1,5$  ат. % после термообработки при  $1430$  °C. Термообработка при  $1200$  °C не проводилась, так как не ожидалось никаких фазовых превращений для этого состава Al. При содержании алюминия  $>50$  ат. %, алюминиды титана существуют в области  $\gamma$ -фазы. Микроструктура для этого состава сплава характеризуется мелкими  $\gamma$ -ламеллярными зернами. Двойникование в продольном направлении показано с множественным наложением зерен  $\alpha_2$ , как показано на микроструктуре на рисунке 1.22. Множественное наложение  $\alpha_2$  привело к образованию деформации на границе раздела зерен (представленной зеленым прямоугольником на рисунке 1.22). Наложение зерен  $\alpha_2$  дополнительно вызвало растрескивание или деформацию ламелей  $\gamma$ -фазы прилегающего зерна. Это растрескивание

показано синими стрелками на рисунке 1.22. В  $\gamma$ -зерне наблюдались дефекты упаковки или дислокации в пластинах  $\alpha_2$  (обозначенные овальным кругом). Существует сдвиг или дислокация (в том, что кажется мелкими порами) на  $\gamma$ -пластинках внутри зерен с многократной укладкой в фазе  $\alpha_2$ . Наблюдаются множественные дислокации в  $\gamma$ -зернах (верхний уровень изображения), где пластинки имеют множественные разрывы в продольном направлении [74]. Двойникование в  $\gamma$ -фазе меньше по сравнению с образцом в системе TiAl–Ti<sub>3</sub>Al. Эти данные подтверждаются исследованиями *Azadmanjiri и др.* [75].

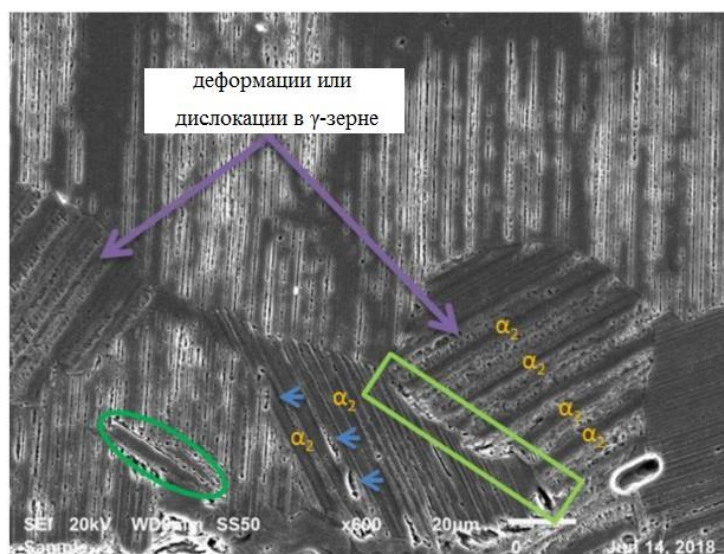


Рисунок 1.22 – Термообработка образца из интерметаллида на основе фазы TiAl ( $55,84 \pm 1,5$  ат. %): при 1430 °C

С практической точки зрения желательно использовать двухфазный интерметаллидный сплав системы Ti–Al, поскольку он имеет улучшенную пластичность при комнатной температуре по сравнению с однофазными сплавами [61, 76-79]. В двухфазном сплаве  $\gamma$ -фаза, как известно, демонстрирует более пластичное поведение, чем  $\alpha_2$ -фаза, которая с трудом деформируется [61]. Это можно объяснить механическим двойникованием алюминидов титана [65].

Зачастую термическую обработку совмещают с разными технологиями получения интерметаллидных сплавов.

Стоит отметить, что чистота исходных материалов также оказывает большое влияние на свойства интерметаллидных сплавов системы Ti-Al, особенно по легковесным примесям, сегрегация которых на границах зерен вызывает хрупкое разрушение.

Известно, что надежность и долговечность работы деталей и узлов различных конструкций определяется свойствами материалов, из которых они сделаны. Однако многие эксплуатационные характеристики изделий, такие как: износостойкость, коррозионная стойкость, жаростойкость и т.д. – определяются свойствами поверхности. Учитывая недостатки титана и алюминидов титана, а также методы повышения свойств интерметаллидных сплавов, можно рекомендовать интерметаллидные сплавы на основе системы титан-алюминий в качестве защитных покрытий на титан и титановые сплавы. Это позволит расширить область применения изделий из титана и сплавов на его основе.

#### **1.2.4. Способы нанесения интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий**

На сегодняшний день существует большое количество способов получения интерметаллидных покрытий: магнетронное распыление [80, 81], лазерная наплавка [82, 83], электронно-лучевая наплавка в вакууме [84], вакуумно-дуговое осаждение [85, 86], напыление (плазменное, детонационное, холодное) [87, 88], электроискровое осаждение [90], способы дуговой наплавки (аргонодуговая неплавящимся электродом, аргонодуговая плавящимся электродом (сплошной или порошковой проволокой)) [90-92] и другие способы.

Однако многие из этих способов применимы лишь в лабораторных условиях или для ограниченной номенклатуры изделий и не находят промышленного применения. Это связано с рядом факторов: высокая стоимость

оборудования и процесса нанесения покрытий, отсутствие промышленно выпускаемых материалов для нанесения интерметаллидных покрытий и т.д.

Магнетронное распыление – способ нанесения защитных покрытий (тонких пленок), в результате которого происходит катодное распыление мишени на поверхность детали (Рисунок 1.23). Основными достоинствами данного метода являются: низкое тепловое воздействие на поверхность подложки, высокая однородность покрытия, возможность нанесения покрытий сложного состава. Недостатками данного метода являются: ограниченная номенклатура деталей, которая ограничивается размерами камеры магнетронной распределительной системы (МРС), низкая производительность способа (по толщине наносимого покрытия).

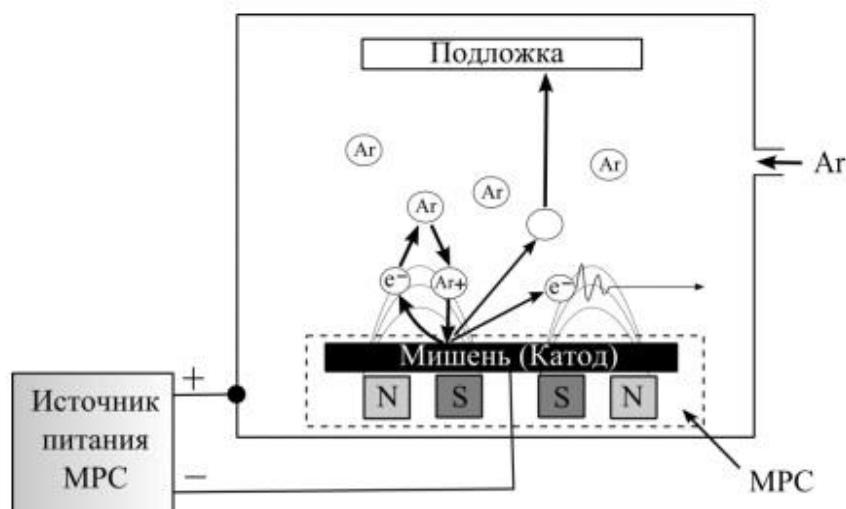


Рисунок 1.23 – Схема магнетронной распределительной системы и процесса магнетронного распыления.

Существует ряд работ, в которых показано, как авторы наносили интерметаллидные покрытия на основе алюминидов на различные поверхности [80,81,93]. В работе [93] наносили интерметаллидные покрытия системы Al-Co, (75 % Co + Al), Al-Ni (70 % Ni + Al), Al-Ti (Ti 59 % + Al) на образцы (20x20x0,5 мм) из стали 12X18H10T. Как сообщают авторы, покрытия имели незначительное количество дефектов (поры, расслоения и трещины), однако можно предположить, что при нанесении покрытия на поверхность детали

свыше  $400 \text{ мм}^2$  количество дефектов возрастет. При данном методе сложно управлять химическим и фазовым составом покрытия.

Лазерная наплавка является перспективным способом нанесения защитных покрытий и восстановления изношенных деталей (Рисунок 1.24) [94]. Достоинствами лазерной наплавки являются: малое проплавление основного металла при высокой прочности сцепления покрытия, низкие деформации наплавляемых деталей, возможность наплавки труднодоступных поверхностей, возможность нанесения покрытий сложного состава. Основные недостатки заключаются в высокой стоимости оборудования, низкой производительности и невысокой КПД процесса наплавки [94].

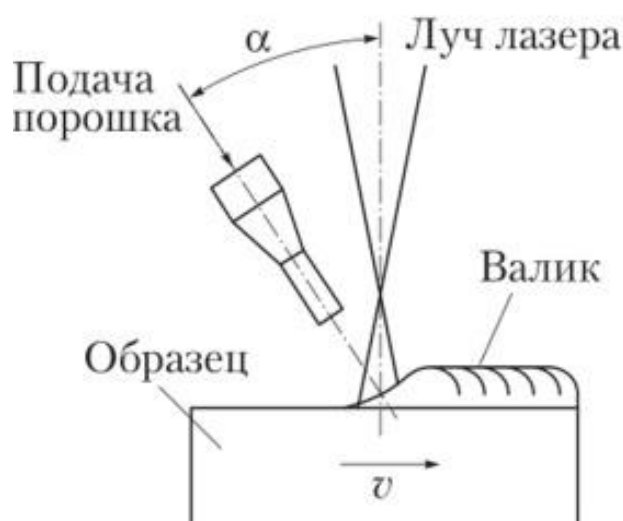


Рисунок 1.24 – Схема процесса лазерной наплавки

Однако проблема хрупкости интерметаллидных сплавов присутствует и при лазерной наплавке. Авторы [95, 96] наносили интерметаллидные сплавы системы Ti-Al на поверхность титановых деталей. Авторами предпринимались попытки к снижению склонности к образованию трещин путем предварительного подогрева подложки в диапазоне температур от  $300$  до  $450 \text{ }^\circ\text{C}$ , однако это значительно не повлияло на склонность к образованию трещин. На рисунке 1.25 показаны результаты склонности к образованию трещин при лазерной наплавке интерметаллидных сплавов системы Ti-Al, где цифрами указаны номера образцов в таблице 1.3.



Таблица 1.3 – Режимы лазерной наплавки алюминидов титана

Номер образца	Мощность лазера, Вт	Скорость сканирования (мм/мин)	Скорость подачи порошка (г/мин)
1	700	300	2
2	800	300	2
3	900	300	2
4	700	450	2
5	800	450	2
6	900	450	2
7	700	600	2
8	800	600	2
9	900	600	2
10	700	300	4
11	800	300	4
12	900	300	4
13	700	450	4
14	800	450	4
15	900	450	4
16	700	600	4
17	800	600	4
18	900	600	4

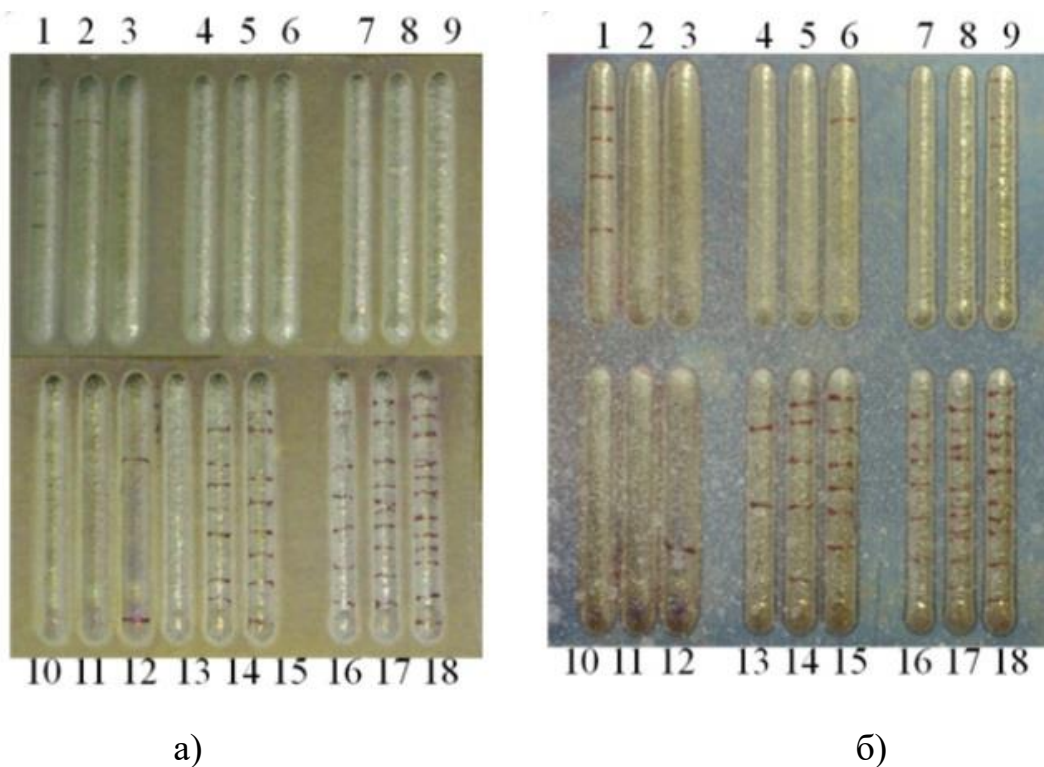


Рисунок 1.25 – Результаты оценки склонности наплавленных сплавов к образованию трещин методом капиллярного контроля,

где: а) образцы, наплавленные с температурой предварительного подогрева 350 °С; б) образцы, наплавленные с температурой предварительного подогрева 450 °С.

Электронно-лучевая наплавка – еще один перспективный способ нанесения защитных покрытий, в том числе и интерметаллидных. Интерметаллидные покрытия системы титан-алюминий получают электронно-лучевой наплавкой в вакууме и вне вакуума. Вневакуумный способ является более перспективным с позиции снижения трудоемкости и снятия ограничений по размеру наплавливаемых деталей. Достоинства электронно-лучевой наплавки заключаются в низком проплавлении основного металла. Главными недостатками электронно-лучевой наплавки являются сложность и высокая стоимость оборудования, а также необходимость биологической защиты персонала.

В работах [84, 97, 98] исследовались процессы вневакуумной электронно-лучевой наплавки интерметаллидных сплавов системы Ti-Al на подложку из титанового сплава ВТ1-0. На титановую подложку предварительно наносили порошковые материалы (Ti, Al) и флюс (LiF или CaF<sub>2</sub>) (Рисунок 1.26). В работе [98] наносились интерметаллидные покрытия в широком диапазоне содержания алюминия (таблица 1.4)

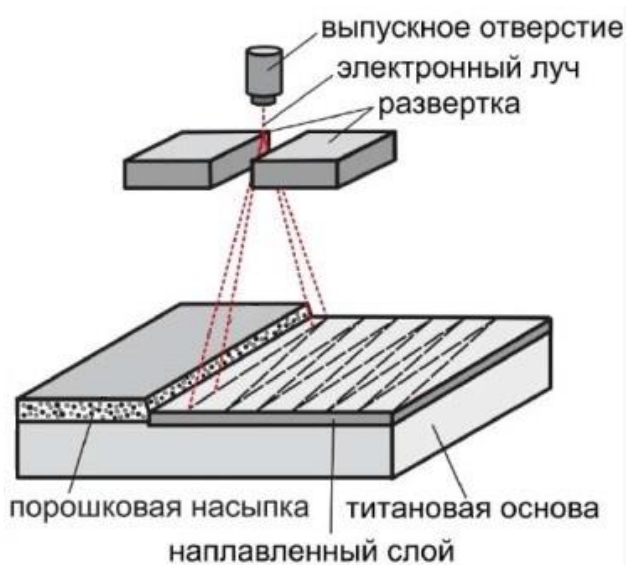


Рисунок 1.26 – Схема электронно-лучевой наплавки

Таблица 1.4 – Состав исходных порошковых смесей и маркировка соответствующих им образцов

Образец		Массовая доля элемента в исходной порошковой насыпке, вес. %		
№	Обозначение	Ti	Al	LiF (флюс)
1	Ti-Al (10/35)	10	35	55
2	Ti-Al (25/25)	25	25	50
3	Ti-Al (32/20)	32	20	48
4	Ti-Al (38/15)	38	15	47
5	Ti-Al (45/10)	45	10	45
6	Ti-Al (51/5)	51	5	44

После наплавки химический состав наплавленных покрытий соответствовал таблице 1.5.

Таблица 1.5 – Результаты элементного и фазового анализа образцов, наплавленных электронным лучом

Образец		Элементарный состав, ат. %		Фазовый состав (согласно результатам рентгеновской дифракции)
№	Обозначение	Ti	Al	
1	Ti-Al (10/35)	40,7	59,3	TiAl, TiAl <sub>2</sub> , Ti <sub>3</sub> Al
2	Ti-Al (25/25)	60,0	40,0	Ti <sub>3</sub> Al
3	Ti-Al (32/20)	70,6	29,4	Ti <sub>3</sub> Al
4	Ti-Al (38/15)	76,3	23,7	Ti <sub>3</sub> Al
5	Ti-Al (45/10)	84,6	15,4	Ti
6	Ti-Al (51/5)	93,3	6,7	Ti

На наплавленных образцах габаритами 50x100x12 мм присутствовали характерные для интерметаллидных сплавов дефекты в виде трещин межкристаллитного типа. Как сообщают авторы, трещины хаотично распределены по поверхности образцов. Авторы объясняют возникновение трещин разницей коэффициентов линейного расширения между титановой подложкой и

наплавленными слоями. В результате возникающие при наплавке напряжения приводят к растрескиванию образцов с повышенным содержанием алюминия. Склонность к образованию трещин снижалась при уменьшении содержания алюминия.

Вакуумно-дуговое осаждение покрытий – это физический метод нанесения покрытий (тонких пленок) в вакууме путем конденсации на подложку (изделие, деталь) материала из плазменных потоков, генерируемых на катоде-мишени в катодном пятне вакуумной дуги сильноточного низковольтного разряда, развивающегося исключительно в парах материала электрода (Рисунок 1.27). Достоинства данного способа заключаются в возможности нанесения тугоплавких покрытий, высокой адгезии покрытия с основой, однородности покрытия по толщине, возможности нанесения многослойных покрытий. Недостатки данного способа заключаются в ограниченной номенклатуре изделий (ограничивается размерами вакуумной камеры), низкой производительности осаждения (0,005-0,3 мкм/мин), трудности получения чистых пленок распыляемого материала из-за неизбежности включения молекул газа в пленку.

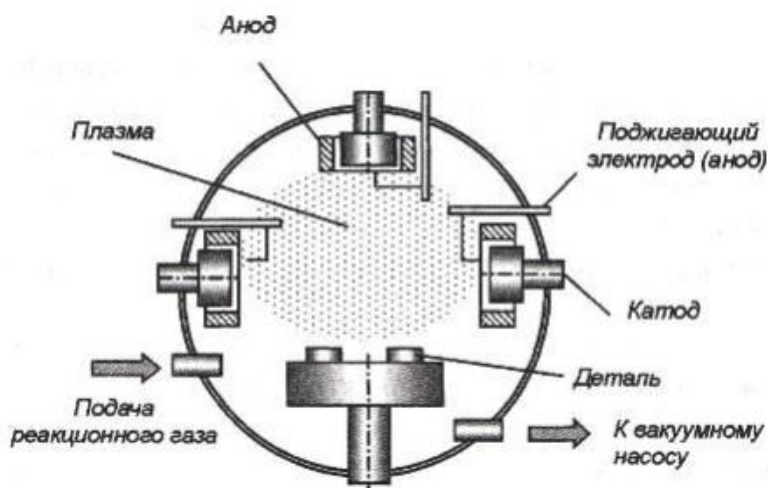


Рисунок 1.27 – Схема процесса вакуумно-дугового осаждения покрытий

В работах [85, 86, 99] исследовались процессы вакуумно-дугового осаждения интерметаллидных покрытий системы Ti-Al на подложки из различных материалов (сталь, медь). Как сообщают авторы, на поверхности деталей

формируются интерметаллидные покрытия системы Ti-Al на основе фаз  $TiAl_3$ ,  $TiAl_2$  и  $TiAl$ . Авторами в данных работах не указана информация по наличию трещин в нанесенных покрытиях, однако сообщается о небольшом содержании пор в покрытии и неравномерном распределении химического состава.

Напыление является еще одним перспективным способом для формирования защитных покрытий и восстановления изношенных деталей. Интерметаллидные покрытия системы Ti-Al получают различными способами напыления, наиболее изученными являются: плазменное напыление, детонационное напыление, холодное напыление [87, 88, 100-104]. Напыление обладает рядом преимуществ: простота способа, низкое тепловое воздействие на деталь, возможность нанесения покрытий различного состава. Недостатками данного процесса являются: пористость покрытия, неравномерная толщина покрытия и распределения химических элементов, как следствие – разный химический и фазовый состав покрытия.

В работе [100] исследовались процессы холодного напыления интерметаллидных покрытий системы Ti-Al. Авторы наносили покрытия на основе фазы  $TiAl_3$ , т.к. оно менее склонно к растрескиванию, чем интерметаллидные фазы  $Ti_3Al$  и  $TiAl$ . Для равномерного распределения компонентов в структуре покрытия проводилась дополнительная термическая обработка в среде аргона. В данных работах не указана информация по наличию трещин в нанесенных покрытиях, однако сообщается, что после проведения термической обработки пористость покрытий достигает ~ 15%. Авторами указывается повышение термической стойкости титана с интерметаллидным покрытием на основе фазы  $TiAl_3$  при температуре до 950 °C.

Способ электроискрового нанесения покрытий основан на переносе металла с анода на катод при многократно повторяющемся воздействии электрических разрядов (Рисунок 1.28). Достоинства данного способа заключаются в простоте и низком тепловом воздействии на деталь. Недостатками является низкая производительность способа.

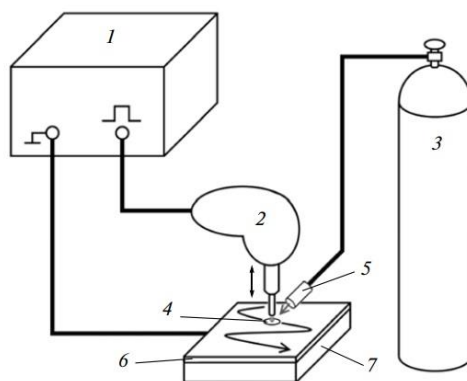


Рисунок 1.28 – Схема электроискрового нанесения покрытий, где: 1 – генератор разрядных импульсов; 2 – ручной вибратор с анодом; 3 – баллон с газом; 4 – область воздействия разряда; 5 – сопло; 6 – покрытие; 7 – подложка (катод)

В работе [89] авторами исследовались процессы электроискрового нанесения алюминия на титан и титан на алюминий с последующим формированием интерметаллидных покрытий на основе фаз  $TiAl$ ,  $Ti_3Al$ ,  $TiAl_3$ . Толщина наносимых интерметаллидных покрытий доходила до 50 мкм.

При нанесении титана на алюминий наблюдается наличие дефектов, таких как поры и трещины, а также значительная неоднородность химического состава по сечению покрытия (Рисунок 1.29). Химический состав пронумерованных участков на рисунке 1.29 представлен в таблице 1.6.

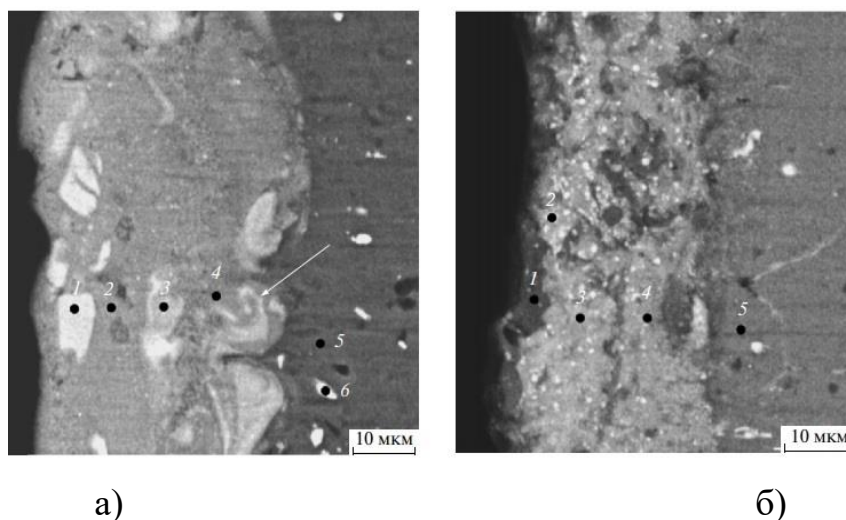


Рисунок 1.29 – Микроструктура покрытия при осаждении титана на алюминиевую подложку в среде аргона (а) и воздухе (б)

Таблица 1.6 – Содержание элементов (ат. %) в структуре покрытий при нанесении титана на алюминий

Номер точки	Химические элементы								
	Al	Ti	Mn	Cu	Mg	Fe	Si	N	O
Рисунок 1.29 а									
1	59,0	39,1	0,6	1,3	-	-	-	-	-
2	74,5	21,4	0,5	2,3	1,3	-	-	-	-
3	69,8	27,7	0,7	1,8	-	-	-	-	-
4	84,4	10,8	0,4	2,6	1,8	-	-	-	-
5	96,4	-	0,4	2,1	1,1	-	-	-	-
6	72,6	-	3,5	7,3	-	11,4	5,2	-	-
Рисунок 1.29 б									
1	44,8	16,9	0,4	1,5	-	0,4	-	16,5	19,6
2	34,3	2,6	-	-	1,9	0,4	-	12,1	48,6
3	66,8	16,8	-	1,4	1,1	0,4	-	-	13,5
4	58,4	19,5	0,3	1,8	-	0,7	-	-	19,3
5	92,3	3,1	0,3	1,9	1,3	-	-	-	1,1

Как сообщают авторы, при электроискровом осаждении алюминия на титан покрытие более однородное и имеет меньше пор и трещин (рисунок 1.30). Однако нанесенное покрытие представлено фазой  $TiAl_3$ .

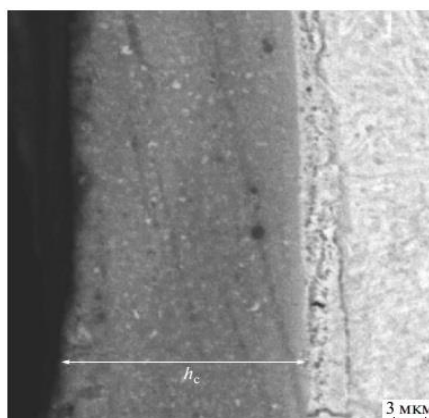


Рисунок 1.30 – Микроструктура покрытия при осаждении алюминия на титан в среде аргона

Для получения интерметаллидных покрытий на основе фаз  $Ti_3Al$  и  $TiAl$  авторы работы наносили электроискровые покрытия последовательно. Первым слоем наносили алюминий на титан, затем вторым слоем наносили титан. Как сообщают авторы, несмотря на последовательное нанесение материалов, структура покрытия достаточно однородна, однако дефекты в виде пор и трещин по-прежнему присутствуют в структуре покрытия.

Одним из наиболее распространенных способов нанесения интерметаллидных покрытий являются разновидности аргонодуговой наплавки. Достоинства аргонодуговой наплавки заключаются в простоте и универсальности данного способа, кроме того, данный способ легко поддается автоматизации. Недостатками является низкая производительность при ручной наплавке, а также сложность работы на открытом воздухе или при наличии сквозняков в помещении, т.к. газовая защита сварочной ванны неэффективна в таких условиях.

Рассматривая способы нанесения интерметаллидных покрытий системы  $Ti-Al$ , можно сделать вывод о том, что природная хрупкость этих сплавов сохраняется независимо от способа нанесения и толщины покрытий. Основными методами повышения свойств (механических и эксплуатационных) и снижения склонности к образованию трещин в интерметаллидных сплавах являются: микролегирование, легирование, модифицирование, термическая обработка, технологические приемы, обеспечивающие возможность диспергирования зерен как твердого, так и кристаллизующегося металла, повышение чистоты исходных материалов. Поэтому необходимо выбирать способ, который позволит соблюдать технологические меры, указанные выше. Для надежной защиты наплавленные интерметаллидные сплавы, работающие в условиях износа и повышенных температур, целесообразно наносить с толщиной слоя более 1-1,5 мм.

Основным недостатком магнетронного распыления, вакуумно-дугового осаждения, методов напыления, электроискрового нанесения покрытий является малая толщина наносимых покрытий, длительность процесса нанесения



и сложность управления химическим и фазовым составом наплавленных покрытий при дополнительном легировании или модифицировании, поэтому они не рассматриваются в качестве способов нанесения покрытий.

Лазерная и электронно-лучевая наплавка не рассматриваются ввиду сложности и высокой стоимости оборудования. Автоматическая аргодуговая наплавка неплавящимся электродом является наиболее простым технологическим процессом. При аргодуговой наплавке неплавящимся электродом создаются благоприятные условия для легирования и модифицирования интерметаллидных сплавов за счет использования дополнительных присадочных материалов или материалов с легирующим элементом в составе. Кроме того, управляя процессами теплоотдачи при наплавке и применяя после наплавки термообработку, можно создать условия для формирования оптимальной структуры интерметаллидных покрытий.

Основные задачи исследования:

1. Разработка методики исследования процессов формирования на титане наплавленных алюминидов титана, их структуры и свойств при аргодуговой наплавке с алюминиевой присадочной проволокой.
2. Исследование влияния режимов и химического состава присадочных материалов при аргодуговой наплавке на процессы формирования, химический состав, структуру и свойства наплавленных алюминидов титана на титане.
3. Разработка методики расчета химического состава наплавленного металла при заданных режимах наплавки.
4. Разработка технологических рекомендаций по аргодуговой наплавке сплавов на основе алюминидов титана с заданным химическим составом и эксплуатационными свойствами.

## 2 Методика проведения исследований

### 2.1. Методика исследования процессов аргонодуговой наплавки

Исследования процессов аргонодуговой наплавки интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий производили на портальной установке с двухкоординатной осью перемещения (Рисунок 2.1). На установке находится механизм позиционирования и механизм подачи присадочной проволоки с двухроликовым приводом. На механизме позиционирования осуществляется крепление аргонодуговой горелки и направляющих трубок для подачи присадочных проволок. Механизм крепления позволяет регулировать длину дуги и положение горелки по отношению к точке ввода, углу и высоте ввода присадочных проволок. Дополнительный механизм подачи проволоки состоит из механизма подачи кабеля двигателя постоянного тока 45402BVE.

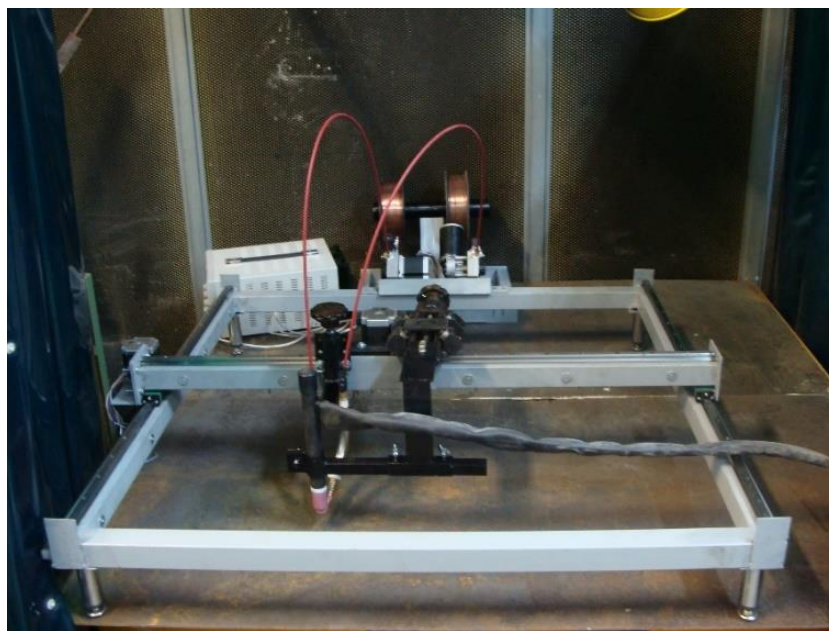


Рисунок 2.1 – Установка для автоматической аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом с подачей присадочной проволоки

Проволока подавалась в головную часть сварочной ванны (левый метод) и в хвостовую часть сварочной ванны (правый метод) (Рисунок 2.2).

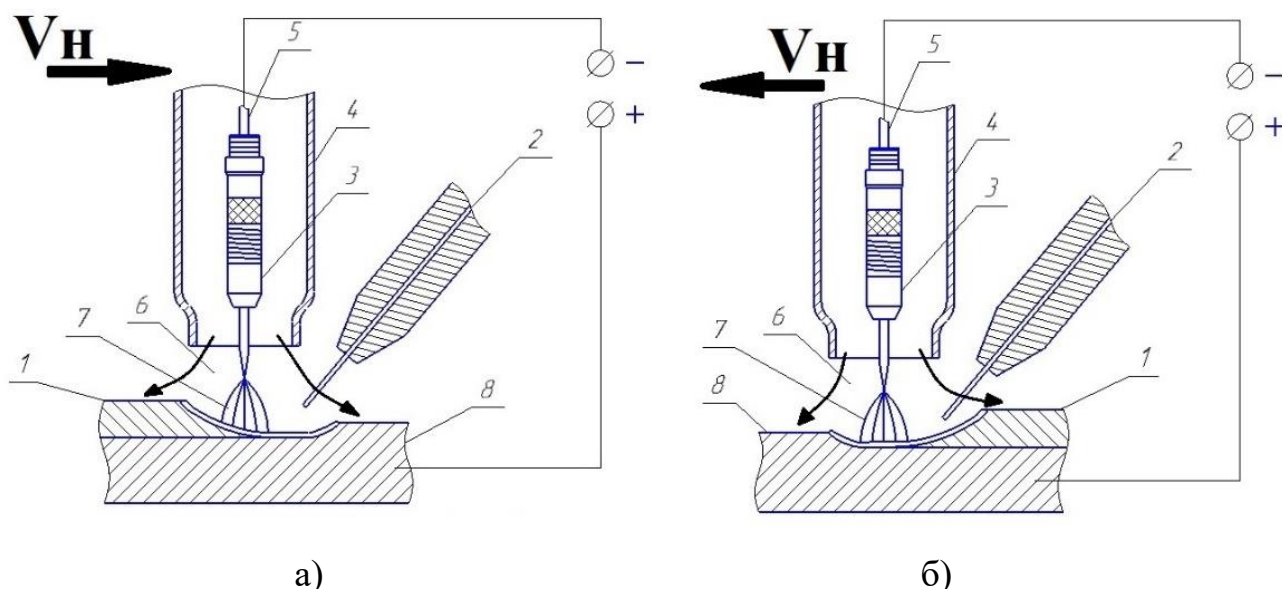


Рисунок 2.2 – Схема процесса аргодуговой наплавки неплавящимся электродом: а) левый способ наплавки (проволока подается в головную часть сварочной ванны); б) правый способ наплавки (проволока подается в хвостовую часть сварочной ванны), где: 1 – наплавленное покрытие; 2 – присадочная проволока; 3 – сварочный диффузор; 4 – керамическое сопло; 5 – неплавящийся электрод; 6 – защитная газовая атмосфера; 7 – сварочная дуга; 8 – основной металл

Регистрацию вольт-амперных характеристик (ВАХ) в процессе наплавки осуществляли при помощи регистратора ВАХ. В состав регистратора ВАХ входят датчик измерения постоянного и переменного тока ДИТ-300-Н и датчик измерения постоянного и переменного напряжения ДНХ-01.

Датчик измерения постоянного и переменного тока ДИТ-300-Н преобразует проходящий через него ток, в пределах до 300 ампер, в выходное напряжение от 0 до 5 вольт и имеет гальваническую развязку между входным и выходным сигналом. Датчик измерения постоянного и переменного напряжения ДНХ-01 преобразует входное напряжение, снимаемое со сварочного аппарата, до 100 вольт в выходной аналоговый сигнал от 0 до 5 вольт.

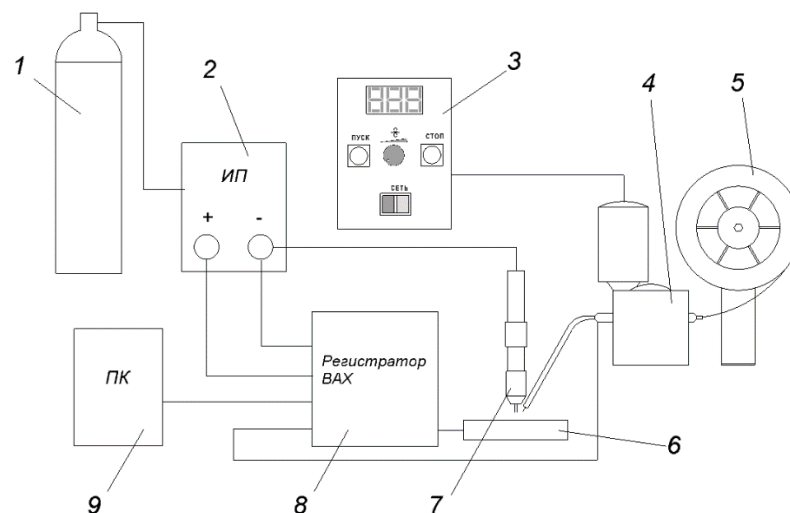


Рисунок 2.3 – Схема процесса аргодуговой наплавки неплавящимся электродом при регистрации ВАХ,

где: 1 – газовый баллон с аргоном; 2 – источник питания; 3 – блок управления; 4 – механизм подачи присадочной проволоки; 5 – присадочная проволока; 6 – образец для наплавки; 7 – горелка для автоматической аргодуговой наплавки; 8 – регистратор ВАХ; 9 – компьютер

Регистрацию тепловых полей при аргодуговой наплавке неплавящимся электродом осуществляли при помощи цифрового многоканального самописца S-Recorder выпускаемым ООО «ADClab» и модуля усилителя термопары на базе быстродействующего усилителя AD620. Цифровой многоканальный самописец S-Recorder имеет аналоговые входы по напряжению и может регистрировать сигналы, поступающие с источника постоянного или переменного напряжения в широком диапазоне частот. Программа «S-Recorder» представляет собой программное обеспечение, являющееся составной частью многоканальных программно-аппаратных комплексов сбора и анализа данных, поставляемых компанией «ADClab», как на основе устройств, разработанных этой компанией, так и на основе устройств сторонних производителей. Данный программный продукт обеспечивает управление и настройку программно-аппаратных комплексов, предоставляет удобный пользовательский интерфейс для сбора, просмотра,

сохранения, экспорта в Excel и структуризации данных, получаемых от них.

Модуль усилителя термопары выполнен на базе высокоточного прецизионного быстродействующего усилителя AD620 с высоким коэффициентом передачи. В зависимости изменения выходного сигнала, снимаемого термопарой, данный модуль формирует аналоговый сигнал, изменяющийся в пределах от 0 до 5 вольт.

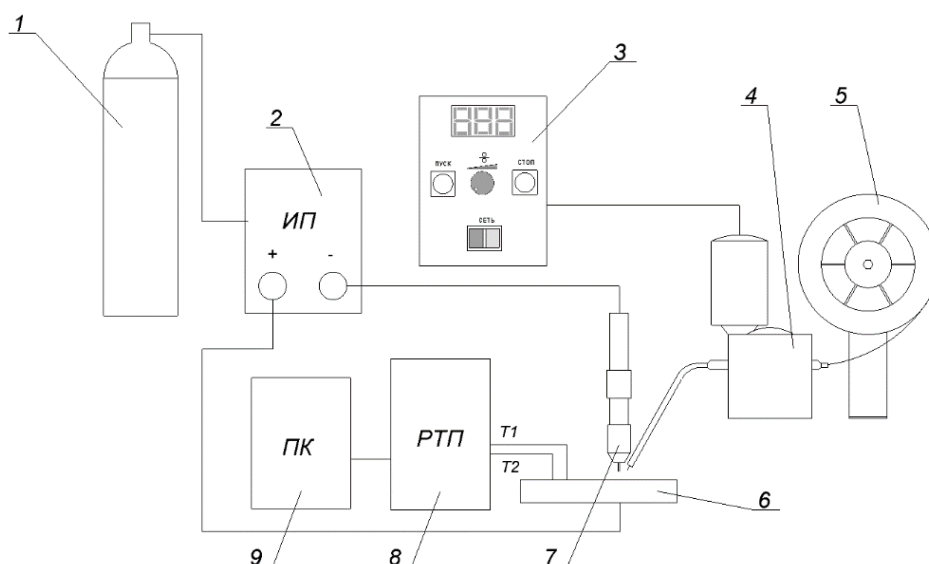


Рисунок 2.4 – Схема процесса аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом при регистрации тепловых полей, где: 1 – газовый баллон с аргоном; 2 – источник питания; 3 – блок управления; 4 – механизм подачи присадочной проволоки; 5 – присадочная проволока; 6 – образец для наплавки; 7 – горелка для автоматической аргонодуговой наплавки; 8 – регистратор тепловых полей; 9 – компьютер; T1 – термопара №1; T2 – термопара №2

Для наплавки интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий применялась присадочная проволока Св-А5 диаметром 1,2 мм. Для легирования кремнием применялись сварочные проволоки Св-АК5, Св-АК12 диаметром 1,2 мм. Для введения марганца применялась проволока Св-АМц диаметром 1,2 мм. Схема наплавки проволоками Св-А5, Св-АК5, Св-АК12 и Св-АМц представлена на рисунке 2.5 а.

Для легирования ниобием, никелем, медью, цирконием применялись дополнительные присадочные проволоки. При легировании ниобием – проволока Нб-1 ( $\varnothing$  1,5 мм), никелем – проволока НП2 ( $\varnothing$  1,2 мм), медью – проволока М1 ( $\varnothing$  1,0 мм), цирконием – проволока R702 ( $\varnothing$  1,2 мм). Схема наплавки данными материалами приведена на рисунке 2.5 б.

Легирование Со, Сг, Мо осуществляли, засыпая порошки данных материалов в технологические пазы, изготовленные перед наплавкой (Рисунок 2.6). При легировании кобальтом использовался порошок ПК-1У по ГОСТ 9721-79, хромом – порошок Х99Н4 по ГОСТ 5905-2004, молибденом – порошок ИМП по ТУ 48-19-316-80.

Модифицирование порошками хрома и бора осуществляли по схеме, указанной на рисунке 2.6.

Использование схем легирования, приведённых на рисунках 2.5 и 2.6, обусловлено исследованием влияния легирующих элементов в широких пределах.

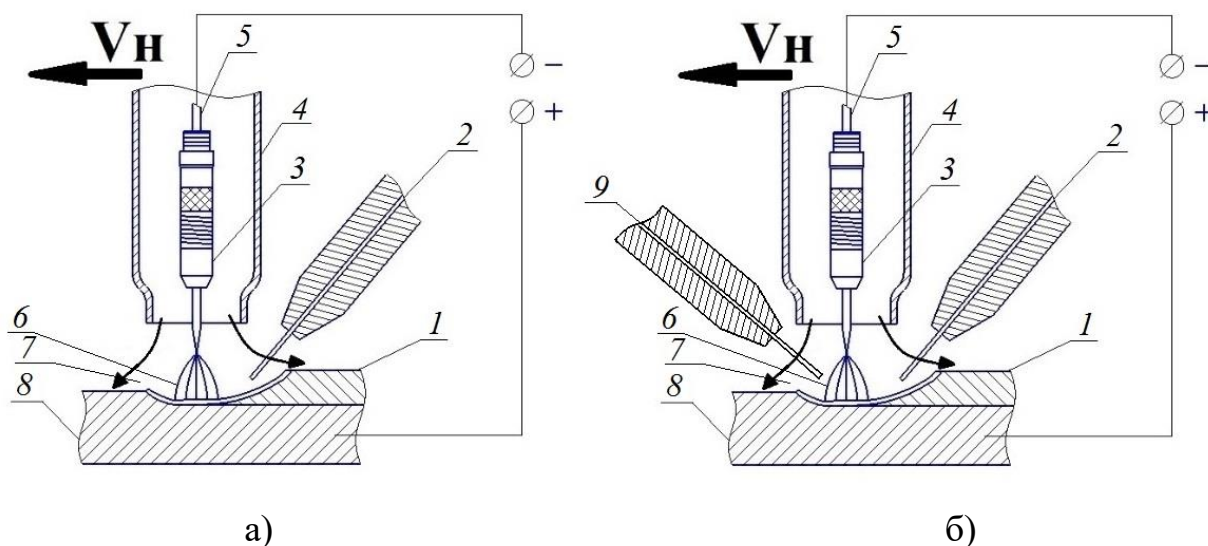


Рисунок 2.5 – Схема легирования с введением легирующего элемента в составе присадочной проволоки,

где: 1 – наплавленный валик, 2 – присадочная проволока (алюминиевая), 3 – держатель цанги, 4 – керамическое сопло, 5 – вольфрамовый электрод, 6 – сварочная дуга, 7 – защитная газовая атмосфера, 8 – основной металл, 9 – дополнительная присадочная проволока

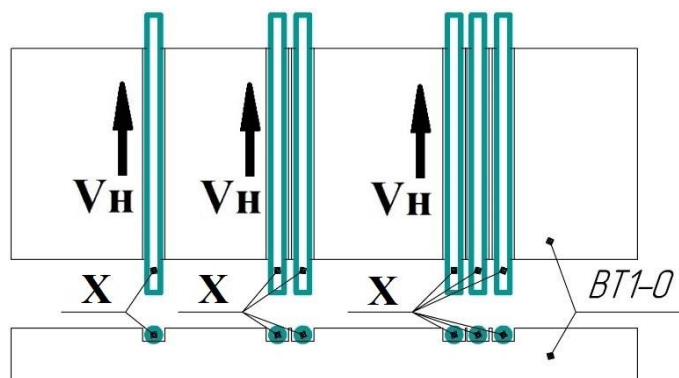


Рисунок 2.6 – Схема легирования с укладыванием проволоки (или засыпкой порошка) в паз, где: X – легирующий элемент в составе порошка или проволоки; BT1-0 – титановый образец

## 2.2. Методика исследования геометрических параметров наплавленных валиков

Качество наплавленных валиков определяли методом визуально-измерительного контроля.

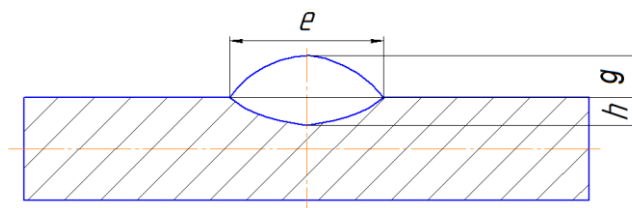


Рисунок 2.7 – Схема измерения геометрических параметров шва

Измерения проводились с помощью программы Universal Desktop Ruler путем корректировки масштаба на фотографии и последующего измерения геометрических параметров наплавленных валиков (рисунок 2.8).

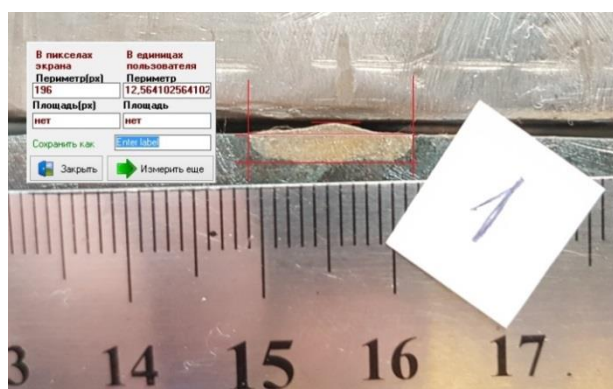


Рисунок 2.8 – Измерение геометрических параметров при помощи программы Universal Desktop Ruler

### 2.3. Методика исследования химического и фазового состава наплавленных валиков

Анализ химического состава проводился методом растровой электронной микроскопии (РЭМ), основанным 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 [105-107].

Рентгеноспектральный анализ проводился в условиях ПАО «АВТО-ВАЗ» на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500 и системой регистрации и анализа дифракции отраженных электронов HKL EBSD Premium System [105-107].

Образцы для исследований представляли собой шлифованные поверхности поперечного сечения после наплавки валиков на основе титан-алюминий на пластине из титана VT1-0. Из-за недостаточного качества шлифования, для реализации возможности применения методики дифракции обратно-рассеянных электронов, а также достоверного определения элементного состава наплавленного металла, в различных его областях проводилось химическое травление поверхности шлифования реактивом 3 мл HF + 3 мл HNO<sub>3</sub> + 94 мл H<sub>2</sub>O.

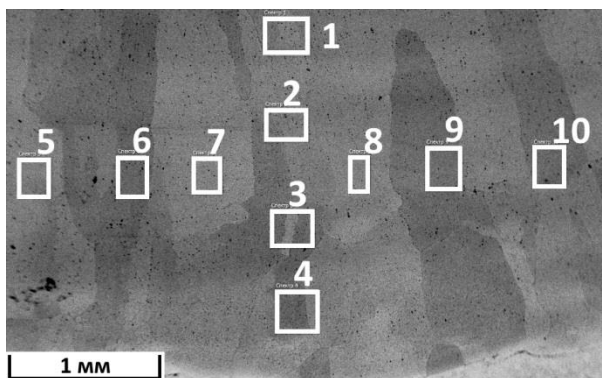


Рисунок 2.9 – Схема выбора точек для исследования химического состава



Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance Eco (Bruker AXS GmbH) с вертикальным  $\theta$ - $\theta$  гониометром.

Для наплавленных образцов системы Ti-Al с неровной поверхностью предпочтительнее использовать схему съемки параллельно-лучевой геометрии. Для ее реализации на первичном пучке при использовании линейного фокуса рентгеновской трубки устанавливалось зеркало Гёбеля – многослойная гетероструктура на параболически изогнутой подложке, превращающая расходящийся пучок в параллельный квазимонохроматический с углом расходимости  $0,03^\circ$ . Для усечения «пятна» рентгеновского излучения использовался коллиматор диаметром 1,0 мм. Предварительно место съемки зачищали наждачной бумагой.

Съемку исследуемых образцов осуществляли в излучении медного анода ( $\lambda=1,54060\text{\AA}$ ). Напряжение на трубке – 40 кВ, ток накала – 25 мА. Время экспозиции 1 с, шаг сканирования  $0,02^\circ$ . Фокусировка на исследуемом участке и вывод поверхности образца в центр фокусирующей окружности осуществлялись с помощью системы лазерного наведения. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160.

Идентификацию фаз осуществляли в программном обеспечении к дифрактометру Diffrac EVA (version 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

## **2.4. Методика исследования механических и эксплуатационных свойств наплавленных валиков**

### **2.4.1. Методика исследования механических свойств наплавленных валиков**

Твердость наплавленных валиков измеряли по ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86). Метод измерения твердости по Роквеллу. Измерения проводились по шкале HRC, на твердомере HBRV-187.5.

Микротвердость отдельных фаз измеряли в соответствии с ГОСТ 9450. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. Измерения проводились на микротвердомере ПМТ-3М.

Исследование процессов адгезионного разрушения производили методом скретч-тестирования при помощи микротвердомера ПМТ-3М. В качестве индентора использовали четырехгранную алмазную пирамиду Викерса с углом при вершине  $136^\circ$ . Горизонтальная движущая сила прикладывалась через микровинт к вращающейся платформе микротвердомера. Нанесение царапин длиной около 300-400 мкм проводили в плоскости металлографического шлифа из подложки на покрытие (нанесение царапины производили по границе сплавления валика с основным металлом). Адгезионное разрушение оценивали по наличию дефектов или разрушения на границе раздела: наплавленный металл – подложка (Рисунок 2.10). Вертикальная нагрузка на индентор составляла 1 Н. Определение геометрических размеров царапины проводилось при помощи микроскопа ЕС МЕТАМ РВ-21-1 и цифровой видеокамеры МС-5.3 с оптическим видеоадаптером и программным обеспечением.

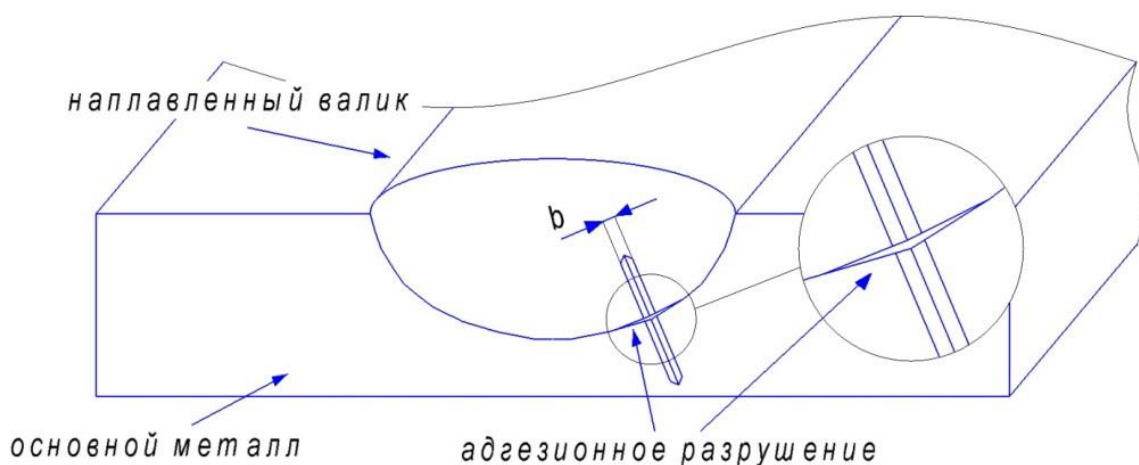


Рисунок 2.10 – Схема определения адгезионного разрушения по линии сплавления между титановой подложкой и наплавленным интерметаллидным сплавом системы титан-алюминий, где:  $b$  – ширина царапины, мкм

Для определения прочности сцепления наплавленного металла с подложкой предложена экспериментальная методика, основанная на изгибе образцов. При изгибе образцов наплавленный металл работает на растяжение, имеется возможность оценить угол образования трещин и отслоение наплавленного металла от подложки. Форма образца представлена на рисунке 2.11.

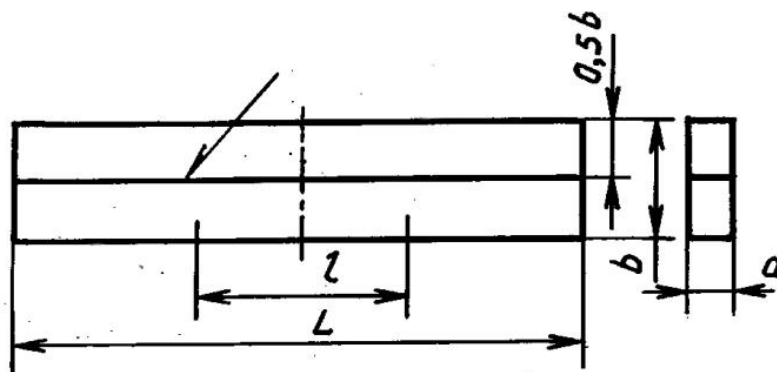


Рисунок 2.11 – Форма образца при испытании на статический изгиб, где:  $b$  – ширина образца (30 мм);  $a$  – толщина образца (10 мм);  $L$  – длина образца (150 мм);  $l$  – длина рабочей части образца (50 мм)

Схема проведения статического изгиба образцов представлена на рисунке 2.12. Скорость нагрузки оправки на образец составляла 5 мм/мин.

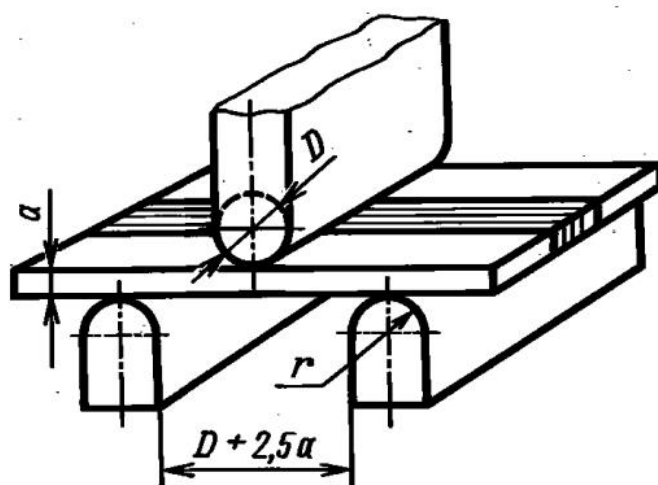


Рисунок 2.12 – Схема испытания при статическом изгибе образцов, где:  $a$  – толщина образца (10 мм);  $D$  – диаметр оправки (20 мм);  $r$  – радиус закругления опоры (10 мм)

Нагрузку оправки на образец производили до появления первой трещины. При появлении первой трещины производили фиксацию угла загиба, затем продолжали изгиб образца до угла загиба  $65^\circ$  с фиксацией количества и характера трещин (Рисунок 2.13). Затем изгибали образец до максимального угла загиба, при котором он разрушался.

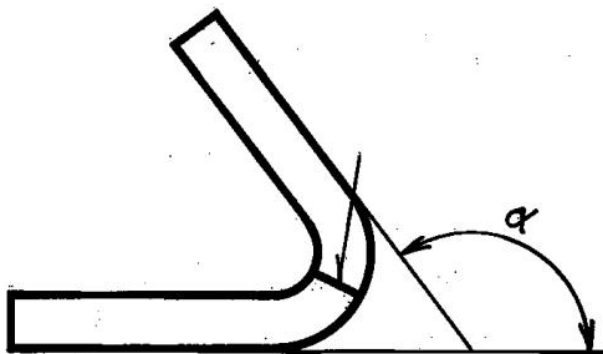


Рисунок 2.13 – Схема определения угла изгиба испытываемого образца, где:  $\alpha$  – угол изгиба, град.

#### 2.4.2. Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных валиков

Износостойкость наплавленных сплавов оценивали при испытании на трение образцов о закрепленные абразивные частицы по ГОСТ 17367-71 [91]. Относительная износостойкость рассчитывается по формуле 2.1. Для определения степени износа в качестве эталонного материала применялся титан ВТ1-0.

Для исследования износостойкости была применена установка, позволяющая обеспечивать стабильную нагрузку на исследуемый образец (Рисунок 2.14) [91]. Установка состоит из станины 1 с закрепленным приводом 2, соединенным с металлическим диском 3. Металлический диск снабжен зажимами, с помощью которых на нем крепится абразивная шкурка. На станине под диском расположены тиски 4 для установки испытываемых образцов 5. Установка снабжена таймером, позволяющим задавать необходимое время

испытаний. Давление на образец при испытании регулируется установкой грузов на рычаг [83].

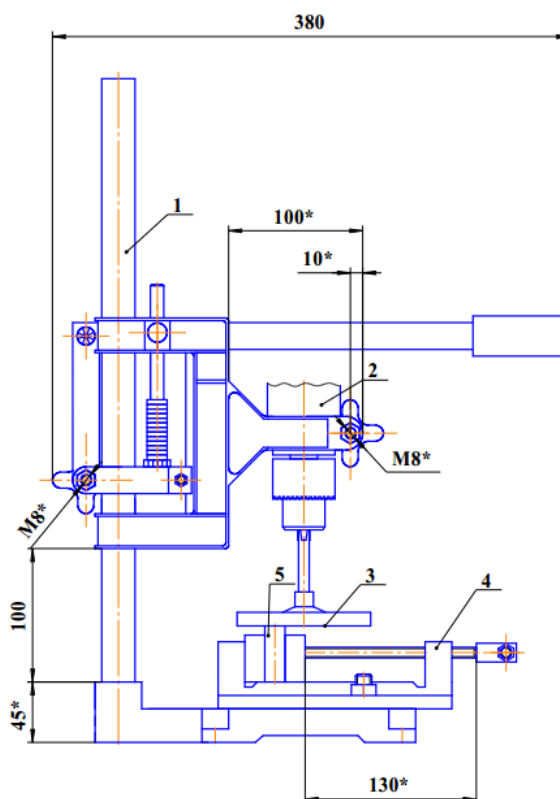


Рисунок 2.14 – Установка для испытания износостойкости наплавленных образцов [91]

Износостойкость при абразивном изнашивании выражается в виде относительной износостойкости [91]:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{м}}} \quad (2.1),$$

где:

$\Delta l_{\text{э}}$  – линейный износ эталона (ВТ1-0);

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

Износ образцов измеряли штангенциркулем 0-150 Inforce с размером шага 0,05 мм.

### 3 Исследование процессов формирования, химического и фазового состава, структуры и свойств при аргонодуговой наплавке неплавящимся электродом сплавов системы Ti-Al

#### 3.1. Исследование процессов формирования наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при аргонодуговой наплавке

Опытным путем были подобраны режимы наплавки для исследования процессов нанесения интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий. Наплавка производилась с подачей присадочной проволоки в головную часть сварочной ванны (левый способ) и в хвостовую часть сварочной ванны (правый способ) (Рисунок 3.1). Замечено, что при подаче проволоки в хвостовую часть сварочной ванны обеспечивается стабильное формирование наплавленного валика (Рисунок 3.2), также при подаче проволоки в хвостовую часть сварочной ванны снижаются потери присадочного материала на угар и разбрызгивание.

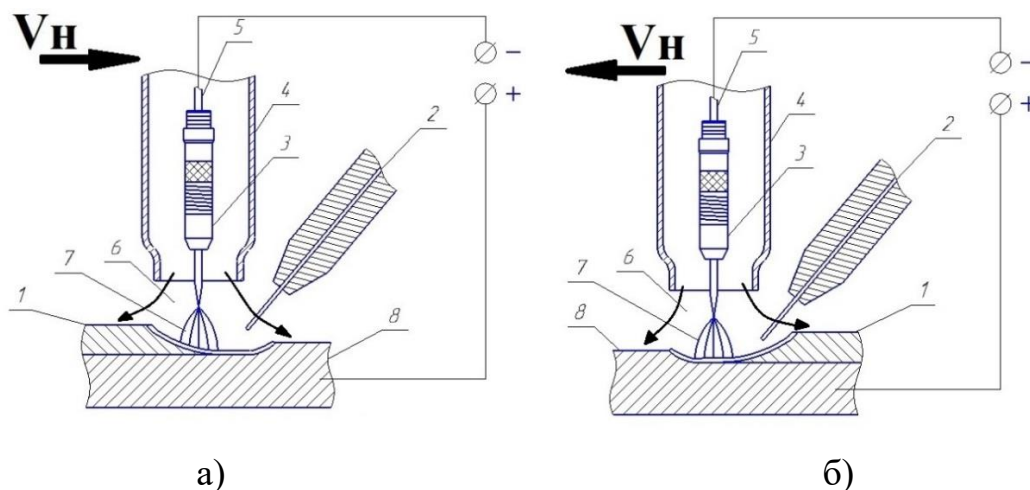


Рисунок 3.1 – Схема процесса аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом: а) левый способ наплавки (проволока подается в головную часть сварочной ванны) б) правый способ наплавки (проволока подается в хвостовую часть сварочной ванны),

где: 1 – наплавленный валик на основе алюминид титана; 2 – присадочная алюминиевая проволока; 3 – сварочный диффузор; 4 – керамическое сопло;

5 – неплавящийся электрод; 6 – защитная газовая атмосфера; 7 – сварочная дуга; 8 – основной металл



Рисунок 3.2 – Внешний вид наплавленных валиков,

где: а, б – валики, полученные левым способом наплавки; в, г – валики, полученные правым способом наплавки; а, в -  $V_H = 0,15$  м/мин,  $V_{п/пп} = 1$  м/мин;  $I_H = 270$  А; б, г -  $V_H = 0,15$  м/мин,  $V_{п/пп} = 3$  м/мин;  $I_H = 270$  А

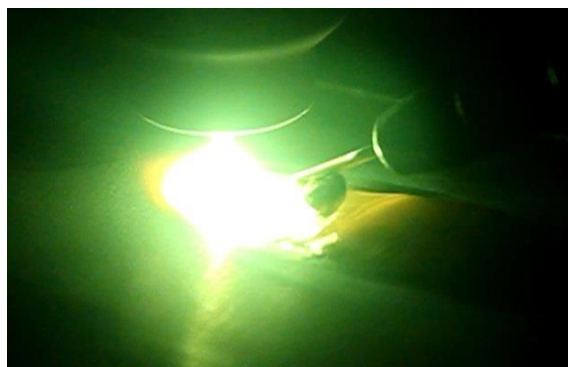
При подаче проволоки в головную часть сварочной ванны (Рисунок 3.2 а, б) имеет место неравномерность геометрических параметров, которая уменьшается с увеличением подачи присадочной проволоки, однако при данной технологии наплавки образуются подрезы по границе сплавления валика с основным металлом. Также стоит отметить, что при подаче проволоки в головную часть сварочной ванны увеличивается потеря присадочной проволоки на угар и разбрызгивание [109].

При наплавке наблюдалось несколько видов переноса присадочного металла (Рисунок 3.3): крупнокапельный, мелкокапельный, плавление проволоки в сварочной ванне, а также плавление проволоки в дуге при левом способе наплавки (Таблица 3.1). Диаметр каплей изменяется от 1,6 до 3,3 мм,

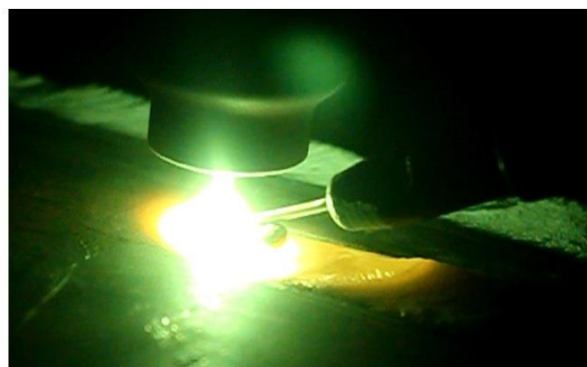
с частотой переноса капель в сварочную ванну от 30 до 160 капель в минуту.

Таблица 3.1 – Режимы наплавки и характер каплепереноса

№ обр	$V_{шп}$ А1, м/мин	$V_{н}$ , м/мин	$I_{н}$ , А	Способ наплавки	Характер каплепереноса	Диаметр капель, мм	Частота переноса капель, шт./мин
1	1	0,15	270	Правый	Крупнокапельный	≈3,3	30
2	2	0,15	270	Правый	Мелкокапельный	≈2,1	80
3	3	0,15	270	Правый	Мелкокапельный	≈2,0	160
4	4	0,15	270	Правый	Плавление присадочной проволоки в сварочной ванне	-	-
5	5	0,15	270	Правый		-	-
6	6	0,15	270	Правый	Плавление присадочной проволоки в сварочной ванне	-	-
7	2	0,1	270	Правый	Мелкокапельный	≈2,0	114
8	2	0,2	270	Правый	Мелкокапельный	≈1,9	85
9	2	0,15	300	Правый	Мелкокапельный	≈1,6	88
10	2	0,15	240	Правый	Мелкокапельный	≈2,2	96
11	1	0,15	270	Левый	Плавление присадочной проволоки в дуге	-	-
12	3	0,15	270	Левый		-	-
13	5	0,15	270	Левый		-	-

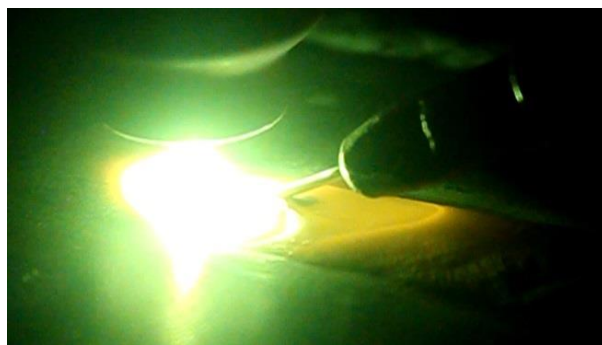


а)

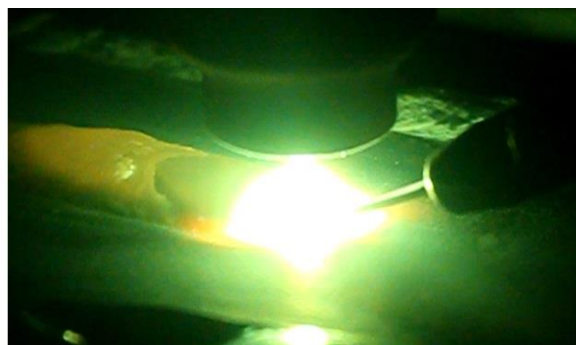


б)





в)



г)

Рисунок 3.3 – Характер каплепереноса при аргонодуговой наплавке алюминидов титана [101],

где: а – образец №1; б – образец №2; в – образец №4; г – образец №13, согласно таблице 3.1

При расширении режимов наплавки при подаче проволоки в головную часть сварочной ванны (левый способ наплавки) формируются наплавленные валики с различными дефектами (Рисунок 3.4).



Рисунок 3.4 – Внешний вид образца №б при подаче присадочной проволоки в головную часть сварочной ванны (режимы наплавки  $V_H = 0,15$  м/мин,  $V_{П/ПП} = 6$  м/мин;  $I_H = 270$  А,  $U_d = 15$  В)

В связи с тем, что при аргонодуговой наплавке сплавов системы титан-алюминий с подачей присадочной проволоки в хвостовую часть сварочной ванны обеспечивается стабильное формирование наплавленного валика, а при подаче проволоки в головную часть сварочной ванны наблюдается неравномерность геометрических параметров по длине наплавленного валика, образуются подрезы по границе сплавления валика с основным металлом и увеличивается потеря присадочной проволоки на угар и разбрызгивание, дальнейшие исследования проводились с подачей присадочной проволоки в хвостовую часть сварочной ванны [109].

На рисунках 3.5 – 3.10 показаны результаты определения характера каплепереноса при регистрации ВАХ с плавлением присадочной проволоки в области, близкой к дуге, и в хвостовой части сварочной ванны. Режимы наплавки приведены в таблице 3.2.

Проведенные эксперименты по определению характера каплепереноса (режимы 4-6) показывают, что при плавлении проволоки в области, близкой к дуге, наблюдается крупнокапельный перенос с частотой, пропорциональной скорости подачи проволоки. Это позволяет предположить, что объем капли примерно одинаков или несущественно изменяется. Частота каплепереноса составляет порядка 1Гц при скорости подачи 1-2 м/мин и 2 Гц при скорости подачи 3 м/мин.

При подаче проволоки в хвостовую часть сварочной ванны по осциллограммам потенциала на проволоке относительно изделия (режимы 1-3) определено, что при скорости подачи 1 м/мин происходит капельный перенос металла (участки с нулевым потенциалом или КЗ) с частотой около 3.5 Гц, плавления в сварочной ванне не происходит. При увеличении скорости подачи наблюдаются более продолжительные участки с касанием проволоки и расплавленного металла (участки с нулевым потенциалом), что свидетельствует о плавлении присадочного металла в сварочной ванне.

Таблица 3.2 – Режимы наплавки при регистрации ВАХ

№ обр	V <sub>пш</sub> А1, м/мин	V <sub>н</sub> , м/мин	I <sub>н</sub> , А	Способ наплавки	Ввод и плавление проволоки
1	1	0,15	270	Правый	Хвостовая часть сварочной ванны
2	2	0,15	270	Правый	
3	3	0,15	270	Правый	
4	1	0,15	270	Правый	В области близкой к дуге
5	2	0,15	270	Правый	
6	3	0,15	270	Правый	

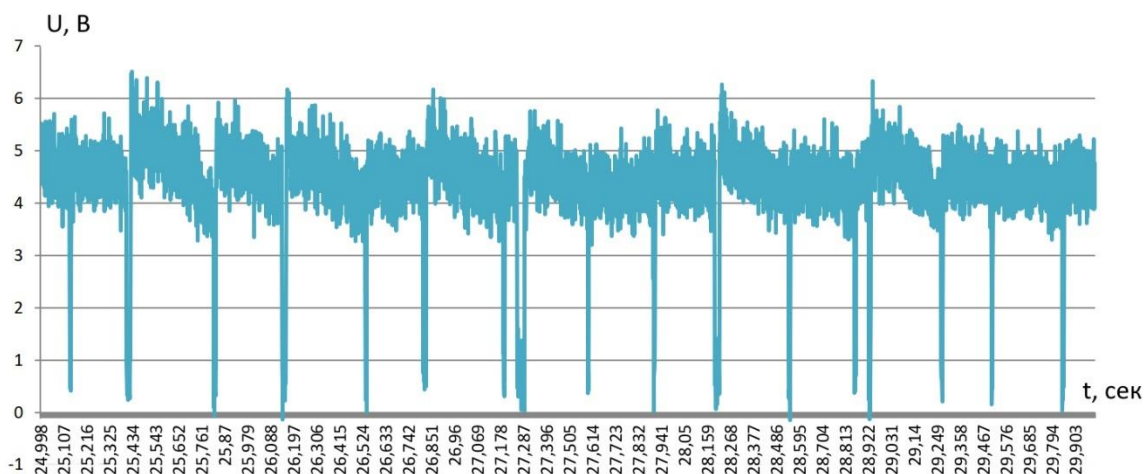


Рисунок 3.5 – Осциллограмма образца, направленного на режиме 1, согласно таблице 3.2

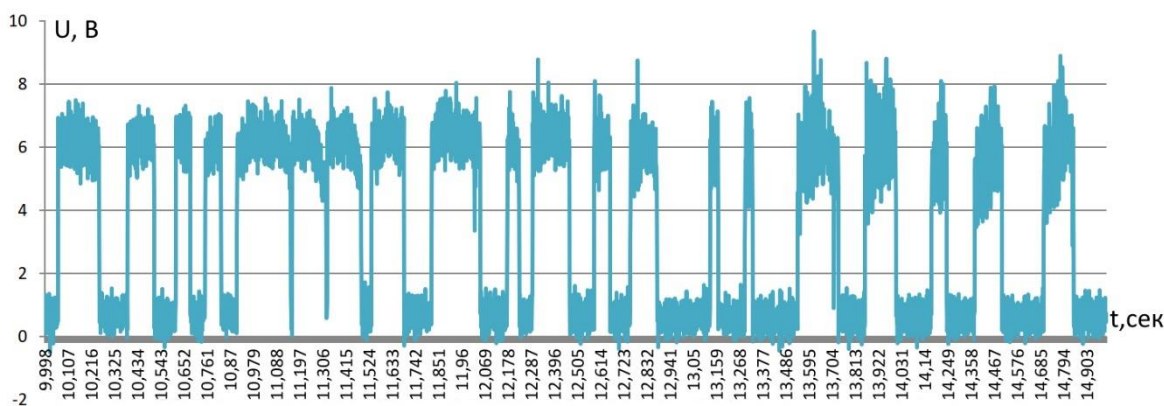


Рисунок 3.6 – Осциллограмма образца, направленного на режиме 2, согласно таблице 3.2

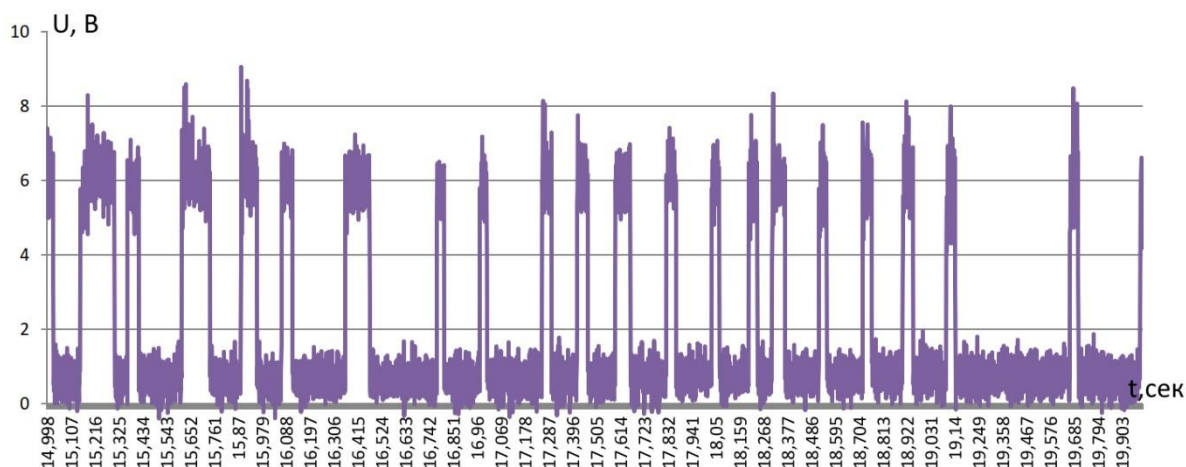


Рисунок 3.7 – Осциллограмма образца, направленного на режиме 3, согласно таблице 3.2



Рисунок 3.8 – Осциллограмма образца, направленного на режиме 4, согласно таблице 3.2

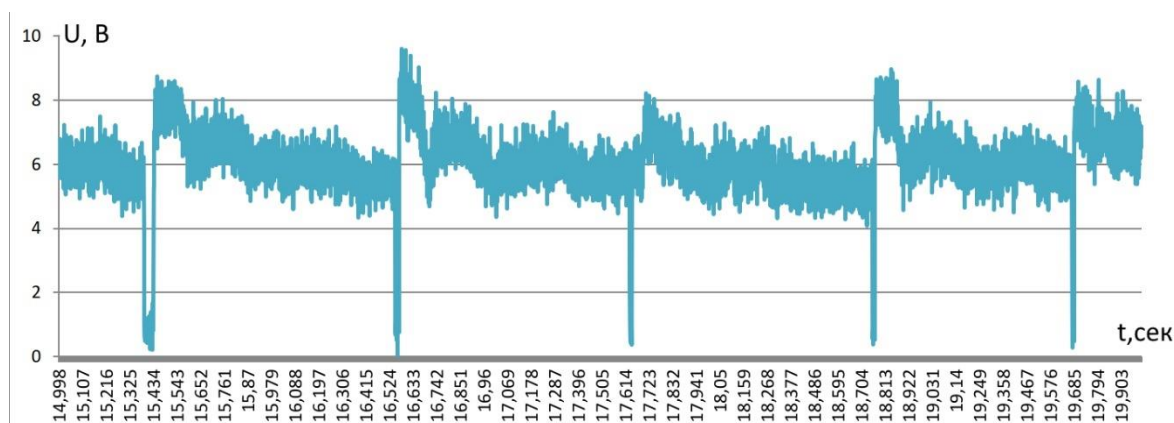


Рисунок 3.9 – Осциллограмма образца, направленного на режиме 5, согласно таблице 3.2

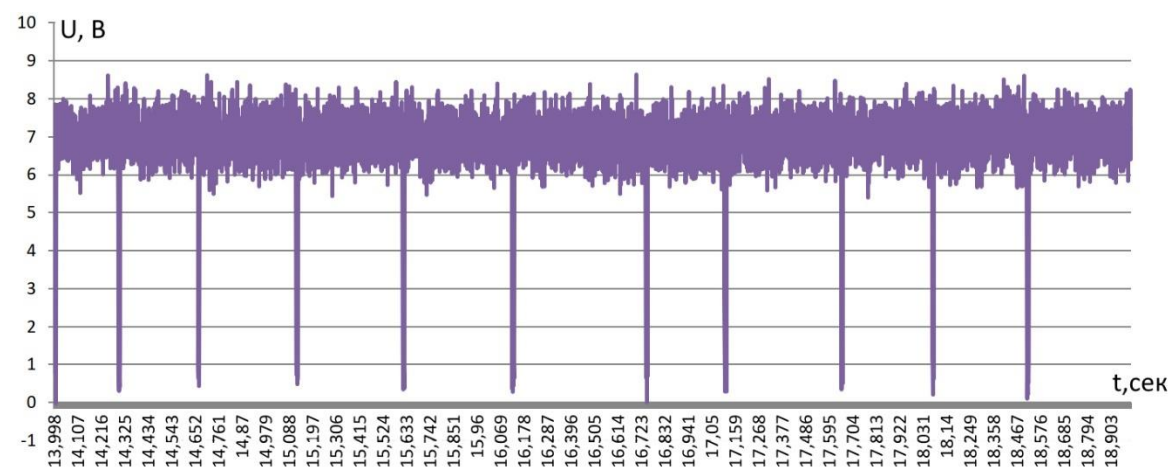


Рисунок 3.10 – Осциллограмма образца, направленного на режиме 6, согласно таблице 3.2

Геометрические параметры наплавленных валиков составляют:

Ширина усиления варьируется в пределах 13,7-23,5 мм (Рисунок 3.11).

Зависимость ширины усиления валика от режимов наплавки описывается уравнением регрессии:

$$e = 10,66 + 0,57 V_{\text{п/п}} \text{ Al} - 86,75 V_{\text{н}} + 0,0685 I_{\text{н}} \quad (3.1)$$

Высота усиления наплавленного валика изменялась в пределах 1,3-4,5 мм (Рисунок 3.11) в соответствии с уравнением регрессии:

$$g = 2,79 + 0,55 V_{\text{п/п}} \text{ Al} - 14,95 V_{\text{н}} - 0,0018 I_{\text{н}} \quad (3.2)$$

Глубина проплавления составляет 3,1-5,7 мм (Рисунок 3.11) и изменялась в зависимости от режимов наплавки по уравнению регрессии:

$$h = -6,19 - 0,0369 V_{\text{п/п}} \text{ Al} - 3,78 V_{\text{н}} + 0,0425 I_{\text{н}} \quad (3.3)$$

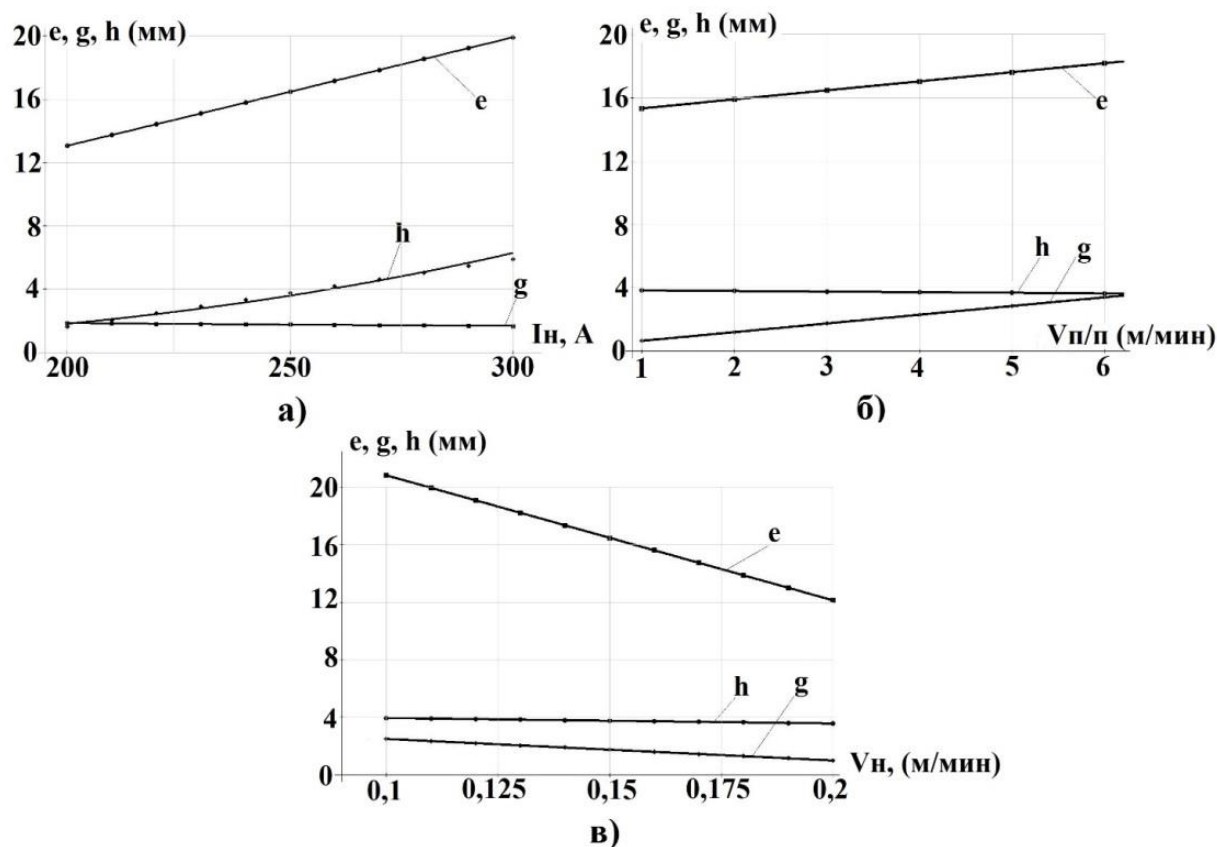


Рисунок 3.11 – Влияние режимов наплавки на геометрические параметры валика: а) сила тока наплавки при  $V_{\text{н}} = 0,15$  м/мин.,  $V_{\text{п/п}} = 3$  м/мин; б) скорость подачи присадочной проволоки при  $V_{\text{н}} = 0,15$  м/мин.,  $I_{\text{н}} = 250$  А; в) скорость наплавки при  $I_{\text{н}} = 250$  А.,  $V_{\text{п/п}} = 3$  м/мин

### 3.2. Исследование химического и фазового состава наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при аргодуговой наплавке

Изучение химического состава наплавленных бинарных сплавов показывает, что содержание алюминия зависит от режимов наплавки (сила тока, скорость наплавки, скорость подачи присадочной проволоки). Наибольшее влияние на содержание алюминия в наплавленных валиках оказывает скорость подачи присадочной проволоки. Среднее содержание алюминия в наплавленных валиках составляет от 11,5 до 49 масс. % (Рисунок 3.12).

$$\text{Al (\% вес.)} = 51,58 + 6,65 V_{\text{п/п Al}} - 64,16 V_{\text{н}} - 0,12 I_{\text{н}} \quad (3.4)$$

Исходя из полученных зависимостей химического состава наплавленного металла от режимов наплавки, необходимо отметить, что управлять химическим составом наплавленного валика проще, изменяя именно скорость подачи присадочной алюминиевой проволоки.

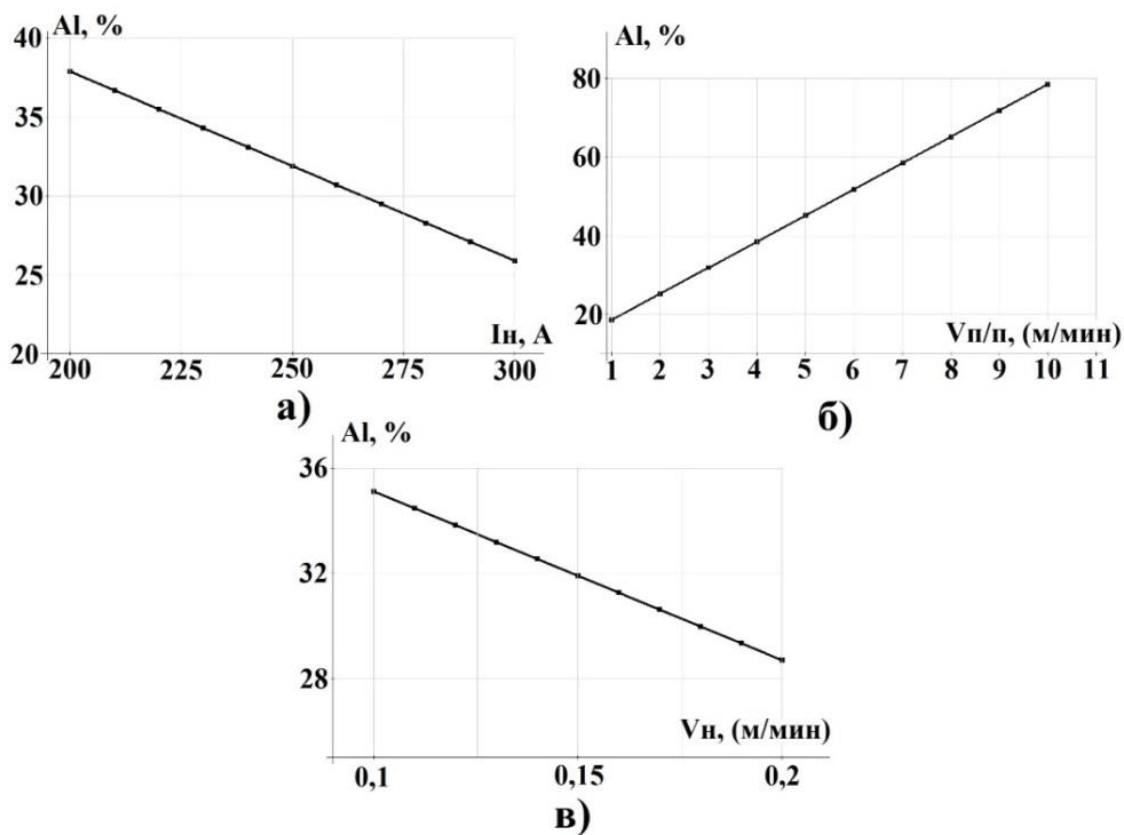


Рисунок 3.12 – Влияние режимов наплавки на содержание алюминия в наплавленном валике: а) сила сварочного тока при  $V_{\text{н}} = 0,15$  м/мин.,  $V_{\text{п/п}} = 3$

м/мин; б) скорость подачи присадочной проволоки  $V_{\text{н}} = 0,15$  м/мин.,  $I_{\text{н}} = 250$  А; в) скорость наплавки  $I_{\text{н}} = 250$  А.,  $V_{\text{п/шт}} = 3$  м/мин

По сечению наплавленного валика наблюдалась неравномерность по химическому составу, которая не превышала 3 масс. %. Содержание алюминия в наплавленных валиках уменьшалось от поверхности к линии сплавления с основным металлом.

По результатам химического и рентгенофазового состава, анализируя диаграмму состояния Ti-Al, можно утверждать, что наплавленные сплавы представлены фазами  $\alpha$  (Ti) +  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) (Рисунок 3.13 а), а также фазами  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) (Рисунок 3.13 б);  $\alpha_2$  +  $\gamma$ (TiAl) (Рисунок 3.13 в);  $\gamma$  (Рисунок 3.13 г) [110].

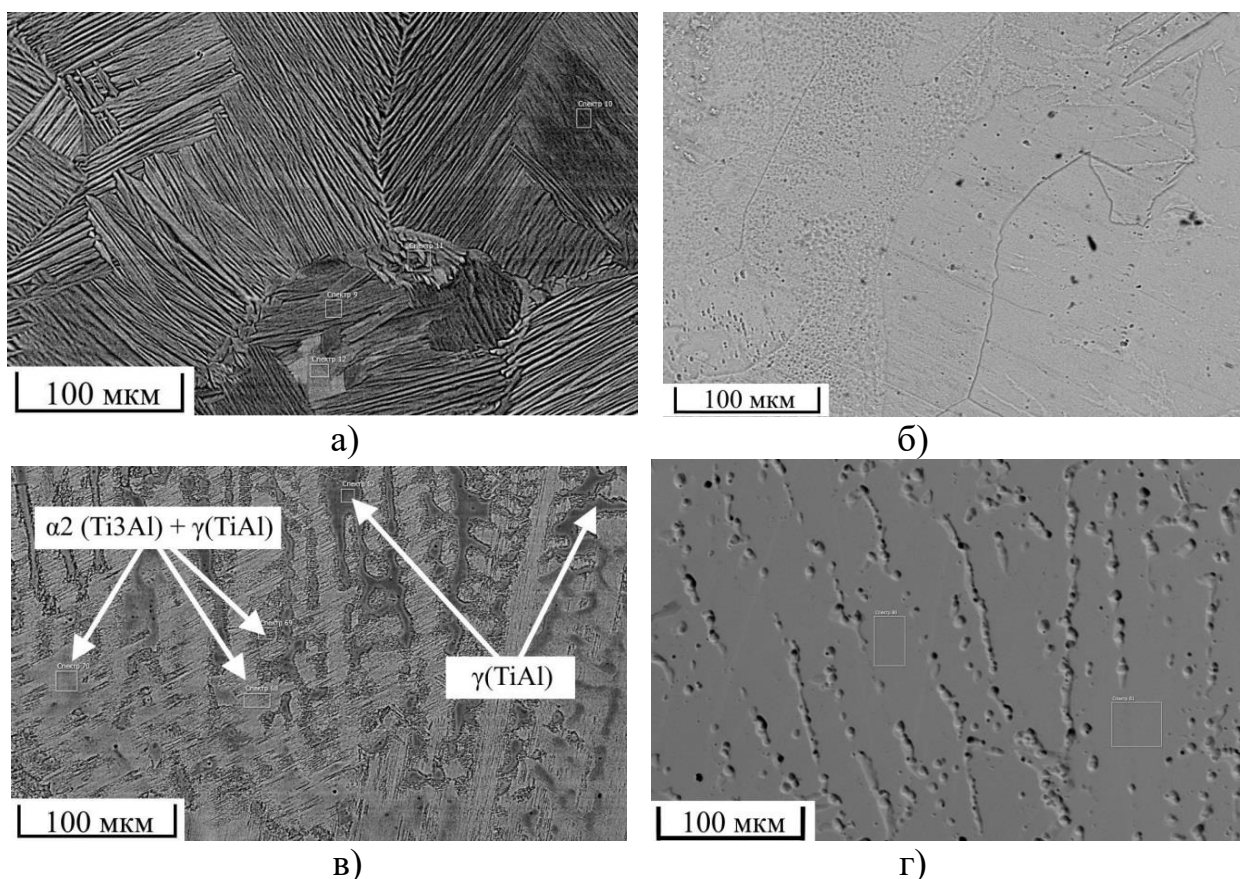


Рисунок 3.13 – Микроструктура наплавленных сплавов системы Ti-Al, где: а – фаза  $\alpha$  (Ti) +  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al); б –  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al); в –  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) +  $\gamma$  (TiAl); г –  $\gamma$  (TiAl)

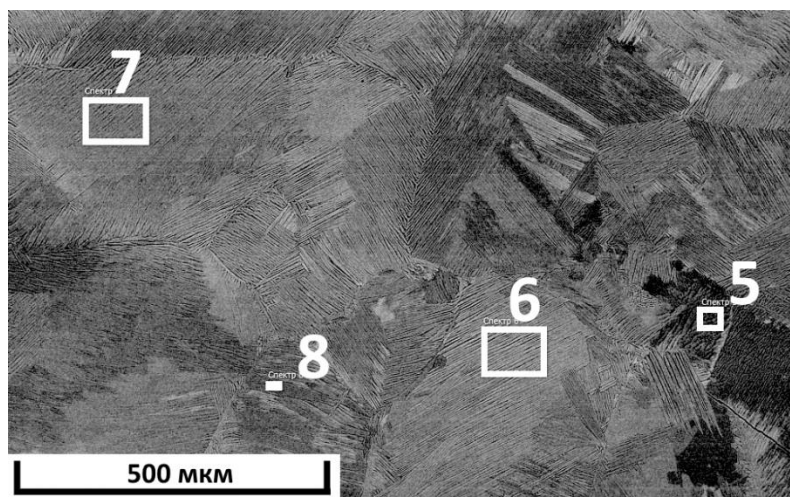


Рисунок 3.14 – Микроструктура наплавленных сплавов системы Ti-Al на основе фаз  $\alpha$  (Ti) +  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al)

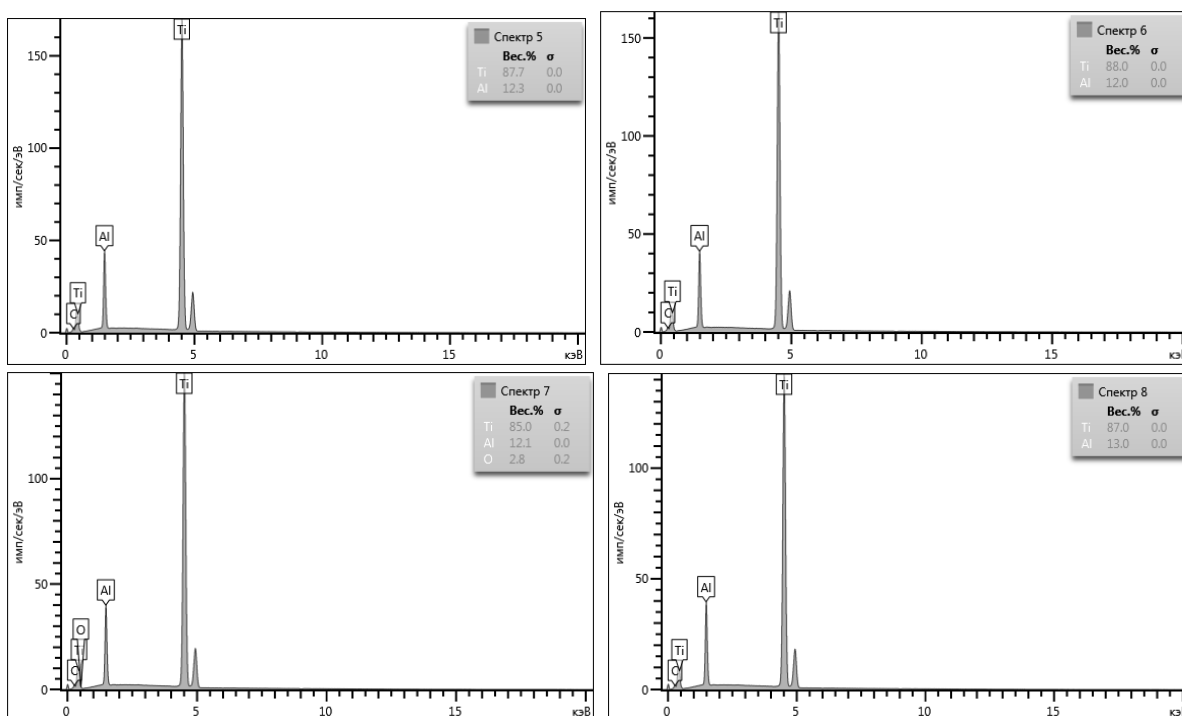


Рисунок 3.15 – Результаты рентгеноспектрального микроанализа в зонах, обозначенных прямоугольниками на рисунке 3.14 («Спектр 5», «Спектр 6», «Спектр 7», «Спектр 8»)

На исследуемых образцах был проведен рентгенофазовый анализ. На рисунке 3.16 представлена дифрактограмма, полученная с образца №1. Как видим, наиболее точно имеющийся набор рефлексов описывается карточкой PDF -2 # 01-077-6855, соответствующей фазе (Al<sub>3</sub>Ti<sub>17</sub>)<sub>0,1</sub> с гексагональной



ячейкой. Такая фаза может, по сути, описывать твердый раствор на базе  $\alpha$ -Ti. Однако литературные данные относительно ее существования весьма ограничены. При имеющейся ширине рефлексов, учитывая сильно неравновесные условия кристаллизации исследуемых образцов, можно ожидать наложения на линии фазы  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 00-052-0859) и чистого титана в  $\alpha$ -модификации (карточка PDF -2 # 00-044-1294).

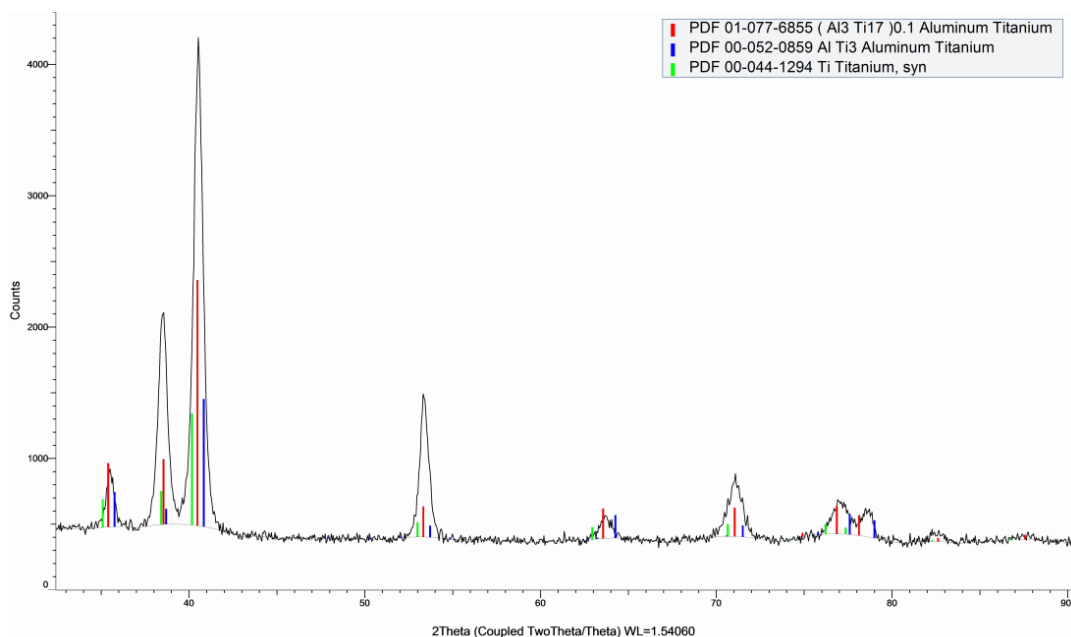


Рисунок 3.16 – Дифрактограмма, полученная с образца №1, таблица 3.1

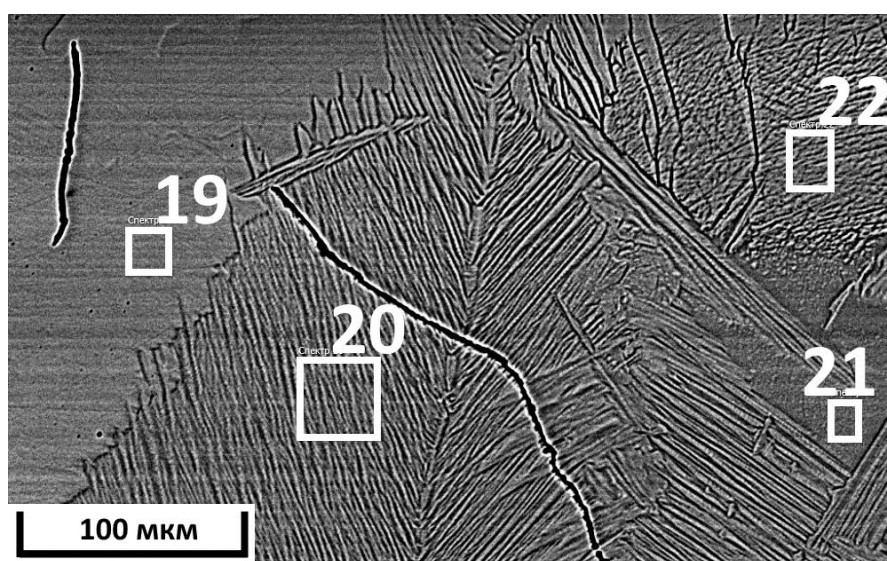


Рисунок 3.17 – Микроструктура наплавленных сплавов системы Ti-Al на основе фазы  $\alpha_2$  ( $Ti_3Al$ ) (образец №2, таблица 3.1)

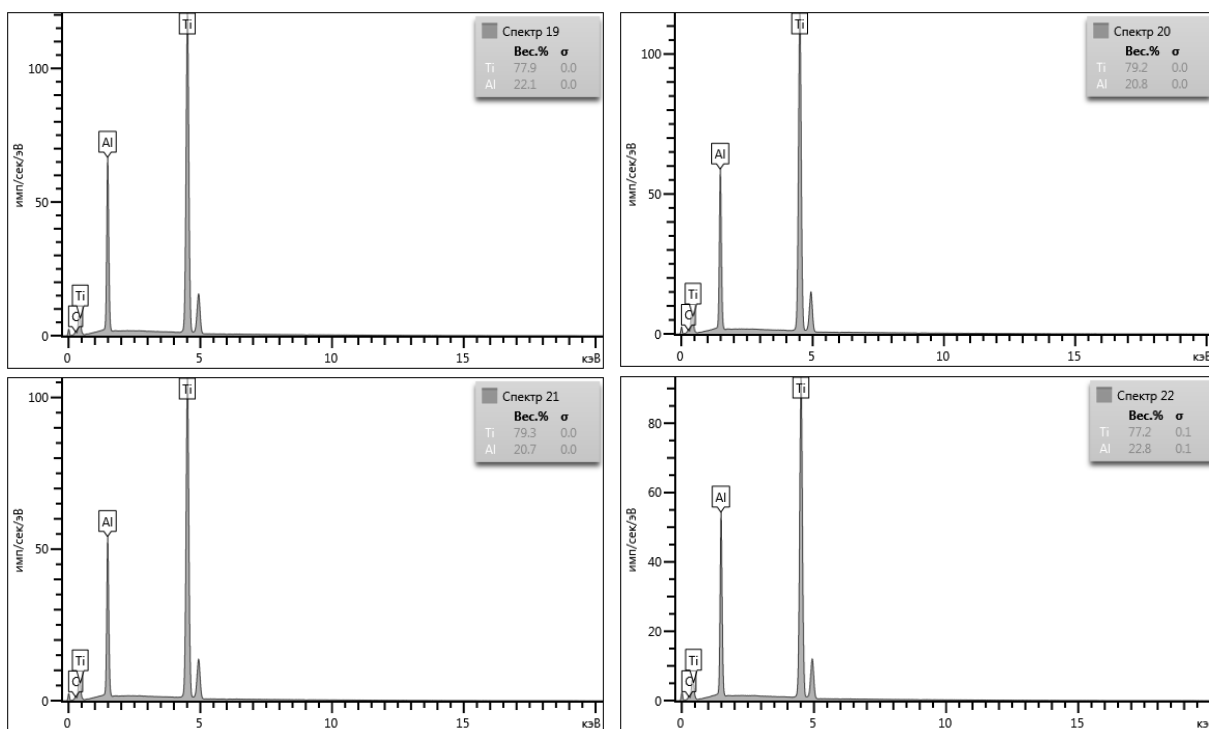


Рисунок 3.18 – Результаты рентгеноспектрального микроанализа в зонах, обозначенных прямоугольниками на рисунке 3.17 («Спектр 19», «Спектр 20», «Спектр 21», «Спектр 22»)

Дифрактограмма, полученная с образца №2 (рисунок 3.19), свидетельствует о том, что исследуемый образец представлен фазой  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой с параметрами  $a = 5,793 \text{ \AA}$ ,  $c = 4,649 \text{ \AA}$  (карточка PDF -2 # 00-052-0859). Помимо рефлексов от фазы  $Ti_3Al$  имеется рефлекс в области  $27,3^\circ$ , предположительно соответствующий оксиду титана  $TiO_2$

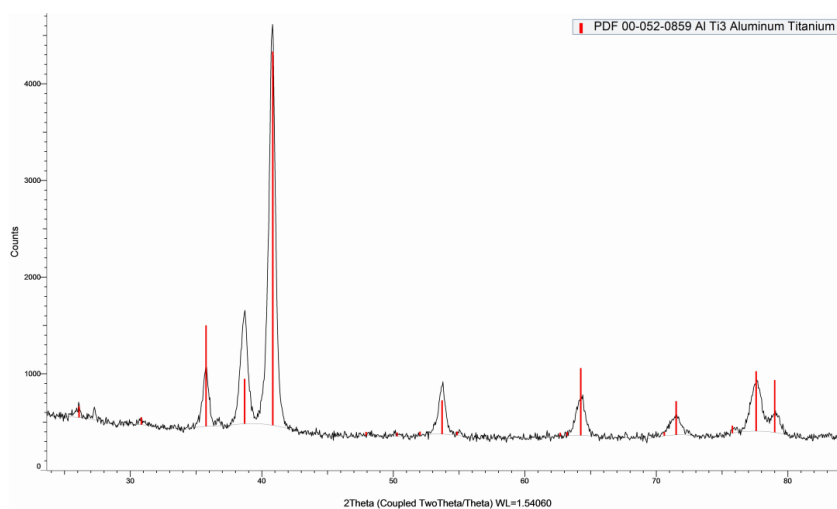


Рисунок 3.19 – Дифрактограмма, полученная с образца №2, таблица 3.1

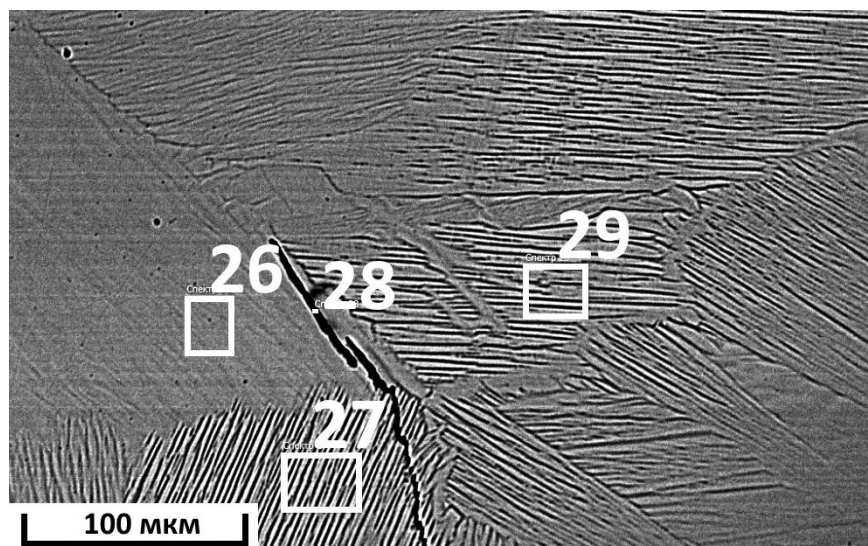


Рисунок 3.20 – Микроструктура наплавленных сплавов системы Ti-Al на основе фазы  $\alpha_2$  ( $Ti_3Al$ ) (образец №3, таблица 3.1)

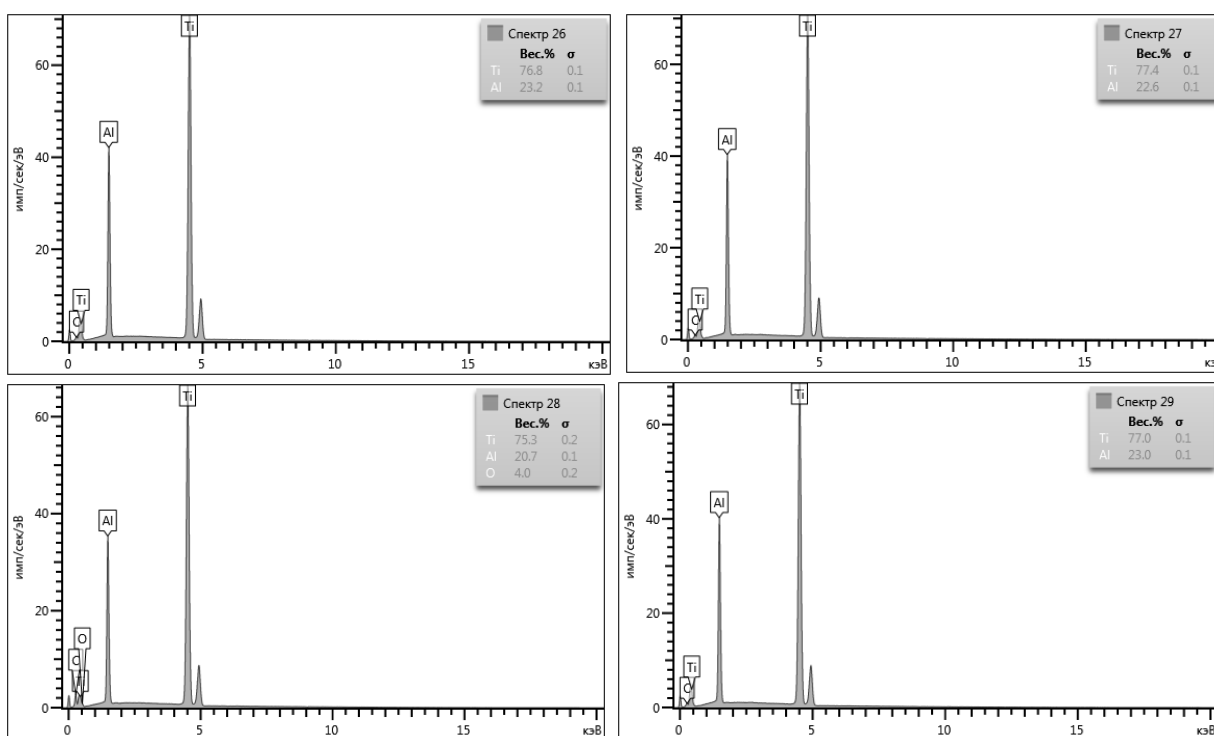


Рисунок 3.21 – Результаты рентгеноспектрального микроанализа в зонах, обозначенных прямоугольниками на рисунке 3.20 («Спектр 26», «Спектр 27», «Спектр 28», «Спектр 29»)

Дифрактограмма от образца №3 (Рисунок 3.22) практически идентична дифрактограмме полученной от образца №2. Однако в случае образца №3 наиболее полно удовлетворяют положениям имеющихся рефлексов линии стандарта фазы  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой с параметрами  $a = 5,782 \text{ \AA}$ ,

$c = 4,629 \text{ \AA}$ , представленные карточкой PDF -2 # 03-065-7534. Вероятно, разница в условиях охлаждения образцов приводит к кристаллизации одной и той же фазы с разными параметрами ячейки. В области  $27,3^\circ$  также имеется рефлекс  $\text{TiO}_2$ .

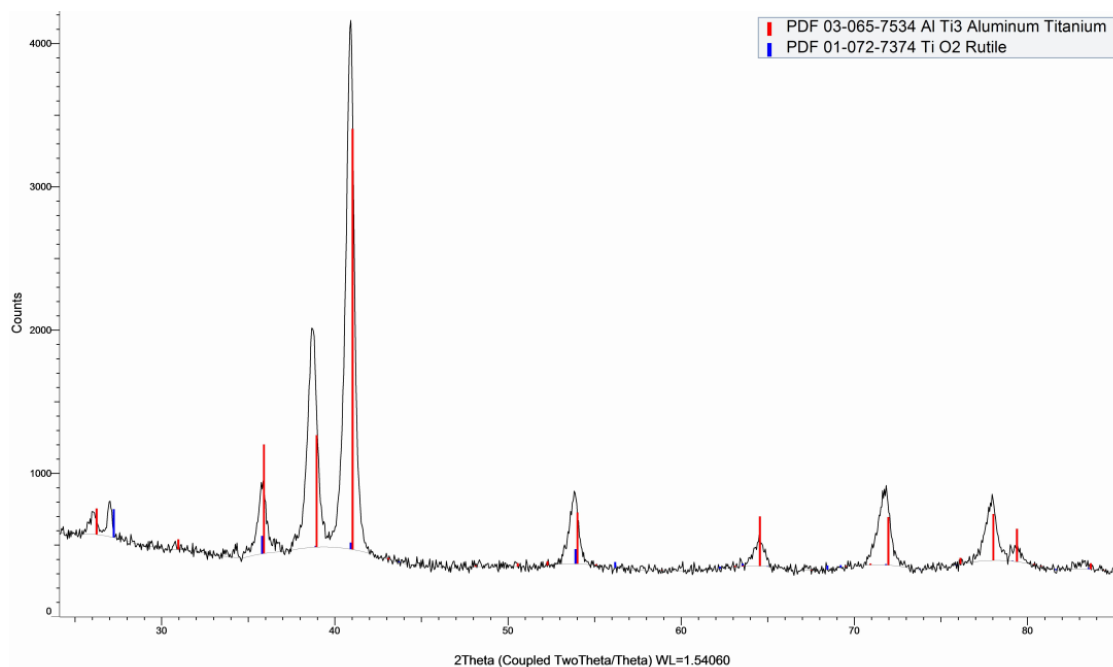


Рисунок 3.22 – Дифрактограмма, полученная с образца №3, таблица 3.1

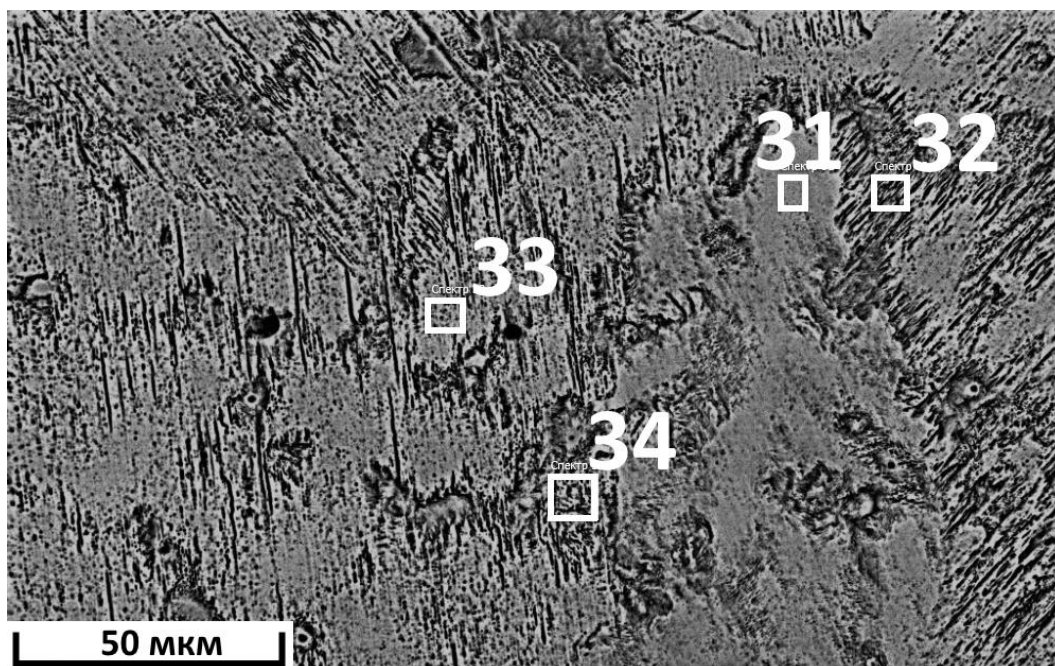


Рисунок 3.23 - Микроструктура наплавленных сплавов системы Ti-Al на основе фаз  $\alpha_2 (\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma (\text{TiAl})$

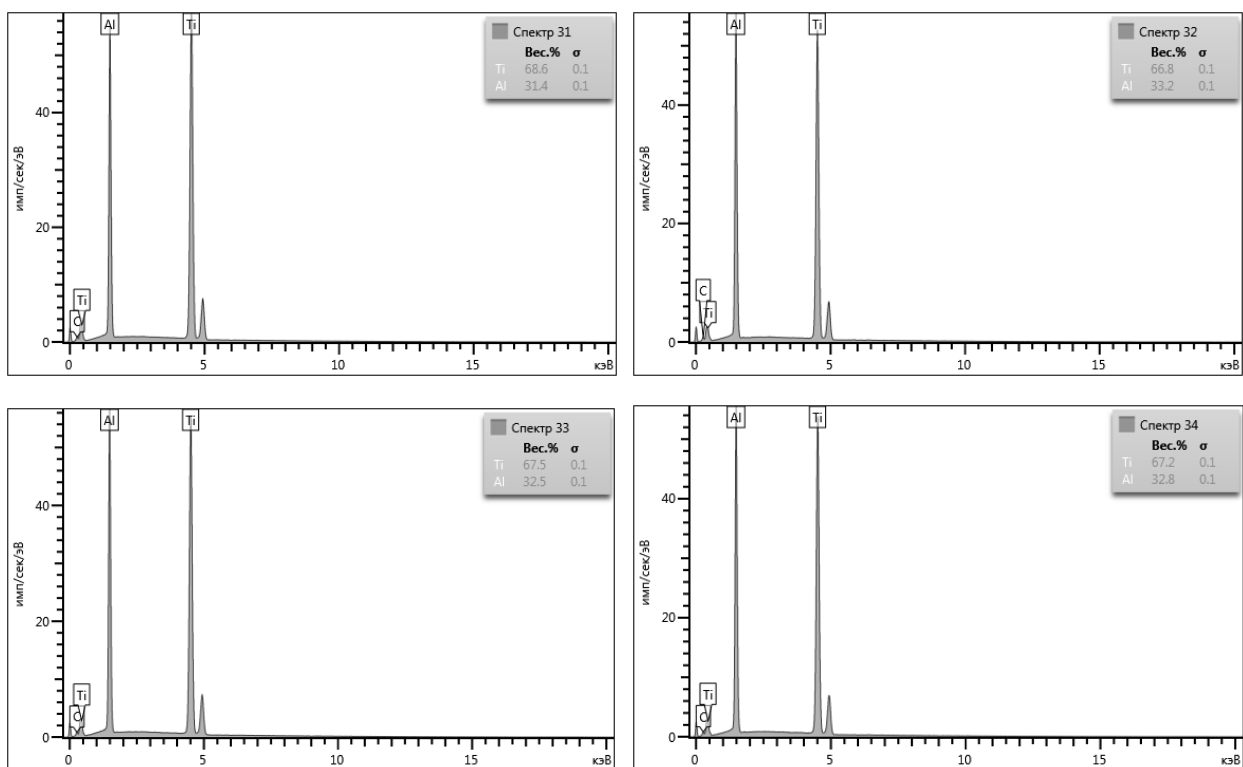


Рисунок 3.24 – Результаты рентгеноспектрального микроанализа в зонах, обозначенных прямоугольниками на рисунке 3.23 («Спектр 31», «Спектр 32», «Спектр 33», «Спектр 34»)

В образце №4 (Рисунок 3.25) присутствуют две фазы: основной фазой (до ~80 %) является моноалюминид титана  $TiAl$  с тетрагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 03-065-5414) и алюминид  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 00-052-0859).

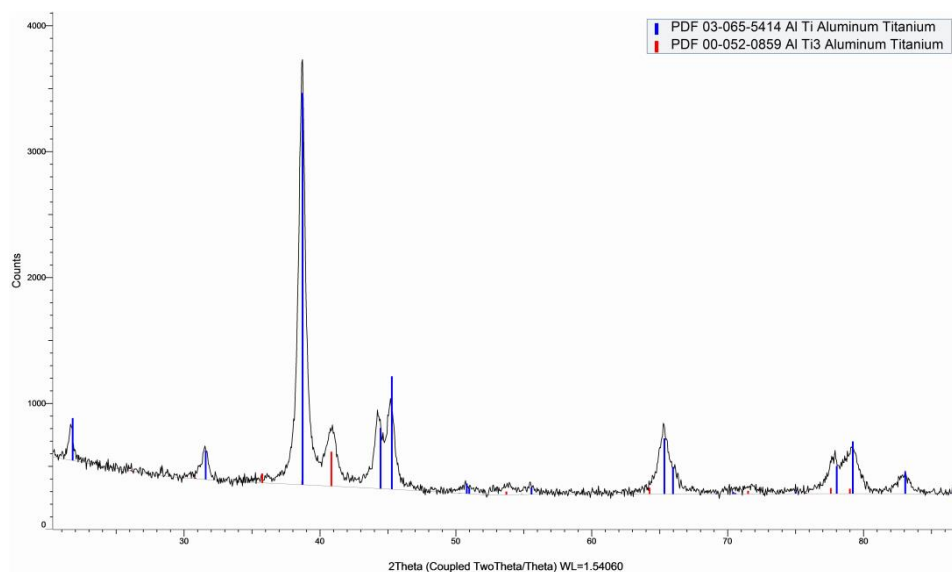
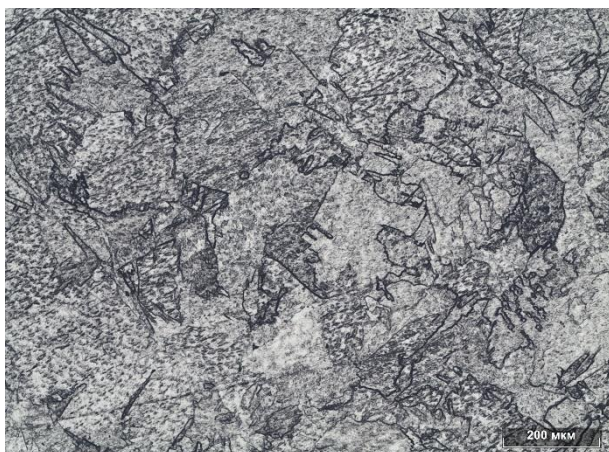


Рисунок 3.25 – Дифрактограмма, полученная с образца №4, таблица 3.1

Исследования зоны термического влияния показали, что ее размер в исследуемых образцах составляет около 3-4 мм, при этом в зоне термического влияния наблюдается увеличение размера зерна. Средний размер зерна у образцов, не подвергавшихся термическому воздействию составляет около 65 мкм (Рисунок 3.26). Средний размер зерна у наплавленных образцов вблизи линии сплавления находится в диапазоне от 200 до 300 мкм (Рисунок 3.27), размер зерна уменьшается по мере удаления от линии сплавления к участкам, которые в меньшей степени подвергались нагреву.



Рисунок 3.26 – Микроструктура титана ВТ1-0, не подвергавшегося термическому воздействию



а)



б)

Рисунок 3.27 – Микроструктура ЗТВ образцов после наплавки ( $I_{\text{н}} = 270 \text{ А}$ ,  $V_{\text{н}} = 0,15 \text{ м/мин}$ , а) при  $V_{\text{п/п Al}} = 1 \text{ м/мин}$ ; б) при  $V_{\text{п/п Al}} = 2 \text{ м/мин}$ ;) )

Твердость титанового сплава ВТ1-0, не подвергавшегося термическому воздействию, находится в диапазоне 131-163 HV10. Измерение твердости об-

разцов в поперечном сечении (Рисунок 3.28) показало, что, несмотря на термическое воздействие и изменение размера зерна, твердость зоны термического влияния находится в диапазоне 130-145 HV10 (Рисунок 3.29).



Рисунок 3.28 – Схема измерения твердости при исследовании зоны термического влияния

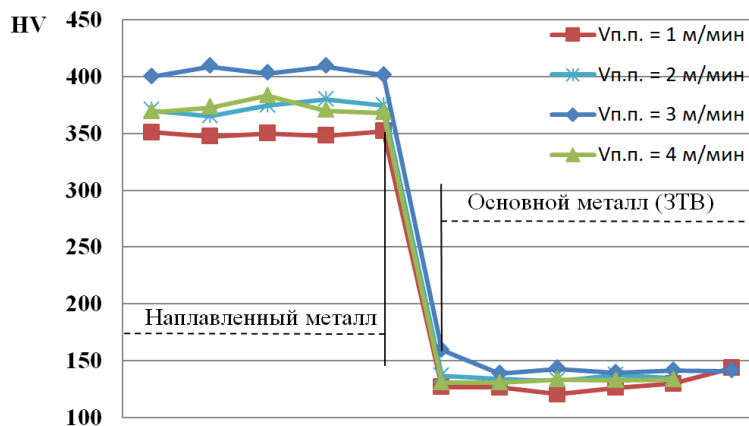


Рисунок 3.29 – Распределение твердости по сечению образца

### 3.3. Исследование механических и эксплуатационных свойств наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при аргодуговой наплавке

Визуально-измерительный и капиллярный контроль показал, что наплавленные валики на контролируемом участке (150 мм) содержали поперечные трещины. Наплавленные валики на основе фаз  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  не имели поверхностных трещин, выявляемых визуально-измерительным контролем, однако после проведения капиллярного контроля на поверхности были обнаружены трещины с шириной раскрытия от 3 до 27 мкм (Рисунок

3.30-3.31). Контроль образцов на основе фаз  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma(\text{TiAl})$ ,  $\gamma(\text{TiAl})$  показал наличие поверхностных (поперечных) трещин. Ширина раскрытия трещин в зависимости от химического и фазового состава составляла от 20 до 156 мкм. Измеряя количество трещин и геометрические параметры (длина, ширина раскрытия), определяли суммарную площадь трещин на поверхности образцов ( $\Sigma S$ , мм<sup>2</sup>). На основе этого оценивалась склонность к образованию трещин наплавленных алюминидов титана: чем выше показатель  $\Sigma S$ , мм<sup>2</sup>, тем выше склонность к образованию трещин наплавленного металла.

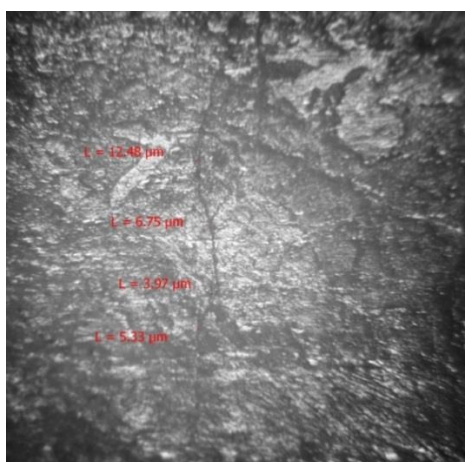


Рисунок 3.30 – Поверхность наплавленного интерметаллидного сплава системы титан-алюминий при содержании алюминия 11,5% по массе (ширина раскрытия трещины варьируется от 3,97 до 12,48 мкм)

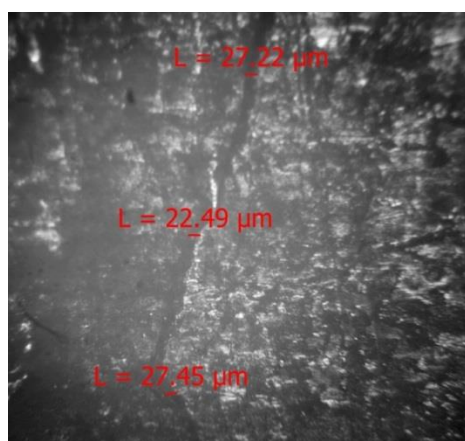


Рисунок 3.31 – Поверхность наплавленного интерметаллидного сплава системы титан-алюминий при содержании алюминия 11,5% по массе (ширина раскрытия трещины варьируется от 22,49 до 27,45 мкм)



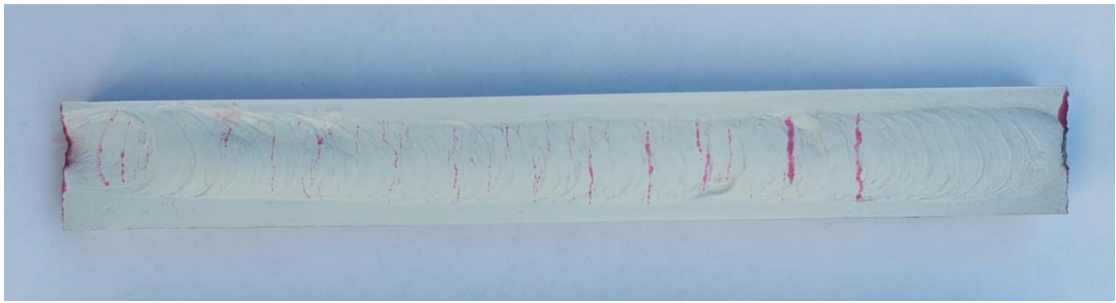


Рисунок 3.32 – Наплавленный металл системы титан-алюминий при содержании алюминия 11,5% после проведения капиллярного контроля

Исходя из полученных результатов, можно сделать вывод, что склонность к образованию трещин в наплавленных сплавах на основе алюминидов титана увеличивается с повышением содержания алюминия. Наибольшее число трещин образуется в наплавленном слое, химический состав которого соответствует  $\gamma$ -фазе.

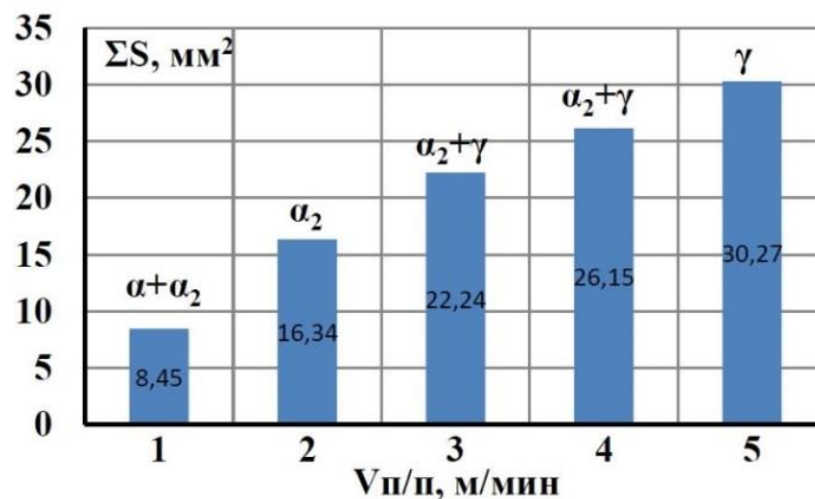


Рисунок 3.33 – Склонность к образованию трещин в зависимости от скорости подачи присадочной проволоки ( $I_n = 270$  А,  $V_n = 0,15$  м/мин, при  $V_{п/п} = 1$  м/мин содержание Al – 11,5 масс.%;  $V_{п/п} = 2$  м/мин содержание Al – 21,5 масс.%;  $V_{п/п} = 3$  м/мин содержание Al – 31 масс.%;  $V_{п/п} = 4$  м/мин содержание Al – 35 масс.%;  $V_{п/п} = 5$  м/мин содержание Al – 40,4 масс.%)

Металлографическое исследование микроцарапин на границе «подложка – наплавленный металл» при определении адгезионного разрушения показало, что микротрещины и сколы не образуются по переходной границе

«подложка – наплавленный металл» (Рисунок 3.34-3.37). Это свидетельствует о высокой прочности сцепления наплавленного металла к подложке.

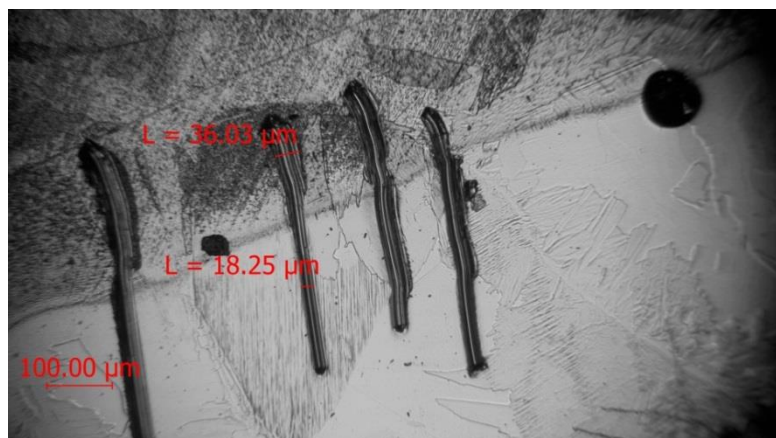


Рисунок 3.34 – Микроструктура наплавленного образца системы Ti-Al на основе фаз  $\alpha$  (Ti) +  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) после царапания с нагрузкой 1 Н

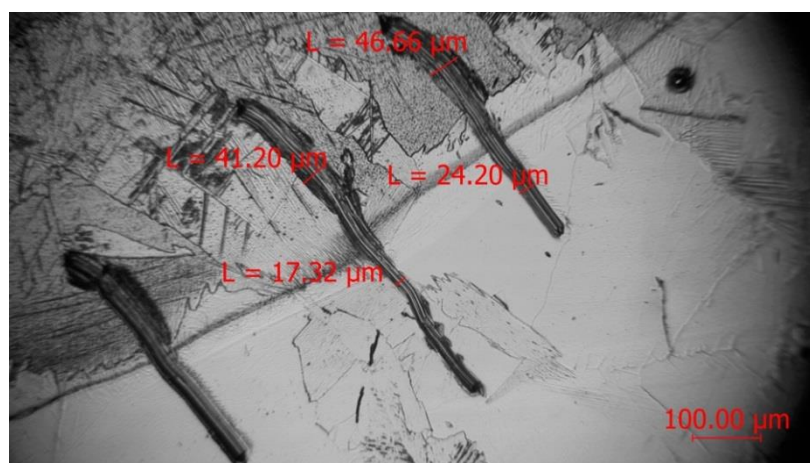


Рисунок 3.35 – Микроструктура наплавленного образца системы Ti-Al на основе фазы  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) после царапания с нагрузкой 1 Н

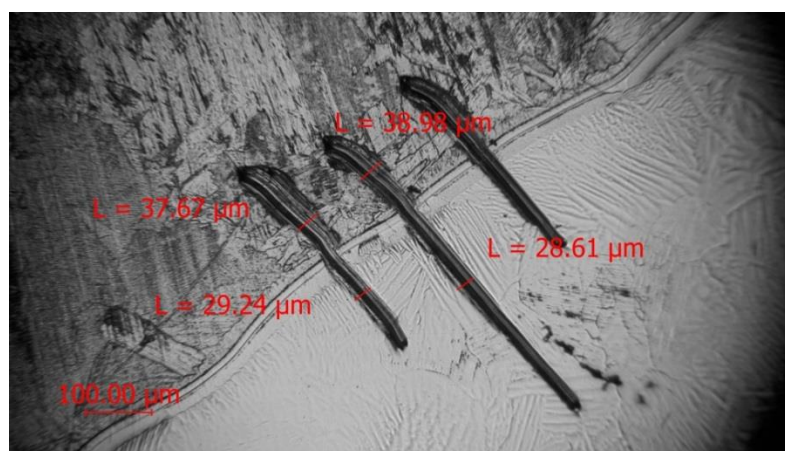


Рисунок 3.36 – Микроструктура наплавленного образца системы Ti-Al на основе фаз  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) +  $\gamma$  (TiAl) после царапания с нагрузкой 1 Н

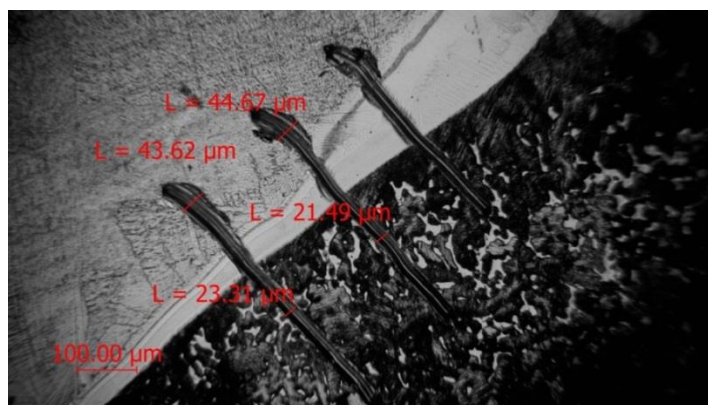


Рисунок 3.37 – Микроструктура наплавленного образца системы Ti-Al на основе фазы  $\gamma(\text{TiAl})$  после царапания с нагрузкой 1 Н

Помимо царапания, прочность сцепления наплавленного металла к подложке оценивали по экспериментальной методике испытания на изгиб. При изгибе образцов наплавленный металл работает на растяжение и появляется возможность оценить угол, при котором появляется первая трещина и отслоение наплавленного металла от подложки. Изгиб наплавленных образцов осуществляли в соответствии со схемой, приведенной на рисунках 2.11 – 2.13. Нагружение оправки на образец производили до появления первой трещины. При появлении первой трещины производили фиксацию угла загиба, затем продолжали изгиб образца до угла загиба  $65^\circ$  с фиксацией количества и характера трещин, затем изгибали образец до максимального угла загиба, при котором он разрушался. Как показали исследования, наплавленный металл не выкрашивается и не отслаивается от подложки при изгибе образцов.

Испытания на изгиб показали, что образование первой трещины в интерметаллидных сплавах на основе фаз  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  происходит при угле изгиба около  $23,9^\circ$  (Рисунок 3.38).

В наплавленных образцах на основе системы титан-алюминий представленных фазой  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  первая трещина на исследуемом участке при испытании на изгиб образуется при угле изгиба около  $9,7^\circ$  (Рисунок 3.39).

В наплавленных образцах на основе системы титан-алюминий, представленных фазами  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma(\text{TiAl})$ , первая трещина на исследуемом

участке при испытании на изгиб образуется при угле изгиба около  $7,1^\circ$  (Рисунок 3.40).



Рисунок 3.38 – Угол изгиба наплавленного образца системы Ti-Al на основе фаз  $\alpha$  (Ti) +  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) при появлении первой трещины



Рисунок 3.39 – Угол изгиба наплавленного образца системы Ti-Al на основе фазы  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) при появлении первой трещины



Рисунок 3.40 – Угол изгиба наплавленного образца системы Ti-Al на основе фаз  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) +  $\gamma$  (TiAl) при появлении первой трещины

В наплавленных образцах на основе системы титан-алюминий, представленных фазой  $\gamma(\text{TiAl})$ , первая трещина на исследуемом участке при испытании на изгиб образуется при угле изгиба около  $2,4^\circ$  (Рисунок 3.41).



Рисунок 3.41 – Угол изгиба наплавленного образца системы Ti-Al на основе фазы  $\gamma(\text{TiAl})$  при появлении первой трещины

Изгиб наплавленных образцов подтверждает гипотезу, что с увеличением содержания алюминия хрупкость наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий увеличивается.

Установлен температурный интервал образования трещин. При наплавке интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий основное количество трещин (около 80-90%) образуется при наплавке в процессе охлаждения в температурном интервале от  $500$  до  $50^\circ\text{C}$ . Показано, что в сплавах на основе твердого раствора  $\alpha$  (Ti) и фазы  $\alpha_2$  ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) образование трещин происходит при охлаждении (до 10 минут после наплавки) в температурном интервале от  $500$  до  $50^\circ\text{C}$ . Трещины имеют транскристаллитный характер. В сплавах на основе фазы  $\alpha_2$  ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) +  $\gamma$  (TiAl) при содержании алюминия до 30% (по массе) образование трещин происходит при охлаждении (до 5 минут после наплавки) в температурном интервале от  $500$  до  $150^\circ\text{C}$ . В сплавах на основе фаз  $\alpha_2$  ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) +  $\gamma$  (TiAl) при содержании алюминия более 30% (по массе) и  $\gamma$  (TiAl) образование трещин происходит в процессе наплавки и при охлаждении (до 2 минут после наплавки) в температурном интервале от  $500$  до  $200^\circ\text{C}$ .

Таким образом, к причинам образования трещин при наплавке следует отнести не только природную хрупкость алюминидов титана, но и значительную разницу в коэффициентах линейного расширения титана и алюминидов титана.

Твердость наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al изменяется в интервале значений 12-36 HRC. Увеличение алюминия с 11% до 30% способствует увеличению твердости наплавленных сплавов (Рисунок 3.42). При увеличении содержания алюминия свыше 30% (по массе) в структуре наплавки увеличивается содержание фазы  $\gamma$  (TiAl), что приводит к снижению показателей твердости [110].

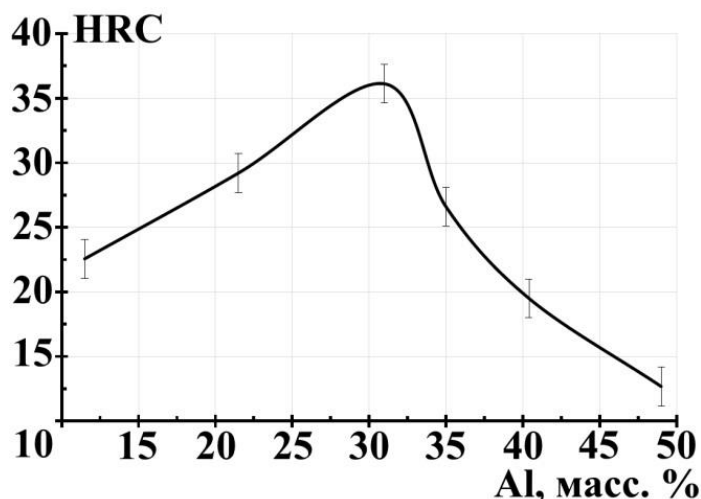


Рисунок 3.42 – Влияние содержания алюминия на твердость наплавленных сплавов на основе алюминидов титана

Показатели износостойкости при абразивном изнашивании у интерметаллидных сплавов выше, чем у титана. Показатели износостойкости изменяются в диапазоне от 1,2 до 3,7 единиц. Максимальная износостойкость наплавленных сплавов наблюдается при содержании алюминия около 20-25%. С увеличением содержания алюминия в структуре металла увеличивается содержание фазы  $\gamma$  (TiAl), что приводит к снижению показателей износостойкости, так как происходит хрупкое выкрашивание наплавленного металла при испытаниях на абразивный износ (Рисунок 3.43) [110].

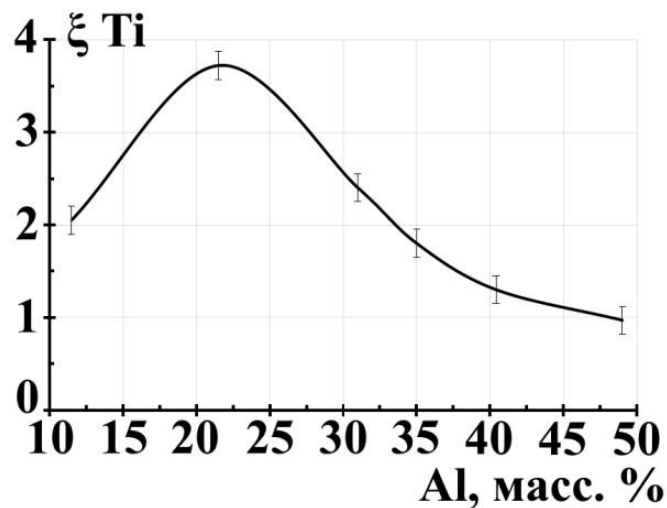


Рисунок 3.43 – Влияние содержания алюминия на износостойкость наплавленных сплавов на основе алюминидов титана

Для повышения трещиностойкости наплавленных алюминидов титана исследовалось влияние предварительного подогрева на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов. Исследования предварительного подогрева проводили при температуре 200, 300 и 400 °С. Проведенные исследования показали, что при проведении предварительного подогрева увеличиваются геометрические параметры наплавленных валиков, а также изменяется химический состав наплавленных сплавов. С увеличением температуры подогрева уменьшается содержание алюминия и увеличивается содержание титана вследствие увеличения доли проплавленного металла в объеме сварочной ванны (Рисунок 3.44)

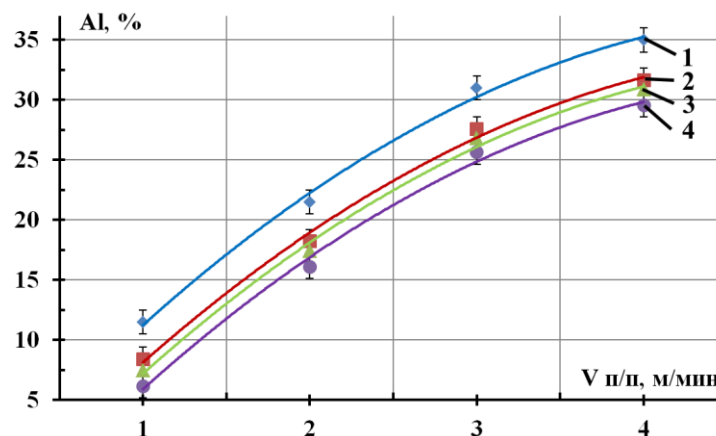


Рисунок 3.44 – Влияние скорости подачи проволоки на химическое содержание алюминия,

где: 1 – наплавка без проведения предварительного подогрева титановой подложки; 2 – предварительный подогрев основного металла до 200 °С; 3 – предварительный подогрев основного металла до 300 °С; 4 – предварительный подогрев основного металла до 400 °С

Механические и эксплуатационные свойства наплавленных сплавов определяются содержанием алюминия. Однако предварительный подогрев позволяет повысить трещиностойчивость наплавленных сплавов вследствие снижения темпа охлаждения наплавленного металла (Рисунок 3.45).

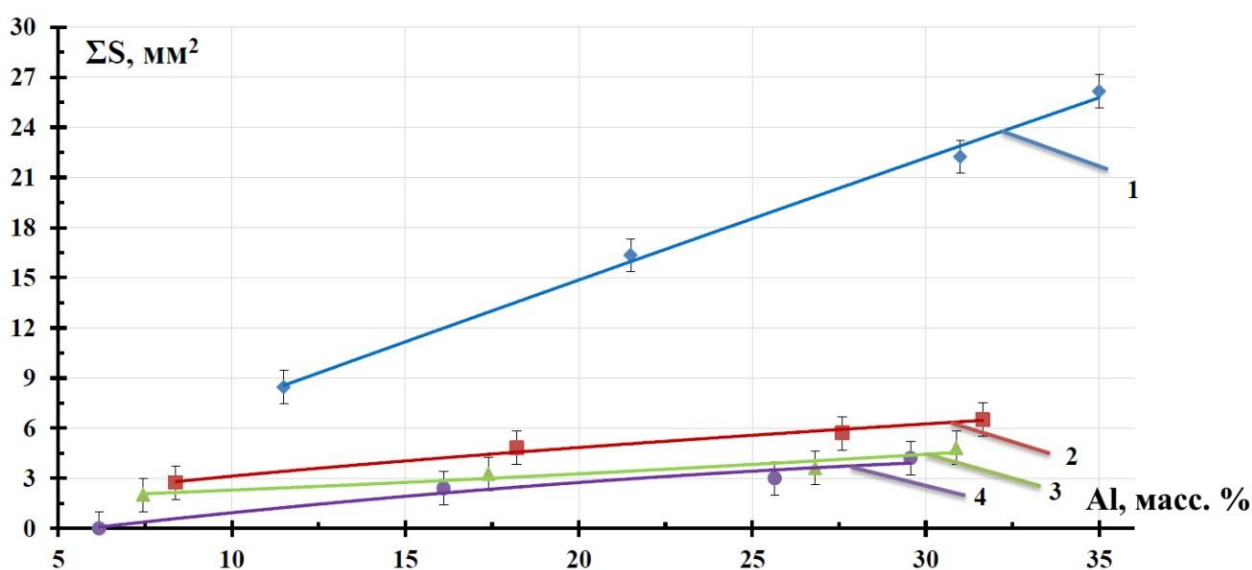


Рисунок 3.45 – Количество трещин от химического содержания алюминия при наплавке интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий, где 1 – наплавка без проведения предварительного подогрева титановой подложки; 2 – предварительный подогрев основного металла до 200 °С; 3 – предварительный подогрев основного металла до 300 °С; 4 – предварительный подогрев основного металла до 400 °С

Средняя скорость охлаждения наплавленного металла, как показали исследования, при естественном воздушном охлаждении составляла 30-35 °С/мин (Рисунок 3.46). При увеличении скорости подачи присадочной проволоки скорость охлаждения незначительно увеличивалась. Средняя скорость охлаждения у образцов, наплавленных с предварительным подогревом,



находится в диапазоне 18-24 °С/мин (Рисунок 3.47-3.49).

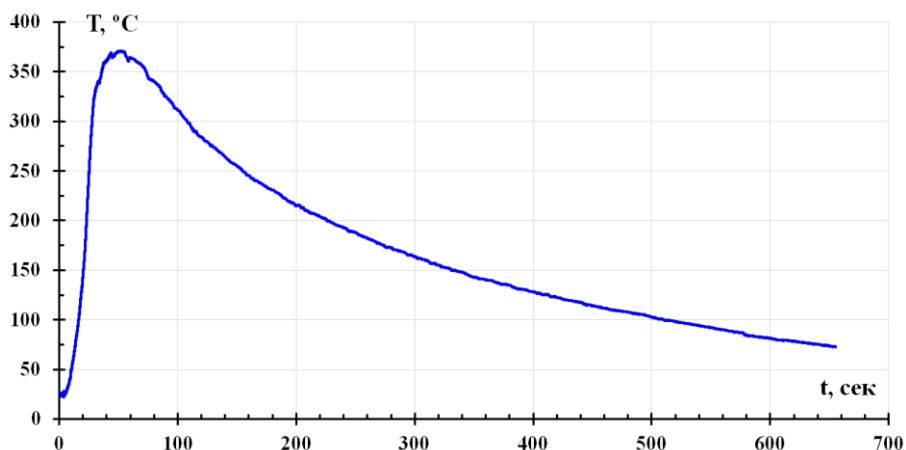


Рисунок 3.46 – График охлаждения наплавленных образцов при скорости подачи проволоки 1 м/мин без предварительного подогрева образца

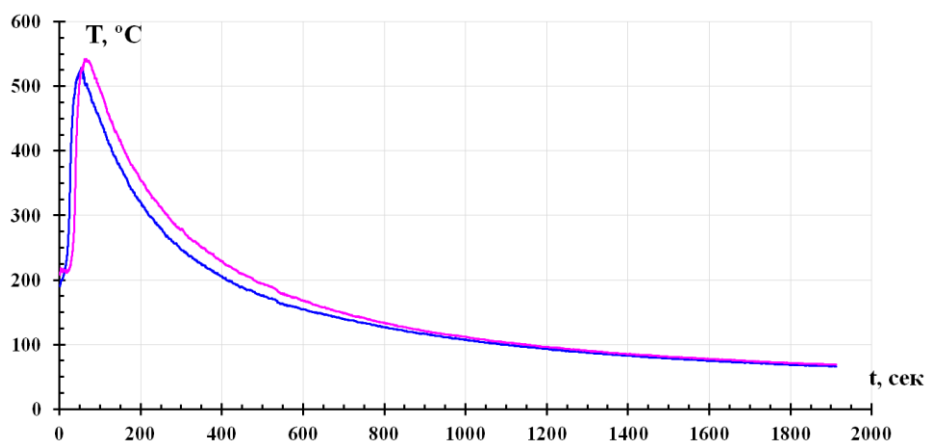


Рисунок 3.47 – График охлаждения наплавленных образцов при скорости подачи проволоки 1 м/мин с предварительным подогревом образца до 200 °С

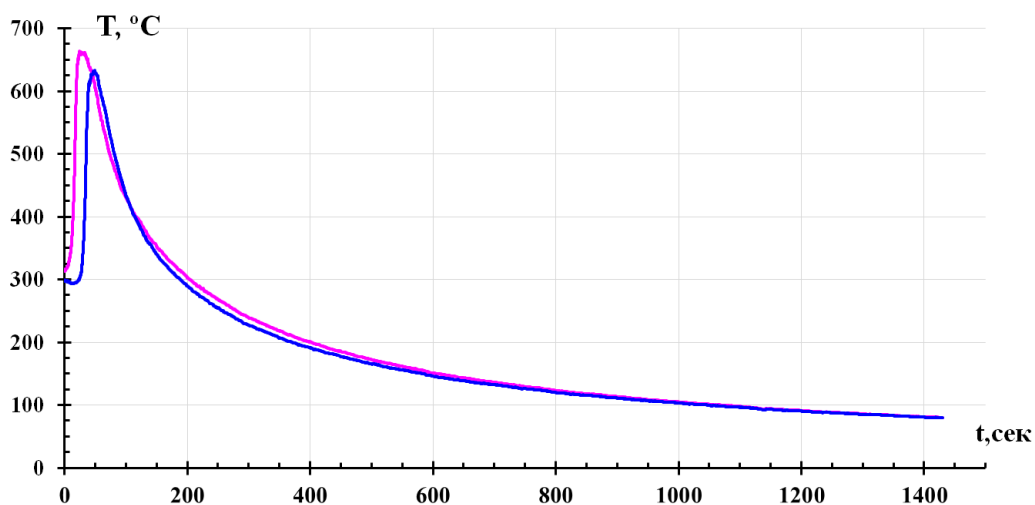


Рисунок 3.48 – График охлаждения наплавленных образцов при скорости подачи проволоки 1 м/мин с предварительным подогревом образца до 300 °С

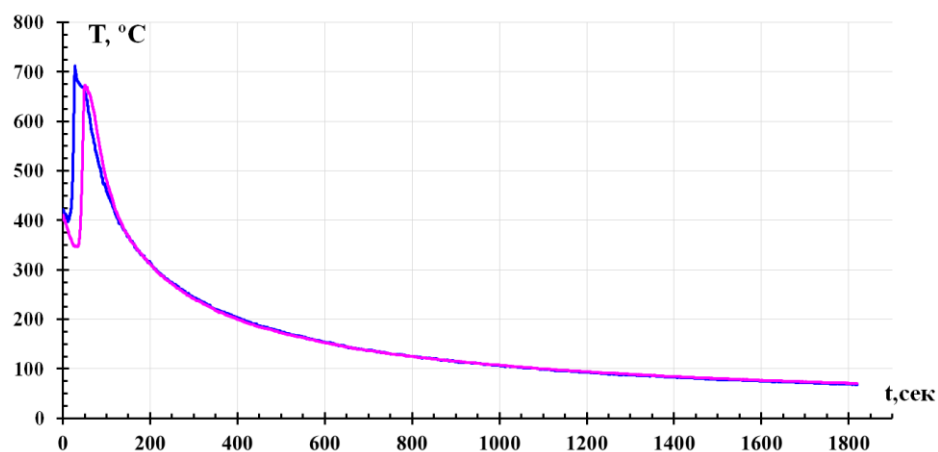


Рисунок 3.49 – График охлаждения наплавленных образцов при скорости подачи проволоки 1 м/мин с предварительным подогревом образца до 400 °С

Исследования зоны термического влияния при наплавке образцов с проведением предварительного подогрева (200-400 °С) показали, что размер ЗТВ увеличивается в 1,5-2 раза по сравнению с размером ЗТВ при наплавке образцов без проведения предварительного подогрева. Средний размер зерна у наплавленных образцов с проведением предварительного подогрева до 200-400 °С вблизи линии сплавления находится в диапазоне от 300 до 400 мкм (Рисунок 3.50, 3.51), размер зерна уменьшается по мере удаления от линии сплавления к участкам, которые в меньшей степени подвергались нагреву.

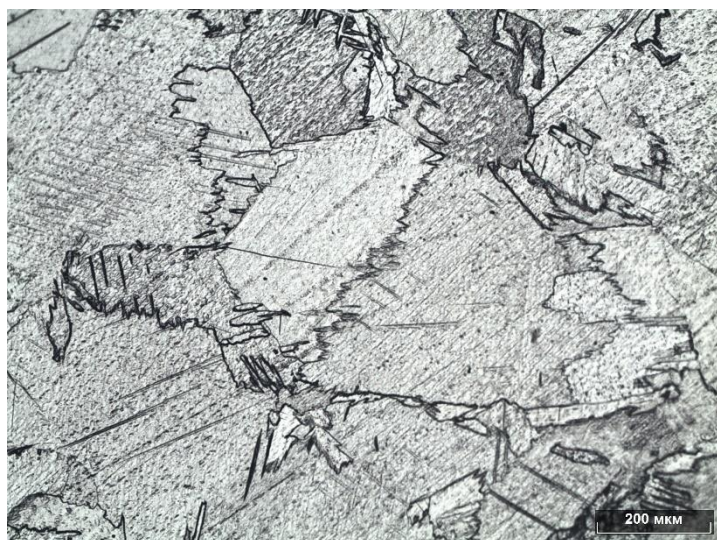


Рисунок 3.50 – Микроструктура ЗТВ в после наплавки ( $I_n = 270$  А,  $V_n = 0,15$  м/мин,  $V_{п/п} Al = 2$  м/мин; предварительный подогрев 200 °С)



Рисунок 3.51 – Микроструктура ЗТВ в после наплавки ( $I_n = 270$  А,  $V_n = 0,15$  м/мин,  $V_{п/п}$  Al = 2 м/мин; предварительный подогрев  $400$  °С)

Измерение твердости образцов в поперечном сечении (Рисунок 3.28) показало, что, несмотря на термическое воздействие от предварительного подогрева и сварочной дуги с последующим изменением размера зерна, твердость зоны термического влияния находится в диапазоне 130-135 HV10, что соответствует твердости титана ВТ1-0, не подвергавшегося термическому воздействию.

В соответствии с требованиями по ремонту деталей из титана марки ВТ1-0, предъявляемыми нормативным документом СТ ЦКБА 045-2009 «Арматура трубопроводная», ремонт деталей из титана ВТ1-0 производится при проведении предварительного подогрева детали до  $400-500$  °С. Несмотря на увеличение размера зерна, предварительный подогрев значительно снижает склонность к образованию трещин в наплавленных сплавах системы Ti-Al, а твердость в ЗТВ не превышает твердости титана ВТ1-0, не подвергавшегося термическому воздействию.

На основе гипотезы о возникновении трещин в наплавленных интерметаллидных сплавах были проведены исследования влияния скорости охлаждения наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий на склонность к образованию трещин. Исследование влияния скорости охла-

ждения наплавленных образцов проводилось на режимах, приведенных в таблице 3.3.

Таблица 3.3 – Режимы наплавки для исследования влияния скорости охлаждения

№ обр	$V_{ПП}$ А1, м/мин	$V_H$ , м/мин	$I_H$ , А	Скорость охлаждения
1	1	0,15	270	~ 30 °С/мин
2	2	0,15	270	~ 30 °С/мин
3	3	0,15	270	~ 30 °С/мин
4	4	0,15	270	~ 30 °С/мин
5	1	0,15	270	~ 1300 °С/сек
6	2	0,15	270	~ 1300 °С/сек
7	3	0,15	300	~ 1300 °С/сек
8	4	0,15	240	~ 1300 °С/сек

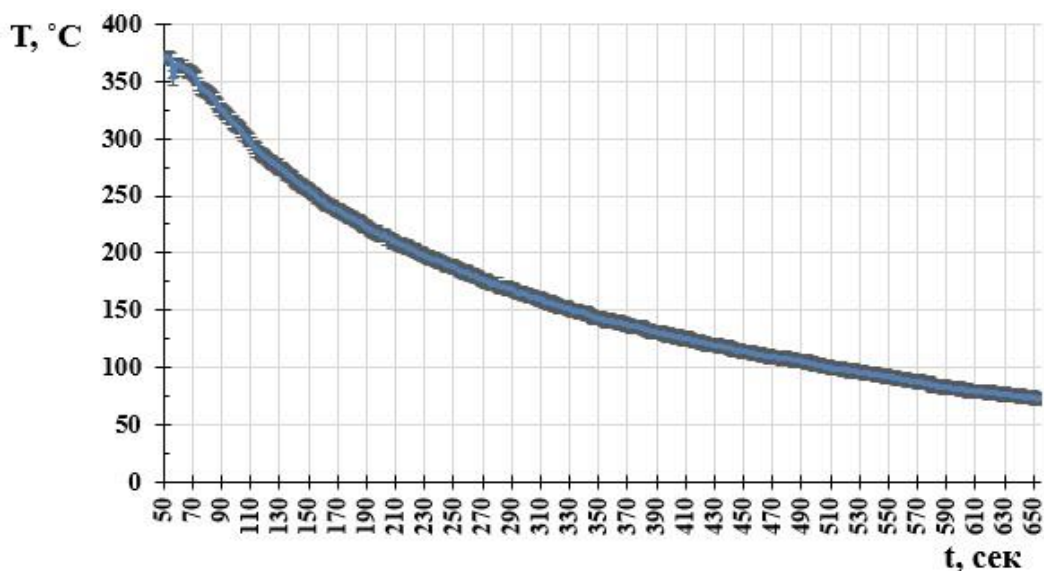


Рисунок 3.53 – График охлаждения наплавленных образцов на воздухе

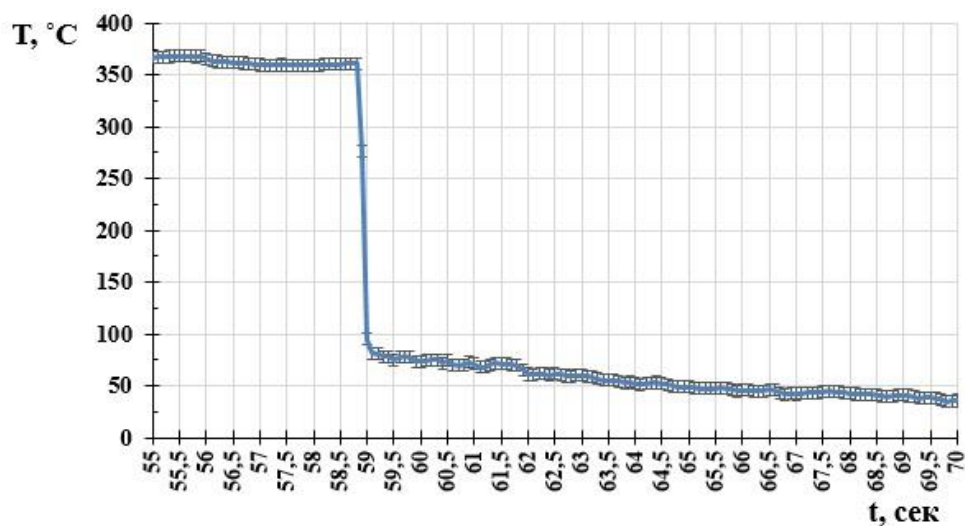


Рисунок 3.54 – График охлаждения наплавленных образцов в воде

На исследуемых образцах был проведен рентгенофазовый анализ. На рисунке 3.55 представлена дифрактограмма, полученная с образца №1 (таблица 3.3). Как видим, наиболее точно имеющийся набор рефлексов описывается карточкой PDF -2 # 01-077-6855, соответствующей фазе  $(Al_3Ti_{17})_{0,1}$  с гексагональной ячейкой. Такая фаза может, по сути, описывать твердый раствор на базе  $\alpha$ -Ti. Однако литературные данные относительно ее существования весьма ограничены. При имеющейся ширине рефлексов, учитывая очень неравновесные условия кристаллизации исследуемых образцов, можно ожидать наложения на линии фазы  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 00-052-0859) и чистого титана в  $\alpha$ -модификации (карточка PDF -2 # 00-044-1294).

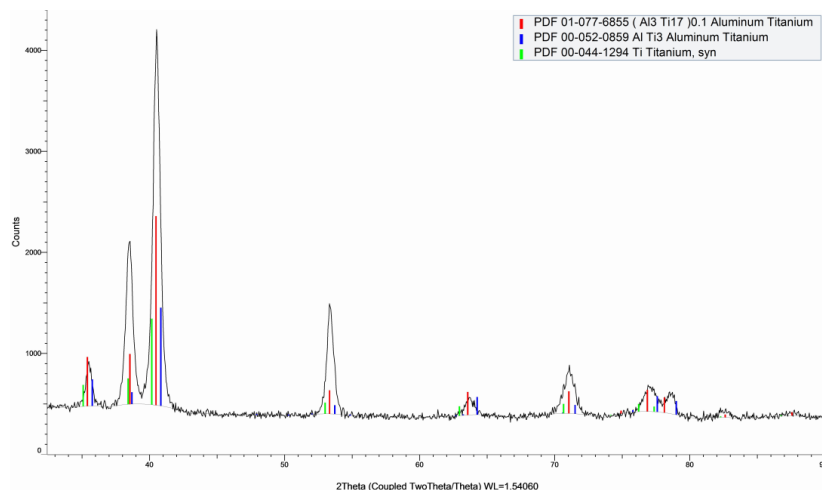


Рисунок 3.55 – Дифрактограмма, полученная с образца №1, таблица 3.3

Дифрактограмма, полученная с образца №2 (рисунок 3.56), свидетельствует о том, что исследуемый образец представлен фазой  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой с параметрами  $a=5,793\text{\AA}$ ,  $c=4,649\text{\AA}$  (карточка PDF -2 # 00-052-0859). Помимо рефлексов от фазы  $Ti_3Al$ , имеется рефлекс в области  $27,3^\circ$ , предположительно соответствующий оксиду титана  $TiO_2$ .

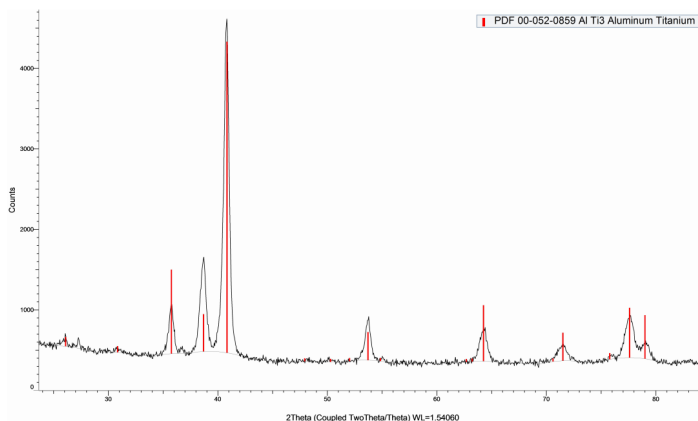


Рисунок 3.56 – Дифрактограмма, полученная с образца №2, таблица 3.3

Дифрактограмма с образца №3 (Рисунок 3.57) практически идентична дифрактограмме, полученной от образца №2. Однако в случае образца №3 наиболее полно удовлетворяют положениям имеющихся рефлексов линии стандарта фазы  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой с параметрами  $a=5,782\text{\AA}$ ,  $c=4,629\text{\AA}$ , представленные карточкой PDF -2 # 03-065-7534. Вероятно, разница в условиях охлаждения образцов приводит к кристаллизации одной и той же фазы с разными параметрами ячейки. В области  $27,3^\circ$  также имеется рефлекс  $TiO_2$ .

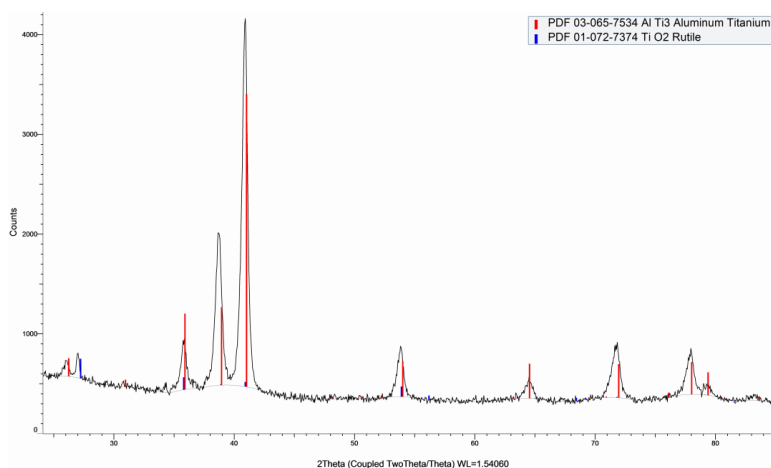


Рисунок 3.57 – Дифрактограмма, полученная с образца №3, таблица 3.3

В образце №4 (Рисунок 3.58) присутствуют две фазы: основной фазой (до ~80 %) является моноалюминид титана  $TiAl$  с тетрагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 03-065-5414) и алюминид  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 00-052-0859).

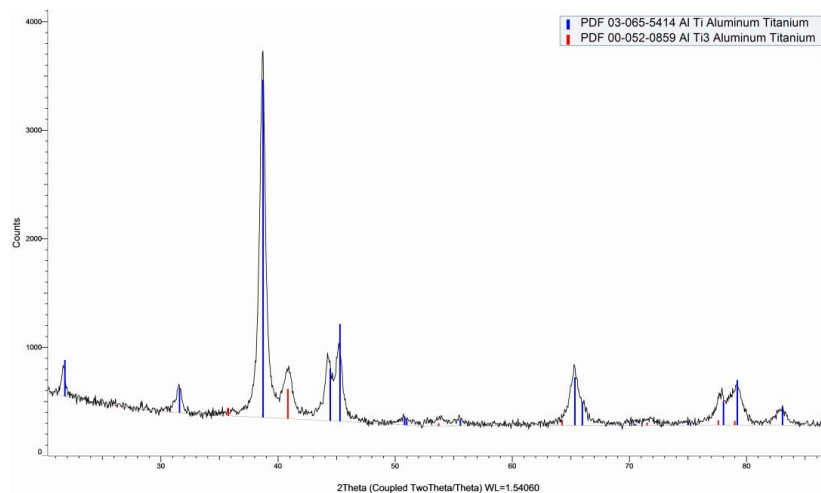


Рисунок 3.58 – Дифрактограмма, полученная с образца №4, таблица 3.3

Согласно данным РФА (Рисунок 3.59), образец № 5 идентичен образцу № 1. Полученная дифрактограмма, наиболее вероятно, соответствует твердому раствору на базе  $\alpha$ -Ti или же соединению  $(Al_3Ti_{17})_{0,1}$  с гексагональной ячейкой.

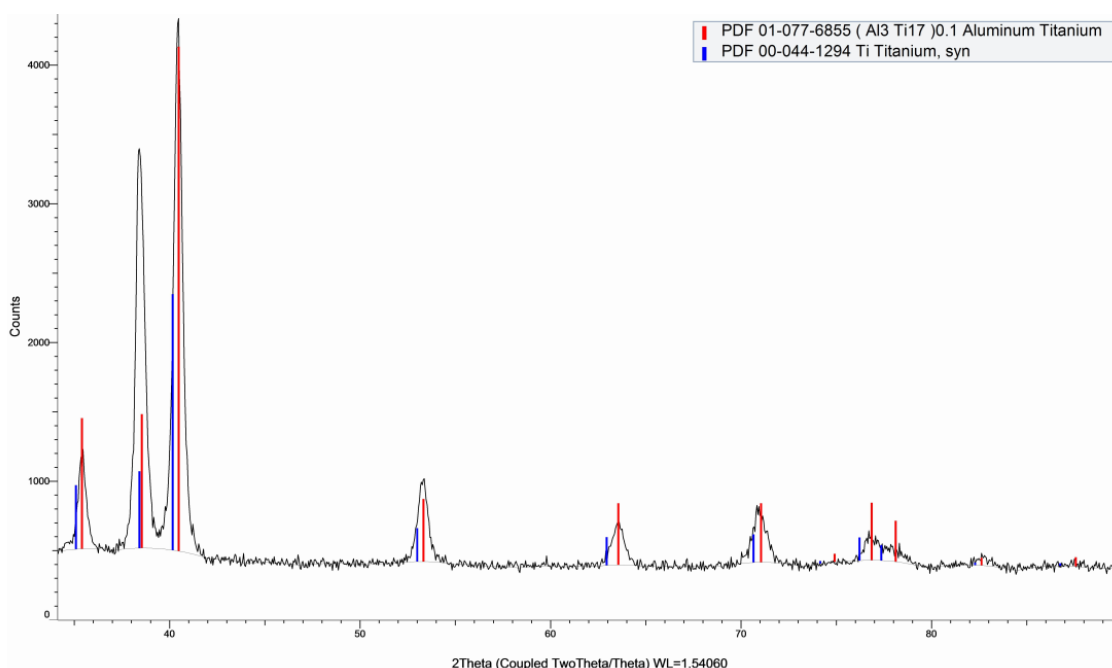


Рисунок 3.59 – Дифрактограмма, полученная с образца №5, таблица 3.3

Образец №6 (Рисунок 3.60) характеризуется наличием рефлексов, которые можно отнести как к фазе  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточки PDF -2 # 00-052-0859 или # 03-065-7534), так и к фазе  $Ti_{1.335}Al_{2.665}$  с гексагональной ячейкой, близкой по стехиометрии к  $TiAl_3$  (карточка PDF -2 # 01-073-2876). Следует отметить, что, согласно литературным данным, для фазы  $TiAl_3$ , формирующейся в результате равновесных процессов характерна тетрагональная ячейка. Учитывая, что дифрактограммы других образцов наилучшим образом описываются линиями стандарта фазы  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой, логично предположить, что и образец №6 представлен этой же фазой. Однако окончательные выводы можно делать только после проведения дополнительного спектрального анализа химического состава образцов.

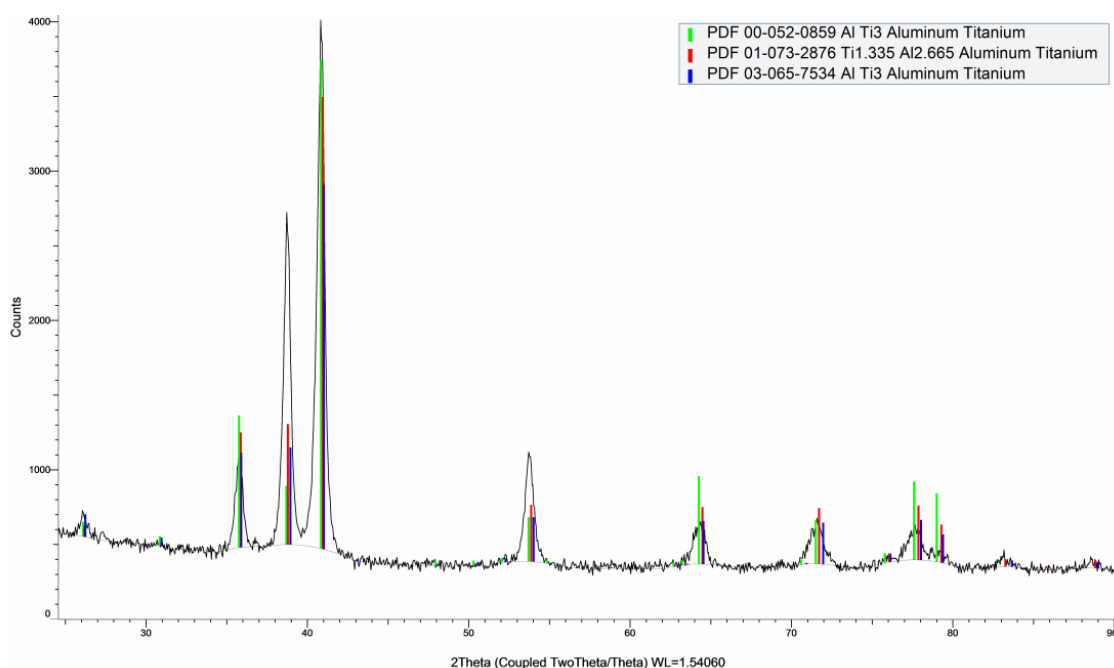


Рисунок 3.60 – Дифрактограмма, полученная с образца №6 таблица 3.3

Дифрактограмма с образца №7 (Рисунок 3.61) практически идентична дифрактограммам, полученным с образцов №2, 3. Образец представлен фазой  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой. В качестве линий стандарта на дифрактограмме указаны данные карточки PDF -2 # 03-065-5174, как наиболее точно описывающей положение линий на экспериментальной дифрактограмме.



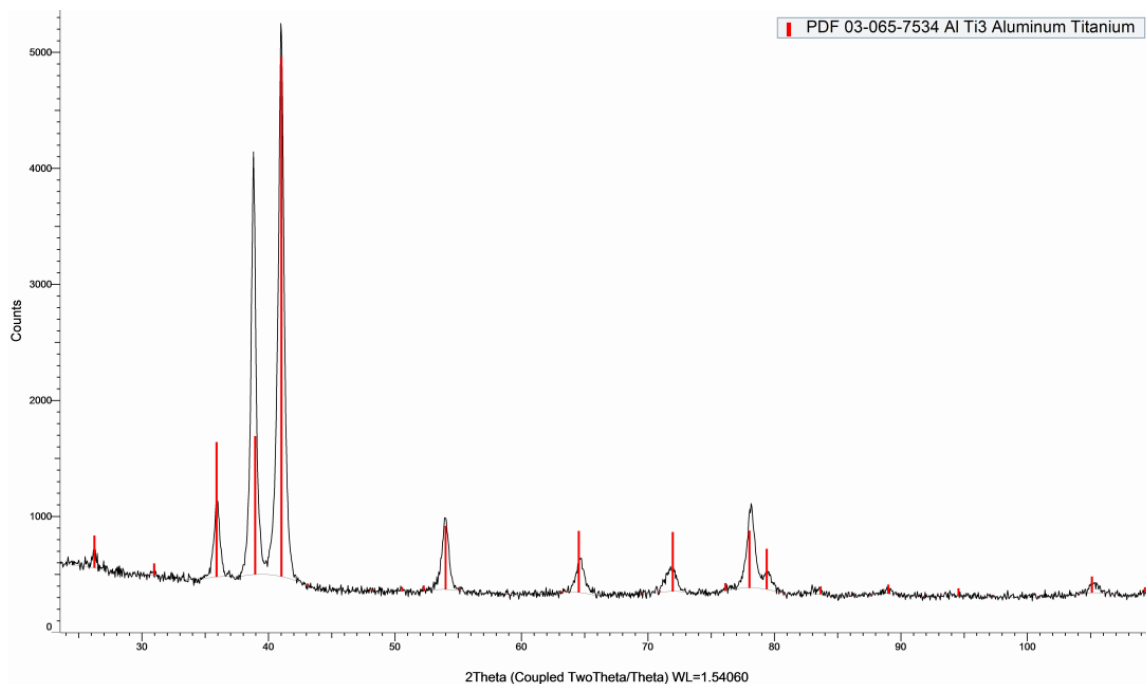


Рисунок 3.61 – Дифрактограмма, полученная с образца №7, таблица 3.3

Согласно данным РФА, состав образца №8 (Рисунок 3.62) идентичен составу образца № 4 с несколько измененным количественным соотношением фаз. Основной фазой (до ~90%) является моноалюминид титана  $TiAl$  с тетрагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 03-065-5414) и алюминид  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 00-052-0859).

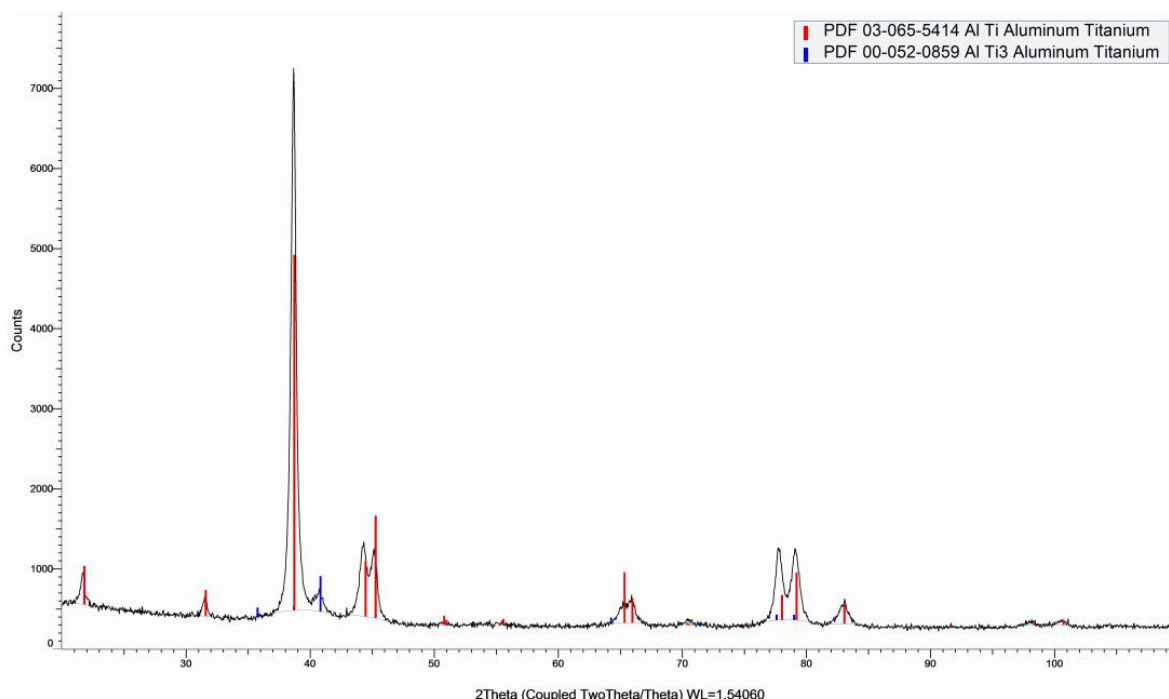


Рисунок 3.62 – Дифрактограмма, полученная с образца №8, таблица 3.3

Выявлено, что, управляя скоростью охлаждения, можно снижать образование трещин в наплавленных интерметаллидных сплавах. В результате проведенных экспериментов установлено, что при охлаждении наплавленных сплавов на основе твердого раствора  $\alpha$  (Ti)+ $\alpha_2$ , фазы  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) после наплавки со скоростью охлаждения  $\sim 1300$  °C/сек снижается образование трещин в наплавленных сплавах. При охлаждении наплавленных сплавов на основе фаз  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al) при содержании алюминия свыше 30%, и  $\gamma$ (TiAl) после наплавки со скоростью охлаждения  $\sim 1300$  °C/сек склонность к образованию трещин не снижается.

## 4 Легирование и модифицирование интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Для снижения склонности к образованию трещин в наплавленных интерметаллидных сплавах системы титан-алюминий применяли легирование и модифицирование. Элементы, которые вводили в сварочную ванну: Si, Mn, Nb, Cu, Ni, Zr, Co, Cr, Mo, В.

Исследование влияния легирующих и модифицирующих элементов проводили с использованием присадочной алюминиевой проволоки с легирующим элементом в составе (Св-АК5, Св-АК12, Св-АМц), дополнительной легирующей проволоки (ниобий – проволока Нб-1 ( $\varnothing$  1,5 мм), никель – проволока НП2 ( $\varnothing$  1,2 мм), медь – проволока М1 ( $\varnothing$  1,0 мм), цирконий – проволока R702 ( $\varnothing$  1,2 мм)), порошка Co, Cr, Mo (кобальт – порошок ПК-1У, хром – порошок Х99Н4, молибден – порошок ИМП).

Исследования показали, что не все легирующие и модифицирующие элементы оказали положительное влияние на механические и эксплуатационные свойства, а также на склонность к образованию трещин наплавленных алюминидов титана. При легировании наплавленного металла никелем, медью, кобальтом, хромом, молибденом, хромом наблюдается снижение технологической прочности наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al. Кремний не оказывает значительного воздействия на склонность к образованию трещин. Легирование цирконием, ниобием значительно снижает склонность наплавленного металла к образованию трещин (Рисунок 4.1, 4.2).

Результаты исследования легирования никелем, хромом, кобальтом, медью и молибденом далее не рассматриваются вследствие того, что эти элементы повышают склонность наплавленного металла к образованию трещин. Однако для полноты представления влияния легирующих элементов на свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al дадим краткую характеристику влияния каждого элемента.

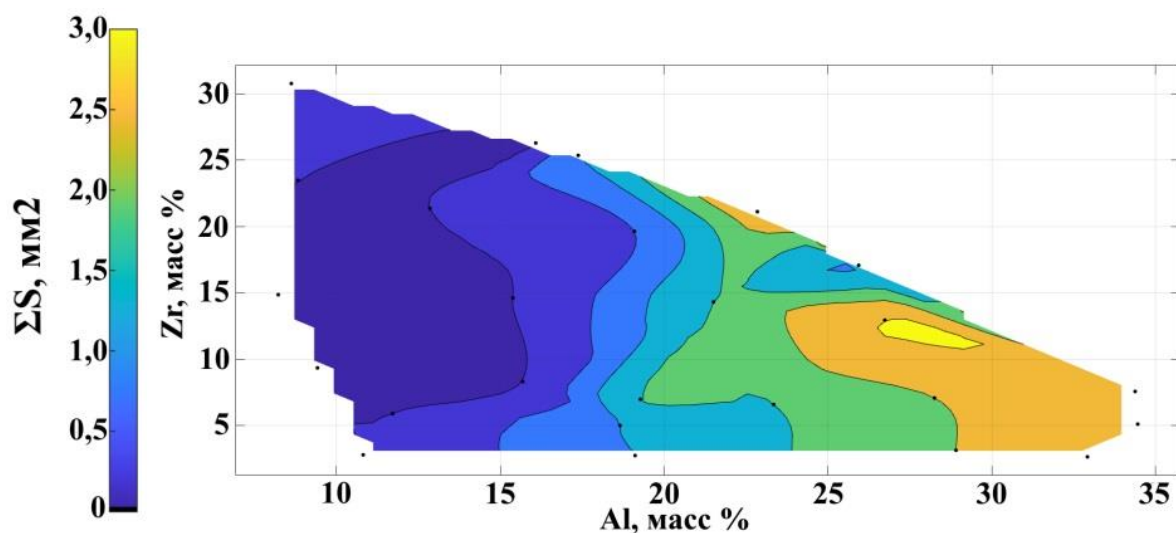


Рисунок 4.1 – Склонность к образованию трещин в наплавленных сплавах системы Ti-Al-Zr

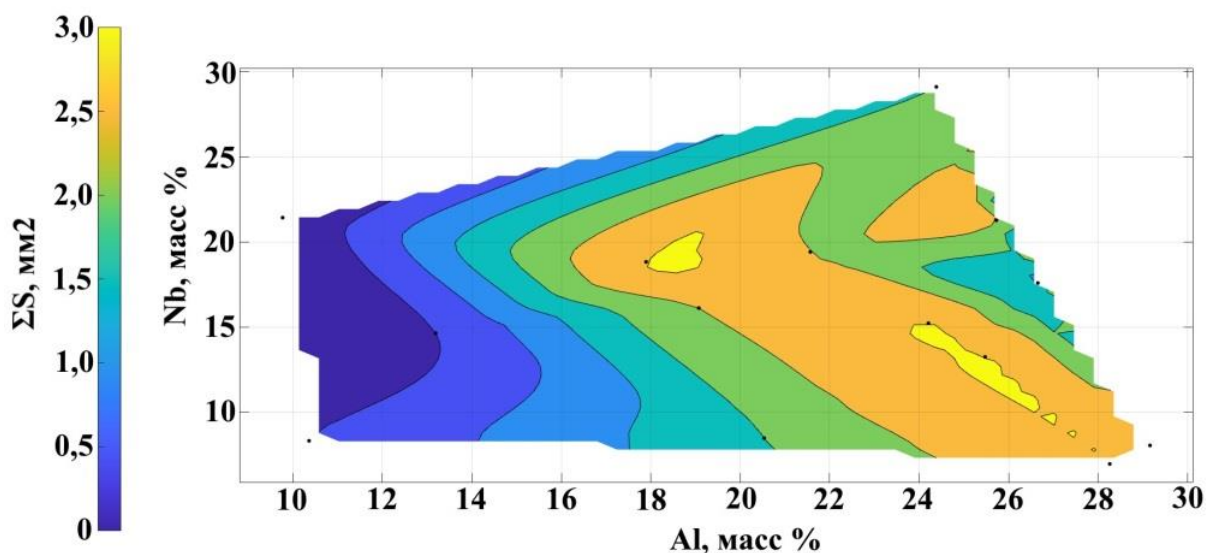


Рисунок 4.2 – Склонность к образованию трещин в наплавленных сплавах системы Ti-Al-Nb

Легирование никелем в количестве 4,5-11,7% (по массе) наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан алюминий при содержании алюминия 10,4-34% (по массе) способствует повышению твердости и износостойкости наплавленных сплавов. Структура наплавленного металла представлена однофазной структурой на основе фазы  $\alpha(\text{Ti})$  и двухфазной структурой на основе фаз  $\alpha(\text{Ti})+\text{Ti}_2\text{Ni}$  и  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})+\text{Ti}_2\text{Ni}$ . При двухфазной структуре

матричный сплав представлен фазами  $\alpha(\text{Ti})$  и  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  с включениями фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$ . Наличие фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  повышает твердость и износостойкость наплавленного металла. Легирование никелем не повышает жаростойкость наплавленного металла при концентрации алюминия до 33%. При увеличении содержания алюминия выше 33% жаростойкость наплавленного металла выше, чем у нелегированных сплавов на основе  $\text{Ti}-\text{Al}$ . Легирование никелем увеличивает вероятность образования трещин в наплавленных сплавах системы  $\text{Ti}-\text{Al}$ , это связано с наличием хрупкой фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  в виде включений.

Установлено, что при легировании наплавленных интерметаллидных сплавов системы  $\text{Ti}-\text{Al}$  хромом до 6-8% и содержащих до 16% алюминия (по массе), формируется двухфазная структура металла шва  $\alpha(\text{Ti})+\text{Ti}_3\text{Al}$ . С увеличением содержания алюминия до 20% и уменьшением степени легирования хромом формируется однофазная структура металла шва, представленная пересыщенным твердым раствором алюминия и хрома в титане. Увеличение содержания алюминия в наплавленном металле до 25-32,8 % (по массе) приводит к образованию фаз  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  и  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})+\gamma(\text{TiAl})$ , легированных хромом. Легирование порошком хрома при аргонодуговой наплавке сплавов системы титан-алюминий повышает на 20-30% твердость наплавленного металла. Хром повышает склонность наплавленного металла к образованию трещин. Жаростойкость наплавленных сплавов, содержащих более 20% алюминия, повышается в зависимости от степени легирования металла хромом. Совместное легирование хромом и модифицирование бором повышает твердость, износостойкость, но снижает показатели жаростойкости по сравнению с образцами, легированными хромом.

При легировании наплавленных интерметаллидных сплавов системы  $\text{Ti}-\text{Al}$  кобальтом при содержании алюминия 10,3-26% (по массе), структура металла шва представлена легированным твердым раствором алюминия в  $\alpha(\text{Ti})$ . С увеличением содержания алюминия до 32%, и кобальта до 2,5% наблюдается образование интерметаллидных соединений  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})+\text{CoAl}_2\text{Ti}$ . Легирование  $\text{Co}$  повышает износостойкость наплавленных алюминидов ти-

тана. Максимальной износостойкостью обладают сплавы, содержащие 27% алюминия и легированные 2% кобальта. Легирование наплавленных слоев Ti-Al кобальтом до 2,5% снижает показатели жаростойкости и трещиностойкости наплавленных интерметаллидных сплавов.

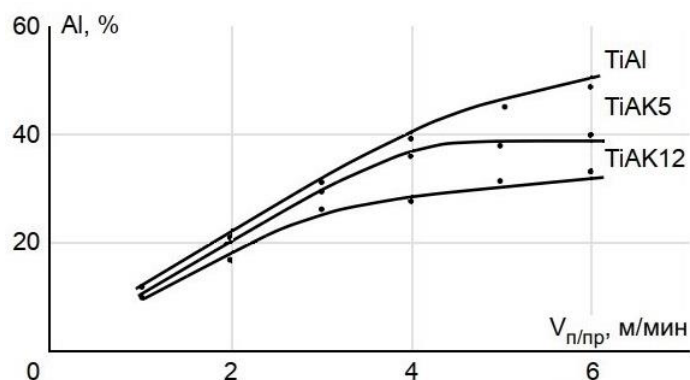
Легирование алюминидов титана медью за счет применения при наплавке дополнительной медной присадочной проволоки в пределах 4,5 до 12,5%, содержащих от 8,5 до 34% (по массе) алюминия, способствует повышению механических (твердость) и эксплуатационных (жаростойкость, износостойкость) свойств наплавленного металла. Структура наплавленного металла в зависимости от режимов наплавки представлена пересыщенным твердым раствором алюминия и меди в титане и (или) интерметаллидной фазой  $Ti_3Al$ . При содержании алюминия более 17% и меди более 7% в структуре появляются включения интерметаллидной фазы  $TiCuAl$ . Легирование медью сплавов, содержащих алюминия 9-25%, повышает жаростойкость наплавленного металла. Склонность к образованию трещин при легировании медью в исследуемых диапазонах увеличивается. Увеличение меди от 4,5 до 12,5% снижает трещиностойкость наплавленного металла.

В результате исследования влияния легирования порошком молибдена на свойства наплавленных алюминидов титана установлено, что при содержании от 11 до 36% алюминия и от 2,5 до 11,3% молибдена структура наплавленного металла представлена фазами, легированными молибденом:  $\alpha(Ti)$ ,  $\alpha_2(Ti_3Al)$  и тройной интерметаллидной фазой системы Ti-Al-Mo, содержащей до 28-29,6% алюминия и 12,7-14% молибдена. Легирование молибденом практически не оказывает влияния на показатели износостойкости. При легировании молибденом наплавленных интерметаллидных сплавов незначительно снижается трещиностойкость. Твердость наплавленного металла значительно повышается при содержании алюминия до 30%. Жаростойкость наплавленного металла повышается в 2–5 раз в зависимости от степени легирования наплавленного металла молибденом.

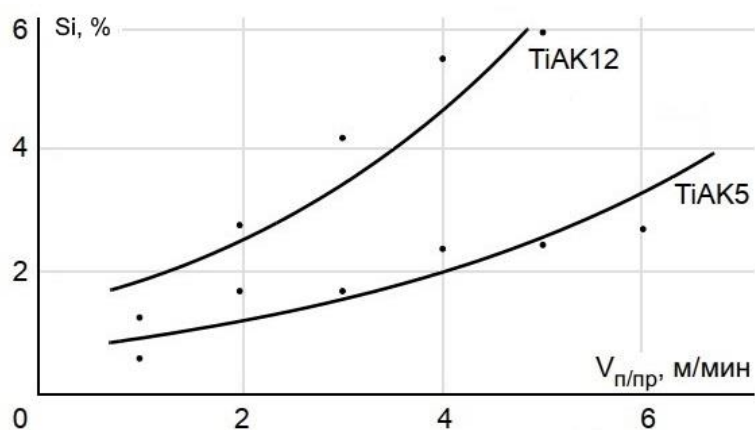
#### 4.1. Легирование кремнием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Исследование влияния кремния на формирование и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий проводили в соответствии со схемой, указанной на рисунке 2.2а (легирующий элемент был в составе проволоки). Для легирования кремнием применяли проволоки Св-АК5, Св-АК12 диаметром 1,2 мм. Степень легирования кремнием изменялась в зависимости от применяемой проволоки и увеличения скорости подачи присадочной проволоки. Исследования показали, что в выбранном диапазоне режимов формируются валики со стабильными геометрическими параметрами, как на поверхности наплавленного валика, так и в поперечном сечении. Ширина наплавленных валиков в зависимости от режимов наплавки составляла 12,05-19,64 мм, высота – 0,98-4,52 мм, а глубина проплавления – 2,58-5,18 мм [114].

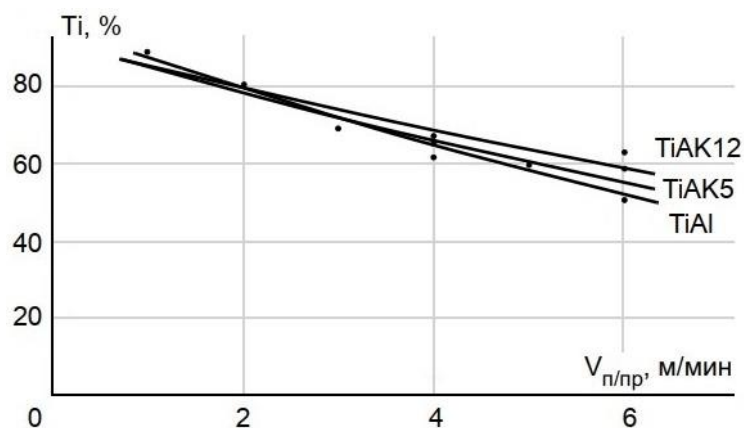
Исследование химического состава показало, что по сечению наплавленного валика наблюдалась незначительная неравномерность по химическому составу. Содержание алюминия и кремния снижалось от поверхности валика к линии сплавления и от центра к линии сплавления (в боковые стороны). С увеличением скорости подачи присадочной проволоки увеличивалось содержание алюминия и кремния в наплавленном металле, в связи с увеличением массового расхода проволоки и уменьшения площади проплавления основного металла.



а)



б)



в)

Рисунок 4.3 – Зависимость химического состава наплавленного валика от скорости подачи присадочной проволоки: а) зависимость содержания алюминия от скорости подачи присадочной проволоки; б) зависимость содержания кремния от скорости подачи присадочной проволоки; в) зависимость содержания титана от скорости подачи присадочной проволоки

В зависимости от содержания алюминия, исходя из диаграммы состояния титан-алюминий, структура наплавленного металла может быть представлена следующими фазами:  $\alpha$  (Ti) +  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al);  $\alpha_2$  (Ti<sub>3</sub>Al);  $\alpha_2$  +  $\gamma$  (TiAl);  $\gamma$  [100, 101] (Рисунок 4.4).

Легирование кремнием приводит к повышению твердости, причем наплавка с применением проволоки СВАК12 дает более высокие показатели твердости (Рисунок 4.5). Значение максимальной твердости при применении алюминиево-кремниевой проволоки смещается в область с более низким со-



держанием алюминия в связи с более низкой концентрацией алюминия в алюминоидах титана, легированных кремнием [115].

Максимальная износостойкость наблюдалась в образцах с содержанием алюминия 20–30% при скорости подачи проволоки 2–3 м/мин. Максимальные показатели износостойкости с применением присадочной проволоки СВА8 достигают 3,72, с применением присадочной проволоки СВАК5 достигают 9, а с применением присадочной проволоки СВАК12 достигают всего 4,6. Дальнейшее увеличение алюминия снижает износостойкость вследствие хрупкого выкрашивания наплавленного металла при абразивном изнашивании образцов (Рисунок 4.6) [115].

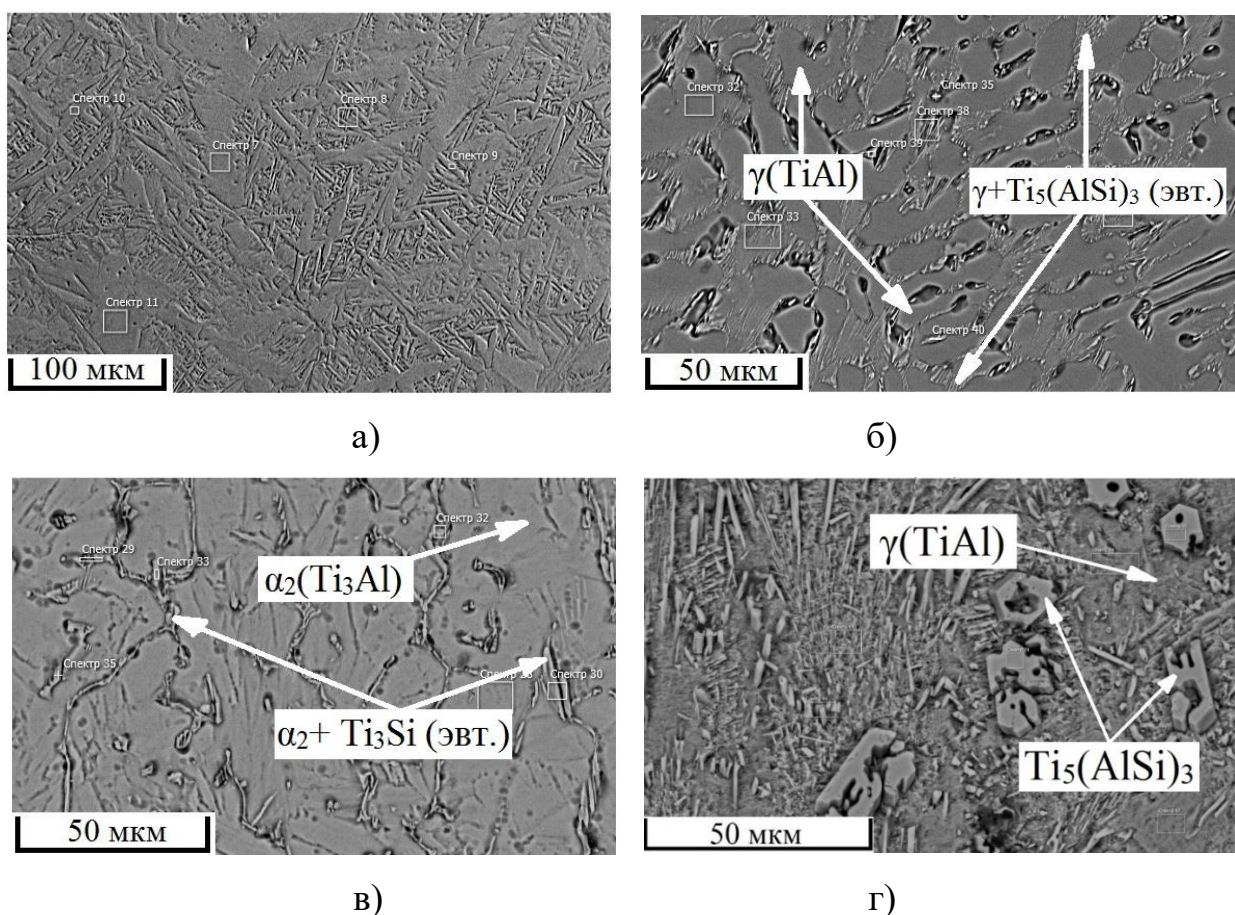


Рисунок 4.4 – Структура наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al, легированных кремнием, где а – присадочная проволока Св-АК5,  $V_{п/шт} = 2$  м/мин, среднее содержание компонентов Ti – 78,7%, Al – 20,3%, Si – 1%; б – присадочная проволока Св-АК5,  $V_{п/шт} = 4$  м/мин, среднее содержание компонентов Ti – 60%, Al – 37,5%, Si – 2,5%; в – присадочная проволока Св-

AK12,  $V_{п/шт} = 2$  м/мин, среднее содержание компонентов Ti – 80,4%, Al – 17,0%, Si – 2,6%; г – присадочная проволока Св-АК5,  $V_{п/шт} = 4$  м/мин, среднее содержание компонентов Ti – 66,7%, Al – 27,8%, Si – 5,5%.

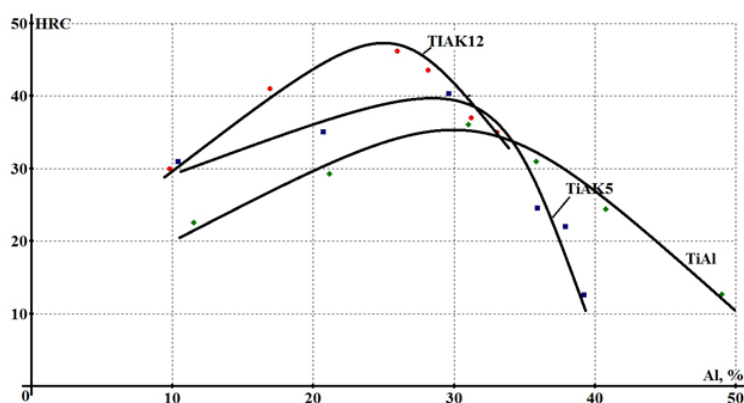


Рисунок 4.5 – Зависимость твердости наплавленного металла от процентного содержания алюминия в наплавленных валиках

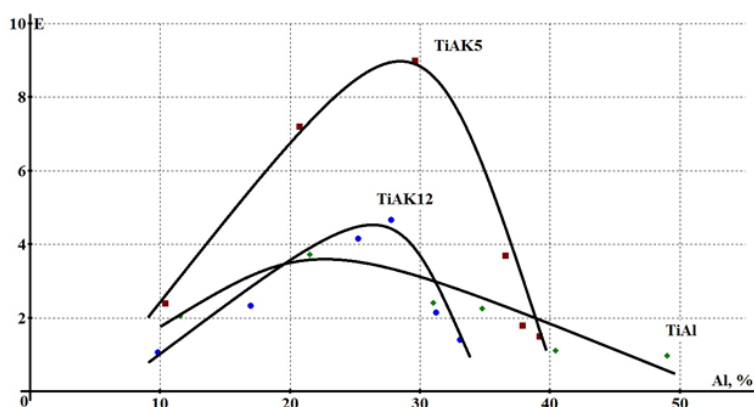


Рисунок 4.6 – Зависимость износостойкости наплавленного металла от содержания алюминия в наплавленных валиках

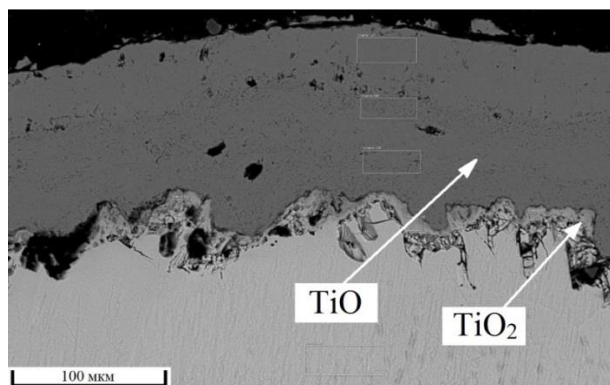
Исследования жаростойкости при выдержке в течение 750 часов при температуре 800 °С показали, что потеря массы эталонного образца из титана составляла более 35%. При этом на поверхности титанового образца формируется оксидный титановый слой с содержанием кислорода до 40% (по массе), что соответствует, исходя из диаграммы состояния, концентрации оксида  $TiO_2$  (Рисунок 4.7 а) [116]. Между титаном и слоем оксида титана  $TiO_2$  располагался подслой незначительной толщиной 5-20 мкм, содержащий около 25% кислорода, и, вероятно, это слой  $TiO$ . Таким образом, титан при высоко-

температурном взаимодействии с кислородом, образует слой  $TiO$ , который с высокой скоростью окисляется до  $TiO_2$  [116-118].

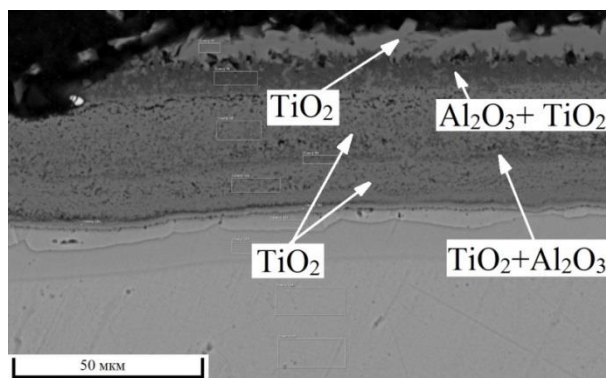
Потеря массы наплавленных образцов с применением алюминиевой присадочной проволоки с содержанием алюминия 10% (по массе) находилась в пределах 20%, а при содержании алюминия около 30% (по массе) – не более 2% (Рисунок 4.7). На поверхности образцов формируется многослойный оксидный слой, состоящий из слоев  $TiO_2$ ,  $Al_2O_3 + TiO_2$ ,  $TiO_2 + Al_2O_3$  (Рисунок 4.7 б). Механизм образования этих слоев подробно описан в работах [119, 120]. Наличие слоев, содержащих более стабильный оксид алюминия  $Al_2O_3$ , обеспечивает повышение жаростойкости титан-алюминиевых сплавов.

Применение присадочной проволоки СВАК5 заметно повышает жаростойкость наплавленного металла. Повышение жаростойкости особенно наблюдается при содержании алюминия 5–25% (по массе). Потеря массы образцов при этом уменьшается в 1,5–3 раза. Применение присадочной проволоки СВАК12 еще больше повышает жаростойкость наплавленного металла (Рисунок 4.7) [121, 122].

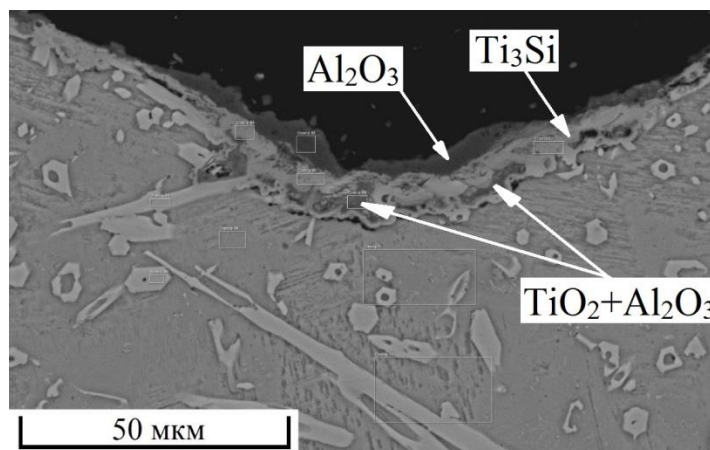
Повышение жаростойкости связано с легированием поверхностных слоев наплавленного металла кремнием и снижением скорости окисления сплавов системы титан-алюминий. Кремний способствует образованию на поверхности наплавленного металла стабильного оксидного слоя на основе  $Al_2O_3$ , что обедняет содержание алюминия на поверхности металла и обеспечивает формирование между оксидным слоем и металлом слоя на основе силицидов и оксидов титана (Рисунок 4,7 в) [121, 122].



а)



б)



в)

Рисунок 4.7 – Структура поверхности наплавленного металла после испытания образцов на жаростойкость: а) титановый эталон ВТ1-0; б) наплавленный образец с применением присадочной проволоки СвА5 с содержанием алюминия 14,5%; в) наплавленный образец с применением присадочной проволоки СвАК12 с содержанием алюминия 33% и кремния 6,8%

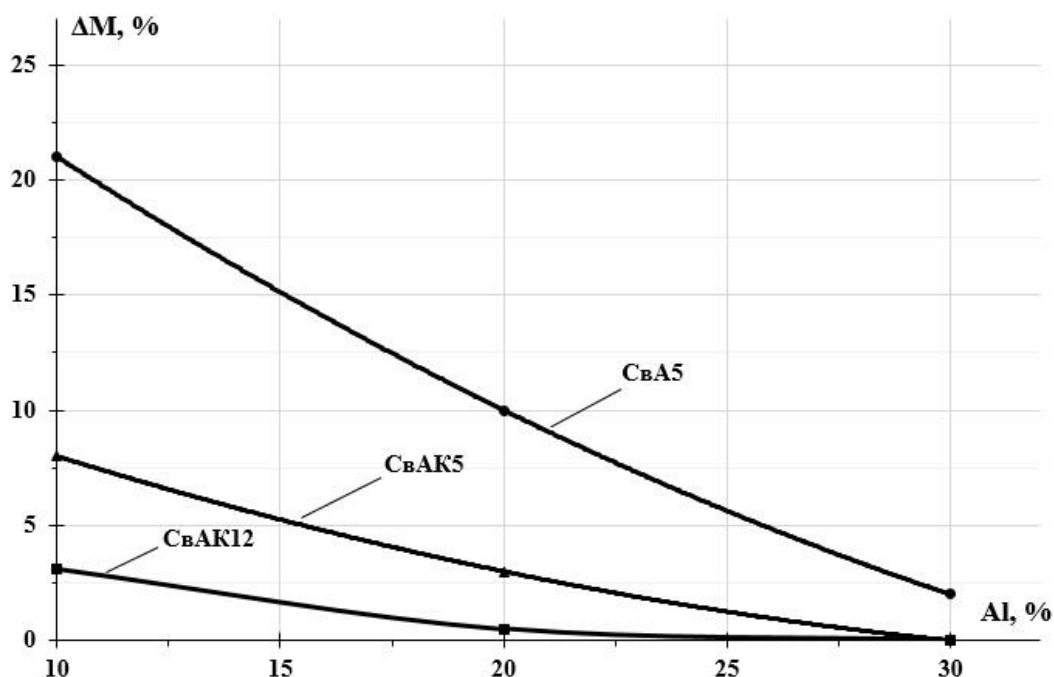


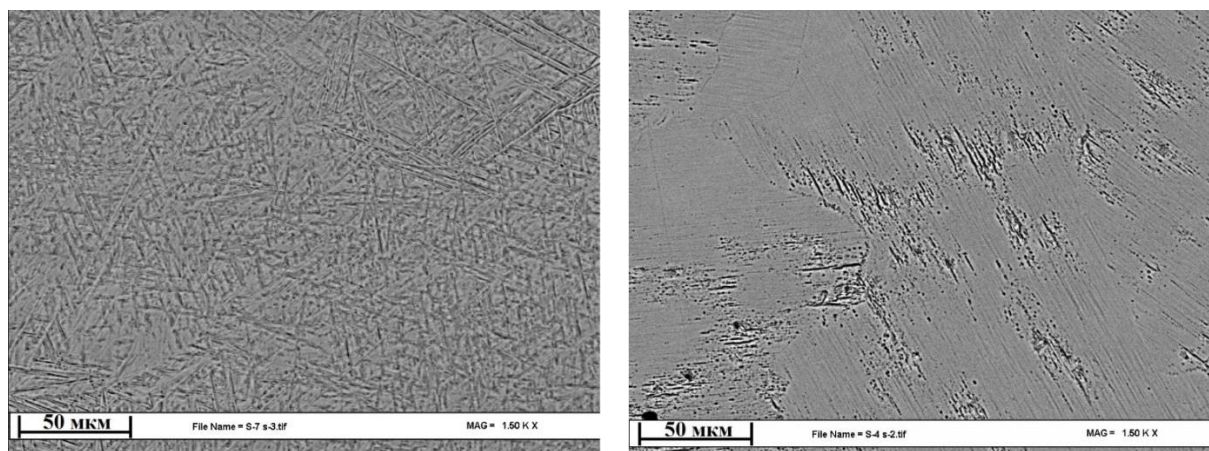
Рисунок 4.8 – Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость в зависимости от содержания алюминия в наплавленном металле при использовании различных присадочных материалов [121, 122].

## 4.2. Легирование цирконием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Исследование влияния циркония на формирование и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий проводили с введением дополнительной присадочной проволоки (R702 (цирконий),  $\varnothing$  1,2 мм), скорость подачи присадочной проволоки варьировалась в диапазоне  $V_{п.п} = 0,25-2,0$  м/мин) (Рисунок 2.6 б).

Исследования химического состава наплавленных валиков при легировании цирконием показали, что среднее содержание химических элементов находится в следующих пределах: алюминия от 8,2 до 34,5 масс. %, циркония от 2,6 до 30,8 масс. %. Содержание алюминия и циркония изменяется в зависимости от скорости подачи присадочной алюминиевой ( $V_{п/пш} = 1-4$  м/мин) и циркониевой проволоки ( $V_{п/пш} = 0,25-2$  м/мин).

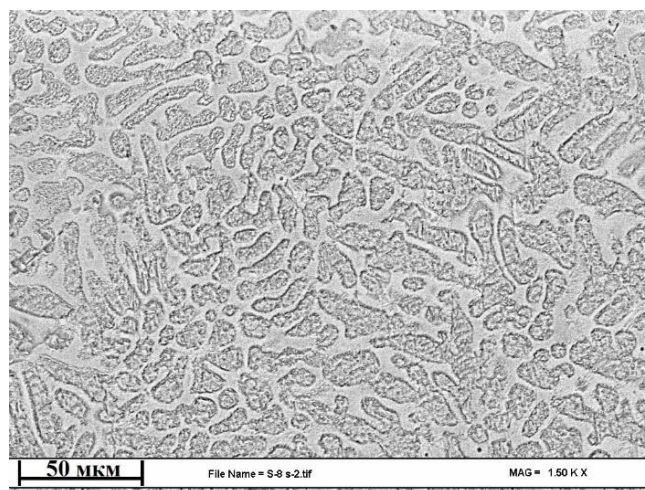
Металлографический и химический анализ структурных составляющих наплавленных валиков показал, что структура наплавленного металла представлена однофазной структурой и двухфазной структурой. Исходя из результатов химического и рентгенофазового анализа, структура наплавленного металла представлена фазами, легированными цирконием  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma(\text{TiAl})$  [125, 126].



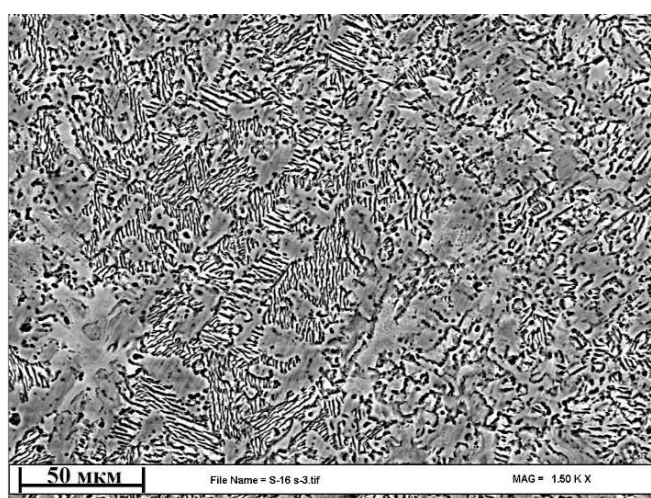
а)

б)

Рисунок 4.9 – Микроструктура наплавленных валиков на основе фаз, легированных цирконием: а)  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ; б)  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$



а)



б)

Рисунок 4.10 – Микроструктура наплавленных валиков, легированных цирконием, где: а) двухфазная структура с матричным сплавом на основе фазы  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  с включениями фазы  $\gamma(\text{TiAl})$ ; б) двухфазная структура на основе фаз  $\gamma(\text{TiAl}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$

На рисунке 4.11 представлена дифрактограмма, полученная с образца, который наиболее точно имеющийся набор рефлексов описывает карточкой PDF-2 # 01-077-3485, соответствующей фазе  $\text{Ti}_{1,83}\text{Zr}_{0,17}$  с гексагональной ячейкой. Такая фаза может, по сути, описывать твердый раствор на базе  $\alpha\text{-Ti}$  ( $\text{Zr}$ ), так как литературные данные относительно существования такого интерметаллида в системе  $\text{Ti-Zr}$  весьма ограничены, поэтому вероятнее всего это всё-таки твердый раствор на базе  $\alpha\text{-Ti}$  ( $\text{Zr}$ ).

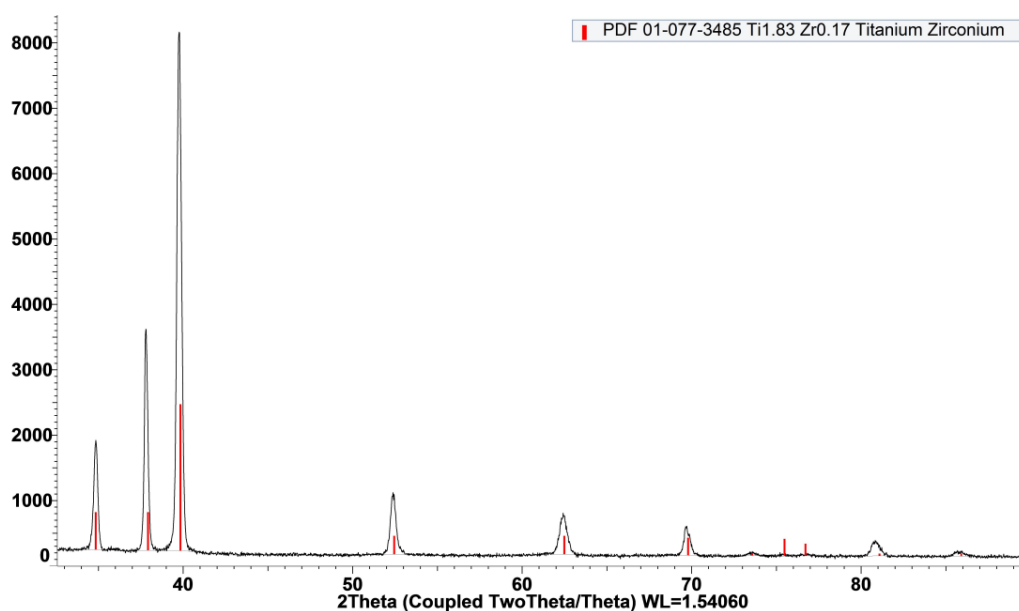


Рисунок 4.11 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе твердого раствора на базе  $\alpha$ -Ti (Zr)

На рисунке 4.12 представлена дифрактограмма, характеризующаяся набором рефлексов, который удовлетворительно описывается стандартом фазы  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточка стандарта PDF -2 # 00-052-0859), а с учетом уточнения параметров ячейки, можно сделать вывод, что данный образец представлен твердым раствором  $Ti_3Al$  (Zr).

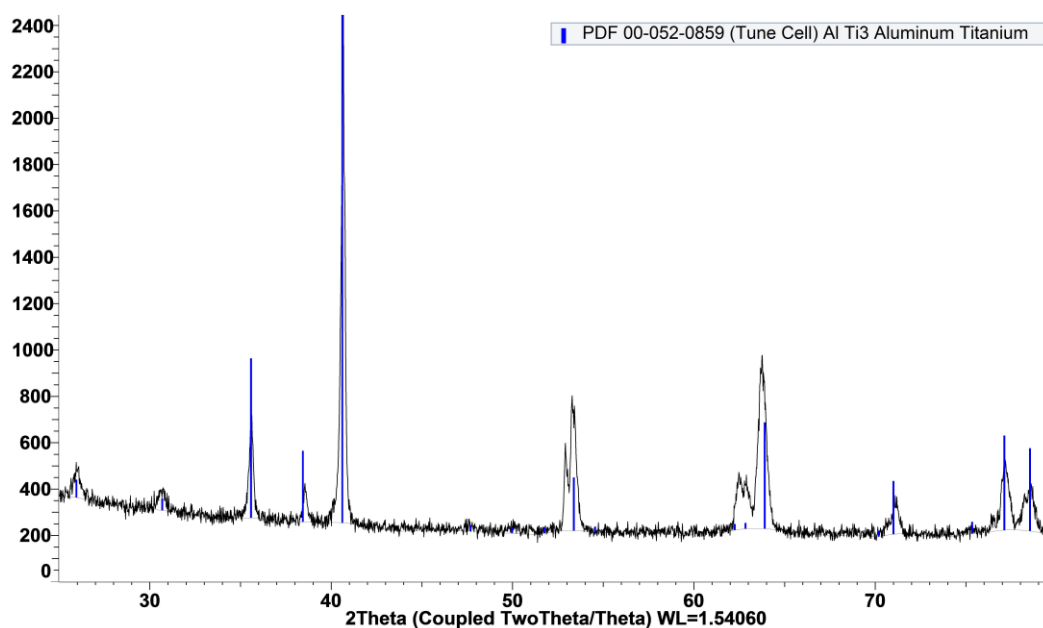


Рисунок 4.12 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе твердого раствора  $Ti_3Al$  (Zr).

На рисунке 4.13 представлена дифрактограмма, характеризующаяся наличием рефлексов, которые можно отнести к твердому раствору на базе  $Ti_3Al$  (Zr) с гексагональной ячейкой (карточка стандарта PDF -2 # 00-052-0859) и к твердому раствору на  $\alpha$ -Ti (Zr) с гексагональной ячейкой (карточка стандарта PDF -2 # 00-044-1294).

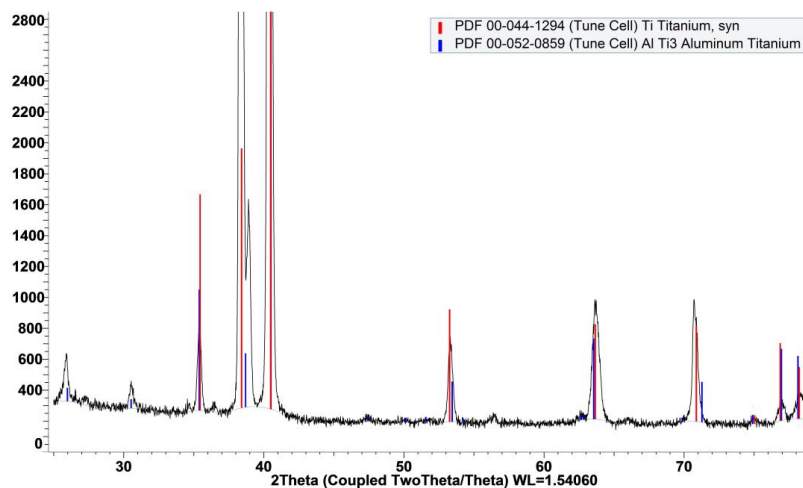


Рисунок 4.13 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе твердого раствора  $Ti_3Al$  (Zr) и  $\alpha$ -Ti (Zr)

Дифрактограммы рисунке 4.14 и 4.15 практически идентичны полученной с образца на рисунке 4.13. Указанные дифрактограммы, наиболее вероятно, соответствуют твердому раствору на базе  $\alpha$ -Ti (Zr) (карточка стандарта PDF -2 # 00-044-1294) и твердому раствору на базе  $Ti_3Al$  (Zr) (карточка стандарта PDF -2 # 00-052-0859) с гексагональными ячейками.

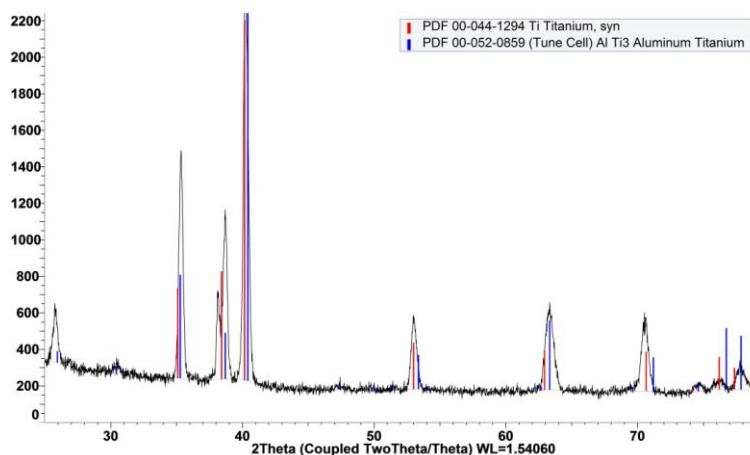


Рисунок 4.14 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе твердого раствора  $Ti_3Al$  (Zr) и  $\alpha$ -Ti (Zr)



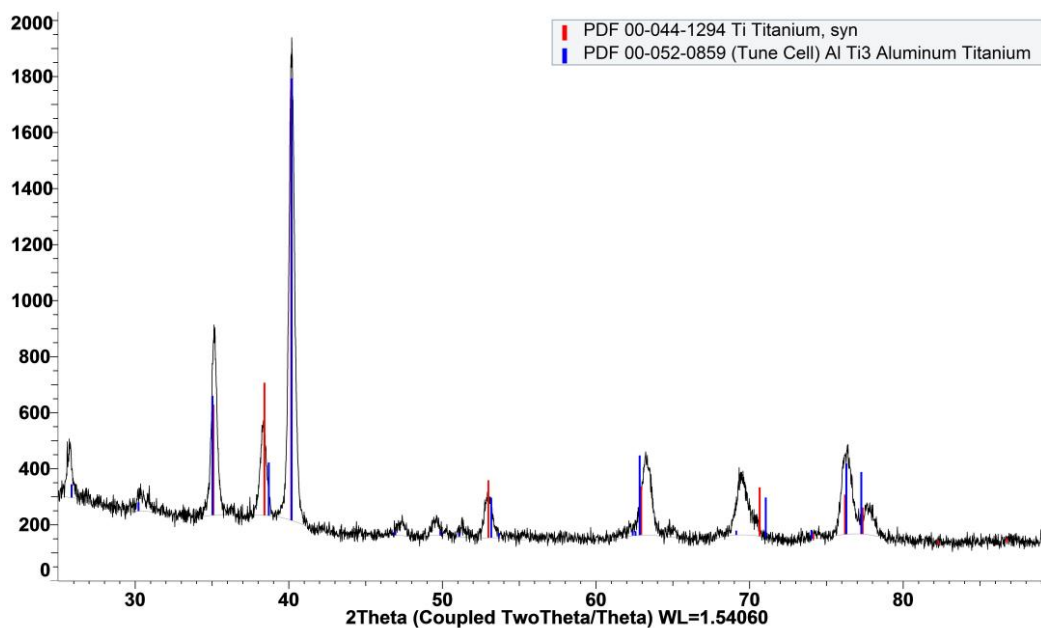


Рисунок 4.15 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе твердого раствора  $Ti_3Al$  (Zr) и  $\alpha-Ti$  (Zr)

На рисунке 4.16 представлена дифрактограмма, характеризующаяся набором рефлексов, который удовлетворительно описывается стандартом фазы  $Ti_3Al$  с гексагональной ячейкой (карточка стандарта PDF -2 # 00-052-0859). Вероятно, образец представлен твердым раствором на базе  $Ti_3Al$  (Zr) с гексагональной ячейкой.

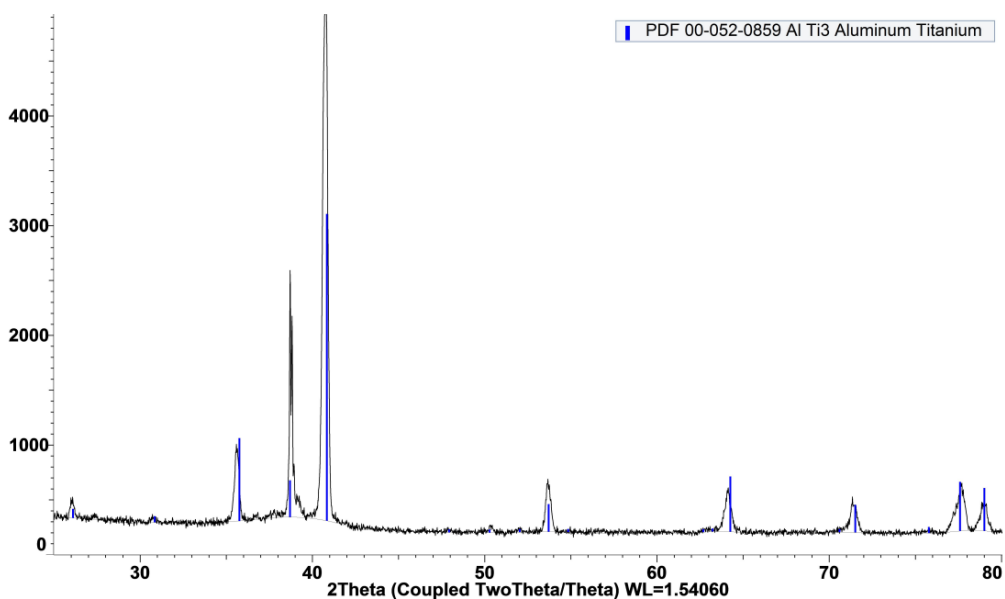


Рисунок 4.16 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе фазы  $Ti_3Al$  (Zr)

Наиболее сложное смещение рефлексов относительно линий стандарта демонстрирует образец на рисунке 4.17. Причем часть из рефлексов так и не удалось отнести к какой-либо фазе, представленной в тройной системе Ti-Al-Zr. Несмотря на отмеченные сложности, можно предположить, что исследуемый образец представлен смесью твердых растворов на базе  $\alpha$ -Ti (Zr) (карточка стандарта PDF -2 # 00-044-1294) и на базе  $Ti_3Al$  (Zr) (карточка стандарта PDF -2 # 00-052-0859) с гексагональными ячейками.

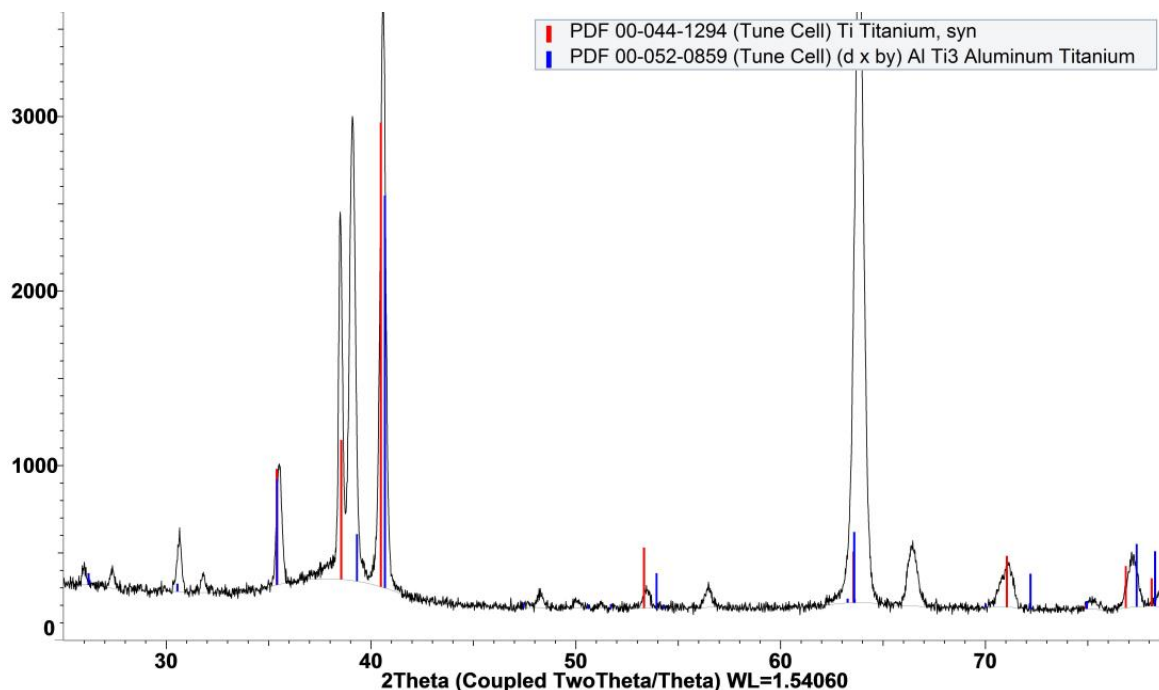


Рисунок 4.17 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе твердого раствора  $Ti_3Al$  (Zr) и  $\alpha$ -Ti (Zr)

Для образца на рисунке 4.18 характерна дифракционная картина, аналогичная полученной с образцов на рисунках 4.13–15. Образец, наиболее вероятно, представлен твердыми растворами на базе  $\alpha$ -Ti (Zr) (карточка стандарта PDF -2 # 00-044-1294) и на базе  $Ti_3Al$  (Zr) (карточка стандарта PDF -2 # 00-052-0859) с гексагональными ячейками.

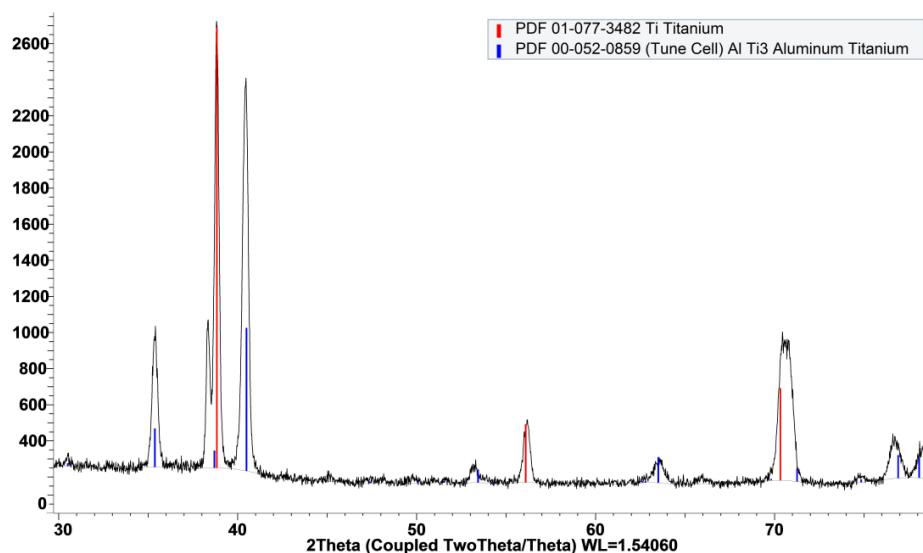


Рисунок 4.18 – Дифрактограмма, полученная с образца на основе твердого раствора  $Ti_3Al$  (Zr) и  $\alpha$ -Ti (Zr)

Твердость наплавленного металла изменяется в пределах от 31 до 52 HRC. Максимальное значение твердости наблюдается у образцов с содержанием алюминия 12-21% и циркония 15 и 26% (по массе), которые представлены фазами  $\alpha(Ti) + \alpha_2(Ti_3Al)$  и  $\alpha_2(Ti_3Al)$  (Рисунок 4.19) [125, 126].

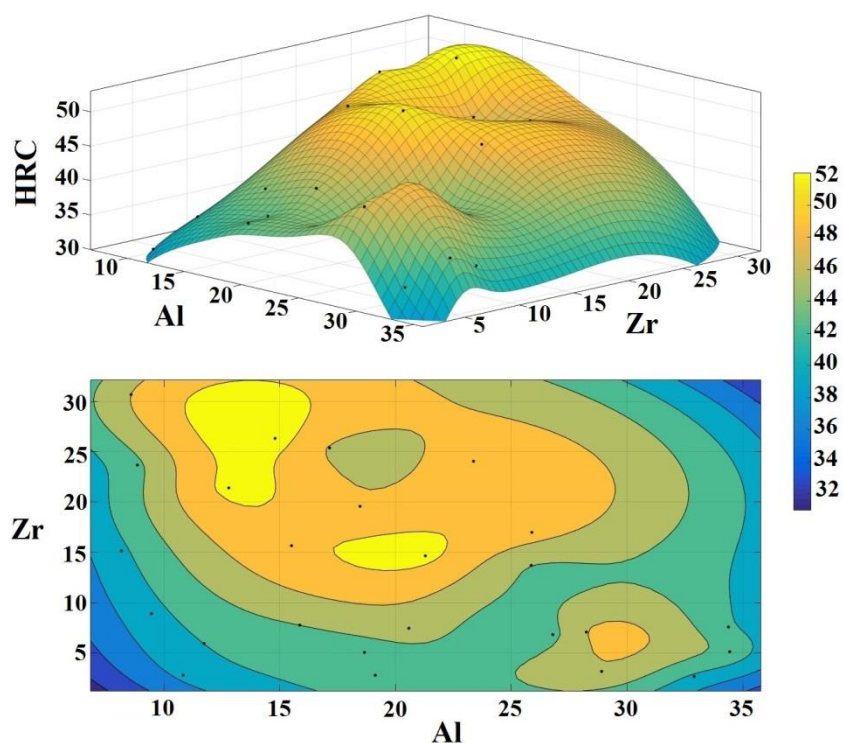


Рисунок 4.19 – Зависимость твердости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и циркония (Zr)

Величина относительной износостойкости наплавленных валиков находится в пределах от 1,5 до 5,2 единиц. Максимальная износостойкость наблюдается у образцов с содержанием алюминия 17-27% и циркония 7-25% (по массе), что соответствует области существования структуры на основе фаз  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ , а также области существования структуры на основе фаз  $\gamma(\text{TiAl}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  (Рисунок 4.20) [125, 126].

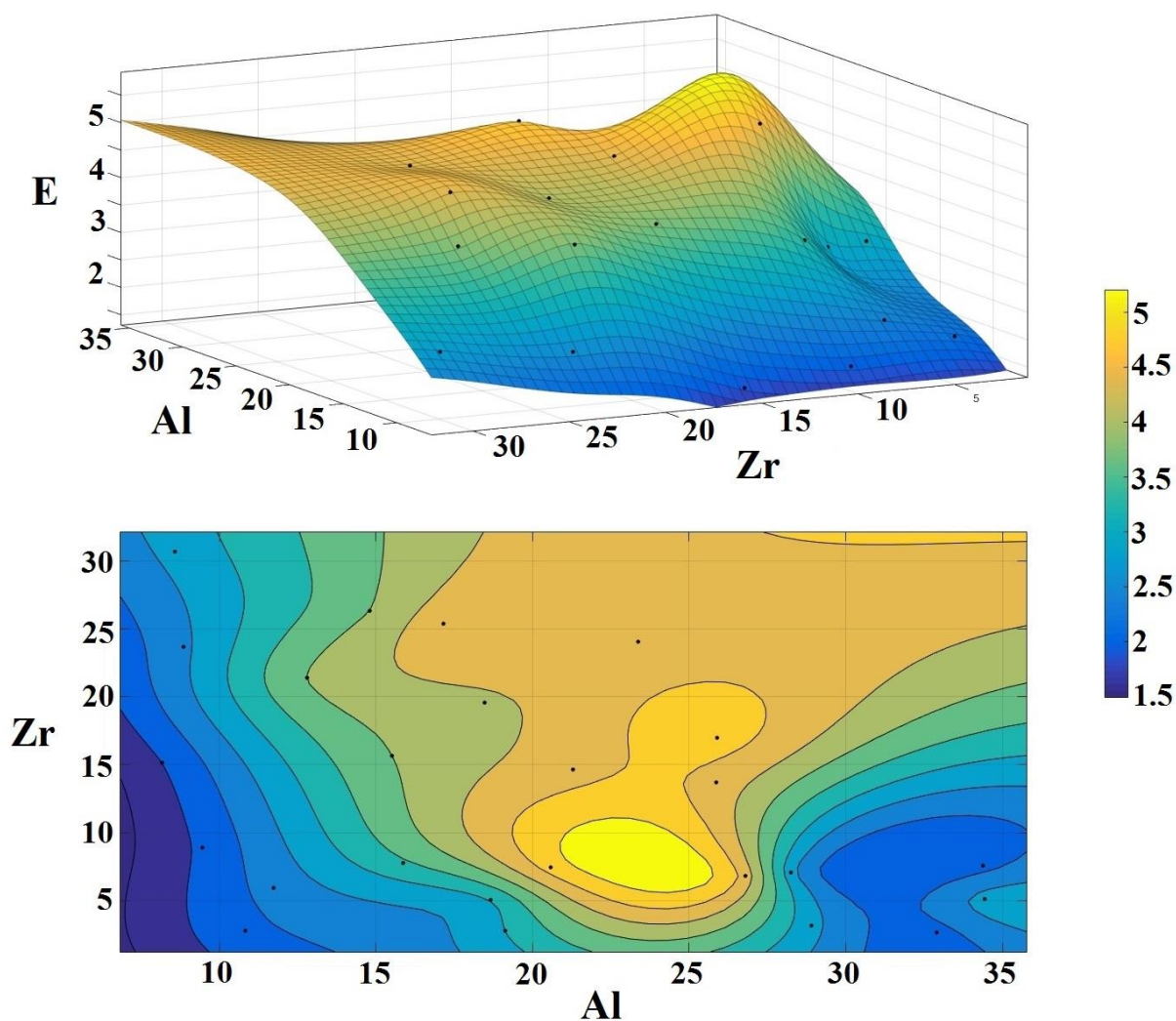


Рисунок 4.20 – Зависимость относительной износостойкости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и циркония (Zr)

Исследования жаростойкости образцов с выдержкой в течение 750 часов при температуре 800°C показали, что легирование алюминидов титана цирконием способствует повышению жаростойкости наплавленного металла. Особенно заметно повышается жаростойкость в сплавах с содержанием алю-

миния до 20%. Образцы с наплавленным покрытием системы Ti-Al-Zr при содержании алюминия выше 34% при испытаниях на жаростойкость в течение 750 часов не потеряли вес от своей первоначальной массы (Рисунок 4.21) [125, 126].

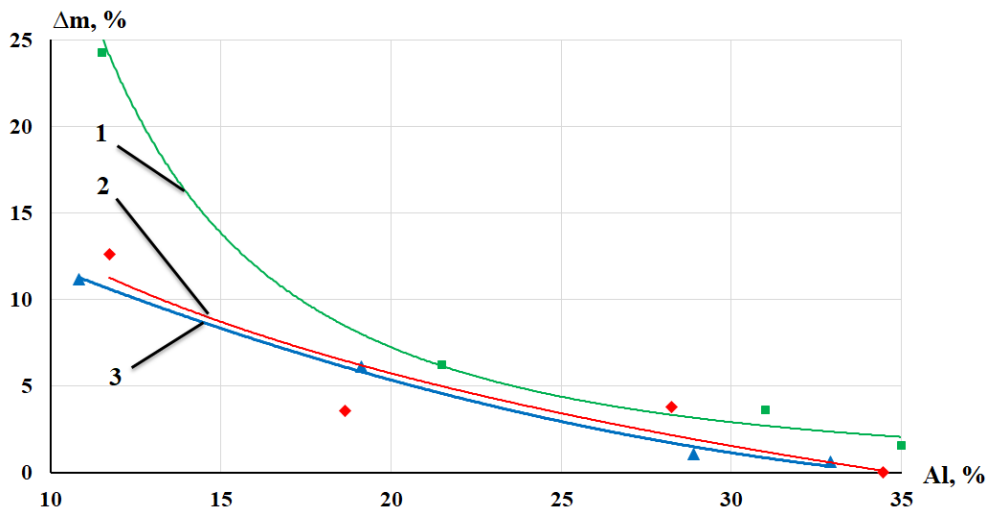


Рисунок 4.21 – Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость (в течение 750 часов)

где: 1 – Ti-Al; 2 - Ti-Al-Zr (Zr 2,6-3,1%); 3 - Ti-Al-Zr (Zr 5,0-7,1%);

Исходя из проведенных экспериментальных исследований, можно сделать вывод, что легирование цирконием снижает вероятность образования трещин в наплавленных интерметаллидных сплавах системы титан-алюминий. Оценка склонности к образованию трещин приведена в сравнении с нелегированными наплавленными сплавами системы Ti-Al [125, 126].

### 4.3. Легирование ниобием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Исследование влияния ниобия на формирование и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий проводили с введением дополнительной присадочной проволоки (Нб-1 (ниобий),  $\varnothing 1,5$  мм), скорость подачи присадочной проволоки варьировалась в диапазоне  $V_{п.п} = 0,25-1,0$  м/мин) (Рисунок 2.6 б).

При легировании ниобием химический состав наплавленных валиков находится в следующих пределах: алюминия от 9,7 до 29,2 масс. %, ниобия от 7 до 29,1 масс.%. Содержание алюминия и ниобия в наплавленных валиках изменяется в зависимости от скорости подачи присадочной алюминиевой ( $V_{п/шт} = 1-4$  м/мин) и ниобиевой проволоки ( $V_{п/шт} = 0,25-1$  м/мин). Рентгенофазовый и химический анализ структурных составляющих наплавленных валиков показал, что структура наплавленных валиков представлена фазами, легированными ниобием  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \text{O}(\text{Ti}_2\text{AlNb})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma(\text{TiAl})$ . Помимо рефлексов от данных фаз, во всех исследуемых образцах имеются слабые рефлексы, предположительно соответствующие тройному соединению  $(\text{Al}_{0,75}\text{Nb}_{0,25})\text{Ti}$  [128, 129].

Твердость наплавленного металла изменяется в пределах от 28 до 53 HRC. Максимальное значение твердости наблюдается у образцов с содержанием алюминия от 16 до 22 % при содержании ниобия от 11 до 18%, что соответствует фазовому составу на основе  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ , легированные ниобием (Рисунок 4.22).

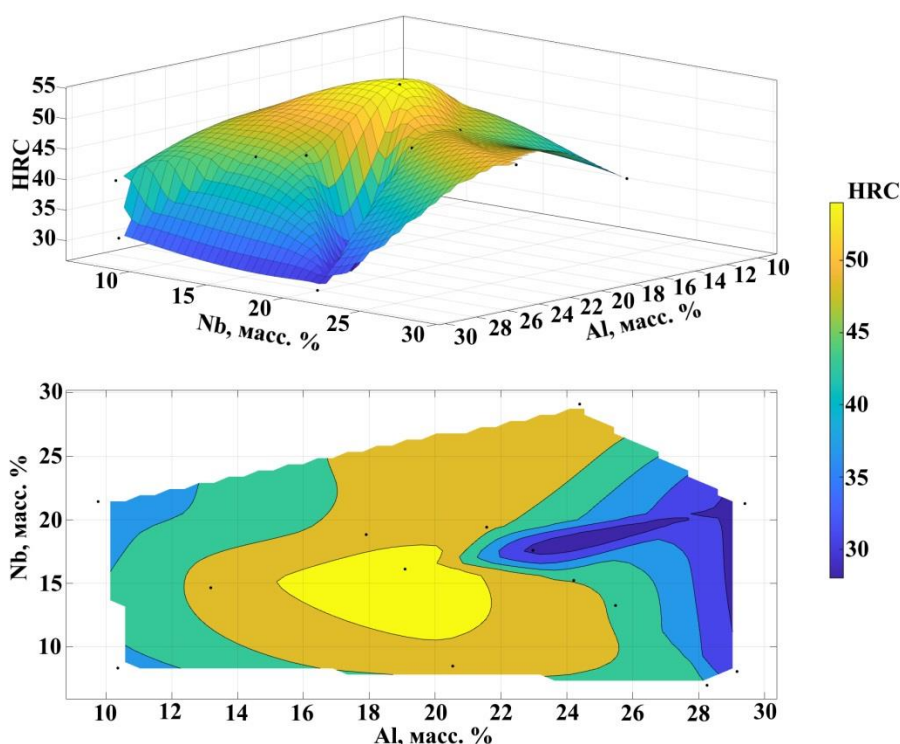


Рисунок 4.22 – Зависимость твердости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и ниобия (Nb)

Величина относительной износостойкости наплавленных валиков находится в пределах от 1 до 3,9 единиц. Максимальная износостойкость наблюдается у образцов с содержанием алюминия 20-23,5% и ниобия 18-22,5% (по массе), что соответствует фазовому составу на основе  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ , легированной ниобием (Рисунок 4.23).

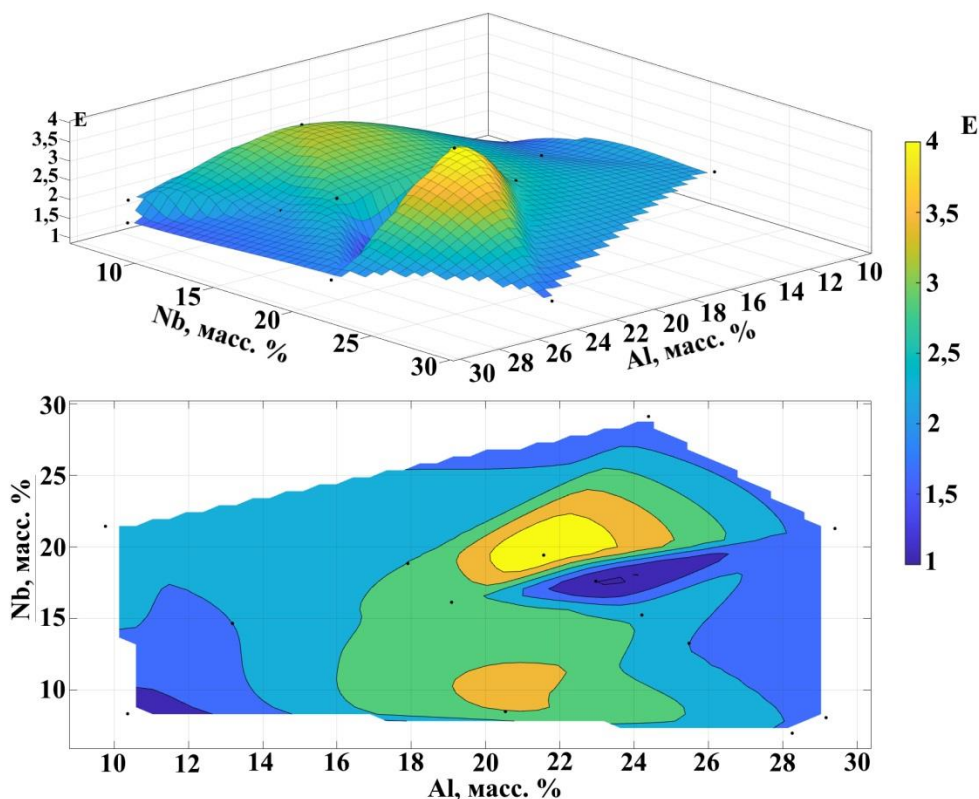


Рисунок 4.23 – Зависимость относительной износостойкости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и ниобия (Nb)

Исследования жаростойкости при выдержке образцов в течение 750 часов при температуре 800 °С показали, что потеря массы эталонного образца из титана составляла более 35%. Потеря массы наплавленных образцов с применением алюминиевой присадочной проволоки при содержании алюминия 10% (скорость подачи присадочной проволоки 1 м/мин) находилась в пределах 20%, а при содержании алюминия около 37% (скорость подачи 4 м/мин) – около 2%. Таким образом, легирование ниобием заметно повышает жаростойкость наплавленного металла.

При дополнительном легировании наплавленного металла ниобием, из-за более прочной связи окисленного слоя с основным металлом и невозможностью его удаления, наблюдалось увеличение массы образцов, но не более 2%. Применение присадочной проволоки СВАК12 совместно с легированием ниобием также повышает жаростойкость наплавленного металла. Потеря массы образцов при этом составляла не более 1,5%, а при скорости подачи присадочной проволоки 4 м/мин – не более 0,1% (Рисунок 4.24).

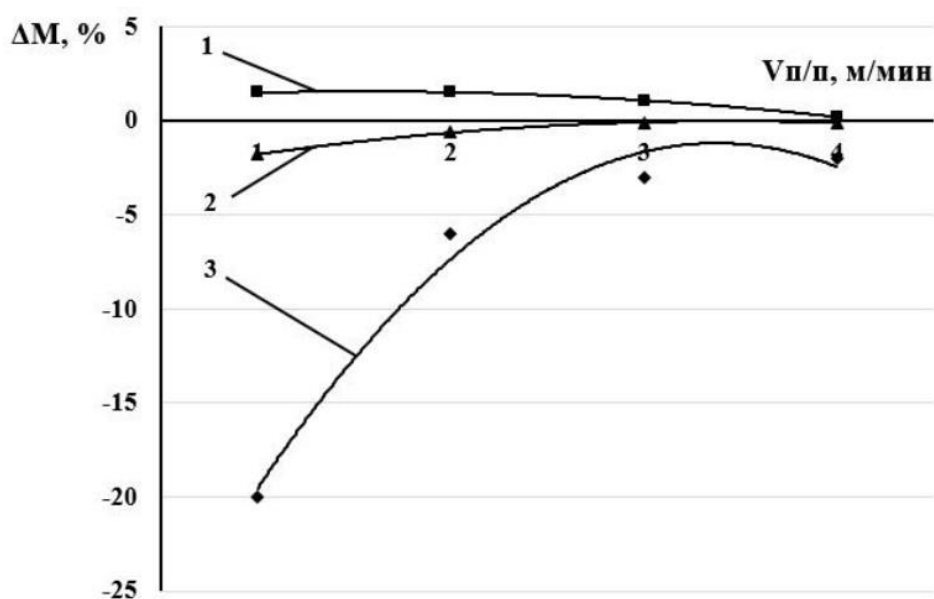


Рисунок 4.24 – Зависимость изменения массы наплавленных образцов от скорости подачи присадочной проволоки при температуре испытания жаростойкости 800 °С и времени выдержки 750 часов,

где наплавленные сплавы системы: 1 – Ti-Al-Nb (проволока СВА5 Ø 1,2 мм); 2 – Ti-Al-Nb-Si (проволока СВАК12 Ø 1,2 мм); 3 – Ti-Al (проволока СВА5 Ø 1,2 мм)

#### 4.4. Модифицирование бором интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Химический состав наплавленных интерметаллидных сплавов значительно не изменился в сравнении с интерметаллидными сплавами без модифицирования, так как содержание бора в наплавленных сплавах не превыша-



до 0,01 масс. %. Среднее содержание алюминия в наплавленных валиках изменялось в диапазоне от 10,9 до 35,3 масс. %, содержание титана варьировалось от 64,7 до 89,1 масс. % [130].

При модифицировании бором структура интерметаллидных сплавов не претерпела изменений и представлена фазами  $\alpha(\text{Ti})+\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  и фазой  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma (\text{TiAl})$ . Модифицирование бором приводит к измельчению зерна наплавленных сплавов, а также структура металла становится более однородной (Рисунок 4.25) [130].

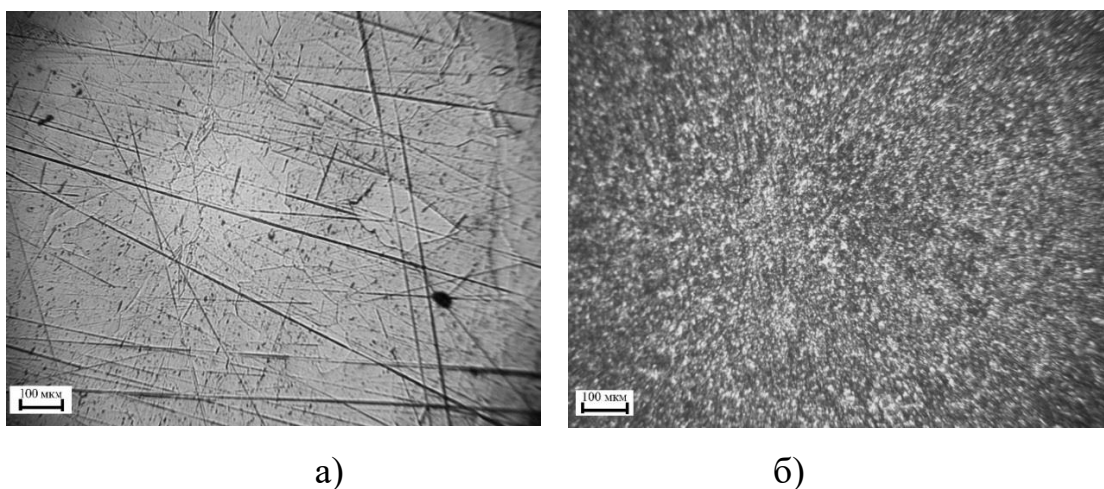


Рисунок 4.25 – Микроструктура наплавленного металла, где: а) не модифицированный интерметаллидный сплав системы Ti-Al (Ti 86,8%, Al 13,2% по массе); б) модифицированный интерметаллидный сплав системы Ti-Al (Ti 88,61%, Al 11,38%, В до 0,01% по массе)

Исходя из проведенных экспериментальных исследований, модифицирование бором (В) наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий (Ti-Al) снижает вероятность образования трещин, что объясняется измельчением зерна [130].

Модифицирование бором не повышает твердость и износостойкость наплавленных интерметаллидных сплавов. Показатели твердости и износостойкости находятся на том же уровне, что и у немодифицированных наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий, поэто-

му в дальнейших исследованиях он не рассматривается как компонент для повышения механических и эксплуатационных свойств.

Модифицирование бором значительно снижает показатели жаростойкости наплавленного металла (Рисунок 4.26).

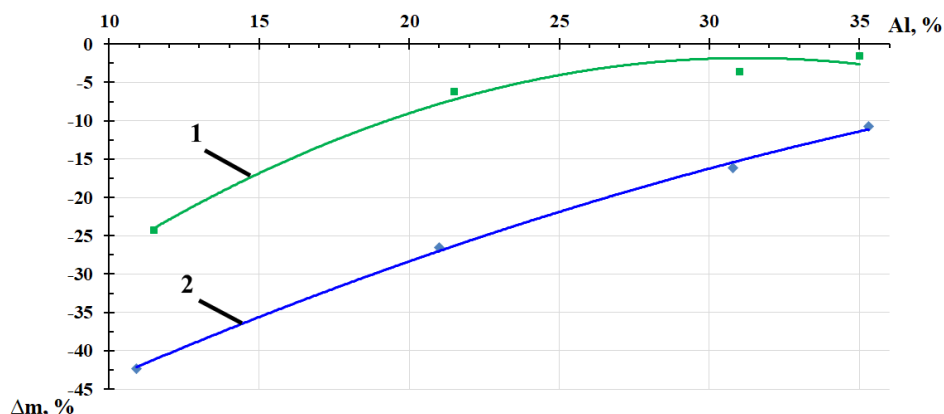


Рисунок 4.26 – Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость (в течение 750 часов),

где: 1 – Ti-Al (проволока СвА5 Ø 1,2 мм); 2 – Ti-Al-B (проволока СвА5 Ø 1,2 мм с порошком бора)

#### 4.5. Легирование и подогрев интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Для исключения возникновения трещин в наплавленных интерметаллидных сплавах системы Ti-Al исследовали одновременное влияние легирующих элементов с проведением предварительного подогрева.

В качестве исследуемых сплавов были выбраны сплавы системы Ti-Al-Zr, Ti-Al-Nb.

Наилучшим соотношением износостойкости и склонности к образованию трещин обладают интерметаллидные сплавы Ti-Al-Zr с фазовым составом на основе  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ , легированных цирконием, а также сплавы системы Ti-Al-Nb с фазовым составом на основе  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \text{O}(\text{Ti}_2\text{AlNb})$ , легированных ниобием. Согласно нормативному документу СТ ЦКБА 045-2009 «Арматура трубопроводная. Сварка и

наплавка деталей из титана и титановых сплавов», при наплавке титановых деталей из ВТ1-0 температура предварительного подогрева должна быть от 400 до 500 °С, но, так как были получены положительные результаты по снижению склонности к образованию трещин в бинарных сплавах системы титан-алюминий при подогреве от 200 °С, с целью уменьшения зоны термического влияния, исследование взаимного воздействия легирования и предварительного подогрева производили при температуре 200 и 300 °С.

Содержание химических элементов при наплавке сплавов Ti-Al-Zr с проведением предварительного подогрева находятся в следующих диапазонах: алюминия от 6 до 31 масс. %, циркония от 2 до 15 масс. %. Наплавленные сплавы представлены фазовым составом на основе  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ , легированных цирконием. Механические свойства наплавленных сплавов системы Ti-Al-Zr определяются прежде всего химическим и фазовым составом.

Постоянными режимами при наплавке являются: сила тока 270 А, расход защитного газа 20-26 л/мин, скорость наплавки 0,15 м/мин. Скорость подачи алюминиевой присадочной проволоки изменялась от 1-4 м/мин, скорость подачи циркониевой присадочной проволоки изменялась от 0,25 до 2 м/мин.

В ходе экспериментов установлено, что при совместном воздействии предварительного подогрева свыше 200 °С и легирования цирконием, трещины в наплавленных сплавах системы титан-алюминий отсутствуют при содержании алюминия от 6 до 19 масс. % и циркония от 2 до 9 масс. %.



Рисунок 4.27 – Внешний вид наплавленного валика при режимах  $I_{\text{н}} = 270 \text{ А}$ ,  $V_{\text{н}} = 0,15 \text{ м/мин}$ ,  $V_{\text{п/п Al}} = 1 \text{ м/мин}$ ,  $T_{\text{под}} = 200^\circ\text{С}$



Рисунок 4.28 – Внешний вид наплавленного валика при режимах  $I_n = 270$  А,  $V_n = 0,15$  м/мин,  $V_{п/п} Al = 2$  м/мин,  $T_{под} = 200^\circ\text{C}$



Рисунок 4.29 – Внешний вид наплавленного валика при режимах  $I_n = 270$  А,  $V_n = 0,15$  м/мин,  $V_{п/п} Al = 3$  м/мин,  $T_{под} = 200^\circ\text{C}$

В аналогичных условиях были проведены исследования процессов аргонодуговой наплавки сплавов Ti-Al-Nb с проведением предварительного подогрева. Постоянными режимами при наплавке являются: сила тока 270 А, расход защитного газа 20-26 л/мин, скорость наплавки 0,15 м/мин. Скорость подачи алюминиевой присадочной проволоки изменялась от 1-4 м/мин, скорость подачи ниобиевой присадочной проволоки изменялась от 0,25 до 1 м/мин.

Содержание химических элементов при наплавке сплавов Ti-Al-Nb с проведением предварительного подогрева находятся в следующих диапазонах: алюминия от 6 до 25 масс. %, ниобия от 4 до 24 масс. %. Наплавленные

сплавы представлены фазовым составом на основе  $\alpha(\text{Ti}) + \alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \text{O}(\text{Ti}_2\text{AlNb})$ , легированные ниобием. Механические свойства наплавленных сплавов системы Ti-Al-Nb определяются прежде всего химическим и фазовым составом.

В ходе экспериментов установлено, что при совместном воздействии предварительного подогрева свыше 200 °С и легирования ниобием трещины в наплавленных сплавах системы титан-алюминий отсутствуют при содержании алюминия от 6 до 16 масс. % и ниобия от 4 до 15 масс. %.

В соответствии с критериями качества, предъявляемыми нормативным документом СТ ЦКБА 045-2009 «Сварка и наплавка деталей из титана и титановых сплавов», в деталях (сварных швах и наплавках) не допускаются трещины, поэтому для деталей химической и нефтехимической промышленности, работающих в условиях гидроабразивного износа, для повышения ресурса работы и стойкости деталей целесообразно применять интерметаллидные сплавы системы Ti-Al-Zr (с содержанием Al до 19 масс.% и Zr до 9 масс. %) с проведением предварительного подогрева до 200°С, исключая образование трещин в наплавленном металле. Интерметаллидные сплавы системы Ti-Al-Zr целесообразнее применять, т.к. они обладают лучшим соотношением износостойкости и склонности к образованию трещин.

#### **4.6. Расчет режимов наплавки для заданного химического состава и размера наплавленных валиков**

##### **4.6.1. Модель тепловых процессов при наплавке**

Распределение тепла в дуге при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом наилучшим образом описывает модель нормально-кругового источника (НКИ) тепла, поэтому применим ее в расчетах режимов наплавки алюминия на титан.

Распределение мощности нормально-кругового теплоисточника на поверхности металла описывается выражением

$$q(r) = q_0 \cdot e^{-kr^2}, \quad (4.1)$$

где  $q_0$  - максимальная плотность теплового поток на оси источника тепла, Вт/см<sup>2</sup>;

$k$  - коэффициент сосредоточенности, характеризующий распределённость теплового потока в пятне нагрева, 1/с.

Между эффективной мощностью  $q_{II}$  и параметрами распределения в (4.1) существует известная взаимосвязь

$$q_{II} = q_0 \frac{\pi}{k}, \quad (4.2).$$

Температура в полубесконечном теле от движущегося НКИ описывается выражением:

$$T = \frac{2q_{II}}{c\gamma \cdot (4\pi a)^{1.5}} \cdot \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t} \cdot (t_0 + t)} \cdot e^{-\left(\frac{z^2}{4at} + \frac{(x-v \cdot (t_0+t))^2 + y^2}{4a(t_0+t)}\right)} dt, \quad (4.3)$$

где  $x, y, z$  - координаты точки относительно подвижной системы координат источника теплоты, см;

$t$  - время процесса сварки, с;

$c\gamma$  - объемная теплоемкость, Дж/град см<sup>3</sup>;

$q_{II}$  - эффективная мощность дуги, Вт;

$a$  - температуропроводность, см<sup>2</sup>/с;

$t_0 = 1/4ak$  - постоянная времени, характеризующая сосредоточенность теплового потока от дуги к изделию, с;

$v$  - скорость движения источника тепла, см/с.

Модель (4.3) отражает особенности процесса сварки, когда тепло сварочной дуги вводится в изделие с его поверхности, давление дуги сравнительно невелико и не приводит к значительному погружению активного пятна дуги в жидкий металл. В то же время схема позволяет учесть распределённость теплового потока источника.

Применение данной модели целесообразно выполнить в комплексе с гипотезой постоянства максимальной плотности теплового потока [111-113].

$$q_0 = q_H \frac{k}{\pi} = const, \quad (4.4)$$

где  $k=1/4at_0$  – коэффициент сосредоточенности дуги,  $\text{см}^{-2}$ .

Из выражения 4.4 коэффициент сосредоточенности дуги,  $\text{см}^{-2}$

$$k = \frac{\pi \cdot q_0}{q} \quad (4.5)$$

Применение данной гипотезы позволяет упростить использование модели (4.3), так как очевидно, что эффективная мощность  $q$  и плотность теплового потока взаимосвязаны и не могут выбираться произвольно. В случае обоснования данной гипотезы, один из неопределенных параметров модели переходит в разряд установочных, что существенно упрощает нахождение других неопределенных параметров (эффективной мощности, температуропроводности) на основе сопоставления экспериментальных и расчетных данных.

К недостаткам расчетной схемы следует отнести отсутствие учета выделения скрытой теплоты плавления и кристаллизации, гидродинамических процессов в сварочной ванне, постоянство теплофизических коэффициентов.

Основным препятствием моделирования является слабая изученность распределенности теплового потока сварочных источников тепла при наплавке алюминия на титан. Имеются лишь экспериментальные данные по наплавкам, по которым вполне возможно определить параметры теплоисточника.

Одним из выходов в данной ситуации является определение распределенности теплового потока по характерным точкам термического цикла в процессе проектирования и отработки сварочных технологий (метод приведения). Это позволяет снизить влияние недостатков модели на точность расчета, а также снизить трудоемкость определения параметров теплоисточника.

#### 4.6.2. Определение параметров распределенного источника тепла при наплавке

Процесс адаптации математической модели к условиям сварки назван методом приведения [111-113]. Сущность метода заключается в том, что, исходя из реальных условий сварки, параметры модели рассчитываются такими, чтобы наилучшим образом описывать в заданной области экспериментальные данные. Иначе говоря, реальному процессу подбирается некая идеальная схема.

Практически методика может реализовываться при движущемся источнике тепла, например, следующим образом.

Выполняется наплавка алюминия на титан при постоянном режиме. Затем измеряются глубина и ширина провара. Температура границ глубины и ширины провара одинаковы и равны температуре плавления. Для этих координат составляются зависимости от теплопроводности металла и сосредоточенности дуги (4.3):

$$T(a, t_0) = \frac{2q_{II}}{c\gamma \cdot (4\pi a)^{1.5}} \cdot \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t} \cdot (t_0 + t)} \cdot e^{-\left(\frac{z1^2}{4at} + \frac{(x1-v \cdot (t_0+t))^2 + y1^2}{4a(t_0+t)}\right)} dt$$

$$T(a, t_0) = \frac{2q_{II}}{c\gamma \cdot (4\pi a)^{1.5}} \cdot \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t} \cdot (t_0 + t)} \cdot e^{-\left(\frac{z2^2}{4at} + \frac{(x2-v \cdot (t_0+t))^2 + y2^2}{4a(t_0+t)}\right)} dt, \quad (4.6)$$

где  $x_1, y_1, z_1$ - абсцисса, ордината, аппликата глубина провара шва;  
 $x_2, y_2, z_2$ - абсцисса, ордината, аппликата ширины провара шва.

По исходным данным шлифов имеем для глубины провара  $y_1=0$   $z_1=4.92$  мм, для полуширины шва  $y_2=7.265$  мм,  $z_2=0$ . Таким образом, неизвестными остаются абсциссы глубины и ширины провара  $x_1$  и  $x_2$  (Рисунок 4.30).

Для их определения воспользуемся расчетом по ориентировочным исходным данным.



Эффективная мощность дуги, Вт

$$Q=UI\eta=20,8*270*0,5=2808 \text{ Вт}, \quad (4.7)$$

где  $\eta=0.5$  эффективный КПД для аргодуговой сварки

В связи с трудоемкостью расчетной модели применим «Инженерный программный комплекс «π-АСП» в среде Mathcad [111-113]. Он позволяет решать прямую и обратную задачу теплопроводности, т.е. рассчитать параметры теплоисточника по размерам сварочной ванны и мощности источника тепла, скорость сварки для требуемых размеров проплавления. В качестве исходных данных программы принимаются значения постоянных выражения (4.3). Точность вычислений размеров проплавления задается в алгоритме вычислений программы 0,1 мм.

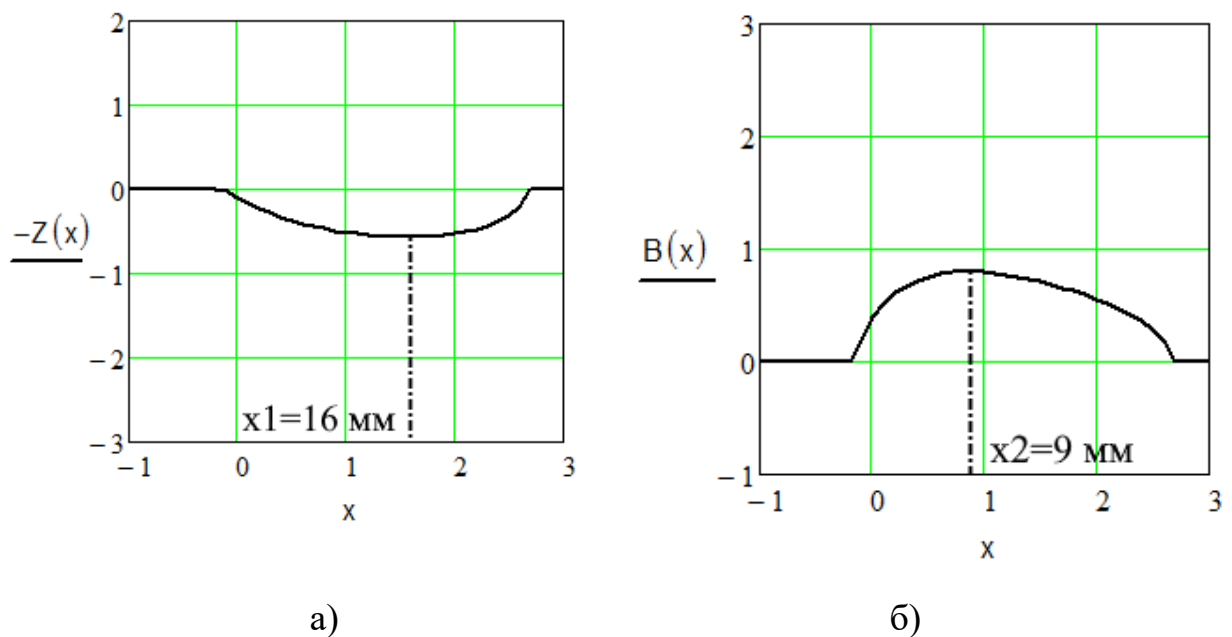


Рисунок 4.30 – Абсциссы глубины а), ширины б) шва, см (при  $q_0=3000 \text{ Вт/см}^2$ ,  $\delta=10 \text{ мм}$ )

По данным графикам для дальнейших расчетов назначаем  $x_1=16 \text{ мм}$ ,  $x_2=9 \text{ мм}$  (Рисунок 4.30)

Система уравнений 4.6 представляет отношение относительно двух неизвестных – сосредоточенности теплоисточника и мощности теплоисточника. Для каждого отношения температур определяем зависимости  $q=f(q_0)$  чис-

ленным методом, с помощью программ ЭВМ строим данные зависимости (Рисунок 4.31).

Обработав таким образом экспериментальные данные, получим пересечение ЛРВ, по которым определяем значения  $a$  и  $t_0$ , наилучшим образом его описывающие.

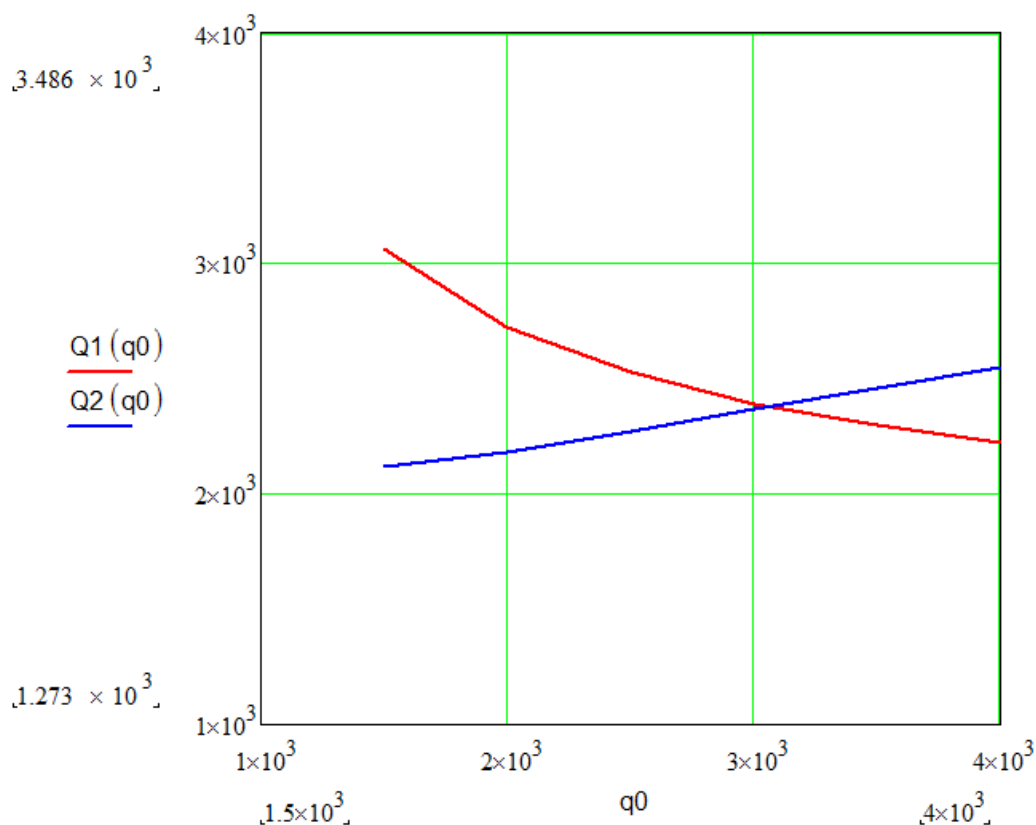


Рисунок 4.31 – Эффективная мощность теплоисточника Q1 при постоянной глубине провара  $z_1=4.92$  мм и Q2 при постоянной полуширины шва  $u_2=7.265$  мм.

Точка пересечения линий равного влияния отражает значения плотности теплового потока и эффективной мощности дуги в математической модели.

$$Q_0 = 3090 \text{ Вт/см}^2$$

$$Q = 2375 \text{ Вт}$$

Предложенная методика позволяет определять коэффициент сосредоточенности дуги,  $\text{см}^{-2}$ .

$$k = \pi \frac{q_0}{q_{II}} = 3.14 * 3090 / 2375 = 4.085$$

Коэффициент полезного действия дуги, ед

$$\eta = \frac{q_{II}}{U \partial \cdot I \partial} = 2375 / (20,8 * 270) = 0,423$$

Для известных режимов и параметров шва (Таблица 4.1) определим расчетные коэффициенты математической модели (4.3).

Таблица 4.1 – Размеры экспериментальных наплавленных валиков при  $d_{пр} = 1,2$  мм,  $Q_{газа} = 20$  л/мин,  $l$  дуги = 4 мм,  $d_{эп} = 3,2$  мм

№ обр.	e ,мм	g ,мм	h ,мм	$V_{шп}$ Al, м/мин	$V_{св}$ , м/мин	$I_{св}$ , А	Al,%	Ti,%
1	14,53	1,31	4,92	1	0,15	270	11,50	88,50
2	13,73	2,64	4,98	2	0,15	270	21,50	78,50
3	17,30	3,02	4,65	3	0,15	270	31,00	69,00
4	19,60	2,75	4,95	4	0,15	270	35,00	65,00
5	17,00	3,37	4,76	5	0,15	270	40,40	59,60
6	19,64	4,52	4,16	6	0,15	270	49,00	51,00
7	23,47	2,86	4,56	2	0,100	270	28,20	71,80
8	14,95	1,37	4,16	2	0,200	270	22,00	78,00
9	20,19	1,66	5,71	2	0,15	300	18,50	81,50
10	16,08	1,58	3,16	2	0,15	240	25,80	74,20

где e – ширина шва; g – высота шва; h – глубина проплавления

По известным размерам наплавленных валиков определим параметры моделирования теплоисточника для экспериментальных режимов наплавки в более широких пределах.

Таблица 4.2 – Размеры экспериментальных наплавленных валиков и расчетные параметры математической модели при  $d_{пр} = 1,2$  мм,  $Q_{газа} = 20$  л/мин,  $l$  дуги = 4 мм,  $d_{эл} = 3,2$  мм

№ обр.	$e$ , мм	$h$ , мм	$V_{ПП Al}$ , м/мин	$V_{св}$ , м/мин	$I_{св}$ , А	Плотности теплового потока, Вт/см <sup>2</sup>	Эффективная мощность дуги, Вт	КПД дуги
1	14,53	4,92	1	0,152	270	3090	2375	0,423
2	13,73	4,98	2	0,152	270	3750	2280	0,406
3	17,30	4,65	3	0,152	270	1630	2805	0,499
4	19,60	4,95	4	0,152	270	1300	3360	0,598
5	17,00	4,76	5	0,152	270	1790	2780	0,495
6	19,64	4,16	6	0,152	270	980	3275	0,583
7	23,47	4,56	2	0,100	270	500	3320	0,591
8	14,95	4,16	2	0,200	270	2470	2700	0,481
9	20,19	5,71	2	0,152	300	1465	3540	0,536
10	16,08	3,16	2	0,152	240	1010	2500	0,531

где  $e$  – ширина шва;  $h$  – глубина проплавления

Краткий анализ результатов расчетов таблицы 4.2 показывает, что разброс параметров математической модели процесса является значительным. При постоянной полной мощности источника тепла (эксперименты 1–6 таблица 4.2) эффективная мощность находится в диапазоне 2375-3380 Вт, а КПД дуги 0,406-0,598. Данные значения не связаны с последовательным увеличением скорости подачи присадочной алюминиевой проволоки и свидетельствуют о множестве нерегулируемых факторов процесса, которые влияют на геометрические размеры и свойства наплавленного металла.

Решение обратной задачи по предложенной методике позволяет определить значения эффективной мощности и КПД дуги, что обеспечивает взаимосвязь расчетной модели и режимов реальной наплавки.

### 4.6.3. Расчет размеров наплавленных валиков

Объем наплавленного металла можно определить по формуле

$$V = \frac{\pi \cdot r_{\text{пр}}^2 \cdot v_{\text{пр}} \cdot l \cdot k}{v_{\text{ДВ}}}, \quad (4.8)$$

где  $r_{\text{пр}}^2$  – радиус присадочной проволоки, см;  $\rho_{\text{ал}}$  – плотность алюминия, г/см<sup>3</sup>;  $v_{\text{пр}}$  – скорость подачи присадочной проволоки, см/сек;  $v_{\text{ДВ}}$  – скорость наплавки, см/сек;  $l$  – длина участка;  $k$  – коэффициент разбрызгивания.

С другой стороны, тот же самый объем можно определить, приняв форму наплавки в поперечном сечении параболой

$$h(y) = -k_1 \cdot y^2 + h_{\text{усил}}, \quad (4.9)$$

где  $k_1$  – коэффициент ширины параболы;  $y$  – ширины наплавленного валика от оси шва,  $h_{\text{усил}}$  – выпуклость наплавки.

Коэффициент ширины параболы можно найти для значения функции (4.5) в точке  $y=b/2$  равно  $h(b/2) = 0$ .

$$k_1 = \frac{h_{\text{усил}}}{(b/2)^2} \quad (4.10)$$

Площадь сечения наплавленного валика

$$S_H = 2 \int_0^{e/2} (-k_1 \cdot y^2 + h_{\text{усил}}) dy \quad (4.11)$$

Объем наплавленного металла

$$V = S_H \cdot l \quad (4.12)$$

Приняв обе величины, найдем коэффициент разбрызгивания:

$$k = \frac{v_{\text{ДВ}} \cdot S_H}{\pi \cdot r_{\text{пр}}^2 \cdot v_{\text{пр}}} \quad (4.13)$$

Проведем расчет для опыта №1 таблицы 4.2.

$$h(y) = -0.025 \cdot y^2 + 1.31$$

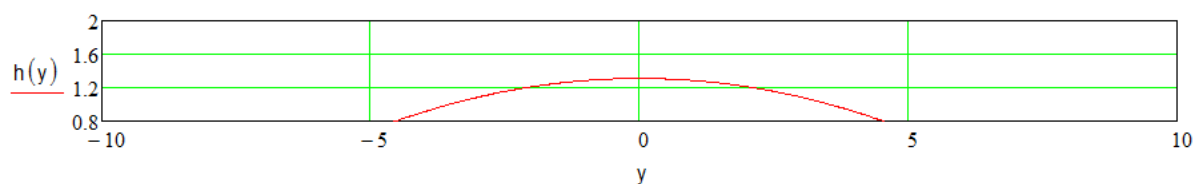


Рисунок 4.32 – Сечение наплавленного валика

Площадь сечения, мм<sup>2</sup>

$$S_H = 12.69$$

Массовый коэффициент наплавленного металла

$$\Psi_M = \frac{S_H \cdot \rho_{Al}}{S_H \cdot \rho_{Al} + S_{ПР} \cdot \rho_{Ti}} \quad (4.14)$$

Рассчитаем площадь поперечного сечения наплавленного валика и коэффициент разбрызгивания по данным таблицы 4.1.

Таблица 4.3 – Значения площади наплавки, провара и массовый коэффициент наплавки

№ обр.	e, мм	g, мм	h, мм	Расчет S <sub>H</sub> п, мм <sup>2</sup>	S <sub>H</sub> , мм <sup>2</sup>	S <sub>ПР</sub> , мм <sup>2</sup>	Измеренный Al, %	Расчетный массовый Al, %
1	14,53	1,31	4,92	11,167	12,69	47,658	11,50	13,8
2	13,73	2,64	4,98	22,334	24,165	45,584	21,50	24,1
3	17,30	3,02	4,65	30,501	34,831	53,63	31,00	29,0
4	19,60	2,75	4,95	31,668	35,933	54,68	35,00	31,3
5	17,00	3,37	4,76	34,835	38,193	53,947	40,40	38,8
6	19,64	4,52	4,16	55,002	59,182	54,468	49,00	47,5
7	23,47	2,86	4,56	41,708	44,749	71,349	28,20	27,3
8	14,95	1,37	4,16	11,854	13,654	41,461	22,00	19,5
9	20,19	1,66	5,71	20,334	22,344	76,857	18,50	16,9
10	16,08	1,58	3,16	13,334	16,938	33,875	25,80	23,1

где  $e$  – ширина шва;  $g$  – высота шва;  $h$  – глубина проплавления

Таким образом, решение обратной задачи теплопроводности по экспериментальным данным позволяет перейти к определению значений параметров режима наплавки для требуемого химического состава наплавленного металла путем моделирования тепловых процессов.

#### 4.6.4. Расчет режимов наплавки для заданного химического состава наплавленного металла

Для расчета режимов наплавки при заданном химическом составе наплавленного металла применим разработанное программное обеспечение.

Рассчитаем зависимость площади провара от тока наплавки, обеспечиваемого оборудованием, в исследуемом диапазоне скоростей наплавки (Рисунок 4.33).

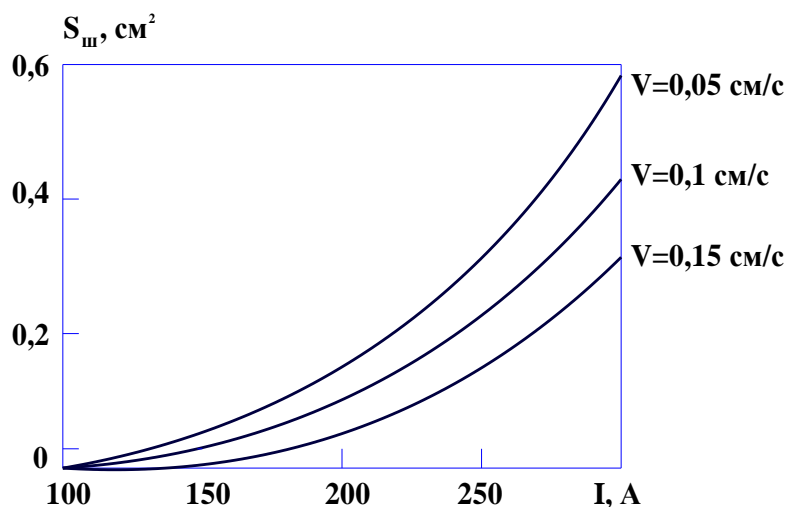


Рисунок 4.33 – Зависимость площади провара от тока при изменении скорости наплавки

Окончательный режим наплавки выбирается, исходя из условий требуемой производительности процесса и режимов допустимой токовой нагрузки сварочного оборудования.

Для принятой площади проплавления найдем требуемую площадь наплавленного металла:

$$F_H = \frac{Al(\%)F_{ПП}\rho_{Ti}}{(100 - Al(\%))\rho_{Al}}. \quad (4.15)$$

Рассчитаем требуемую скорость подачи присадочной проволоки диаметром  $d$ , приняв коэффициент разбрызгивания средним из таблицы экспериментальных данных  $k = 0.87$ :

$$v_{П/П} = \frac{v_H \cdot F_H}{\pi \cdot r_{П/П}^2 \cdot k}, \text{ см/с}. \quad (4.16)$$

Решение данной задачи можно представить графически (Рисунок 4.34). Рассчитаем значение скоростей подачи проволоки диаметром 1,2 мм для процентных соотношений количества алюминия в наплавленном металле 10, 20, 30, 40% при скорости наплавки 0,1 см/с.

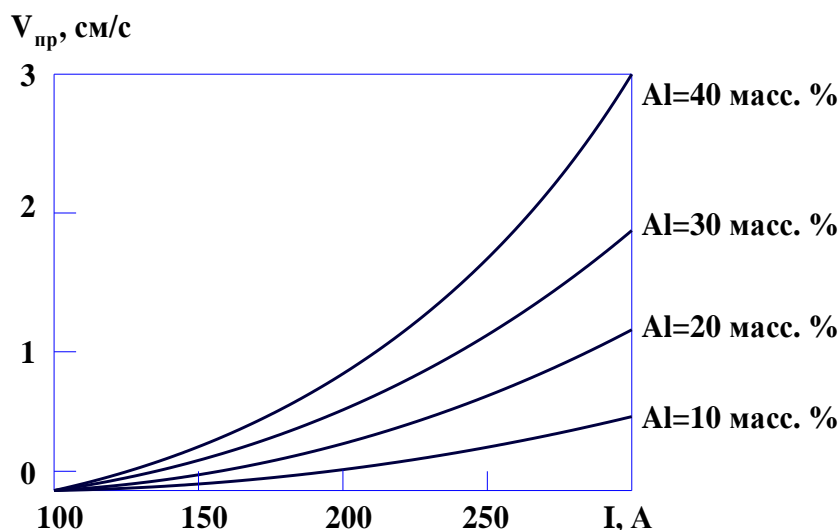


Рисунок 4.34 – Зависимость скорости подачи присадочной проволоки от тока при содержании алюминия в наплавленном металле 10, 20, 30, 40 масс. %

Таким образом, определены все параметры для выполнения наплавки с заданным химическим составом и геометрическими размерами наплавленного валика.

#### 4.6.5. Расчет режимов наплавки поверхности

Расчет режимов многопроходной наплавки во многом схож с наплавкой единичных валиков. Основная идея заключается в расчете смещения ва-



ликов друг от друга и учете теплоты от наплавки предыдущих валиков при корректировке режима.

Для режимов (Рисунок 4.33) рассчитаем ширину провара для расчета смещения наплавленных валиков относительно друг друга (Рисунок 4.35).

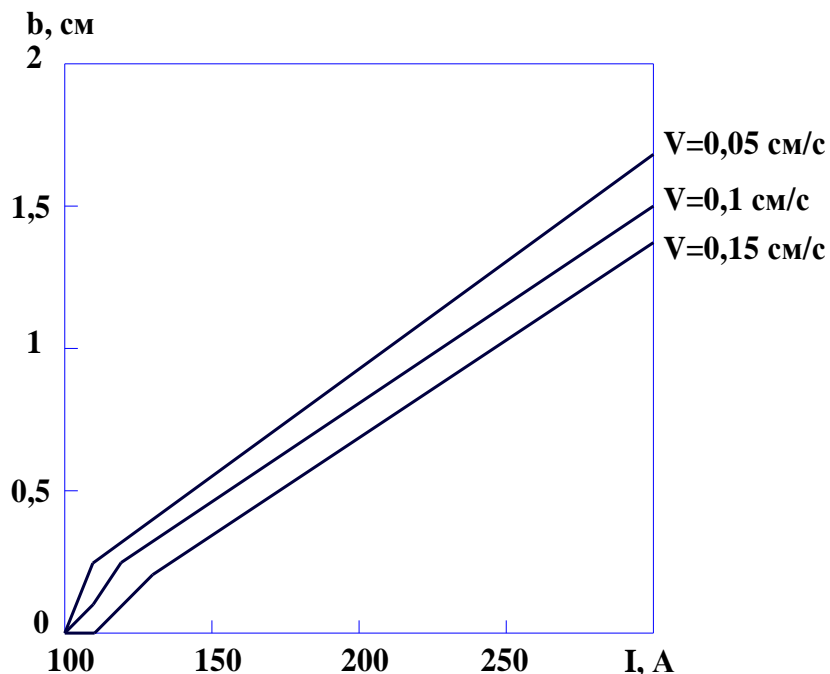


Рисунок 4.35 – Зависимость ширины провара от тока при изменении скорости наплавки

По поперечному сечению наплавленных валиков (Рисунок 4.36) возможно определить высоту усиления и перейти к выражению 4.18 для определения смещения валиков относительно друг друга, с целью получения наплавленной поверхности без межваликовых западений.



Рисунок 4.36 – Поперечное сечение наплавленного валика

При наплавке на режимах, полученных путем расчетов и интерполяции по имеющимся данным, возможно определить высоту усиления, предполагая, что поверхность наплавленного валика имеет параболическую форму.

По уравнению для площади параболы определяем высоту усиления:

$$e = \frac{12F_H + E^3}{12E}. \quad (4.17)$$

Вторая наплавка выполняется со смещением на расстояние  $y_1$  (Рисунок 4.37), обеспечивающее равенство вершин наплавленных валиков:

$$e_2(y) = -k_1 \cdot (y - y_1)^2 + e. \quad (4.18)$$

Для базового режима рассчитываем либо определяем графически смещение для наплавки поверхности.

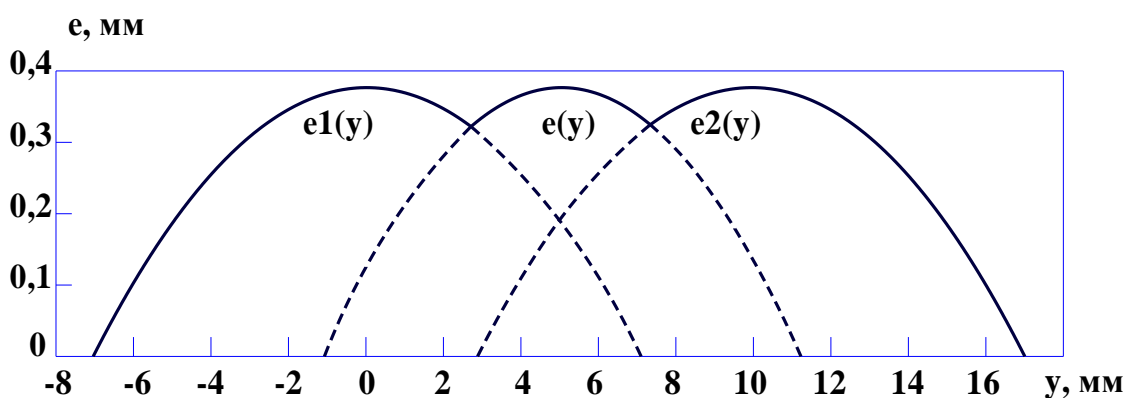


Рисунок 4.37 – Форма поверхности при наплавке шва

При наплавке поверхности на геометрические размеры наплавленных валиков большое влияние оказывает температура наплавленной детали (изделия), поэтому следует провести уточненный расчет, учитывающий температуру от наплавки предыдущего валика.

Если принять длину валиков равной 10 см, при скорости сварки 0,15 м/мин, время наплавки составит 40 секунд. Возврат горелки в новую исходную точку составит 20–40 секунд. Учитывая данные обстоятельства, температура изделия при наплавке будет находиться в пределах 130–160<sup>0</sup>С (Рисунок 4.38).

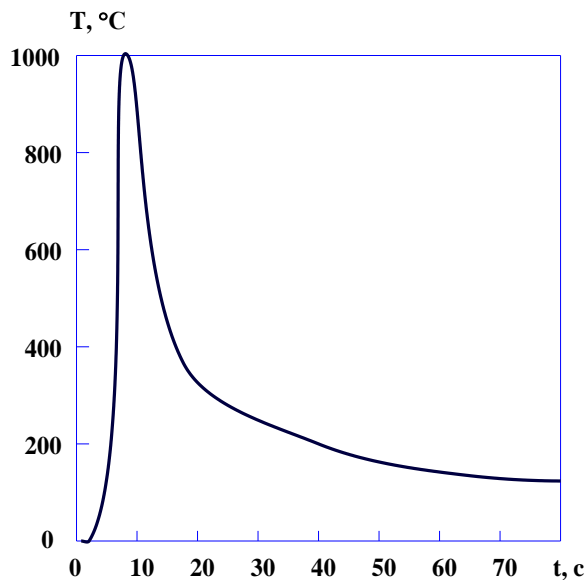


Рисунок 4.38 – Термический цикл точки на оси следующего валика

Расчет в программном комплексе показал, что при наплавке по нагретой до  $150^{\circ}\text{C}$  пластине глубина проплавления и ширина наплавленного валика увеличивается (Рисунок 4.39).

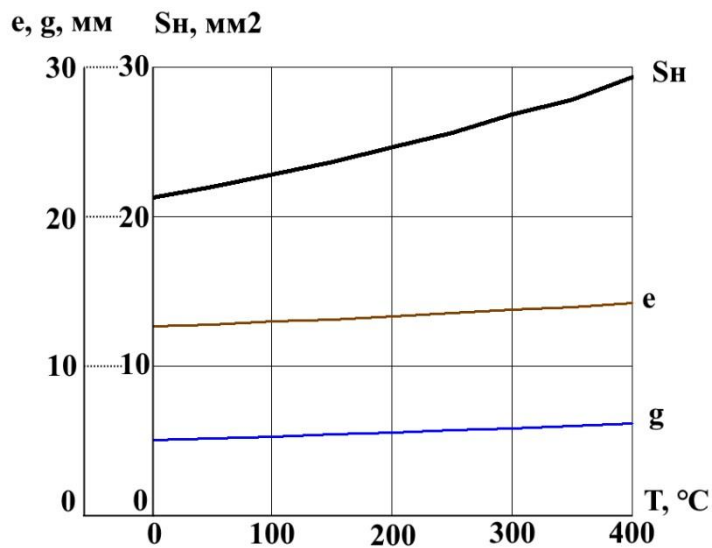


Рисунок 4.39 – Зависимость площади наплавленного валика, глубины провара и ширины наплавленного валика при увеличении температуры наплавляемого изделия ( $I_{\text{H}} = 270 \text{ A}$ ,  $V_{\text{H}} = 0,15 \text{ м/мин}$ )

Выбрав определенную величину площади наплавленного валика, возможно осуществлять корректировку режима наплавки в зависимости от температуры основного металла (Рисунок 4.40).

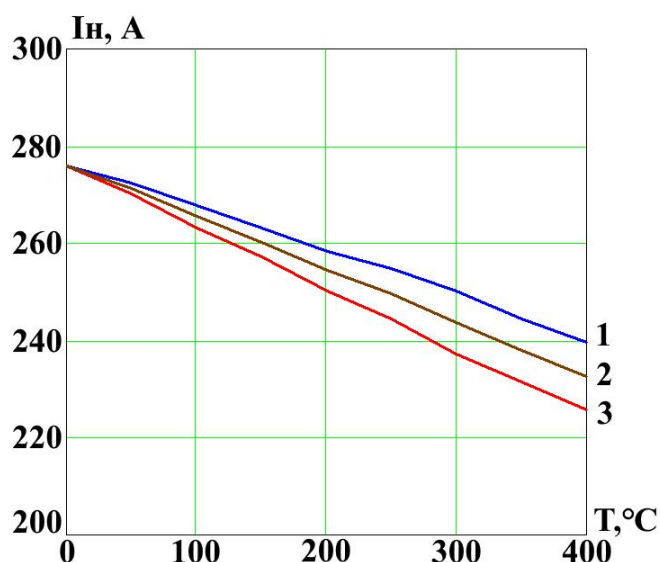


Рисунок 4.40 – Корректировка тока при увеличении температуры наплавляемого изделия при постоянной площади наплавленного валика ( $S_n=21,27 \text{ мм}^2$ ), где: 1 – линия корректировки режимов в зависимости от ширины наплавленного валика; 2 – средняя линия для корректировки режима наплавки, учитывающая глубину проплавления и ширину наплавленного валика; 3 – линия корректировки режимов в зависимости от глубины проплавления

Таким образом, для сохранения формы поверхности и химического состава наплавленного металла применяется следующий алгоритм корректировки режима:

1. Изменение мощности дуги для сохранения требуемой глубины провара;
2. Расчет ширины провара для данной мощности и определение требуемого смещения валиков;
3. Расчет скорости подачи проволоки для полученной ширины наплавленного валика.

Итак, разработанные алгоритмы являются, с одной стороны, достаточно простыми, с другой – позволяют значительно сократить время расчета режимов наплавки.

По аналогичной методике были проведены расчеты режимов наплавки для наплавленных сплавов системы Ti-Al-Zr и составлены номограммы зависимости химического состава от режимов наплавки.

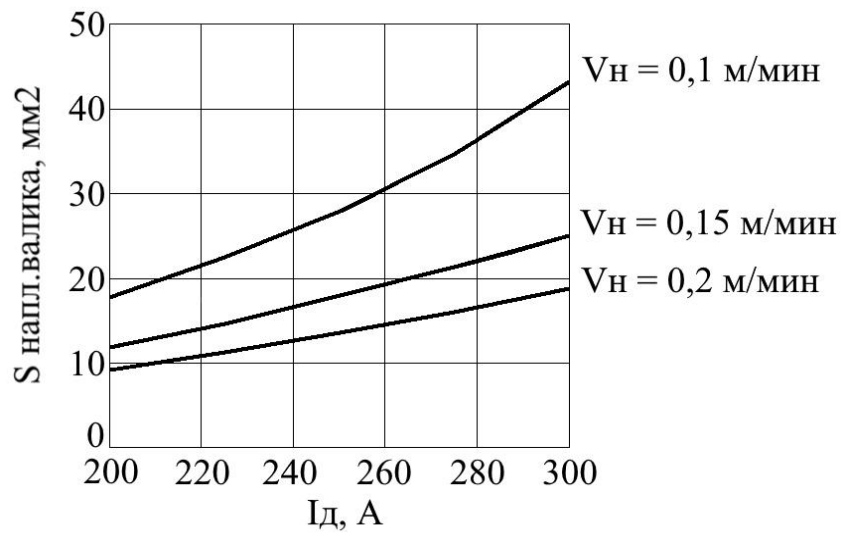


Рисунок 4.39 – Зависимость площади наплавленного валика от силы тока при разных скоростях наплавки

Для графического представления взаимного влияния подачи алюминиевой и циркониевой присадочных проволок был введен параметр  $N$ , который характеризует отношение химического содержания циркония и алюминия в наплавленном металле ( $N = \text{Zr масс.\%} / \text{Al масс.\%}$ )

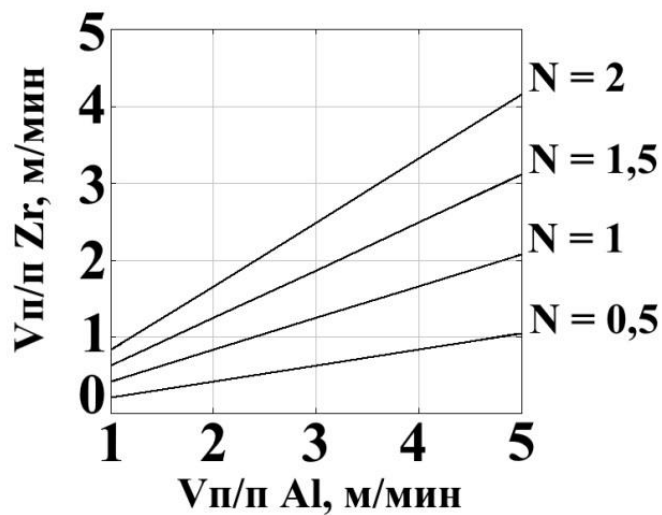


Рисунок 4.40 – Влияние скоростей подачи присадочных проволок на соотношение химического состава циркония и алюминия в наплавленном металле (при  $I_H = 270$  А,  $V_H = 0,15$  м/мин)

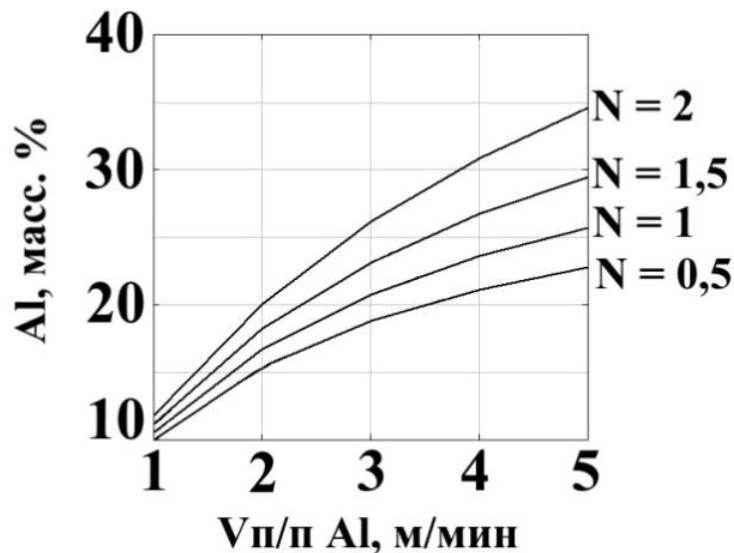


Рисунок 4.41 – Влияние скорости подачи алюминиевой проволоки на содержание алюминия в наплавленном металле при разном соотношении  $N$  (при  $I_n = 270$  А,  $V_n = 0,15$  м/мин)

#### 4.6.6. Программное обеспечение расчета режимов наплавки

Рассмотрим подробнее алгоритмы решения задач расчета режимов сварки, наплавки, размеров провара с применением среды Mathcad.

##### Определение глубины и ширины провара

Алгоритм определения глубины и ширины провара (Рисунок 4.42) наплавленного валика в зависимости от мощности теплоисточника и требуемых координат расчета представлен ниже.

Первой строкой задается цикл изменения координаты  $X$ , которая последовательно принимает значения с заданным шагом. Числовые значения указываются отдельной строкой, так как для расчета всего многообразия режимов требуется постоянное их изменение, и удобно это делать при наглядности полученных результатов.

Второй строкой задается расстояние от оси валика, на котором определяется глубина. Следом задается исходная глубина поиска и шаг.

Расчет ведется до уменьшения шага поиска ниже определенной величины (в данном случае  $dz < 0.0001$  см). Следует отметить, что расчет выполняется ме-

тодом дихометрии (деление отрезка пополам) по условию следующей строки. Таким образом, обеспечиваемая точность расчета ширины в данном случае составляет  $10^{-6}$  м.

Далее идет расчет температурного поля и сравнение полученной температуры с температурой плавления, результаты которого влияют на сложение или вычитание величины шага.

Данный цикл не представляет серьезной сложности для человека, знакомого с основами программирования и разбирающегося в средствах программирования среды Mathcad.

```

Z(x) := | for x ∈ x
        | y ← 0
        | z ←  $\frac{\delta}{2}$ 
        | dz ←  $\frac{\delta}{4}$ 
        | while dz > 0.0001
        | |  $T \leftarrow k \cdot \sum_{n=-15}^{15} \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t \cdot (t_0 + t)}} \cdot e^{-\left[ \frac{(z-2 \cdot n \cdot \delta)^2}{4 \cdot a \cdot t} + \frac{[x-v \cdot (t_0+t)]^2 + y^2}{4a \cdot (t_0+t)} \right]} dt$ 
        | | z ← z + dz if T > TP
        | | z ← z - dz if T < TP
        | | dz ←  $\frac{dz}{2}$ 
        | z
    
```

Рисунок 4.42 – Алгоритм расчета глубины и ширины провара шва при изменении мощности и сосредоточенности источника тепла

### Расчет линий равного влияния

Алгоритм расчета линий равного влияния во многом схож с предыдущим алгоритмом.

Отличием являются координаты глубины и ширины провара (полученные, в том числе, и из предыдущего алгоритма), которые в данном случае являются константами.

Температуропроводность является переменной величиной, изменяющейся в заданном диапазоне с определенным шагом. Диапазон и шаг изменения задаются отдельно.

Параметры сосредоточенности  $t_0$  являются расчетными и определяются с требуемой точностью (в данном случае 0,00001 с).

```

Q(aa) :=
  t0 ← 1
  for a ∈ aa
  0
  dt0 ← 1.5
  while dt0 > 0.00001
  |
  |
  | T1 ← k · ∑n=-1515 ∫0t  $\frac{1}{\sqrt{t \cdot (t_0 + t)}} \cdot e^{-\left[ \frac{(z1-2 \cdot n \cdot \delta)^2}{4 \cdot a \cdot t} + \frac{[x1-v \cdot (t_0+t)]^2 + y1^2}{4a \cdot (t_0+t)} \right]} dt$ 
  |
  | t0 ← t0 + dt0 if  $\frac{T1}{TP} > 1$ 
  |
  | t0 ← t0 - dt0 if  $\frac{T1}{TP} < 1$ 
  |
  | dt0 ←  $\frac{dt0}{2}$ 
  |
  0
  t0
  
```

Рисунок 4.43 – Алгоритм расчета линий равного влияния параметра плотности теплового потока и температуропроводности металла на температурное поле шва

Результатом расчета данного алгоритма для координат ширины и глубины провара является зависимость  $t_0=f(a)$ .

### Расчет мощности для заданных размеров шва

По значениям, найденным из расчета линий равного влияния, определяем мощность для ширины и глубины провара по алгоритму рисунок 4.44.

Представленный алгоритм во многом повторяет ранее рассмотренные. Единственным дополнением является расчет коэффициента, стоящего перед сумматором интегральной зависимости температурного поля. Это связано с тем, что этот коэффициент зависит от мощности, являющейся изменяемой (рассчитываемой) величиной в данном алгоритме.



```

Q1 := | q ← 4000
      | dq ← 2000
      | while dq > 0.1
      |   | k ←  $\frac{2 \cdot q}{c\gamma \cdot (4 \cdot \pi \cdot a)^{1.5}}$ 
      |   |  $T \leftarrow k \cdot \sum_{n=-15}^{15} \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t} \cdot (t_0 + t)} \cdot e^{-\left[ \frac{(z1-2 \cdot n \cdot \delta)^2}{4 \cdot a \cdot t} + \frac{[x1-v \cdot (t_0+t)]^2 + y1^2}{4a \cdot (t_0+t)} \right]} dt$ 
      |   | q ← q + dq if T < TP
      |   | q ← q - dq if T > TP
      |   | dq ←  $\frac{dq}{2}$ 
      |   | q

```

Рисунок 4.44 – Алгоритм расчета мощности для заданных координат

Итогом расчета данного алгоритма является единственное значение мощности.

### Расчет термического цикла

Расчет термического цикла применен при корректировке режимов наплавки поверхностей.

```

Z(ss) := | for t ∈ ss
          |   | z ← 0
          |   | s ← 1.5
          |   | y ← 0.99
          |   | x ← -s + v · t
          |   |  $T \leftarrow k \cdot \sum_{n=-15}^{15} \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t} \cdot (t_0 + t)} \cdot e^{-\left[ \frac{(z-2 \cdot n \cdot \delta)^2}{4 \cdot a \cdot t} + \frac{[x-v \cdot (t_0+t)]^2 + y^2}{4a \cdot (t_0+t)} \right]} dt$ 
          |   | T

```

Рисунок 4.45 – Расчет термического цикла

Этот алгоритм является наиболее простым, но в то же время весьма интересным.

Цикл расчета строится на изменении температуры, значения которой присваиваются отдельно. Далее задаются координата исследуемой точки  $z=0$  (на поверхности образца),  $s=1,5$  (на расстоянии 1,5 см от начала точки наплавки вдоль оси),  $y=0,99$  см (на расстоянии предполагаемой оси следующих валиков).

Далее задается алгоритм расчета координаты  $X$ , по которой, точка в которой проводится расчет температуры остается неподвижной для подвижной системы координат расчетной модели.

Таким образом, разработанные алгоритмы являются, с одной стороны, достаточно простыми, с другой стороны, позволяют значительно сократить время расчета режимов наплавки.

#### **4.7. Оборудование и технология аргодуговой наплавки алюминидов титана на титан**

Для наплавки алюминидов титана на титан и его сплавы была разработана установка на основе сварочной колонны. Внешний вид сварочной колонны изображен на рисунке 4.46. Отдельным узлом на колонне установлен привод подачи присадочной проволоки.

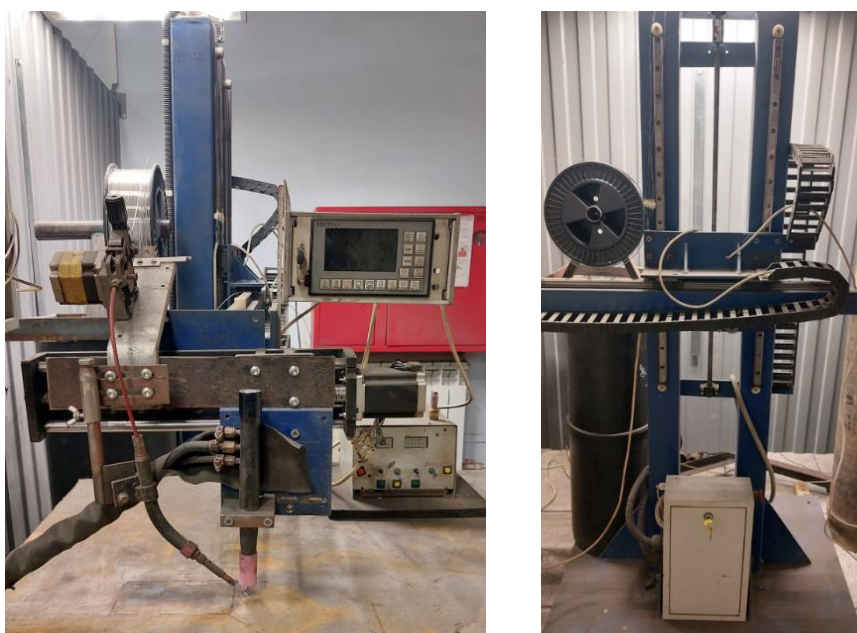


Рисунок 4.46 – Внешний вид сварочной колонны

Данная установка предназначена для аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом с подачей присадочной проволоки, при замене горелки возможно осуществлять механизированную сварку или наплавку деталей сложной геометрии по заданной программе. Геометрию валика можно задавать с помощью компьютера. Перемещение координат X, Y и Z осуществляется с помощью блока управления, который состоит из контроллера DDCSV, драйверов шаговых двигателей и блока питания.

Для повышения стойкости деталей химического оборудования (рабочее колесо (Рисунок 4.47) насоса 1X-80-50-200А-ТЛ-55, изготовленного из титанового сплава BT1-0), было предложено формировать на торцевой поверхности наплавленный слой системы Ti-Al-Zr.



Рисунок 4.47 – Рабочее колесо насоса 1X-80-50-200А-ТЛ-55 из титанового сплава BT1-0

Рабочее колесо насоса 1X-80-50-200А-ТЛ-55 работает в условиях гидроабразивного износа в диапазоне температур 85-125 °С при контакте с формальдегидной водой, взвешенными частицами и инородными телами, которые попадают в насос при перекачке.

В соответствии с критериями качества, предъявляемыми нормативным документом СТ ЦКБА 045-2009 «Арматура трубопроводная. Сварка и наплавка деталей из титана и титановых сплавов», в деталях не допускаются

трещины, поэтому для наплавки была предложена технология наплавки сплавов системы Ti-Al-Zr (с содержанием Al до 19 масс.% и Zr до 9 масс. %) с проведением предварительного подогрева 200°C, исключающая образование трещин в наплавленном металле.

Для оценки коррозионной стойкости наплавленного металла Ti-Al-Zr были проведены исследования по выдержке наплавленного металла (Ti-16Al-9Zr) и эталонного образца (BT1-0) в контакте с формальдегидной водой при температуре 100°C, общее время выдержки составляло 820 часов. Образцы извлекали из колбонагревателя и очищали через каждые 120 часов. В ходе проведенных исследований при 820 часах выдержки образцы не потеряли в весе от своей первоначальной массы, что свидетельствует о том, что коррозионная стойкость наплавленного металла Ti-Al-Zr (Al~16%, Zr~9% по массе) не ниже коррозионной стойкости эталонного образца из BT1-0.

Для стабильного формирования наплавленной поверхности использовали медные формирующие пластины шириной 12 мм (Рисунок 4.48). Применение медных формирующих пластин обеспечивает стабильное формирование наплавленного валика, исключая стекание сварочной ванны на боковые поверхности пластин (Рисунок 4.49, 4.50).

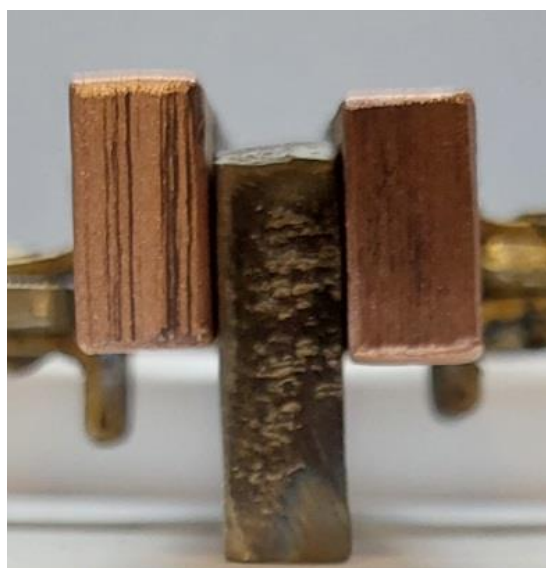


Рисунок 4.48 – Схема сборки под наплавку торцевых поверхностей с применением медных формирующих пластин



Рисунок 4.49 – Поперечное сечение валика, наплавленного с применением медных формирующих пластин



Рисунок 4.50 – Наплавка торцевых поверхностей деталей из титана ВТ1-0 ( $s=10$  мм),

где: а, в – наплавка без формирующих пластин; б, г – наплавка с формирующими пластинами; а, б -  $I_n = 150$  А,  $V_n = 0,12$  м/мин, при  $V_{n/пл} Al = 1$  м/мин,  $V_{n/пл} Zr = 0,5$  м/мин; в, г -  $I_n = 200$  А,  $V_n = 0,12$  м/мин, при  $V_{n/пл} Al = 1$  м/мин,  $V_{n/пл} Zr = 0,5$  м/мин.

Наплавка торцевых поверхностей рабочего колеса насоса 1Х-80-50-200А-ТЛ-55 производилась с проведением предварительного подогрева  $200^\circ\text{C}$  на следующих режимах:  $I_n = 200$  А,  $V_n = 0,12$  м/мин, при  $V_{n/пл} Al = 1$  м/мин,  $V_{n/пл} Zr = 0,5$  м/мин. Химический состав наплавленного металла находился в следующих пределах: алюминий 15-18 масс.% цирконий 7-9 масс.% (Рисунок 4.51).



Рисунок 4.51 – Внешний вид наплавленного рабочего колеса насоса 1Х-80-50-200А-ТЛ-55

Наплавка сплава Ti-Al-Zr (алюминий 15-18 масс.%, цирконий 7-9 масс.%) позволила повысить ресурс работы детали в 2–2,4 раза.

## ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Установлено, что при отношении объемного расхода алюминиевой присадочной проволоки к объему жидкометаллической титановой ванны 0,2–2 при аргодуговой наплавке формируются наплавленные валики со стабильными геометрическими параметрами, однородным химическим и фазовым составом при содержании алюминия 10-50 масс. % на основе фаз:  $\alpha(\text{Ti})+\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ;  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ ;  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})+\gamma(\text{TiAl})$ ;  $\gamma(\text{TiAl})$ .
2. Показано, что максимальные значения относительной износостойкости наблюдаются при отношении объемного расхода алюминиевой присадочной проволоки к объему жидкометаллической титановой ванны 0,35–0,66 вследствие формирования наплавленных сплавов на основе фаз:  $\alpha(\text{Ti})+\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  или  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  с содержанием алюминия 15–25%.
3. В качестве критерия склонности наплавленных сплавов на основе алюминидов титана предложено использовать суммарную площадь поверхностных трещин ( $\Sigma S$ , мм<sup>2</sup>) на контролируемом участке наплавки. Суммарная площадь поверхностных трещин рассчитывалась, исходя из количества, длины трещин и ширины их раскрытия.
4. Установлено, что предварительный подогрев основного металла от 200 до 400°C снижает скорость охлаждения наплавленных алюминидов титана в 1,3–2 раза, что обеспечивает снижение суммарной площади трещин на поверхности наплавленных валиков в 3 – 5 раз.
5. Установлено, что легирование цирконием и ниобием через дополнительную присадочную проволоку, вводимую в жидкометаллическую титановую ванну, в пределах растворимости в  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  и  $\gamma(\text{TiAl})$ -фазе снижает склонность наплавленного металла к образованию трещин при сохранении высоких показателей твердости и износостойкости наплавленного металла.
6. Установлено, что легирование алюминидов титана цирконием в количестве 2 – 9% при содержании алюминия до 19% и предварительный

подогрев от 200 до 400°С обеспечивают формирование наплавленных валиков без образования трещин.

7. Разработана методика и программное обеспечение для расчета режимов аргонодуговой наплавки алюминидов титана на титан с использованием алюминиевой присадочной проволоки для получения требуемого химического состава наплавленного металла. Для инженерной практики предложены номограммы, позволяющие выбирать режимы наплавки в зависимости от требуемого химического состава наплавленного металла.

8. Производственные испытания разработанного программируемого оборудования для наплавки сложных профилей и технологии наплавки алюминидов титана на насосное оборудование из сплава ВТ1-0 в условиях ООО «Тольяттикаучук» показали, что ресурс работы наплавленных изделий повышается в 2 – 2,4 раза.



## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Арзамасов Б.Н., Соловьева Т.В., Герасимов С.А. и др. Справочник по конструкционным материалам. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 640 с.
2. Медисон В. В. Влияние термического оксидирования на электросопротивление и микроструктуру поверхностных слоев титановых сплавов / В. В. Медисон, Д. С. Пастухов, В. И. Голубев // III международная научная школа для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов». Екатеринбург, 8-12 декабря 2014: сборник научных трудов. – Екатеринбург : УрФУ, 2014. – С. 178–183.
3. Клабуков А. Г., Зуев А. М. // Известия ВУЗов. Сер. Машиностроение. 1974. № 3. С. 120–124.
4. Dong H, Bell T. Enhanced wear resistance of titanium surfaces by anew thermal oxidation treatment. *Wear* 2000;238:131–7.
5. Siva Rama Krishna, D. Thick rutile layer on titanium for tribological applications [Текст] / D. Siva Rama Krishna, Y.L. Brama, Y. Sun. // *Tribology International*. – 2007. – V.40. – P.329–334
6. Сидорин, И. И. Упрочнение поверхности деталей из сплавов на основе титана методом азотирования / И. И. Сидорин, Е. В. Рыскина, С. В. Пашенко и [др.] // Научные доклады высшей школы. Сер «Машиностроение и приборостроение». – 1959. – №2.
7. Минкевич, А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов [Текст] / А. Н. Минкевич – 2-ое изд., перераб. – М.: Машиностроение, 1965. – 494 с.
8. Арзамасов Б. Н., Братухин А. Г., Елисеев Ю. С., Панайоти Т. А. Ионная химико-термическая обработка сплавов. М.: Изд-во МГТУ им Н. Э. Баумана. 1999. 400 с.
9. Тюрнина З.Г., Тюрнина Н.Г. Формирование износостойких и коррозионно-стойких покрытий на титане // *Физика и химия стекла*. 2012. Т. 38. No. 6. С. 905–909.

10. Особенности приготовления насыщающих смесей для диффузионного борохромирования. Иванов С.Г., Гурьев А.М., Старостенков М.Д., Иванова Т.Г., Левченко А.А. Известия высших учебных заведений. Физика. 2014. Т. 57. № 2. С. 116–118.
11. Расплав для борирования изделий из титана и его сплавов. Жабрев В.А., Свиридов С.И., Лапис Н.Д., Сулейманова Н.А., Лопатина Н.П. патент на изобретение RU 2031972 Заявка №4932682/02 от 04.04.1991, Оpubл. 27.03.1995 бюл. №17.
12. Борирование титана ОТ4 из порошковых насыщающих сред / С. Г. Иванов [и др.]. - (Металловедение и термическая обработка). – Текст : непосредственный // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2017. – № 2. – С. 59–65. – Библиогр.: С. 64–65.
13. Хансен М. Структуры двойных сплавов. М. Хансен, К. Андерко. – Москва: «Металлургиздат», 1962. Т 1,2. – 1188 с.
14. Эллиот Р.П. Структуры двойных сплавов. Р.П. Эллиот. – Москва: Металлургия, 1970. Т 1: 456 с. Т 2: 472 с.
15. Sagel K. Untersuchungen am System Titan-Aluminium. Sagel K., Schulz E., Zwicker U // Z. Metallkunde. – 1956. V. 47, N8, S. 529–534.
16. Корнилов И.И. Фазовое строение сплавов двойной системы Ti-Al, содержащих от 0 до 30% Al. И.И. Корнилов, Е.Н. Пылаева, М.А. Волкова, П.И. Крипякевич, В.Я. Маркив // Доклады АН СССР. – 1965. Т. 161. № 4, С.843–846.
17. Sato T., Huang Y.-C., Kondo Y // J. Japan. Inst. Metals. – 1959. V. 23. N6. P. 456–480.
18. Ence E., Margolin H. // Trans. AIME. – 1961. V. 221. N1. P. 151–157.
19. Грум-Гржимайло Н.В. Металлические соединения в области  $\alpha$ -твердых растворов системы титан – алюминий. Н.В. Грум-Гржимайло, И.И. Корнилов, Е.Н. Пылаева, М.А. Волкова // Доклады АН СССР – 1961. Т. 137. № 3, С. 599–602.
20. Pötzschke M., Schubert K. // Z. Metallkunde. – 1962. V. 53, N8, S. 548–561.

21. Blackburn M.J. // Trans. AIME. – 1967. V. 239. N. P. 1200–1208.
22. Корнилов И.И., Нартова Т.Т., Чернышева С.П. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1976. №6. С. 192–198.
23. Murray J.L. The Al-Ti (Aluminum-Titanium) System, Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys, J.L. Murray, Ed., ASM, 1987, P. 12–24.
24. Murray J.L. Al-Ti (Aluminum-Titanium), Binary Alloy Phase Diagrams, Vol 1, 2nd ed., T.B. Massalski, Ed., TMS, 1990, P. 225–227.
25. Okamoto H. Al-Ti (Aluminum-Titanium), J. Phase Equil., 1993, p. 120–121; 764 p.
26. Okamoto H. Al-Ti (Aluminum-Titanium), J. Phase Equil., 2000, 311 p.
27. Julius C. Schuster, Martin Palm. Reassessment of the Binary Aluminum-Titanium Phase Diagram, Phase Equilibria and Diffusion, 2006, P. 255–277.
28. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Учебник для вузов/Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – Москва: МИСИС, 1999. – 416 с.
29. Механические свойства упорядочивающихся сплавов / Н. С. Столофф, Р. Г. Дэвис; пер. с англ. Л. Б. Вульф ; Под ред. В. Г. Курдюмова. – Москва : Металлургия, 1969. – 113 с.
30. Механические свойства упорядоченных твердых растворов / Л. Е. Попов, Э. В. Козлов. – Москва: Металлургия, 1970. – 217 с.
31. Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов / Б. А. Гринберг, В. И. Сюткина. – М.: Металлургия, 1985. – 173 с.
32. Пластическая деформация металлов. пер. с англ. / под ред. Б. Я. Любова. – Москва: Мир, 1972. – 408 с.
33. Greenberg V.A., Ivanov M.A. Anomalies in Deformation Behaviour of TiAl In-termetallic. Успехи физики металлов. – 2000. Т. 1. № 1. С. 9–48.
34. Деменов А.О., Ганеев А.А., Деменов О.Б., Кулаков Б.А. Выбор легирующих элементов для сплавов на основе алюминидов титана. Вестник ЮУрГУ. – 2013. Т13. №1. С. 95–102.

35. In Proceedings of the 2nd International Symposium «Structural Intermetallics» / F. Appel, M. Öhring, J.D.H. Paul, U. Lorenz; eds. K.J. Hemker et al. // the Minerals, Metals & Mater Soc. – 2001. – P. 63–72.
36. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium – Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilib. Diffus. – 2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 360–368.
37. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium – Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilib. Diffus. – 2010. – Vol. 31, no. 1. – P. 47–52.
38. Raghavan, V. Al-Cr-Ti (Aluminum – Chromium – Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilib. Diffus. – 2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 349–356.
39. Nic J.P., Klansky J.L., Mikkola D.E. Structure/property observations for Al-Ti-Cr alloys near the cubic  $(Al,Cr)_3$  Ti phase // Mater. Sci. Eng. A. – 1992. – V. 152. – № 1/2. – P. 132–137.
40. Jewett T., Dahm M. Stability of the  $Ti(Cr,Al)_2$  phase // Zeitschrift für Metallkunde. – 1996. – V. 87. – № 4. – P. 254–261.
41. Jewett T.J., Ahrens B., Dahms M. Stability of TiAl in the Ti-Al-Cr system // Mater. Sci. Eng. A. – 1997. – V. 225. – P. 29–37.
42. Nic J.P., Zhang S., Mikkola D.E. Alloying of  $Al_2Ti$  with Mn and Cr to form cubic  $L1_2$  phases // Mater. Res. Soc. Symp. Proc.: High-Temp. Ordered intermetallic alloys IV. – 1991. – V. 213. – P. 697–702.
43. Buschow K.H.J., van Engen P.G., et al. Magneto-optical properties of metallic ferromagnetic materials // J. Magn. Mater. – 1983. – V. 38. – P. 1–22.
44. Palm M., Inden G., Thomas N. The Fe-Al-Ti system // J. Phase equilib. – 1995. – V. 6. – № 3. – P. 209–222.
45. Grytsiv A., Ding J.J., Rogl P., Weill F., Chevalier B., Etourneau J., Andre G., Bouree F., Noel H., Hundegger P., Wiesinger G. // Crystal chemistry of the G-phases in the systems Ti-{Fe, Co, Ni}-Al with a novel filled variant of the  $Th_6Mn_{23}$ -type // Intermetallics. – 2003. – V. 11. – P. 351–359.
46. Mabuchi H., Nagayama H., Tsuda H., Matsui T., Mori K. Formation of ternary  $L1_2$  intermetallic compound and phase relation in the Al-Ti-Fe system // Mater. Trans. JIM. – 2000. – V. 41. – № 6. – P. 733–738.

47. Диаграммы состояния металлических систем / под ред. Н.В. Агеева. – М.: ВИНТИ, 1966. – Вып. 12. – 352 с.
48. Markiv V.Ya., Teslyuk M.Y. Crystal structure of ternary compounds  $\text{TiCo}_2\text{Al}$ ,  $\text{MgNi}_2\text{Zn}$ ,  $\text{TiNi}_2\text{Zn}$  and  $\text{TiCu}_2\text{Zn}$  // *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR.* – 1962. – № 12. – P. 1607–1609.
49. Grytsiv A., Chen X-Q., Witusiewicz V.T., Rogl P., Podloucky R., Pomjakushim V., et al. Atom order and thermodynamic properties of the ternary Laves phase  $\text{Ti}(\text{Ti}_Y\text{Ni}_X\text{Al}_{1-X-Y})_2$  // *Zeitschrift fur Kristallographie.* – 2006. – V. 221. – P. 334–348.
50. Schuster J.C. Critical data evaluation of the aluminium–nickel–titanium system // *Intermetallics.* – 2006. – V. 14. – P. 1304–1311.
51. Schuster J.C., Pan Z., Liu S., Weitzer F., Du Y. On the constitution of the ternary system Al-Ni-Ti. *Intermetallics.* – 2007. – V. 15. – P. 1257–1267.
52. Milman Yu.V., Miracle D.B., Chugunova S.I., et al. Mechanical behaviour of  $\text{Al}_3\text{Ti}$  intermetallic and  $\text{L}_{12}$  phases on its basis // *Intermetallics.* – 2001. – V. 9. – P. 839–845.
53. Крпыакевич П.И., Маркив В.Я., Троян А.А. Crystal structures of the ternary compounds  $\text{TiCuAl}$  and  $\text{TiNiAl}$  // *Dop. Akad. Nauk Ukr. RSR, A, Fiz.-Mat. Tekh. Nauki.* – 1964. – № 7. – P. 922–924.
54. Markiv V.Ya., Kripyakevich P.I. Compounds of the type  $\text{R}(\text{X}',\text{X}'')_2$  in the systems with  $\text{R}=\text{Ti}, \text{Zr}, \text{Hf}$ ;  $\text{X}'=\text{Fe}, \text{Co}, \text{Ni}, \text{Cu}$  and  $\text{X}''=\text{Al}, \text{Ga}$  and their crystal structures // *Sov. Phys. Crystallogr.* – 1967. – V. 11. – P. 733–738.
55. Chen Z., Jones I.P., Small C.J. Laves phase in Ti-42Al-10Mn alloy // *Scr. Mater.* – 1996. – V. 35. – № 1. – P. 23–27.
56. Kainuma R., Fujita Y., Mitsui H., Ishida K. Phase equilibria among  $\alpha$  (hcp),  $\beta$  (bcc) and  $\gamma$ - $\text{L}_{10}$  phases in Ti-Al base ternary alloys // *Intermetallics.* – 2000. – V. 8. – P. 855–867.
57. Hellwig A., Palm M., Inden G. Phase equilibria in the Al-Nb-Ti system at high temperatures // *Intermetallics.* – 1998. – V. 6. – P. 79–94.

58. Козлов Э.В., Клопотов А.А., Федорищева М.В., Никоненко Е.Л., Клопотов В.Д. Особенности строения тройных диаграмм состояния систем на основе Ni-Al // Известия РАН. Сер. Физ. – 2011. – Т. 75. – № 8. – С. 1161–1164.
59. Сысоева Н.В. Интерметаллидное упрочнение высокопрочных титановых сплавов. Технология легких сплавов. – 2002. №4. С. 85-91.
60. Зорин И.В., Соколов Г.Н., Дубцов Ю.Н. и др. Композиционные проволоки для наплавки сплавов на основе алюминидов никеля и титана. Сварка и диагностика. – 2011. №3. С. 31–35.
61. Kothari, K.; Radhakrishnan, R.; Wereley, N.M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques. Prog. Aerosp. Sci. 2012, 55, 1–16.
62. Deve, H.E.; Evens, A.G.; Shih, D.S. A high toughness  $\gamma$ -titanium aluminide. Acta. Metall. Mater. 1992, 40, 1259–1265.
63. Tlotleng, M.; Masina, B.; Pityana, S. Characteristics of Laser in-Situ alloyed titanium aluminides coatings. Procedia Manuf. 2017, 7, 39–45.
64. Kacher, J.; Eftink, B.P.; Cui, B.; Robertson, I.M. Dislocation interactions with grain boundaries. Curr. Opin. Sol. State Mater. Sci. 2014, 18, 227–243.
65. Appel, F.; Clemens, H.; Fischer, F.D.; Kim, Y.W.; Dimiduk, D. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides. J. Mater. 1991, 43, 40–47.
66. Shaik E. Hoosain, Sisa Pityana, Christopher S. Freemantle, Monnamme Tlotleng. Heat Treatment of In Situ Laser-Fabricated Titanium Aluminide. Metals. 2018, 8, 665.
67. Choi, C.; Kim, H.J.; Lee, Y.T.; Kim, Y. Effects of microstructural parameters on the fatigue crack growth of fully lamellar gamma-TiAl alloys. Mater. Sci. Eng. A 2002, 329–331, 545–556.
68. Dimiduk, D.; Martin, P.; Kim, Y.W. Microstructure development in gamma TiAl alloy mill products by thermomechanical processing. Mater. Sci. Eng. A 1998, 243, 66–76.
69. Todai, M.; Nakano, T.; Tianqi, L.; Hiroyuki, Y.Y.; Koji, H.; Ken, C.; Minoru, U.; Masao, T. Effect of building direction on the microstructure and tensile properties of Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy additively manufactured by electron beam melting.

Addit. Manuf. 2017, 13, 61–70.

70. Fitzner, A.; Prakash, D.G.L.; da Fonseca, J.Q.; Thomas, M.; Zhang, S.; Kelleher, J.; Manuel, P.; Preuss, M. The effect of aluminium on twinning in binary alpha-titanium. *Acta Mater.* 2016, 103, 341–351.

71. Sina, H.; Iyengar, S. Reactive synthesis and characterization of titanium aluminides produced from elemental powder mixtures. *J. Therm. Anal. Calorim.* 2015, 122, 689–698.

72. Fitzner, A.; Prakash, D.G.L.; da Fonseca, J.Q.; Thomas, M.; Zhang, S.; Kelleher, J.; Manuel, P.; Preuss, M. The effect of aluminium on twinning in binary alpha-titanium. *Acta Mater.* 2016, 103, 341–351.

73. Azadmanjiri, J.; Berndt, C.; Kapoor, A.; Wen, C. Development of Surface Nano-Crystallization in Alloys by Mechanical Attrition Treatment (SMAT). *Crit. Rev. Sol. State Mater. Sci.* 2015, 3, 164–181.

74. Baudana, G.; Biamino, S.; Ugues, D.; Lombardi, M.; Fino, P.; Pavese, M.; Badini, C. Titanium aluminides for aerospace and automotive applications processed by Electron Beam Melting: Contribution of Politecnico di Torino. *Met. Powder Rep.* 2016, 71, 193–199.

75. Edwards, T.; Di Gioacchino, F.; Moreno, R.; Clegg, W.J. The interaction of borides and longitudinal twinning in polycrystalline TiAl alloys. *Acta Mater.* 2017, 140, 305–316.

76. Chraponski, J.; Szkliniarz, W.; Koscielna, A.; Serek, B. Microstructure and chemical composition of phases in Ti–48Al–2Cr–2Nb intermetallic alloy. *Mater. Chem. Phys.* 2003, 81, 438–442.

77. Lasalmonie, A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? *Intermetallics* 2006, 14, 1123–1129.

78. Viswanathan, G.B.; Kartikeyan, S.; Mills, M.J.; Vasudevan, V.K. Creep properties of a fully-lamellar Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy. *Mater. Sci. Eng. A* 2001, 319–321, 833–837.

79. Xia, Y.; Luo, S.D.; Wub, X.; Schaffer, G.B.; Qian, M. The sintering densification, microstructure and mechanical properties of gamma Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy

- with a small addition of copper. *Mater. Sci. Eng. A* 2013, 559, 293–300.
80. Leyens C., Peters M., Kaysser W.A. // *Surf. Coat. Technol.* 1997. V. 94–95. P. 34.
81. Ramos A.S., Calinas R., Vieira M.T. // *Surf. Coat. Technol.* 2006. V. 200. P. 6196.
82. Hirose A., Ueda T., Kobayashi K.F. // *Mater. Sci. Eng.: A*. 1993. V. 160. Iss. 1. P. 143.
83. Guo B., Zhou J., Zhang S. et al. // *Appl. Surf. Sci.* 2007. V. 253. P. 9301.
84. Ротштейн В.П., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А. и др. // *Письма в ЖТФ*. 2011. Т. 37. № 5. С. 72.
85. PalDey S., Deevi S.C., Alford T.L. // *Intermetallics*. 2004. V. 12. Iss. 7–9. P. 985.
86. Budilov V., Kireev R., Kamalov Z. // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2004. V. 375–377. P. 656.
87. Staron P., Bartels A., Brokmeier H.G. et al. // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2006. V. 416. P. 11.
88. Adachi S., Nakata K. // *Surf. Coat. Technol.* 2007. V. 201. P. 5617.
89. Пячин С.А., Бурков А.А., Комарова В.С. Формирование и исследование электроискровых покрытий на основе алюминидов титана. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2013. №6. С. 16–24.
90. Ковтунов А.И. Особенности применения сплавов системы железо-алюминий для наплавки покрытий литейных форм // А.И. Ковтунов, Д.И. Плахотный, А.Г. Бочкарев. // *Сварочное производство*. – 2017. – №1. – С. 31–35.
91. 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.
92. Зорин И.В. Разработка композиционных электродных материалов и технологии наплавки термо- и износостойкого металла на основе алюминидов



- никеля Ni<sub>3</sub>Al. дисс. док. тех. наук/ И.В. Зорин. – Волгоград, 2020. – 302.
93. Ускенбаева А.М., Паничкин А.В., Джумабеков Д.М. Синтез интерметаллидных алюминидных материалов, использующихся в мишенях магнетронных напылительных установок. Наука и образование. – 2017. №9. С. 33–37.
94. Ельцов, В.В. Ремонтная сварка и наплавка деталей машин и механизмов: учеб. пособие / В.В. Ельцов. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2012. – 176 с.
95. Carcel B., Serrano A., Zambrano J., Amigo V., Carcel A.C. Laser cladding of TiAl intermetallic alloy on Ti6Al4V. Process optimization and properties. Physics Procedia. 2014. 284 – 293.
96. Malutina I.N., Popelyukh A.I. Belousova N.S. and etc. Laser Cladding of c-TiAl Intermetallic Alloy on Titanium Alloy Substrates. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical metallurgy and materials science. 2016. 1 (46). P. 378–387.
97. Лазуренко, Д.В. Структура и свойства слоистых композиционных материалов с интерметаллидной составляющей. дисс. док. тех. наук/ Д.В. Лазуренко. – Новосибирск, 2020. – 421 с.
98. Junwei Duan, Yiping Huang, Ruibin zhang and etc. Status and Development of Surface Alloying by Electron Beam. International Conference on Materials, Environmental and Biological Engineering. 2015. P. 646–649.
99. Vardanyan E. L., Kireev R. M., Budilov V.V. Synthesis of coatings based on intermetallic titanium-aluminum by vacuum arc deposition. XXVth Int. Symp. on Discharges and Electrical Insulation in Vacuum. Tomsk. 2012. P. 549–551.
100. L.Y. Kong, L. Shen, B. Lu. and etc. Preparation of TiAl<sub>3</sub>-Al Composite Coating by Cold Spray and Its High Temperature Oxidation Behavior. Journal of Thermal Spray Technology. 2010. Vol. 19(6). 1206–1210.
101. Oxidation performance of cold spray Ti-Al barrier coated  $\gamma$ -TiAl intermetallic substrates / J. Cizek, O. Man, P. Roupcova [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2015. – Vol. 268, iss. – P. 85–89.

102. Oxidation behavior of TiAl<sub>3</sub>/Al composite coating on orthorhombic-Ti<sub>2</sub>AlNb based alloy at different temperatures / L. Kong, B. Lu, X. Cui [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 2010. – Vol. 19, iss. 3. – P. 650–656.
103. Preparation of TiAl<sub>3</sub>-Al composite coating by cold spraying / L. Shen, L. Kong, T. Xiong [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). – 2009. – Vol. 19, iss. 4. – P. 879–882.
104. Oxidation resistance of TiAl<sub>3</sub>-Al composite coating on orthorhombic Ti<sub>2</sub>AlNb based alloy / L. Kong, J. Qi, B. Lu [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 204, iss. 14. – P. 2262–2267.
105. Гончаренко, Ю. Д. Применение растровой электронной микроскопии, оже-электронной спектроскопии, вторично-ионной масс-спектрометрии для обнаружения и исследования структуры и элементного состава электроизоляционного покрытия / Ю. Д. Гончаренко, Л. А. Евсеев // Известия РАН ; серия физическая. – 1998. – т. 62. – № 3. – С. 495–502.
106. Гончаренко, Ю.Д. Особенности применения методов РЭМ и ВИМС для изучения элементного состава рыхлых отложений на металлической подложке / Ю.Д. Гончаренко, Л.А. Евсеев // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2002. – № 10. – С. 61–65.
107. Криштал, М.М. Сканирующая электронная микроскопия и рентгено-спектральный анализ в примерах практического применения / М.М. Криштал, И.С. Ясников, В.И. Полуниин, А.М. Филатов, А.Г. Ульянчиков. – М.: Техносфера, 2009. – 208 с.
108. Щедров К.П. Жаростойкие материалы. Справочное пособие // К.П. Щедров, Э.Л. Гакман – М.: «Машиностроение». – 1965. – 168 с.
109. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Гущин А.А. и др. Особенности каплепереноса при аргонодуговой наплавке алюминидов титана. Воздействие научно-технической революции на характер связи с науки с производством: материалы Международной научно-практической конференции. Челябинск. 2018. С. 24-31.

110. Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Гущин А.А. Плахотная С.Е., Бочкарев А.Г. Влияние режимов наплавки на структуру и свойства покрытий системы титан-алюминий. Сварка и диагностика. – 2016. №2. С. 43-45.
111. Сидоров В.П., Абросимов С.М., Куркин И.П. Расчёт параметров напряжения сжатой (плазменной) трёхфазной дуги // Сварочное производство. – 1991. № 11. С. 35–37.
112. Сидоров В.П. Научные основы проектирования технологических процессов и оборудования для обработки алюминиевых сплавов трехфазной сжатой дугой / Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Тольятти 1999. 250с.
113. Семистенов Д.А. Стабильность проплавления стыковых швов при возмущениях в процессе автоматической аргодуговой сварки / Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. – Тольятти 2005, 168с.
114. Raghavan, V. Al-Si-Ti (Aluminum – Silicon –Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilib. Diffus. –2009. – Vol. 30, no. 1. – P. 82–83.
115. Ковтунов А.И., Гущин А.А., Плахотный Д.И., Бочкарев А.Г. Влияние кремния на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов системы Ti-Al. Сварочное производство. – 2018. №2. С. 20–24.
116. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3-х т.: Т1 / ред. Н.П. Лякишев. – Москва.: «Машиностроение», 1997. – 1024 с.
117. Murray, J. L. The Si-Ti (Silicon-Titanium) System, Phase Diagrams of Binary Ti-tanium Alloys. ASM, Metals Park, OH 291-294 (1987) (Equi. Diagram, Cryst. Structure, Thermodyn., Review, No 29).
118. Даутов С. С. Дегратация поверхности лопаток авиационных двигателей ГТД из интерметаллидного сплава TNM-B1 и разработка способов их защиты: дис. ... канд. техн. наук 05.07.05. Уфа, 2017. 135 с.
119. Yang M.-R., Wu S.-K. Oxidation Resistance Improvement of TiAl Intermetallics Using Surface Modification. Bulletin of the College of Engineering. 2003. V. 89. P. 3–19.

120. Rahmel A., Spencer P. J. Thermodynamic Aspects of TiAl and TiSi<sub>2</sub> oxidation: The Al-Ti-O and Si-Ti-O phase diagrams. *Oxidation of Metals*. 1990. V. 35. P. 53–68.
121. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Влияние кремния на жаростойкость наплавленных сплавов системы Ti-Al. *Технология металлов* №7 2020 года. С. 39–44.
122. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г. Жаростойкость наплавленных сплавов системы Ti-Al. Планирование, проведение и интерпретация результатов научно-технических исследований: материалы Международной научно-практической конференции. Казань. 2020. С. 10–14.
123. Ковтунов А.И., Семистенова Т.В., Гущин А.А., Бочкарев А.Г. Исследование процессов наплавки покрытий на основе алюминидов титана, легированных хромом. *Инновационные исследования как локомотив развития современной науки: от теоретических парадигм к практике: материалы Международной научно-практической конференции*. Москва. 2018. С. 7–16.
124. Raghavan, V. Al-Cr-Ti (Aluminum – Chromium – Titanium) / V. Raghavan // *J. Phase Equilib.Diffus.* – 2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 349–356.
125. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Гущин А.А., Плахотный Д.И. Влияние циркония на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов системы Ti-Al. *Сварка и диагностика*. 2018. №5. С. 47–50.
126. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И., Гущин А.А. Аргонодуговая наплавка интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при легировании цирконием. *Наука. Исследования. Практика «Science. Research. Practice»: материалы Международной научной конференции*. Санкт-Петербург. 2019. С. 146–152.
127. Ковтунов А.И., Ельцов В.В., Бочкарев А.Г. Исследование механических и эксплуатационных свойств наплавленных сплавов системы титан-алюминий легированных цирконием. *Состояние и перспективы развития сварочного производства России: материалы Всероссийской научно-технической конференции*. Уфа. 2021. С. 317–322.

128. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium –Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilb. Diffus. –2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 360–368.
129. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium –Titanium) / V. Raghavan // J. Phase Equilb. Diffus. –2010. – Vol. 31, no. 1. – P. 47–52.
130. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Аргодуговая наплавка интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при модифицировании бором. Перспективные системы и технологии как парадигма технического прорыва: материалы Международной научно-практической конференции. Тюмень. 2020. С. 33–37.
131. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г. Исследование процессов наплавки покрытий на основе алюминидов титана, легированных хромом. Современные проблемы материаловедения: материалы II Всероссийской научно-практической конференции. Липецк. 2021. С. 12–17.
132. Appel, F., Wagner R. Microstructure and deformation of two-phase  $\gamma$ -titanium aluminides. Materials science and engineering. 1998, 22, 187–268.

# ПРИЛОЖЕНИЕ

# РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



## ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2699474

**Способ наплавки на титан и титановые сплавы жаростойких и износостойких покрытий на основе алюминидов титана**

Патентообладатель: *Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Тольяттинский государственный университет" (RU)*

Авторы: *Ковтунов Александр Иванович (RU), Бочкарев Александр Геннадьевич (RU), Гуцин Антон Андреевич (RU), Хохлов Юрий Юрьевич (RU)*

Заявка № 2019102302

Приоритет изобретения 28 января 2019 г.

Дата государственной регистрации в

Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 05 сентября 2019 г.

Срок действия исключительного права

на изобретение истекает 28 января 2039 г.

Руководитель Федеральной службы  
по интеллектуальной собственности

 Г.П. Ильев



# РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



## ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2731399

### СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ЖАРСТОЙКОГО ИЗНОСОСТОЙКОГО СЛОЯ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА НА ТИТАНЕ И ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ

Патентообладатель: *Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Тольяттинский государственный университет" (RU)*

Авторы: *Ковтун Александр Иванович (RU), Бочкарев Александр Геннадьевич (RU), Гуцин Антон Андреевич (RU), Хохлов Юрий Юрьевич (RU)*

Заявка № 2019140956

Приоритет изобретения 10 декабря 2019 г.

Дата государственной регистрации в

Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 02 сентября 2020 г.

Срок действия исключительного права

на изобретение истекает 10 декабря 2039 г.

Руководитель Федеральной службы  
по интеллектуальной собственности

 Г.П. Ившин





ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА  
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

## (12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК  
B23K 9/04 (2022.08)

(21)(22) Заявка: 2022107873, 25.03.2022

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:  
25.03.2022Дата регистрации:  
21.11.2022

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 25.03.2022

(45) Опубликовано: 21.11.2022 Бюл. № 33

Адрес для переписки:

445020, Самарская обл., г. Тольятти, ул.  
Белорусская, 14, ФГБОУ ВО Тольяттинский  
государственный университет, Правовое  
управление, ОИС.

(72) Автор(ы):

Ковтунов Александр Иванович (RU),  
Хохлов Юрий Юрьевич (RU),  
Бочкарев Александр Геннадьевич (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Федеральное государственное бюджетное  
образовательное учреждение высшего  
образования "Тольяттинский  
государственный университет" (RU)(56) Список документов, цитированных в отчете  
о поиске: RU 2699474 C1, 05.09.2019. RU  
2399466 C1, 20.09.2010. RU 2164265 C1,  
20.03.2001. RU 2731399 C1, 02.09.2020. DE  
4204447 A1, 27.08.1992.

(54) Способ получения жаростойкого износостойкого слоя на основе алюминидов титана на титане и титановом сплаве

(57) Реферат:

Изобретение может быть использовано при нанесении жаростойких и износостойких слоев на изделия из титана и титановых сплавов, работающих при повышенных температурах и в условиях абразивного износа. Электродугую наплавку проводят неплавящимся электродом в среде инертных защитных газов с применением двух присадочных проволок из алюминия и ниобия. Режим наплавки выбирают из условия получения наплавленного слоя с содержанием

алюминия в пределах 5-25% и ниобия на уровне 5-15%. Указанное содержание алюминия и ниобия при наплавке обеспечивает формирование структуры наплавленного металла на основе пересыщенного раствора алюминия в титане и интерметаллидной фазы Ti<sub>3</sub>Al, легированных ниобием. Легирование ниобием в указанных пределах обеспечивает повышение жаростойкости и износостойкости наплавленного слоя. 1 пр.

RU 2 783 836 C1

RU 2 783 836 C1



УТВЕРЖДАЮ

Главный механик

ООО «Тольяттикаучук»

Ожерельев В.А.

«\_\_» \_\_\_\_\_ 2023 г

## АКТ

### о внедрении научно-технических разработок

Результаты НИР «Исследование процессов формирования и свойств наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий» и «Управление структурой и свойствами наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al» выполненной Тольяттинским государственным университетом (ТГУ) в рамках грантов РФФИ № 17-48-630361 р\_а, № 19-38-90097, переданы для дальнейшего внедрения в ремонтное производство ООО «Тольяттикаучук».

**Назначение внедренных разработок:** повышение стойкости корпуса и рабочего колеса насоса 1X-80-50-200А-ТЛ-55 изготовленного из титанового сплава ВТ1-0.

**Вид внедрения:** технология и оборудование для автоматической аргонодуговой наплавки.

#### **Эффективность внедрения:**

1. Организационно-технические преимущества: повышение ресурса работы деталей насоса 1X-80-50-200А-ТЛ-55.
2. Социальный эффект: заключается в развитии научных исследований в области теоретических и технологических основ наплавки интерметаллидных сплавов на детали химического оборудования.

3. Экономический эффект: достигается за счет повышения ресурса работы деталей химического оборудования из титана и титановых сплавов.

Годовой экономический эффект составляет 410 000 (четыреста десять тысяч) рублей.

Настоящий акт не является основанием для финансовых претензий или востребования с ООО «Тольяттикаучук» премиального фонда.

От ООО «Тольяттикаучук»

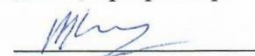
Главный сварщик

 Юриков Ю.Ю.

От ФГБОУ ВО ТГУ

Научный руководитель НИР

д.т.н., профессор

 Ковтунов А.И.

Исполнитель НИР

инженер

 Бочкарев А.Г.