

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

ИНСТИТУТ МАШИНОСТРОЕНИЯ

(наименование института полностью)

Кафедра «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»
(наименование кафедры)

15.06.01 «Машиностроение»

(код и наименование направления подготовки)

«Сварка, родственные процессы и технологии»

(направленность (профиль))

НАУЧНО-КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА (ДИССЕРТАЦИЯ)

на тему: Исследование процессов аргодуговой наплавки и свойств
интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Аспирант

А. Г. Бочкарев

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Руководитель

А. И. Ковтунов

(И.О. Фамилия)

(личная подпись)

Допустить к представлению научного доклада

Заведующий кафедрой

д.т.н., доцент. В.В. Ельцов

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

(личная подпись)

« _____ » _____ 2021 г.

Тольятти 2021

Содержание

ВВЕДЕНИЕ	4
1. Интерметаллидные сплавы системы титан-алюминий	6
1.1. Анализ диаграммы состояния титан- алюминий	6
1.2. Свойства интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	11
1.3. Методы повышения свойств интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	14
1.4. Способы нанесения интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	24
2. Методика проведения исследований	40
2.1. Методика исследования процессов аргонодуговой наплавки	40
2.2. Методика исследования геометрических параметров наплавленных валиков	43
2.3. Методика исследования химического состава наплавленных валиков	44
2.4. Методика исследования механических и эксплуатационных свойств наплавленных валиков	44
2.4.1. Методика исследования механических свойств наплавленных валиков	44
2.4.2 Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных валиков	45
3. Результаты исследований процессов формирования, химического и фазового состава, структуры и свойств аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом покрытий системы Ti-Al	46
3.1. Программное обеспечение расчета режимов наплавки	57
3.1.1. Определение глубины и ширины провара	57
3.1.2 Расчет линий равного влияния	59
3.1.3. Расчет мощности для заданных размеров шва	60
3.1.4. Расчет термического цикла	61
3.1.5. Модель тепловых процессов при наплавке	62

3.1.6. Расчет размеров наплавки	64
4 Легирование и модифицирование интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	67
4.1. Легирование кремнием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	67
4.2. Легирование хромом интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	76
4.3. Легирование цирконием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	80
4.4. Легирование ниобием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	87
4.5. Модифицирование бором интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	91
5 Влияние тепловых условий на процессы формирования и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий	99
Заключение	109
Список используемой литературы	111

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 и жаростойкость, низкий удельный вес делают его незаменимым в авиационно-космической, химической, нефтехимической промышленности, машиностроении, судостроении, а также в атомной отрасли. Титан широко применяют в медицине благодаря высокой биосовместимости. Основным недостатком титана заключается в высокой химической активности по отношению к кислороду, водороду и азоту при нагреве выше 400 °С. Низкие триботехнические свойства и высокая склонность титана к водородной хрупкости, а также способность титана к самовозгаранию в кислородной среде ограничивают его применение как конструкционного материала. Предельная температура эксплуатации современных титановых сплавов находится в пределах 500–600°С.

Интерметаллидные сплавы на основе алюминидов титана сочетают в себе высокое соотношение прочность/плотность, жаростойкость, жаропрочность, стойкость к окислению, коррозии и ползучести, а также хорошие усталостные характеристики. Однако низкая пластичность алюминидов титана затрудняет реализацию этих свойств. Ограничения при производстве и эксплуатации алюминидов титана связаны с низкой пластичностью. При температурах близких к комнатной невозможна пластическая деформация так как движение дислокаций заблокировано из-за сильно развитых ковалентных связей (наличие эффекта автоблокировки дислокаций). В результате этого происходит скопление деформаций и зарождение микротрещин, что приводит к хрупкому разрушению интерметаллида.

Повышение пластичности интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий можно достичь путем легирования, модифицирования и управления тепловыми параметрами (управление условиями нагрева и

охлаждения, а также проведение термической обработки). Учитывая недостатки интерметаллидных сплавов и методы повышения их пластичности целесообразно наносить интерметаллидные покрытия на основе алюминидов титана на титан и титановые изделия. При наплавке создаются благоприятные условия для легирования и модифицирования интерметаллидных сплавов за счет использования дополнительных электродных или присадочных материалов с легирующим элементом в составе. Кроме того, управляя процессами теплоотдачи при наплавке и применяя после наплавки термообработку создаются условия для формирования оптимальной структуры интерметаллидных покрытий.

На основе проведенного анализа сформулирована цель работы: Повышение технологических и эксплуатационных свойств наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al за счет управления химическим, фазовым составом и структурой покрытия.

1 Интерметаллидные сплавы системы титан-алюминий

1.1. Анализ диаграммы состояния титан- алюминий

Проведем анализ диаграммы состояния Ti-Al. Из-за значительного интереса к интерметаллическим материалам на основе алюминидов титана система Ti-Al изучалась очень часто, но полученные в результате представления фазовой диаграммы довольно сильно отличаются друг от друга. Некоторые из этих различий можно объяснить экспериментальными трудностями.

Диаграмма состояния Ti-Al характеризуется наличием областей на основе αTi и βTi и соединения Ti-Al (γ). Соединение TiAl_3 практически не имеет области гомогенности [1]. Последующие исследования показали, что технологические процессы представлены в твердом виде. Результаты этих исследований отражены в параметрах диаграммы состояния в [2,3,4]. Некоторые исследователи считали возможным существование соединений Ti_3Al , Ti_2Al [5,6], TiAl_6 [7] и TiAl_2 [8]. Однако последующие исследования подтвердили существование только двух соединений TiSi_3Al [9,10] - TiAl_2 .

Наиболее тщательная оценка системы Ti-Al была проведена Murray в 1987 году [14]. Эта оценка использовалась в стандартном справочнике для фазовых диаграмм бинарных сплавов в работе [15] и дважды обновлялась Okamoto [16, 17]. Исходная фазовая диаграмма из работы [14] показана на рисунке 1.1. Следует отметить, что многие границы фаз показаны пунктирными линиями, обычно из-за отсутствия или несогласованности данных. Кроме того, фазовые равновесия между фазами αTi , βTi и Ti_3Al показаны термодинамически маловероятным образом, поскольку данные были чрезвычайно разбросаны. Хотя диаграмма из работы [14] была предназначена для того, чтобы показать недостатки и области, где потребуется дополнительная работа, 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.

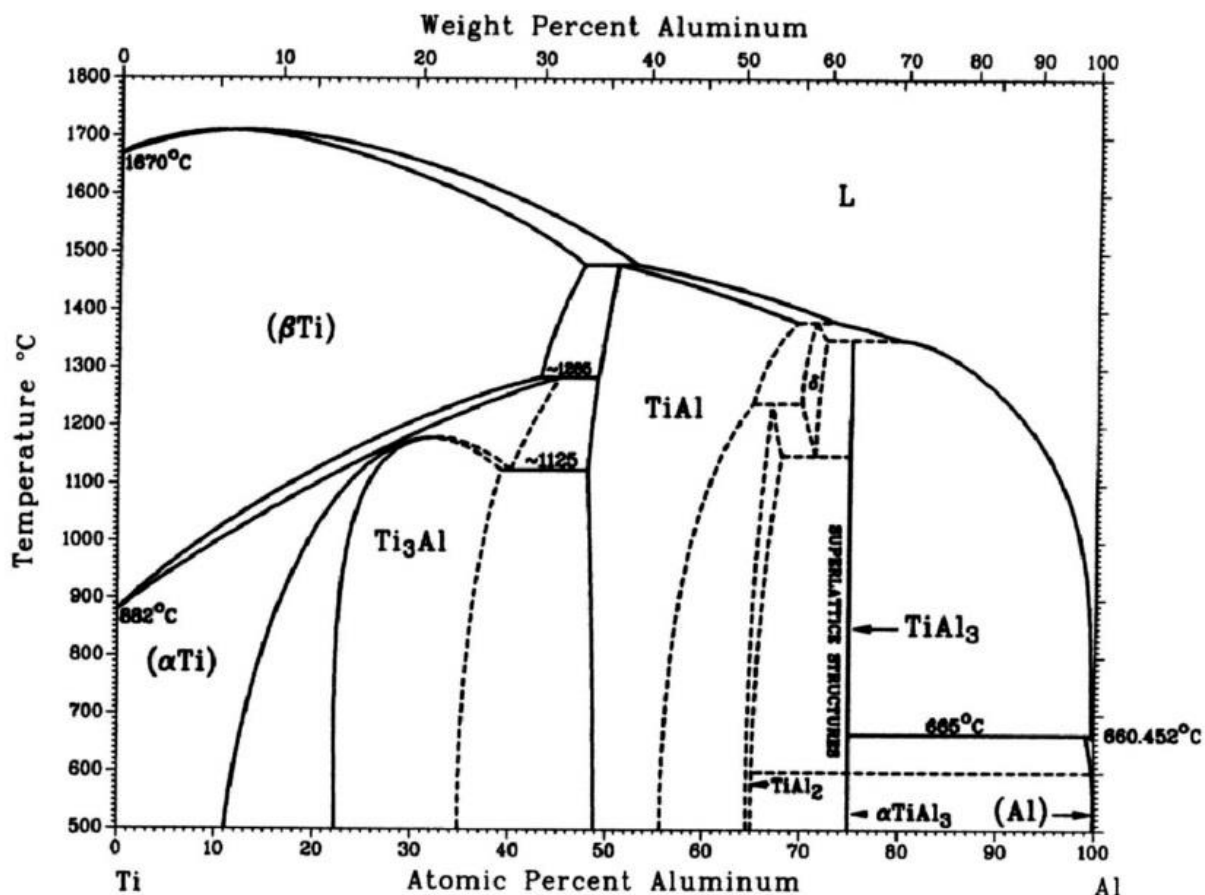


Рисунок 1.1 – Система Ti-Al по оценке J.L. Murray [14]

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 стабильности в бинарной системе Ti-Al. 4 Работа Kattnera 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. Kattnera и др. построили «термодинамическое описание» системы Ti-Al, сопоставив аналитическую свободную энергию функции к

результатам экспериментальных исследований термодинамических свойств и фазовой диаграммы сплавов Ti-Al.

При более высоких температурах α (Ti) превращается в твердый раствор на основе β (Ti). Упорядоченная фаза Ti₃Al которая имеет структуру D0i9 на основе обнаруживается для составов примерно от 25 до 35 ат. % Al. фаза α_2 претерпевает твердотельное преобразование порядка-беспорядка до α Ti при температуре примерно 1150 ° C. Для концентраций Al более 50 ат. % Al, все равновесные фазы имеют кристаллические структуры на основе ФЭК. Например, упорядоченная фаза TiAl (γ) стабильна в расширенном диапазоне составов и имеет структуру L10. В 75 ат. % Al, фаза TiAl₃ (τ), которая имеет структуру D022, стабильна только в очень небольшом диапазоне составов. В отличие от фазы Ti₃Al, фазы TiAl и TiAl₃ остаются упорядоченными до своих температур плавления. Неупорядоченный твердый раствор на основе ФЭК стабилен для концентраций Ti до примерно 2 ат. % ниже точки плавления Al

Между 55 и 75 ат. % Al фазовая диаграмма экспериментально не установлена. В термодинамических расчетах Kattnera и др., Основанных на эмпирическом опыте, твердотельные фазы в этом диапазоне составов были смоделированы с использованием соединений TiAl₂ и Ti₂Al_{5.4} Однако в составе TiAl₂ 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 сплава 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 TiAl₃, тройные сплавы со структурой L1₂ стабилизируются. В дополнение к экспериментальным исследованиям неравновесных сплавов Ti-Al, которые обсуждались в предыдущем параграфе, сверхнасыщенные твердые растворы с высоким содержанием алюминия. Аморфные сплавы и аморфные сплавы были приготовлены с использованием ионного облучения Karpe, Larsen, and Böttiger. 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 другие. Получили метастабильные пересыщенные фазы твердого раствора гепатита, содержащие до 60 ат. % Al. Кроме того, при измельчении в шаровой мельнице равновесных образцов фазы TiAl (γ) был образован гомогенный твердый раствор. Из-за интереса к сплавам Ti-Al было выполнено несколько расчетов электронной структуры из первых принципов для изучения энергетической стабильности, а также структурной и механические свойства совершенно стехиометрических стабильных и метастабильных соединений при $T = 0$ К. Ограничение этих предыдущих расчетов из первых принципов для сплавов Ti-Al состоит в том, что влияние изменений в составе и температуре на структурные и механические свойства данное соединение не может быть легко 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.

Однако в 2006 году Julius C. Schuster и Martin Palm [18] провели обширную работу по анализу исследований проведенных после [14] и изменили фазовую диаграмму Ti-Al в соответствии с текущим уровнем знаний (Рисунок 1.2).

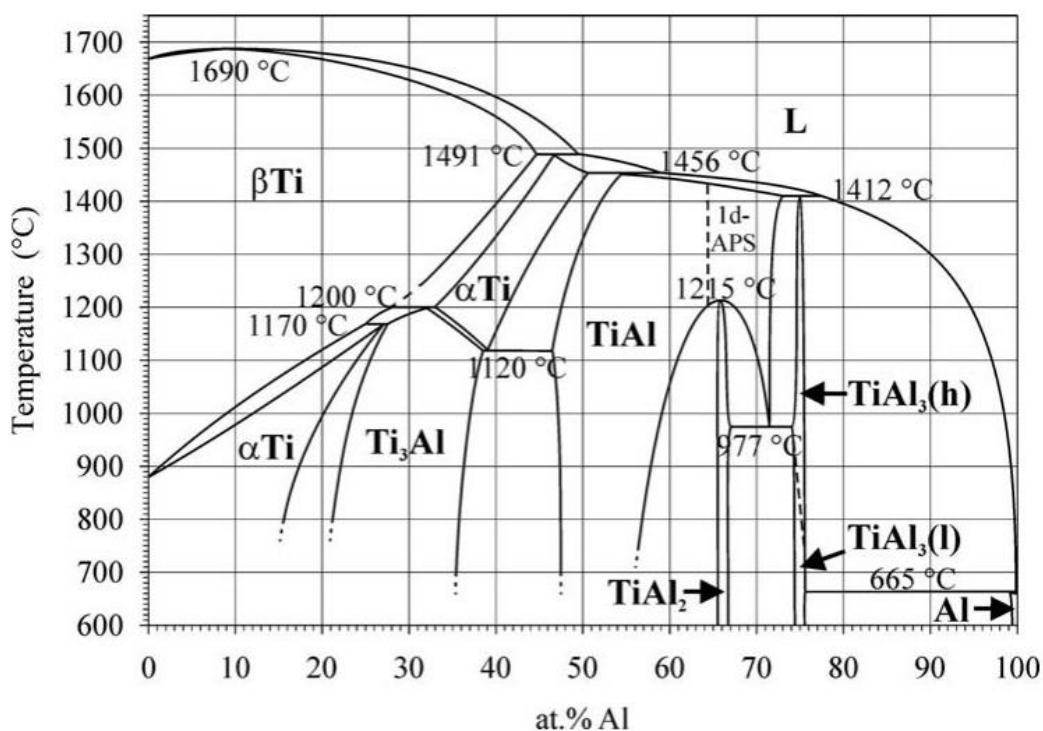


Рисунок 1.2 – Система Ti-Al согласно оценке Julius C. Schuster и Martin Palm [18]

Кристаллографические данные для всех твердых фаз приведены в таблице 1.1.

Таблица 1.1 - Кристаллические структуры твердых фаз

Фаза, и температурный диапазон, °C	Символ Пирсона, пространственная группа, тип структуры	Параметры решетки, нм
Al, (Al), <660,452	<i>cF4, Fm$\bar{3}m$, Cu</i>	$a = 0,40496$
β Ti, (A2), 1670-882	<i>cI2, Im$\bar{3}m$, W</i>	$a = 0,33065$
α Ti, (A3), 1491-1120 и <1170	<i>hP2, P6$_3$/mnc, Mg</i>	$a = 0,29506, c = 0,46835$
Ti ₃ Al, α_2 (D0 ₁₉), <1200	<i>hP8, P6$_3$/mnc, Ni₃Sn</i>	$a = 0,5765, c = 0,4625$ (25 ат.% Al)

Продолжение таблицы 1.1

Фаза, и температурный диапазон, °С	Символ Пирсона, пространственная группа, тип структуры	Параметры решетки, нм
TiAl, γ ($L1_0$), <1456	$tP4$, $P4/mmm$, AuCu	$a = 0,4000$, $c = 0,4075$ (50 ат.% Al)
TiAl ₂ , <1215	$tI24$, $I4_1/amd$, HfGa ₂	$a = 0,3971$, $c/6 = 0,4052$
TiAl ₃ (h), ($D0_{22}$), 1387	$tI8$, $I4/mmm$, TiAl ₃ (h)	$a = 0,3849$, $c/2 = 0,4305$
TiAl ₃ (l), Ti ₈ Al ₂₄	$tI32$, $I4/mmm$, TiAl ₃ (l)	$a = 0,3877$, $c/8 = 0,4229$

Однако из промежуточных фаз, образующихся в системе Ti-Al, наибольший практический интерес представляют Ti₃Al и TiAl (Рисунок 1.2) [19].

1.2. 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 авиационной отрасли, судостроении и химической промышленности [20]. 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 заключается в высокой химической активности по отношению к кислороду, водороду и азоту при нагреве выше 400 °С.

В связи с постоянно возрастающими темпами развития экономики и техники потребовались новые конструкционные титановые сплавы, которые бы превосходили 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 (BT6, IMI834, BT14, Beta 21S, BT20, OT4, Timet LSB и др.). повышение свойств титановых сплавов удалось достичь путем легирования, модифицирования, термической и механической обработки титановых сплавов. 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 высокое соотношение прочность/плотность, жаростойкость, жаропрочность, стойкость к окислению, коррозии и ползучести, а также хорошие усталостные характеристики.

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 [19].

Большинство интерметаллидов являются хрупкими при низких температурах и проявляют ограниченную пластичность при более высоких температурах. Их хрупкость объясняется по разным причинам, основными из них являются: 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 [21-24].

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

Во первых стоит отметить что интерметаллидные сплавы на основе фаз α_2 , γ обладают высоким сопротивлением к окисляемости или иными словами имеют высокие показатели жаростойкости при температуре до 850 °С. Также данные сплавы пожаробезопасны в сравнении титаном.

Более поздние исследования подтверждают тот факт, что в алюминиды титана пластичность начинает расти вблизи температуры, когда дислокации интенсивно разблокируются, подтверждает предположение о том, что хрупкость алюминидов титана связана с блокированием источников дислокаций [25].

Проанализировав рассмотренные свойства видно, 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 алюминиды титана повышается пластичность это объясняется повышением подвижности дислокаций с векторами Бюргера $1/3\langle 1120 \rangle$ и $1/6\langle 1126 \rangle$, начинает развиваться поперечное скольжение и переползание дислокаций [19]. Очевидным становится необходимость повышения технологической прочности алюминидов титана в температурном интервале от 20 до 650 °С, чем и занимаются многие ученые.

1.3. 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 исходные металлов.

Легирующие элементы в биметаллическом компаунде заменяют один или другой его компонент или оба одновременно. (рисунок 1.3).

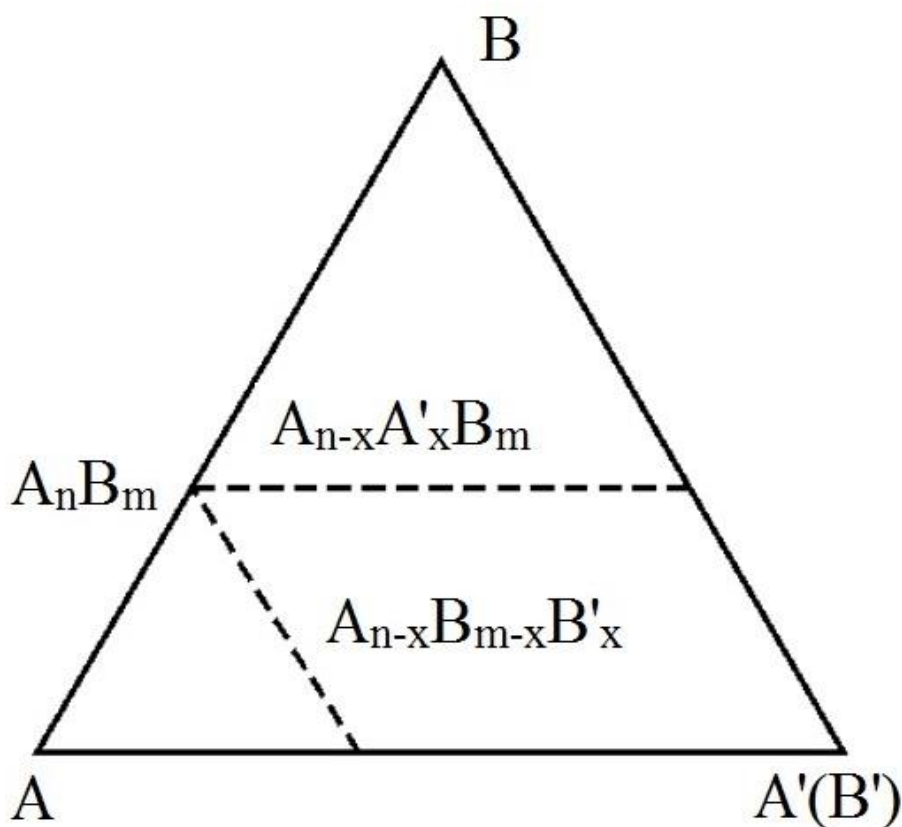


Рисунок 1.3 – Схема к определению типа замещения атомов компонентов интерметаллида $A_n B_m$ третьим легирующим элементом $A'(B')$

Элементы, относящиеся к компонентам биметаллического соединения в таблице Д.И. Менделеев 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 1.4)

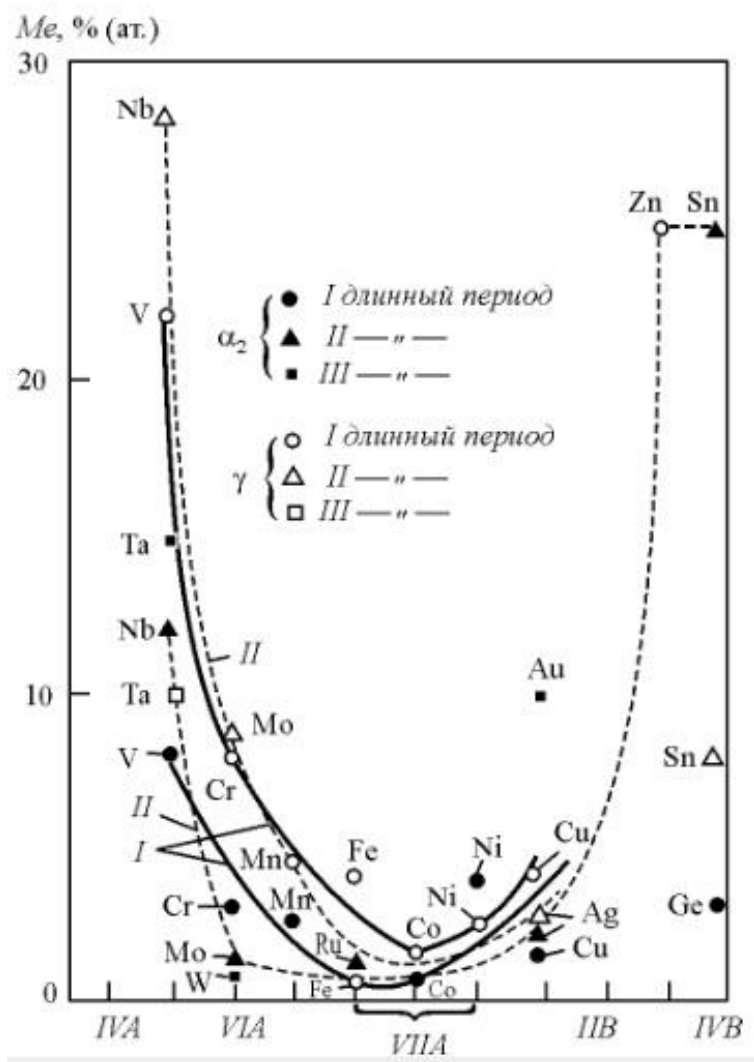


Рисунок 1.4 – Растворимость легирующих элементов в интерметаллидах Ti_3Al (α_2), $TiAl$ (γ) [19]

Тем не менее существует сильная корреляция 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, хром, галлий, серебро [19, 26].

Наилучшие механические свойства биметаллических соединений наблюдаются при определенных типах и параметрах микроструктуры. В общем, 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 при этом 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 активней 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 [27]. 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, стабилизацию дендритной структуры и укреплению межфазных границ, что снижает разупрочнение металла [28].

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

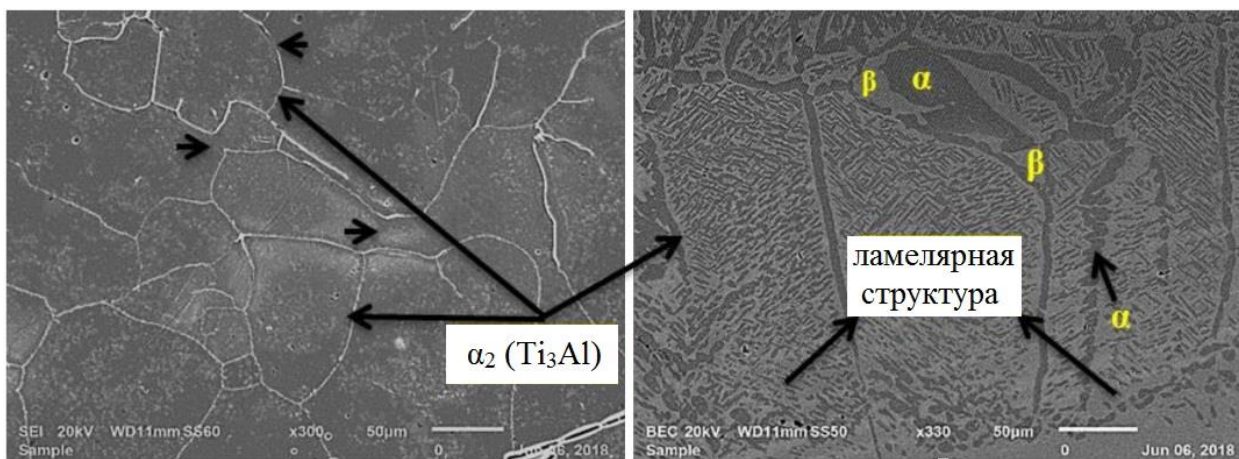
Термическую обработку алюминидов титана проводят с целью получения структуры определенного типа. В основном это получение

ламельной или дуплексной структуры. Это связано с тем что дуплексная микроструктура обладает хорошей пластичностью и прочностью при комнатной температуре, но для высокотемпературных свойств, таких как ползучесть и усталостная стойкость, желательна полностью ламельная микроструктура [29-34]. Считается, что полностью ламельная структура имеет более низкую пластичность, чем мелкозернистые и дуплексные структуры [29-34].

В литературных данных отсутствует информация о положительном влиянии термической обработки интерметаллидных сплавов с фазовым составом на основе Ti_3Al (α_2). Это связано с тем, что при термической обработке сплавов на основе α_2 (Ti_3Al) фаз происходит образование межфазных трещин или растворение границ зерен (показано короткими стрелками на рисунке 1.5а) поэтому ожидается возникновение дислокаций на границах раздела или вблизи них (рисунок 1.5) если материал будет находиться 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 потребуется тугоплавкий материал в качестве легирующего элемента (например ниобий) [34].

Микроструктура на рисунке 1.5б 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) [34].

Режимы термической обработки образцов представленных на рисунке 1.5 – 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.



а)

б)

Рисунок 1.5 - Термообработка образца из интерметаллида на основе фазы Ti_3Al ($25,62 \pm 1,2$ ат. %) : при $1200\text{ }^\circ\text{C}$ (а) и $1430\text{ }^\circ\text{C}$ (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 ($\alpha_2 + \beta$) ($\sim 1060\text{ }^\circ\text{C}$) и старение ($650-850\text{ }^\circ\text{C}$). Типичная структура готовых изделий (стержней и листов) после этих видов термообработки представляет собой (20-30% по объему) основную балансовую фазу α_2 и (50-60% по объему) вторичную тонкопленочную фазу α_2 в матрица. - β фаза. Термическая обработка такими методами приводит к снижению прочности и одновременно к увеличению пластичности, что объясняется увеличением количества β -фазы.

Таблица 1.2 – Влияние типа структуры интерметаллида TiAl на механические свойства (Б.И. Бондарев, Д.В. Елагин, А.В. Молотков и др.) [19]

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

В работе [34] провели исследования влияния термической обработки на структуру интерметаллидного сплава на основе фазы γ (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°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. Эти температуры были выбраны так, чтобы они совпадали с однофазными и двухфазными областями фазовой диаграммы.

На рисунке 1.6 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. [31, 34].

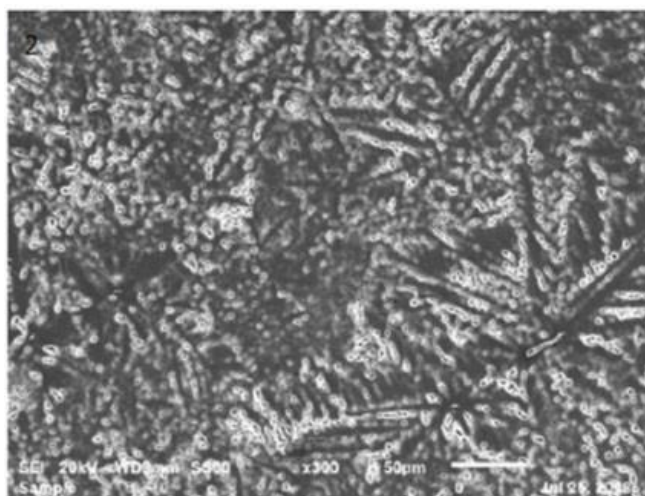
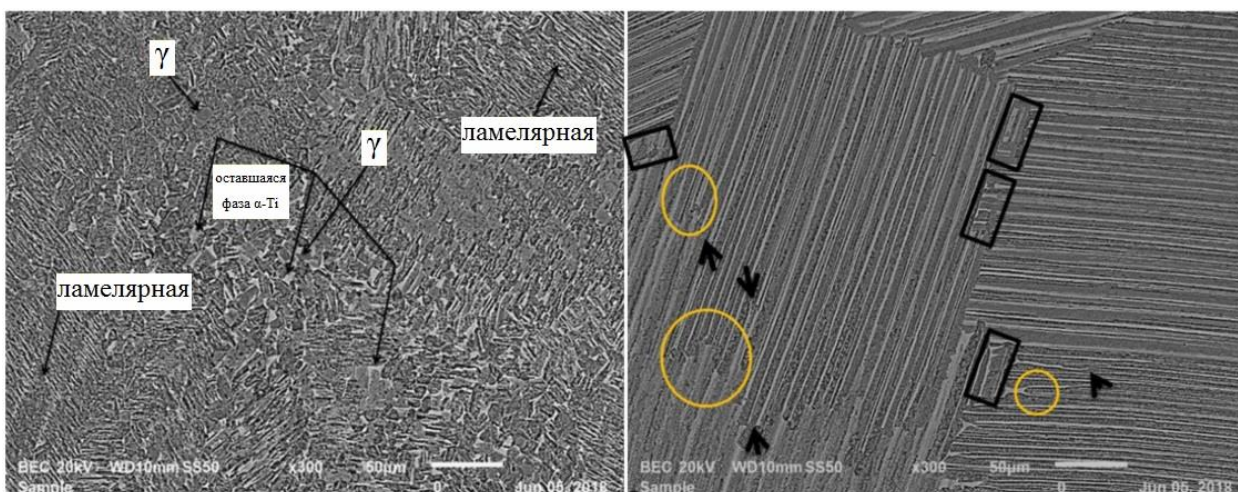


Рисунок 1.6 – Микроструктура интерметаллидного сплава системы Ti-Al с содержанием алюминия $47,47 \pm 0,8$ ат. % до термической обработки

На рисунке 1.7 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 1.7 а) выделения фазы γ (TiAl) видны среди оставшейся фазы α -Ti. Ламели в этом сплаве сгруппированы и агломерированы. Дуплексная микроструктура, показанная на рисунке 1.7 а, представляет собой вкрапленные пластинки и зерна γ (TiAl), которые примерно равны по размеру. Эта микроструктура образуется после термообработки в центре области $\alpha+\gamma$ фазовой диаграммы и в значительной степени зависит от содержания Al. Пластинчатые зерна состоят из тонких пластинок α_2 (Ti₃Al) и γ (TiAl) с толщиной в нанометровом диапазоне. Доля пластинчатых зерен увеличивается с увеличением температуры термообработки в области $\alpha+\gamma$ [30, 34, 35-37].

При 1430 °C (рисунок 1.7 б) наблюдается полностью ламельная структура. Об аналогичных структурах сообщали Today и др. [39] и об общем сплаве (Ti-47Al-2Nb-2Cr). Нагревание выше температуры α -перехода приводит к полностью ламельной микроструктуре, которая состоит из пластинчатых колоний (размером 250–500 мкм) чередующихся фаз α_2 и γ , как показано на рисунке 1.7 б. Отсутствие γ -зерен при этой температуре термообработки позволяет беспрепятственно расти пластинчатой микроструктуре [29]. Границы зерен неровные и обеспечивают хорошую ползучесть [29-31, 34-37, 39]. Можно видеть, что увеличение содержания алюминия и температуры термообработки приводит к двойникованию [40]. Такое двойникование графически представлено в работе Azadmanjiri и др. [41]. Это ожидается, учитывая, что Fitzner и др. [40], изучая влияние Al на двойникование в бинарной системе титан–алюминий, показали, что двойникование отсутствует в системе α_2 -фаз, но имеет место в системе TiAl–Ti₃Al [34].



а)

б)

Рисунок 1.7 - 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 α 2-фазе и наличие двойникования в системе TiAl–Ti₃Al подробно описано в работе Fitzner и др. [41]. Стрелки и кружки, показанные на рисунке 1.7 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 [42], но из-за утолщения их было бы трудно проиндексировать. Edwards и др. [42] ссылались на параллельное двойникование, которое происходило из-за полностью выросших ламелей того же размера, что и соседние родительские ламели, образующих продольное двойникование. В этом исследовании наблюдалось 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 [43].

На рисунке 1.8 представлена микроструктура образца с содержанием алюминия $55,84 \pm 1,5$ ат. % до проведения термической обработки.

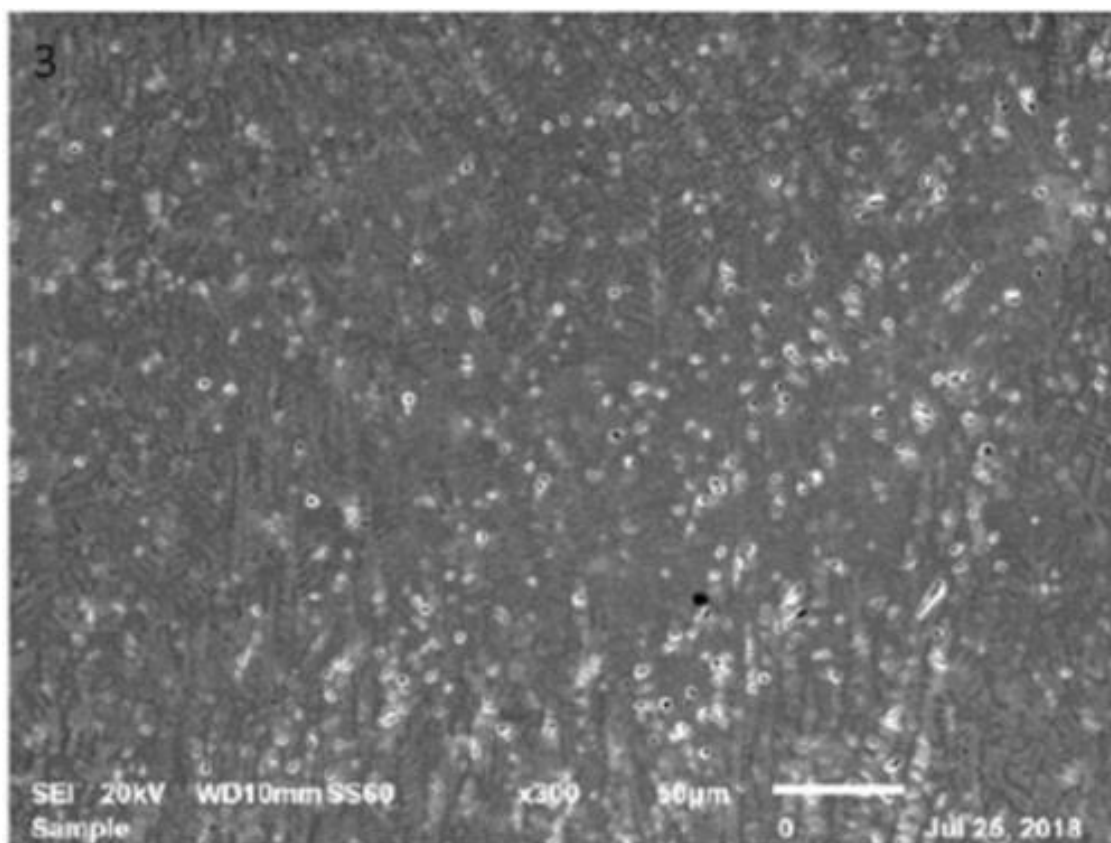


Рисунок 1.8 – Микроструктура интерметаллидного сплава системы Ti-Al с содержанием алюминия $55,84 \pm 1,5$ ат. % до термической обработки

На рисунке 1.9 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 γ -фазы. Микроструктура для этого состава сплава характеризуется мелкими γ -ламеллярными зёрнами. Двойникование в продольном направлении показано с множественным наложением зёрен α_2 , как показано на микроструктуре на рисунке 1.9. Множественное наложение α_2 привело к образованию деформации на границе раздела зёрен (представленной зеленым прямоугольником на рисунке 1.9). Наложение зёрен α_2 дополнительно вызвало растрескивание или деформацию ламелей γ -фазы прилегающего зёрна. Это растрескивание показано синими стрелками на рисунке 1.9. В γ -зёрне наблюдались дефекты упаковки или дислокации в пластинах α_2

(обозначенные овальным кругом). Существует сдвиг или дислокация (в том, что кажется мелкими порами) на γ -пластинках внутри зерен с многократной укладкой в фазе α_2 . Наблюдаются множественные дислокации в γ -зернах (верхний уровень изображения), где пластинки имеют множественные разрывы в продольном направлении [42]. Двойникование в γ -фазе меньше по сравнению с образцом в системе TiAl–Ti₃Al эти данные подтверждаются исследованиями Azadmanjiri и др. [43].

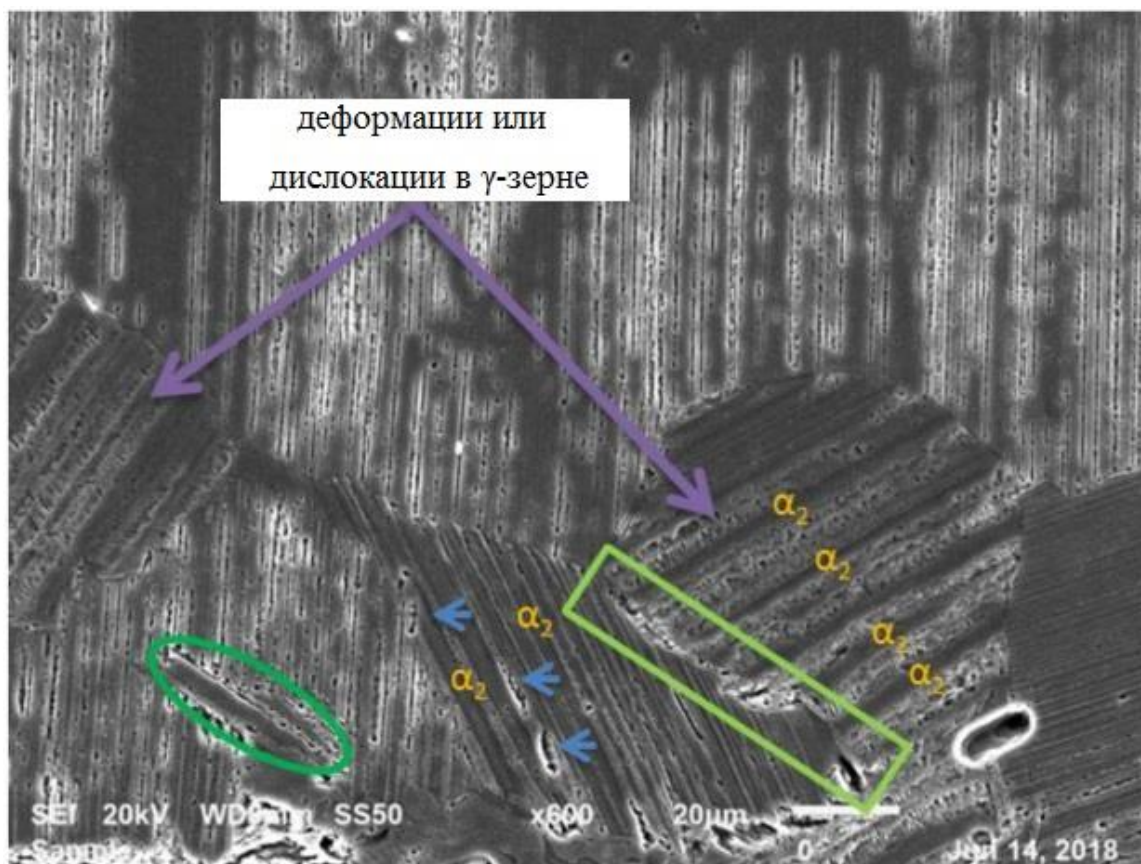


Рисунок 1.9 - Термообработка образца из интерметаллида на основе фазы TiAl ($55,84 \pm 1,5$ ат. %): при 1430 °C

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 [29, 44-47]. В двухфазном сплаве γ -фаза, как известно, демонстрирует более пластичное поведение, чем α_2 -фаза, которая с трудом

деформируется [29]. Это можно объяснить механическим двойникованием алюминидов титана [33].

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.

1.4. Способы нанесения интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Титановые сплавы находят широкое применение во многих отраслях промышленности с развитием уровня техники возрастают и требования к применяемым материалам. Повышение эффективности применения титановых сплавов может быть достигнуто путем использования защитных покрытий на основе алюминидов титана на поверхности детали. 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 возможность 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.

На сегодняшний день существует большое количество способов получения интерметаллидных покрытий: магнетронное распыление [48, 49], лазерная наплавка [50, 51], электронно-лучевая наплавка в вакууме [52], вакуумно-дуговое осаждение [53, 54], напыление (плазменное, детонационное, холодное [55, 56]), электроискровое осаждение [58], способы дуговой наплавки (аргонодуговая неплавящимся электродом, аргонодуговая плавящимся электродом (сплошной или порошковой проволокой) [58-60] и другие.

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 1.10). 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).

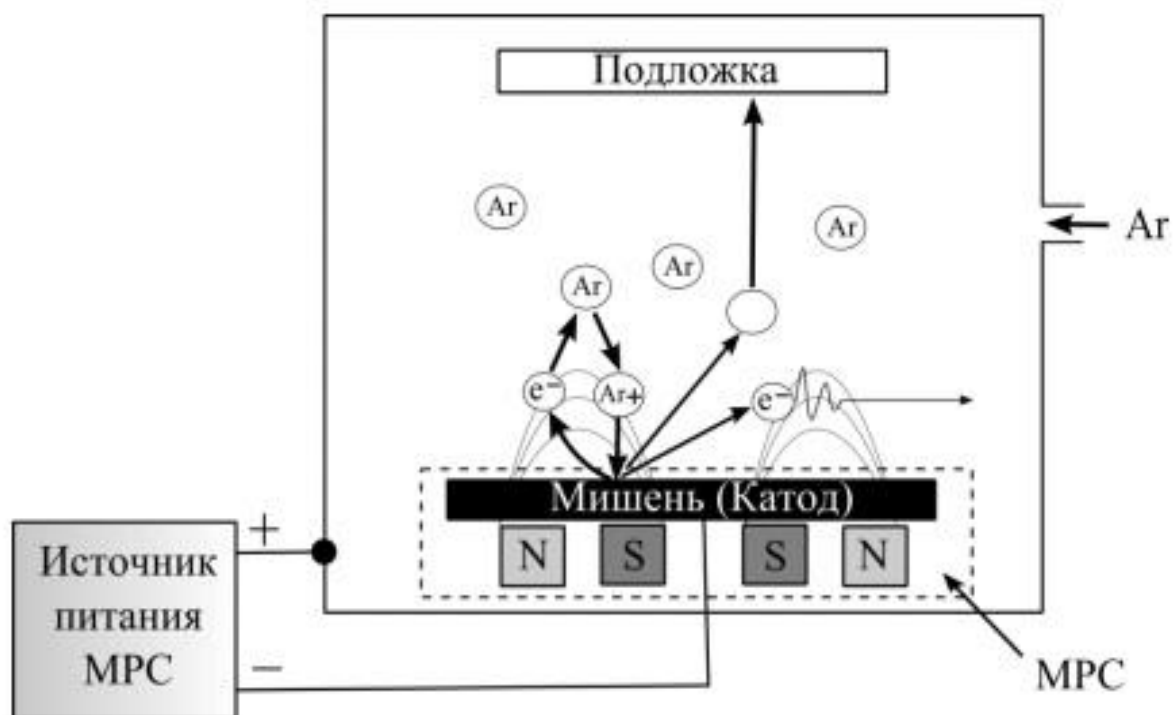


Рисунок 1.10 – Схема магнетронной распределительной системы и процесса магнетронного распыления

Есть ряд работ где авторы наносили интерметаллидные покрытия на основе алюминидов на различные поверхности [48,49, 61]. В работе [61] 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 12X18Н10Т. Как сообщают авторы покрытия имели незначительное количество дефектов (поры, расслоения и трещины), однако можно предположить, что при нанесении покрытия на поверхность детали свыше 400 мм² 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 1.11) [62]. 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 [62].

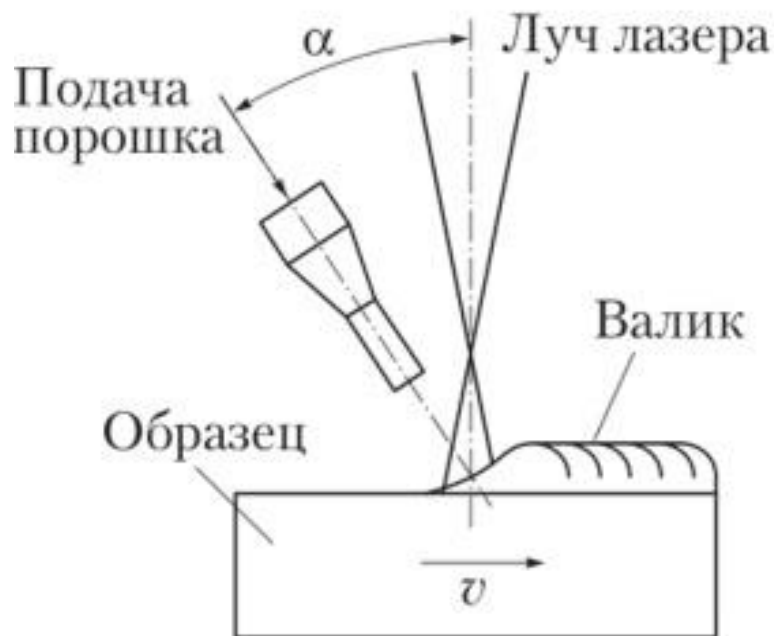


Рисунок 1.11 – Схема процесса лазерной наплавки

Однако проблема хрупкости интерметаллидных сплавов присутствует и при лазерной наплавке. Авторы [63, 64] наносили интерметаллидные сплавы системы Ti-Al на поверхность титановых деталей. Авторами предпринимались попытки к снижению склонности образования трещин путем предварительного подогрева подложки в диапазоне температур от 300 до 450 °С, однако это значительно не повлияло на склонность к образованию трещин. На рисунке 1.12 показаны результаты склонности к образованию трещин при лазерной наплавке интерметаллидных сплавов системы Ti-Al, где цифрами указаны номера образцов согласно таблицы 1.3.

Таблица 1.3 – Режимы лазерной наплавки интерметаллидных сплавов системы Ti-Al.

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

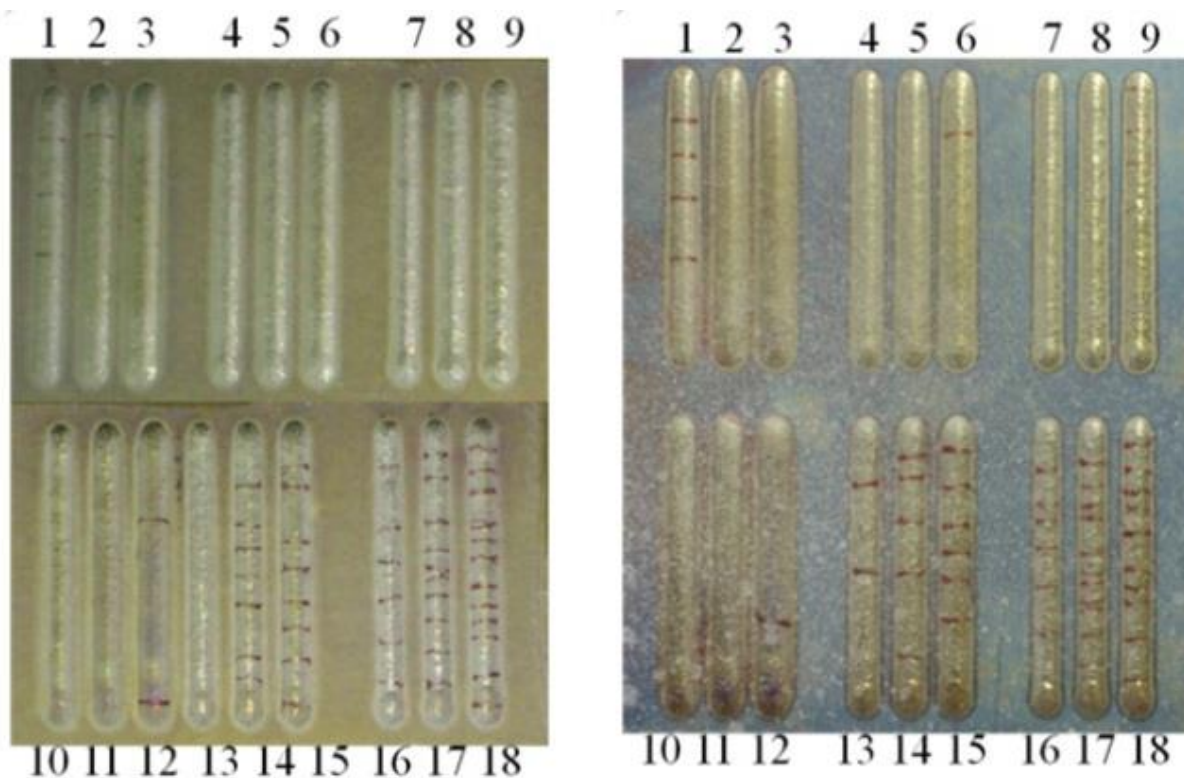


Рисунок 1.12 – Результаты оценки склонности наплавленных сплавов к образованию трещин методом капиллярного контроля.

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. Вне вакуумный способ является более перспективным с позиции снижения трудоемкости и снятия ограничений по размеру наплавляемых деталей. Достоинства электронно-лучевой наплавки заключаются в низком проплавлении основного металла. Основными недостатками электронно-лучевой наплавки являются сложность и высокая стоимость оборудования, а также необходимость биологической защиты персонала.

В работах [52, 65, 66] исследовались процессы вне вакуумной электронно-лучевой наплавки интерметаллидных сплавов системы Ti-Al на подложку из титанового сплава BT1-0. На титановую подложку предварительно наносили порошковые материалы (Ti, Al) и флюс (LiF или CaF₂) (Рисунок 1.13). В работе [66] наносились интерметаллидные покрытия в широком диапазоне содержания алюминия (таблица 1.4)

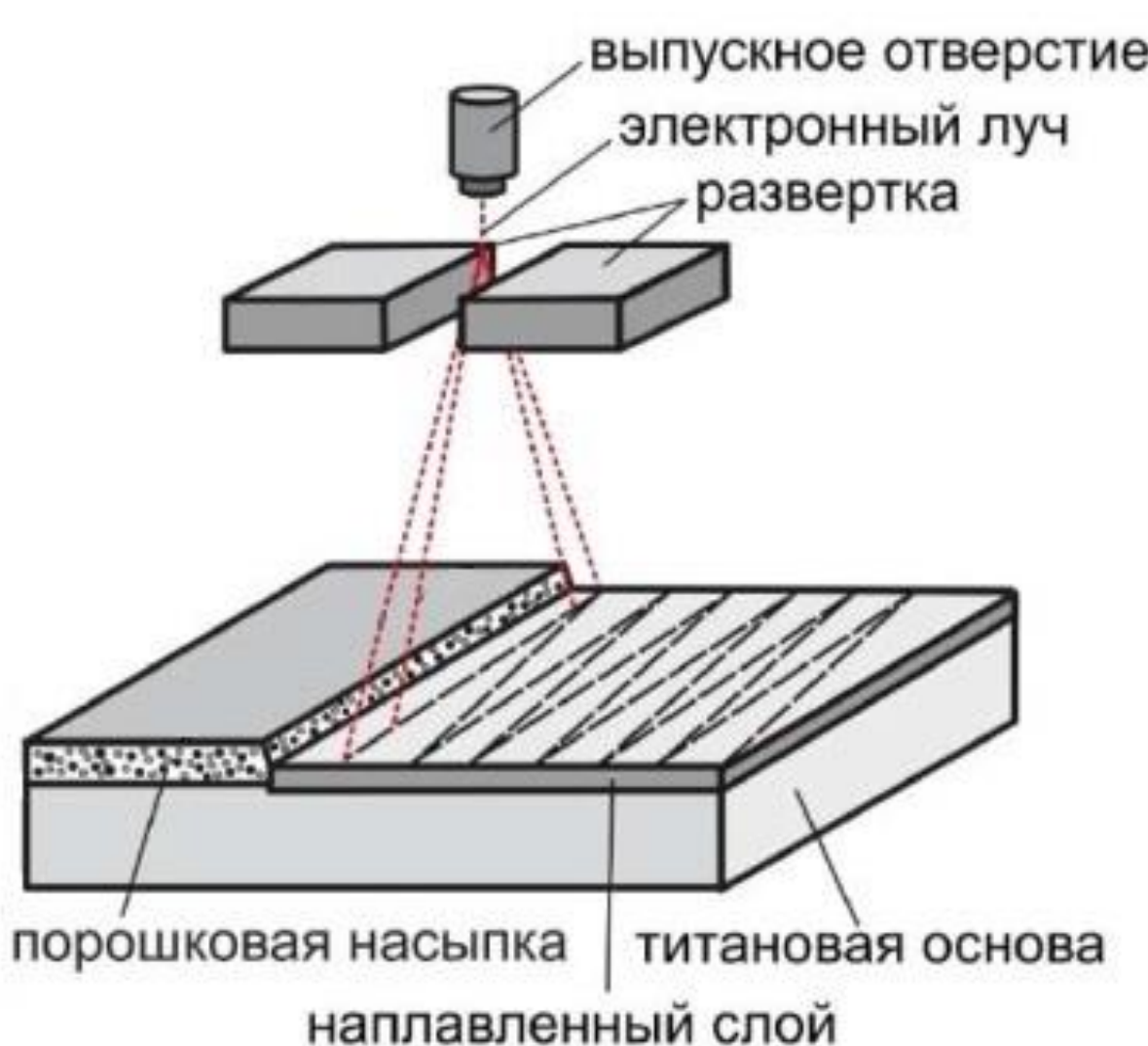


Рисунок 1.13 – Схема электронно-лучевой наплавки

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 ₂ , Ti ₃ Al
2	Ti-Al (25/25)	60,0	40,0	Ti ₃ Al
3	Ti-Al (32/20)	70,6	29,4	Ti ₃ Al
4	Ti-Al (38/15)	76,3	23,7	Ti ₃ 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. Автор объясняет возникновение трещин разницей коэффициентов линейного расширения между титановой подложкой и наплавленными слоями. В результате чего 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 1.14). Достоинства данного способа заключаются в возможности нанесения тугоплавких покрытий, высокая адгезия покрытия с основой, однородность покрытия по толщине, возможность нанесения многослойных покрытий. Недостатки данного способа заключаются в ограниченной номенклатуре изделий (ограничивается размерами вакуумной камеры), низкая производительность осаждения (0,005-0,3 мкм/мин), трудность получения чистых пленок распыляемого материала из-за неизбежности включения молекул газа в пленку.

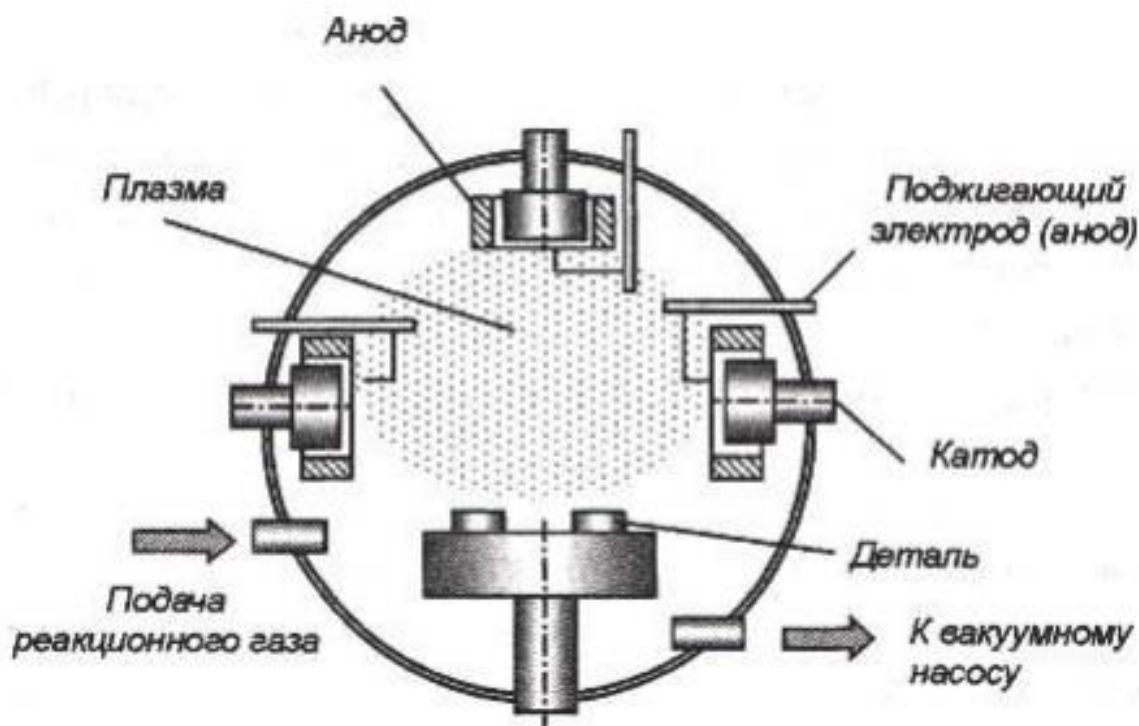


Рисунок 1.14 – Схема процесса вакуумно-дугового осаждения покрытий

В работах [53, 54, 67] 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 [55, 56, 68-72]. 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 распределение химических элементов, как следствие разный химический и фазовый состав покрытия.

В работах [68] 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 дополнительную термическую обработку 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 $\sim 15\%$. Авторами указывается повышение термической стойкости титана с интерметаллидным покрытием на основе фазы $TiAl_3$ при температуре до $950\text{ }^\circ\text{C}$.

Способ электроискрового нанесения покрытий основан на переносе металла с анода на катод при многократно повторяющемся воздействии электрических разрядов (Рисунок 1.15). Достоинства данного способа заключаются в простоте и низком тепловом воздействии на деталь. Недостатками является низкая производительность способа.

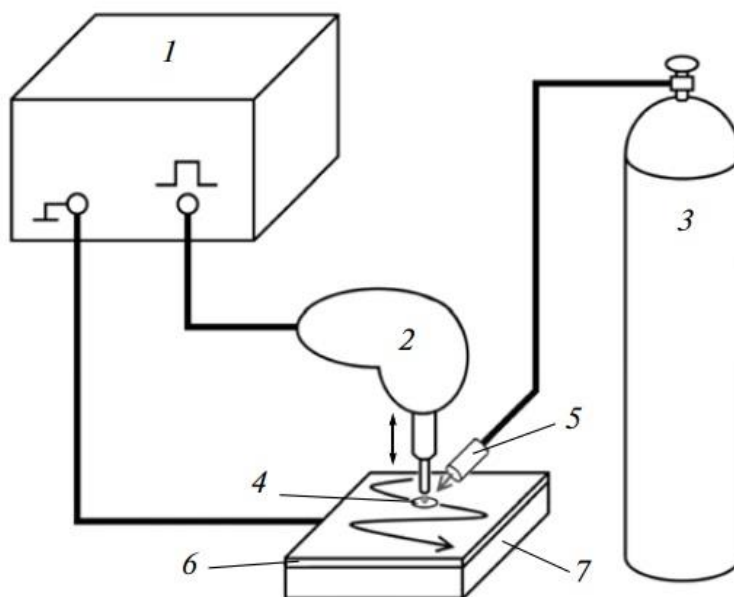


Рисунок 1.15 – Схема электроискрового нанесения покрытий

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 работах [57] 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 1.16). Химический состав пронумерованных участков на рисунке 1.16 представлен в таблице 10.

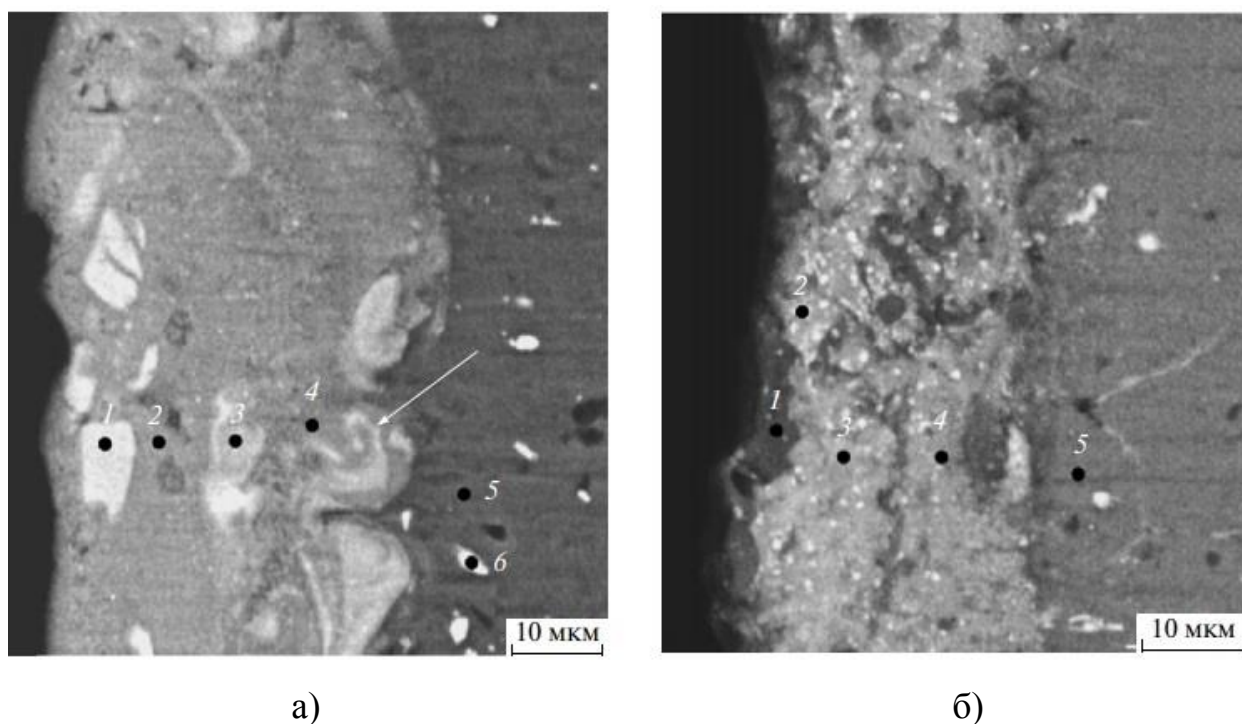


Рисунок 1.16 – Микроструктура покрытия при осаждении титана на алюминиевую подложку в среде аргона (а) и воздухе (б)

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

Номер точки	Химические элементы								
	Al	Ti	Mn	Cu	Mg	Fe	Si	N	O
Рисунок 1.16 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 1.16 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 1.17). Однако нанесенное покрытие представлено фазой $TiAl_3$.

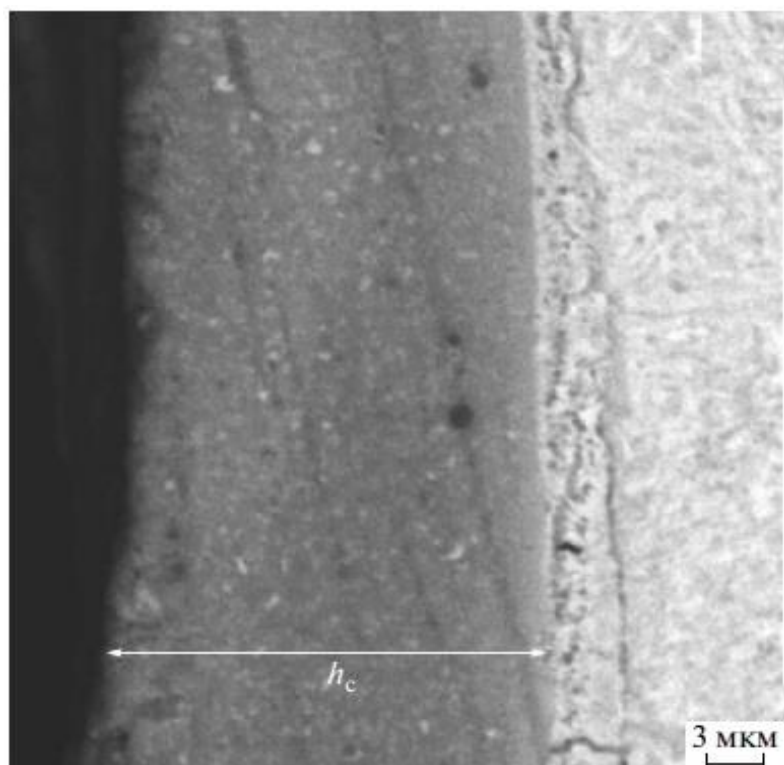


Рисунок 1.17 – Микроструктура покрытия при осаждении алюминия на титан в среде аргона

Для получения интерметаллидных покрытий на основе фаз Ti_3Al и $TiAl$ авторы работы наносили электроискровые покрытия последовательно. Первый слой 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, а также данный способ легко поддается автоматизации. Недостатками является высокое тепловое воздействие на деталь, низкой производительности при ручной наплавке.

Рассматривая способы нанесения интерметаллидных покрытий системы $Ti-Al$ видно, 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 исходные металлов. Поэтому необходимо выбирать способ, который позволит осуществлять 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 рассматривается в виду сложности и высокой стоимости оборудования. Автоматическая аргонодуговая наплавка неплавящимся электродом является наиболее простым технологическим процессом. При аргонодуговой 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 создаются условия для формирования оптимальной структуры интерметаллидных покрытий.

Основные задачи исследования:

1. Исследование процессов формирования, структуры и свойств наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий;
2. Исследование влияния легирующих элементов на процессы формирования, структуру и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий.
3. Исследование влияния модифицирующих элементов на процессы формирования, структуру и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий.
4. Исследование влияния тепловых условий на процессы формирования, структуру и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий.

2 Методика проведения исследований

2.1. Методика исследования процессов аргодуговой наплавки

Исследования процессов аргодуговой 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 двух-роликовым приводом. На механизме позиционирования осуществляется крепление аргодуговой горелки и направляющие трубки для подачи присадочной проволоки. Механизм крепления позволяет регулировать длину дуги и положение горелки по отношению к точке входа заполняющих проволок, углу входа заполняющих проволок и высоте входа заполняющих проволок. Дополнительный механизм подачи проволоки состоит из механизма подачи кабеля двигателя постоянного тока 45402BVE.

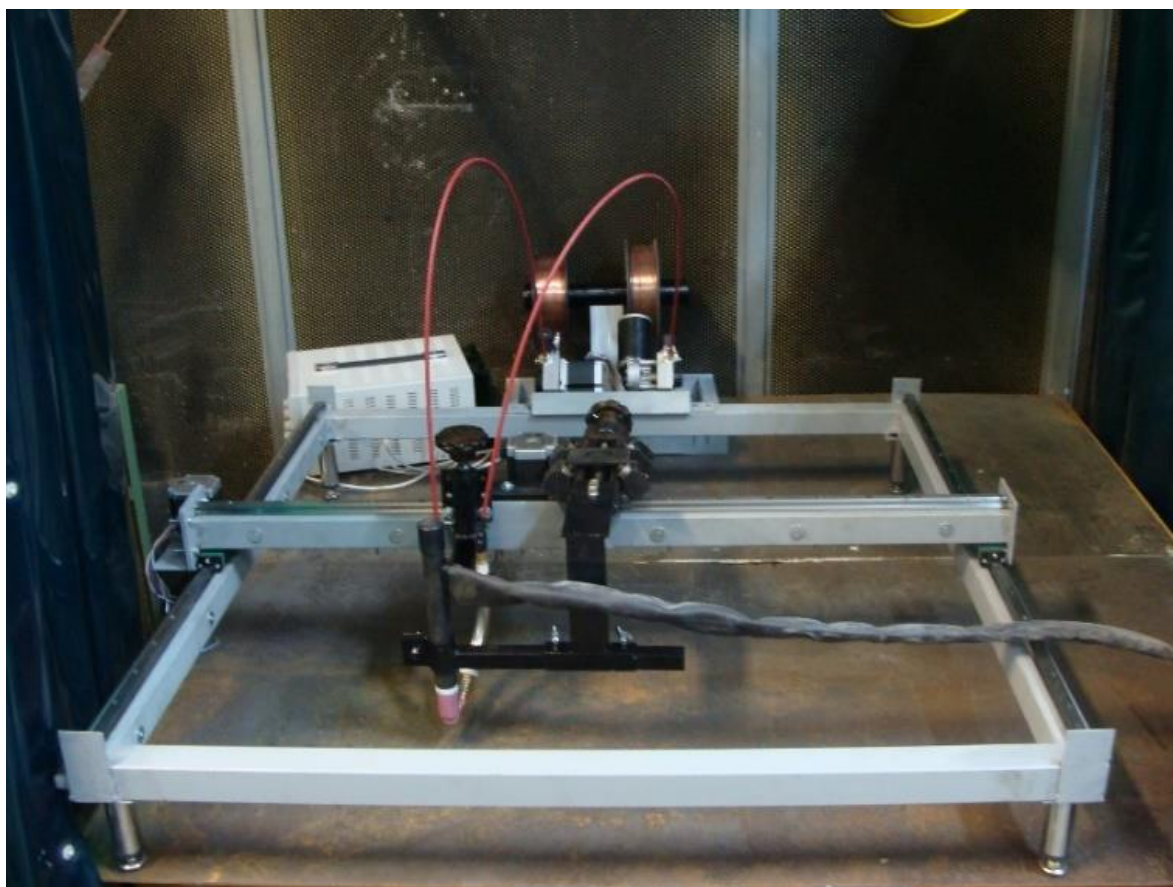


Рисунок 2.1 – Установка для автоматической аргодуговой наплавки неплавящимся электродом с подачей присадочной проволоки

Проволока подавалась в головку ванны расплава (левый метод) и в заднюю часть ванны расплава (правый метод) с помощью проволоки (рисунок 2.2).

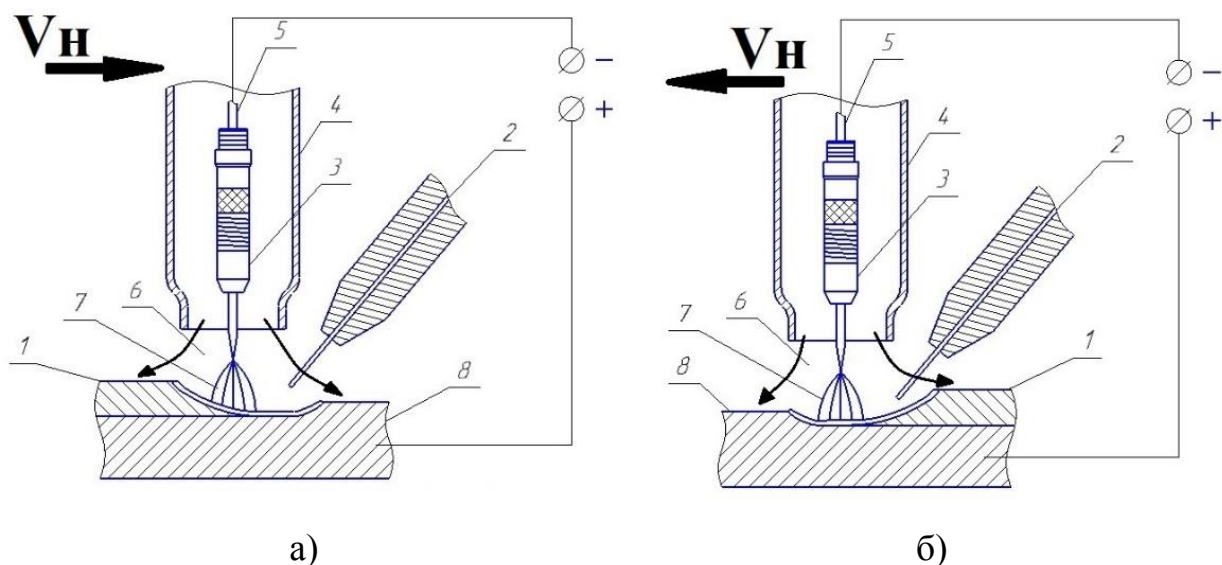


Рисунок 2.2 - Схема процесса аргодуговой наплавки неплавящимся электродом: а) левый способ наплавки (проволока подается в головную часть сварочной ванны) б) правый способ наплавки (проволока подается в хвостовую часть сварочной ванны)

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

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 2.3 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 2.3 б и рисунке 2.4.

Легирование Co, Cr, Mo осуществляли засыпая порошки данных материалов в технологические пазы изготовленные перед наплавкой (Рисунок 2.4). 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 2.4.

Использование схем легирования приведённых на рисунках 2.3 и 2.4 обусловлено исследованием влияния легирующих элементов в широких пределах. При легировании наплавленных валиков по схеме указанной на рисунке 2.3 б (с дополнительным введением легирующей присадочной проволоки) содержание легирующего элемента в наплавленном валике начинается от 7,5% (по массе). Схема указанная на рисунке 2.4 обеспечивает введение легирующих элементов от 1 до 7,5 % (по массе).

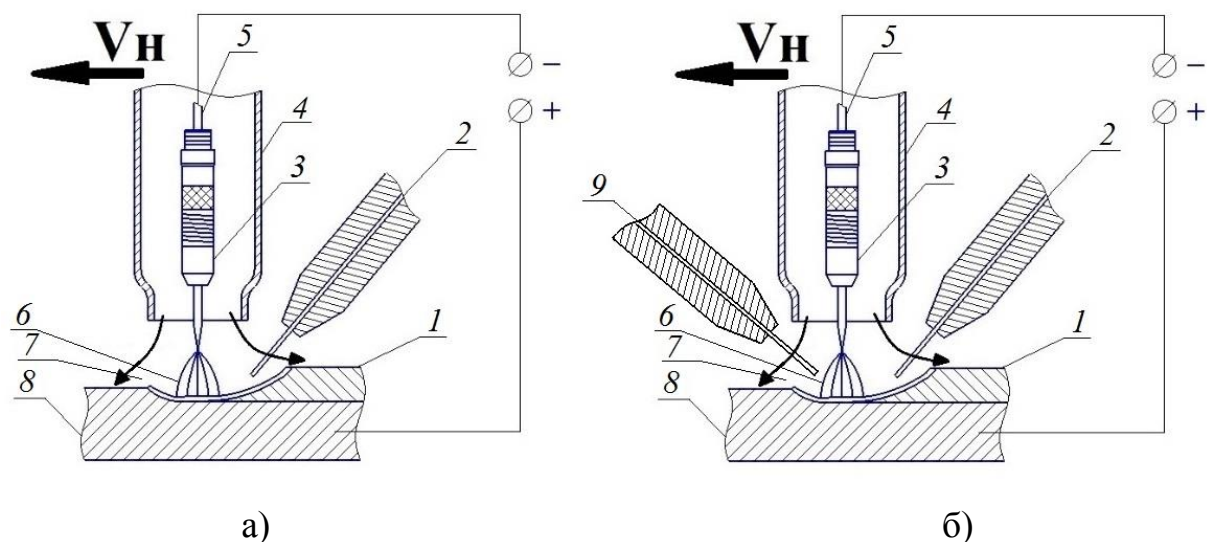


Рисунок 2.3 - Схема легирования с введением легирующего элемента в составе присадочной проволоки

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

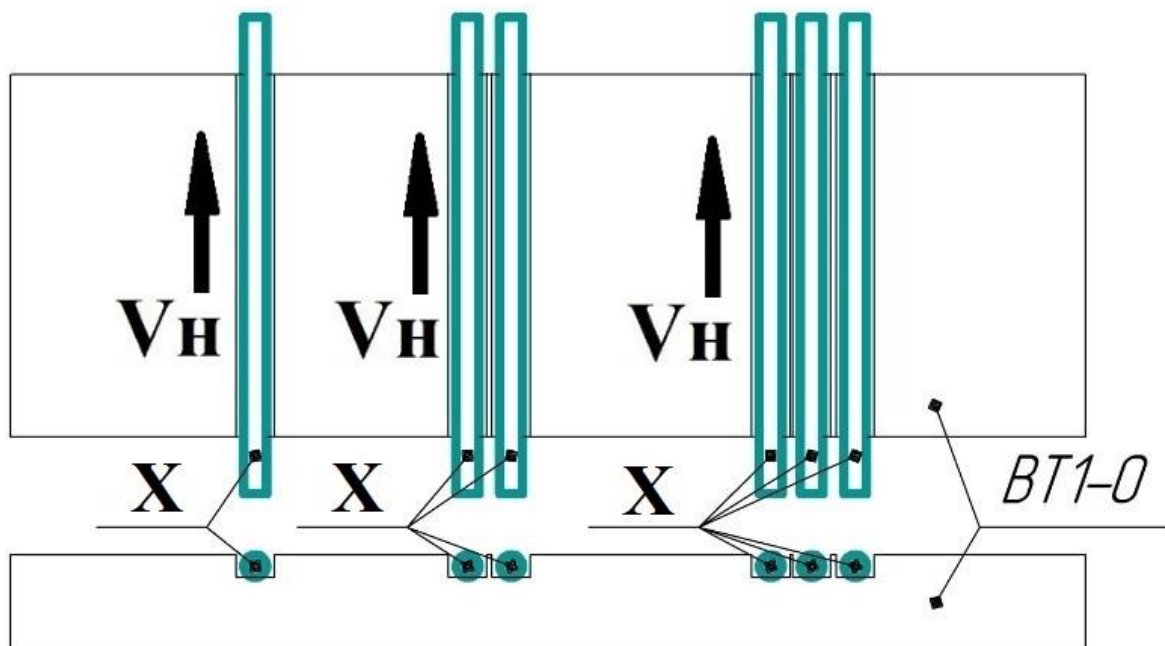


Рисунок 2.4 - Схема легирования с укладыванием проволоки (или засыпкой порошка) в паз

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.

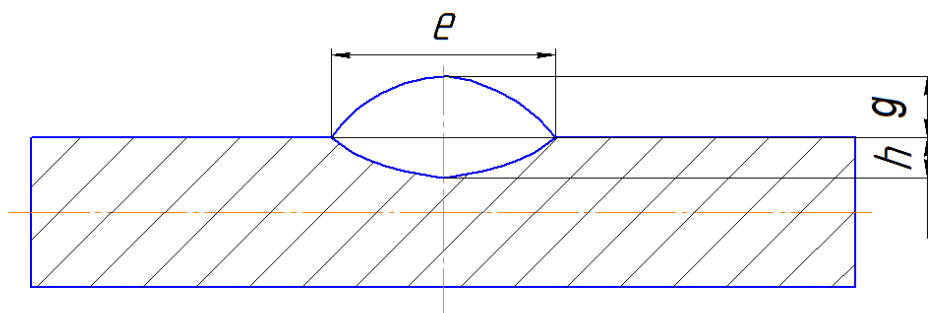


Рисунок 2.5 – Схема измерения геометрических параметров шва

Измерения проводились с помощью программы Universal Desktop Ruler путем корректировки масштаба на фотографии и последующего измерения геометрических параметров нанесенных шариков (рисунок 2.6).

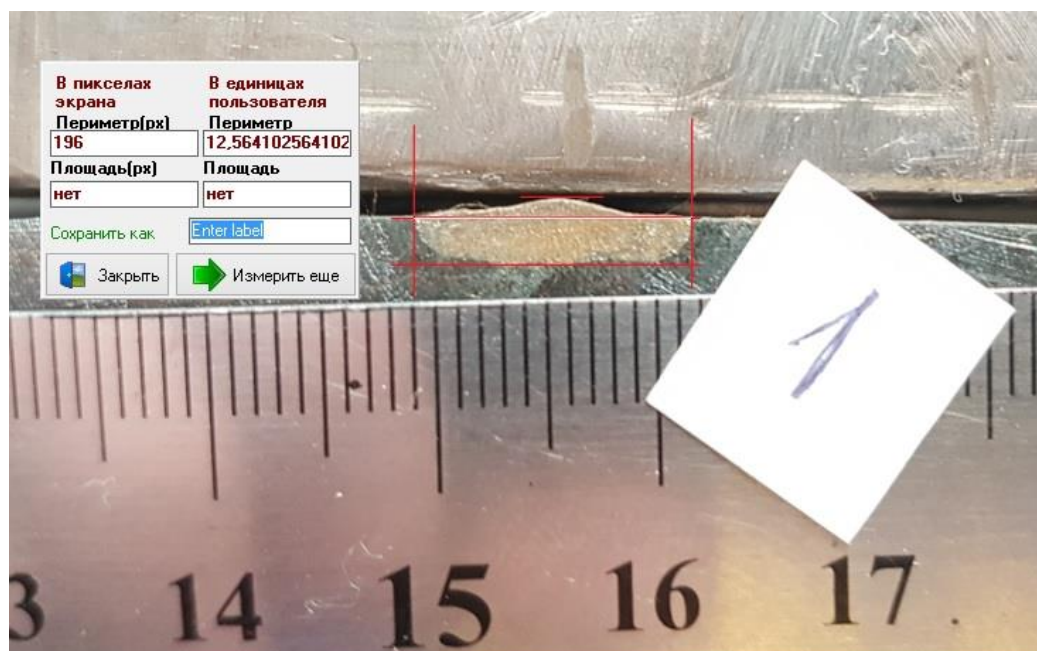


Рисунок 2.6 – Измерение геометрических параметров при помощи программы Universal Desktop Ruler

2.3. Методика исследования химического состава наплавленных валиков

Анализ химического состава проводился с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), основанной на регистрации различных типов сигналов, возникающих в образце при сканировании его поверхности с помощью сфокусированного электронного датчика. [73-75].

Образцами для исследования служили шлифы поперечного сечения покрытий на основе титана-алюминия на титановой пластине ВТ1-0. Для определения химического состава нанесенных образцов шлифуемую поверхность подвергали химическому травлению реагентом 3 мл HF + 3 мл HNO₃ + 95 мл H₂O.

2.4. Методика исследования механических и эксплуатационных свойств наплавленных валиков

2.4.1. Методика исследования механических свойств наплавленных валиков
Твердость нанесенных покрытий измеряли по металлам ГОСТ 9013-59 (ИСО 6508-86). Метод измерения твердости по Роквеллу. Измерения проводились по шкале HRC. Измерения проводились на твердомере HBRV-187.5.

2.4.2 Методика исследования эксплуатационных свойств наплавленных валиков

Износостойкость определялась способностью поверхностных слоев сопротивляться проникновению абразивных частиц [59]. Относительная износостойкость рассчитывается по формуле 2.1. Для определения степени износа были сделаны фотографии стали 45 и титана BT1-0.

Износостойкость при абразивном изнашивании выражается в виде относительной износостойкости [59]:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{м}}}, (1.1)$$

где:

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

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

Износ образцов измеряли штангенциркулем ШЦ-1 со значением отсчета по нониусу 0,1 мм.

Термостойкость наплавленных покрытий оценивали по методике определения жаростойкости ГОСТ 6130-71. Термическую стабильность определяли гравиметрическим методом. Ключевым моментом является поддержание образцов при определенной температуре, а затем их взвешивание через равные промежутки времени. На основании полученных данных были составлены диаграммы, показывающие зависимость изменения массы образцов от времени пребывания в печи при определенной температуре [76].

3. Результаты исследований процессов формирования, химического и фазового состава, структуры и свойств аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом покрытий системы Ti-Al

Для исследования процессов наплавки интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий режимы наплавки были подобраны опытным путем. 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 правом способе наплавки снижаются потери присадочного материала на угар и разбрызгивание присадочного материала.

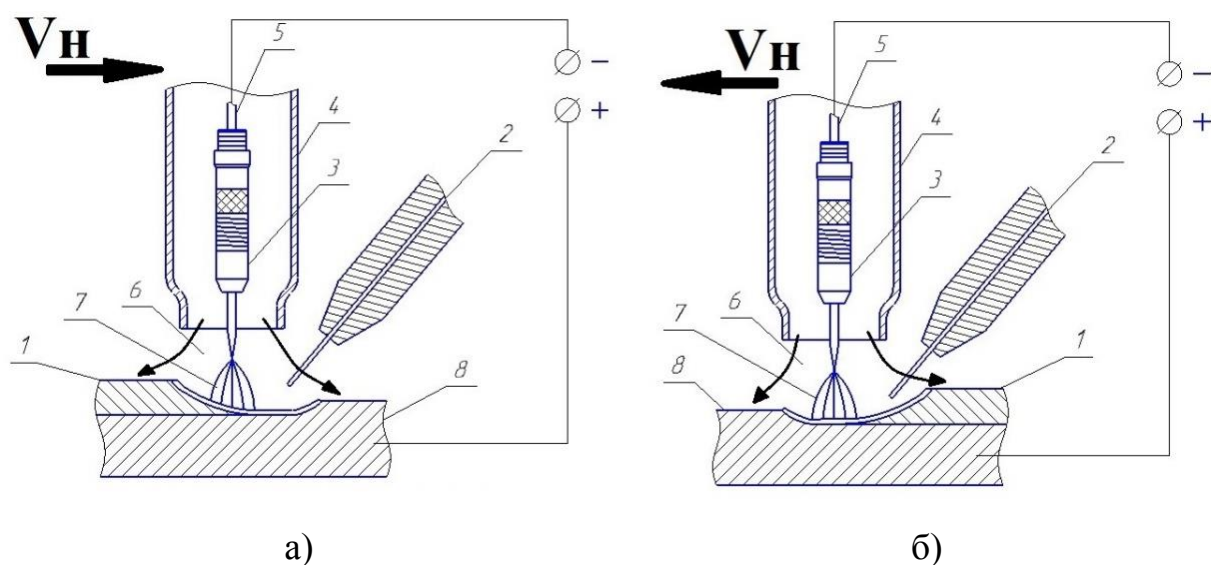


Рисунок 3.1 - Схема процесса аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом: а) левый способ наплавки (проволока подается в головную часть сварочной ванны) б) правый способ наплавки (проволока подается в хвостовую часть сварочной ванны)

где: 1 – наплавленное покрытие; 2 – присадочная 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 [77].

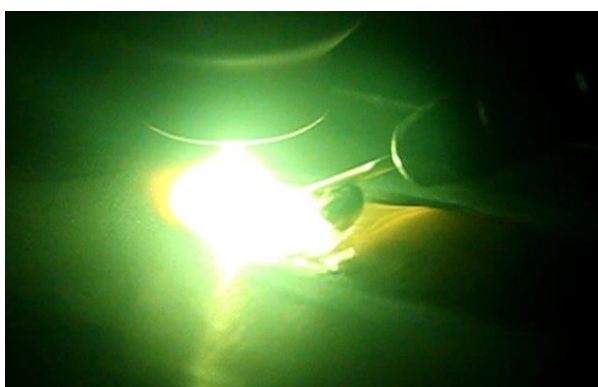
При наплавке наблюдалось несколько видов переноса присадочного металла (Рисунок 3.3): крупнокапельный, мелкокапельный, плавление проволоки в сварочной ванне, а также плавление проволоки в дуге при левом способе наплавки (Таблица 3.1). Диаметр капель изменяется от 1,6 до 3,3 мм. С частотой переноса капель в сварочную ванну от 30 до 160 капель в минуту [77].

Таблица 3.1 – Режимы наплавки и характер каплепереноса

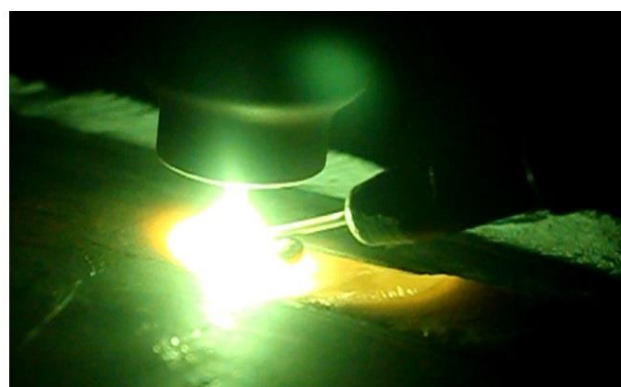
№ обр	V _{пп} А1, м/мин	V _н , м/мин	I _н , А	Способ наплавки	Характер каплепереноса	Диаметр капель, мм	Частота переноса капель, шт./мин
1	1	0,15	270	Правый	Крупнокапельный	≈3,3	30
2	2	0,15	270	Правый	Мелкокапельный	≈2,1	80
3	3	0,15	270	Правый	Мелкокапельный	≈2,0	160
4	4	0,15	270	Правый	Плавление присадочной 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

Продолжение таблицы 3.1

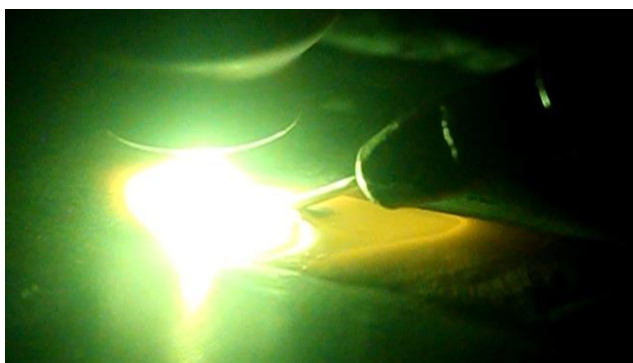
№ обр	$V_{пп}$ Ал, м/мин	$V_{н}$, м/мин	$I_{н}$, А	Способ наплавки	Характер каплепереноса	Диаметр капель, мм	Частота переноса капель, шт./мин
11	1	0,15	270	Левый	Плавление присадочной проволоки в дуге	-	-
12	3	0,15	270	Левый		-	-
13	5	0,15	270	Левый		-	-



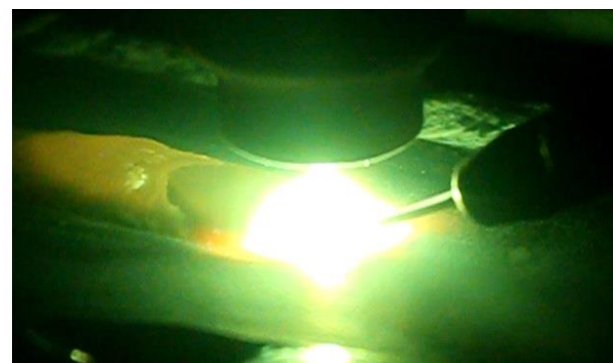
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.3 – Характер каплепереноса при аргодуговой наплавке алюминидов титана [77]

где: а – образец №1; б – образец №2; в – образец №4; г – образец №13 согласно таблице 2.1

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 №6 при подаче присадочной проволоки в головную часть сварочной ванны (Режимы наплавки $V_H = 0,15$ м/мин, $V_{п/п} = 6$ м/мин; $I_H = 270$ А, $U_d = 15$ В)

В связи с тем, что при аргодуговой 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 [77].

Геометрические параметры наплавленных валиков составляют:

Ширина варьируется в пределах 13,7-23,5 мм (Рисунок 3.5). Зависимость ширины валика от режимов наплавки описывается уравнением регрессии:

$$e = 10,66 + 0,57 V_{п/п Al} - 86,75 V_H + 0,0685 I_H$$

Высота наплавленного валика изменялась в пределах 1,3-4,5 мм (Рисунок 3.5) в соответствии с уравнением регрессии:

$$g = 2,79 + 0,55 V_{п/п Al} - 14,95 V_H - 0,0018 I_H^{\xi\xi}$$

Глубина проплавления составляет 3,1-5,7 мм (Рисунок 3.5) и изменялась в зависимости от режимов по уравнению регрессии:

$$h = -6,19 - 0,0369 V_{п/п Al} - 3,78 V_H + 0,0425 I_H$$

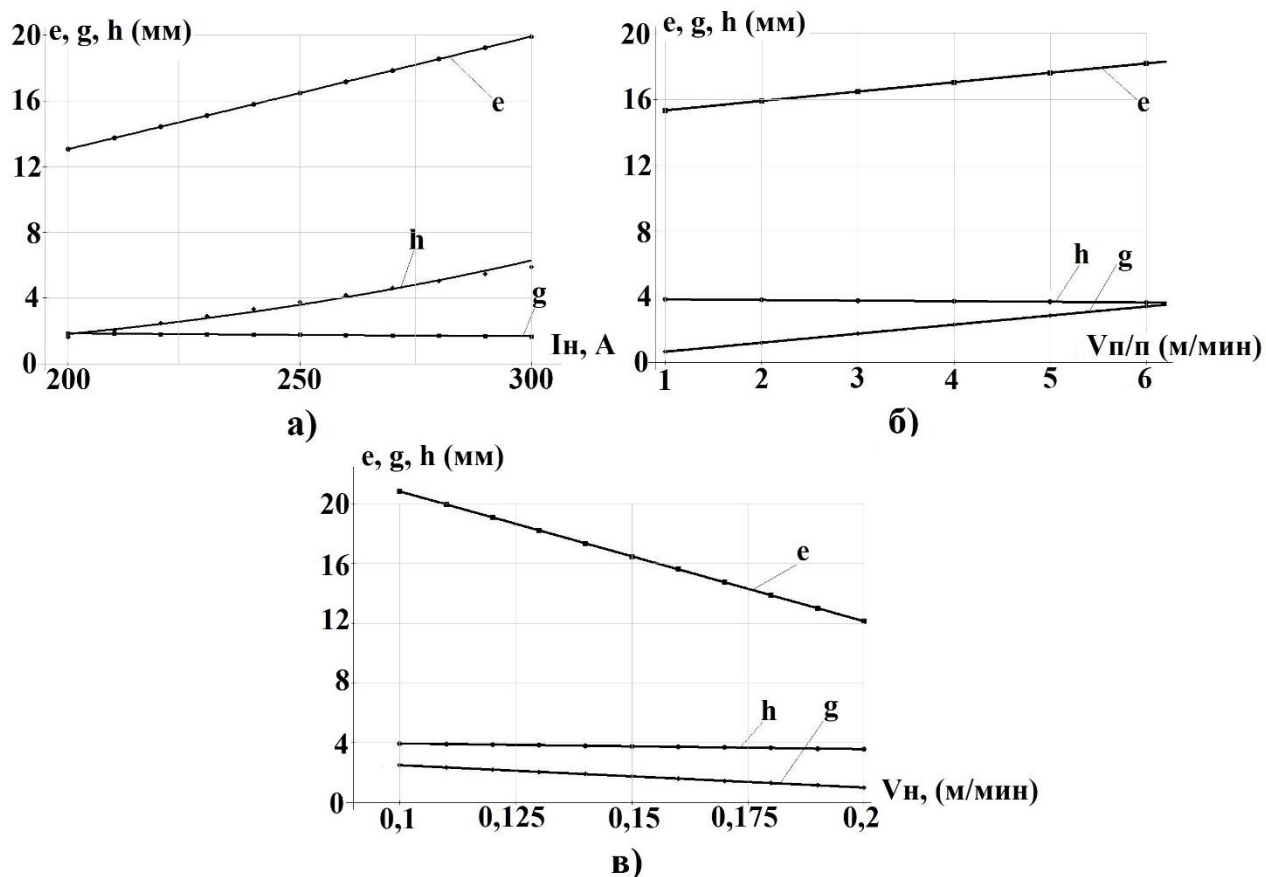


Рисунок 3.5 – Влияние режимов наплавки на геометрические параметры валика: а) сила тока наплавки при $V_n = 0,15$ м/мин., $V_{п/п} = 3$ м/мин
 б) скорость подачи присадочной проволоки при $V_n = 0,15$ м/мин., $I_n = 250$ А;
 в) скорость наплавки при $I_n = 250$ А., $V_{п/п} = 3$ м/мин

Изучение химического состава наплавленных биметаллических слоев показывает, что содержание алюминия зависит от метода осаждения, среднее содержание составляет от 11,5 до 49% (рисунок 3.6).

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

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.

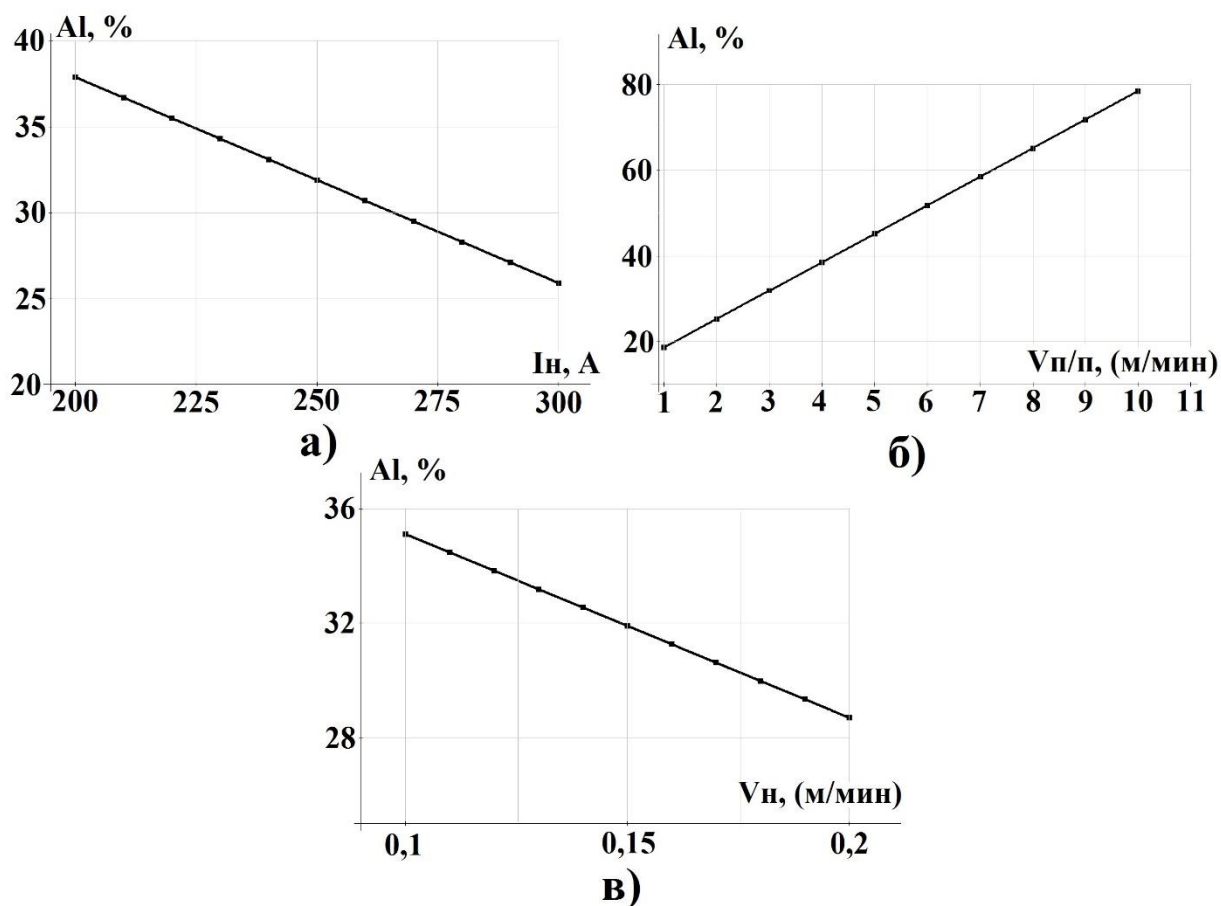
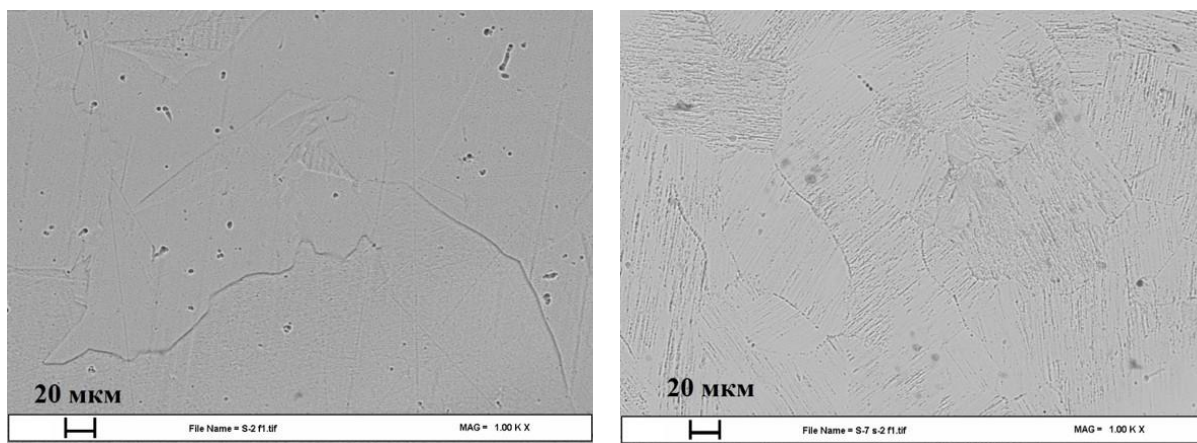


Рисунок 3.6 – Влияние режимов наплавки на содержание алюминия в покрытии: а) сила сварочного тока при $V_n = 0,15$ м/мин., $V_{п/п} = 3$ м/мин б) скорость подачи присадочной проволоки $V_n = 0,15$ м/мин., $I_n = 250$ А; в) скорость наплавки $I_n = 250$ А., $V_{п/п} = 3$ м/мин

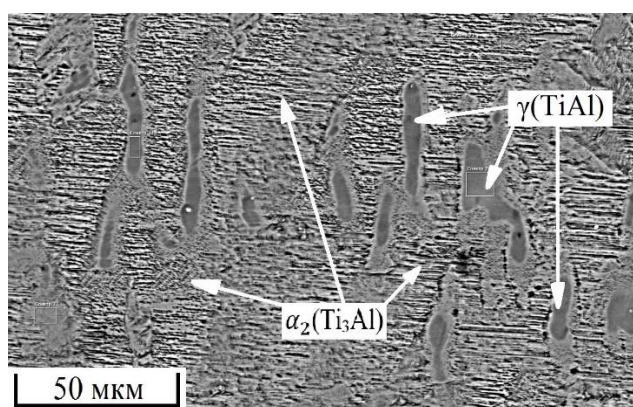
По сечению наплавленного валика наблюдалась неравномерность по химическому составу которая не превышала 3%. Содержание алюминия в наплавленных валиках уменьшалось от поверхности к линии сплавления с основным металлом.

По результатам химического и рентгенофазового состава, а также анализируя диаграмму состояния Ti-Al можно говорить, что наплавленные сплавы представлены тверды раствором внедрения алюминия в α (Ti) (Рисунок 3.7 а), а также фазами α_2 (Ti₃Al) (Рисунок 3.7 б); $\alpha_2 + \gamma$ (TiAl) (Рисунок 3.7 в); γ [78].



а)

б)



в)

Рисунок 3.7 - Микроструктура наплавленных сплавов системы Ti-Al

где: а - фаза α (Ti); б - α_2 (Ti₃Al); в - α_2 (Ti₃Al) + γ (TiAl) [78]

Интерметаллидные наплавленные сплавы на основе фазы α (Ti) не имели трещин выявляемых визуально-измерительным контролем, однако рассматривая микроструктуру наплавленных сплавов на основе фазы α (Ti) изредка можно увидеть микротрещины в структуре покрытия (Рисунок 3.8). Трещины выявляемых визуально-измерительным контролем, однако при просмотре микроструктуры можно увидеть, что трещин в наплавленном металле намного больше (Рисунок 3.9). Наибольшее число трещин образовывается в наплавленном слое химический состав которого соответствует γ -фазе. С увеличением содержания алюминия склонность к образованию трещин в наплавленных интерметаллидных сплавах системы титан-алюминий увеличивается, вероятно это вызвано разницей в

коэффициентах линейного расширения между титановой основой и наплавленными валиками [78].

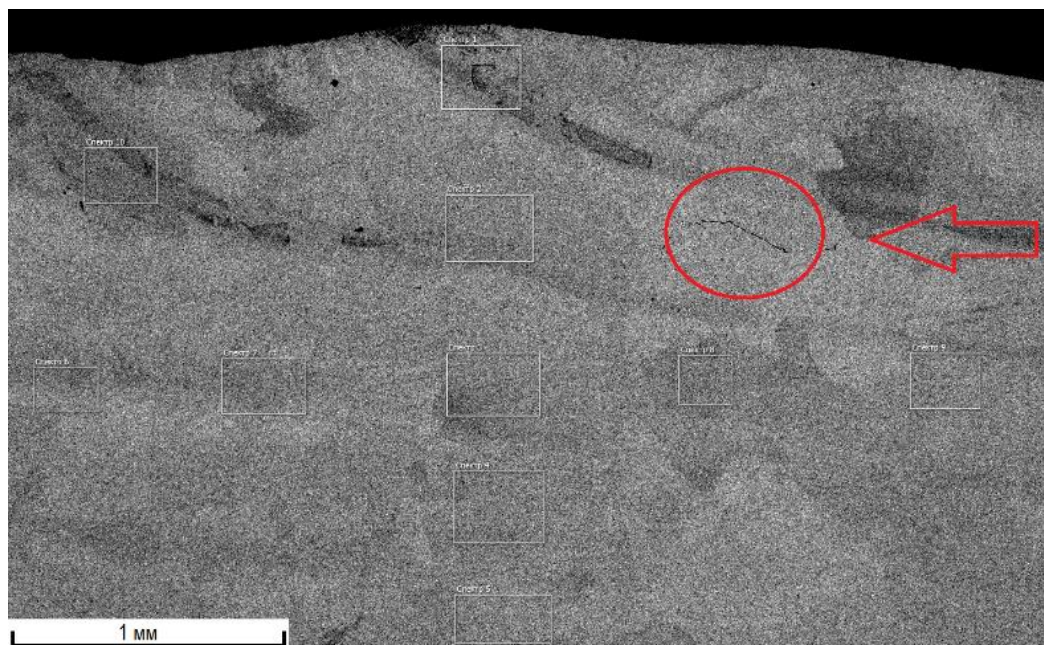


Рисунок 3.8 - Микроструктура наплавленного образца системы Ti-Al на основе фазы α (Ti)

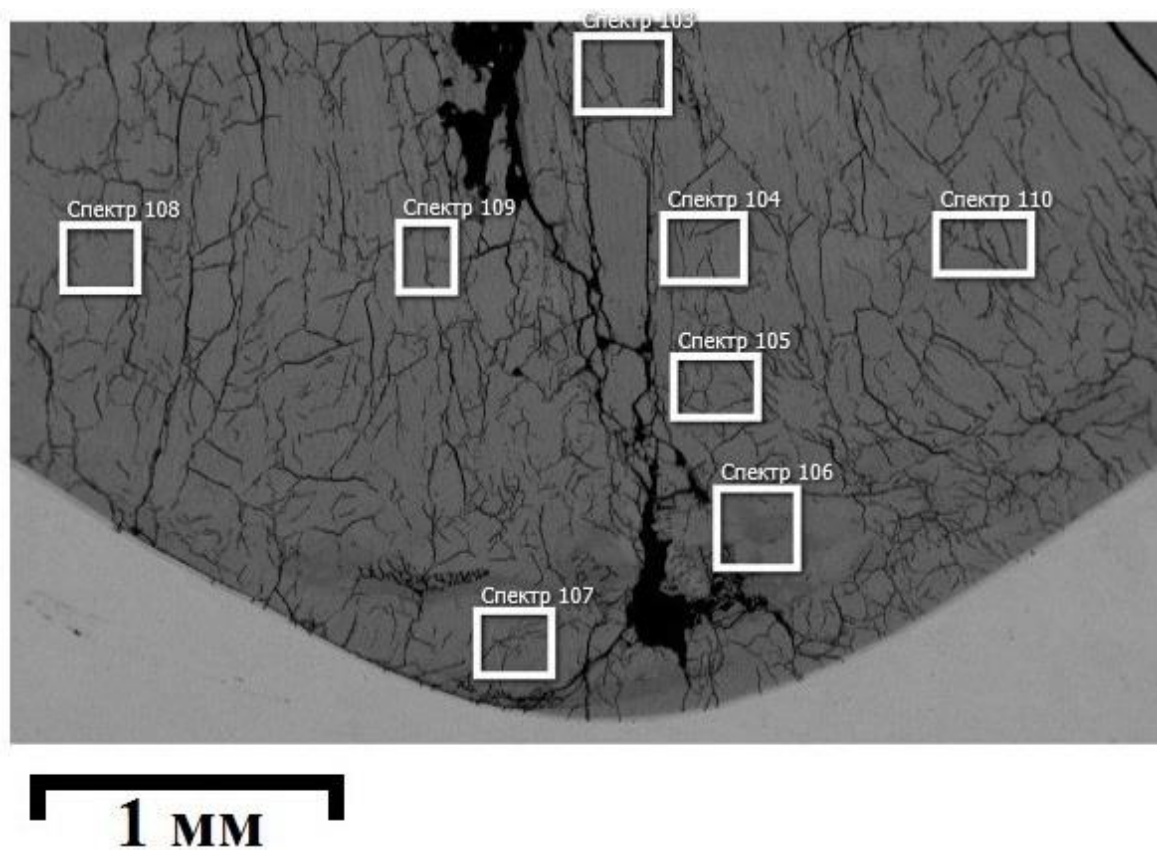


Рисунок 3.9 – Микроструктура наплавленного образца при содержании алюминия 40%

Твердость наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al изменяется в интервале значений 12-36 HRC. Увеличение алюминия с 12% до 30% способствует увеличению твердости наплавленных сплавов (Рисунок 3.10). При увеличении содержания алюминия свыше 30% (по массе) в структуре наплавки увеличивается содержание фазы γ (TiAl), что приводит к снижению показателей твердости [78].

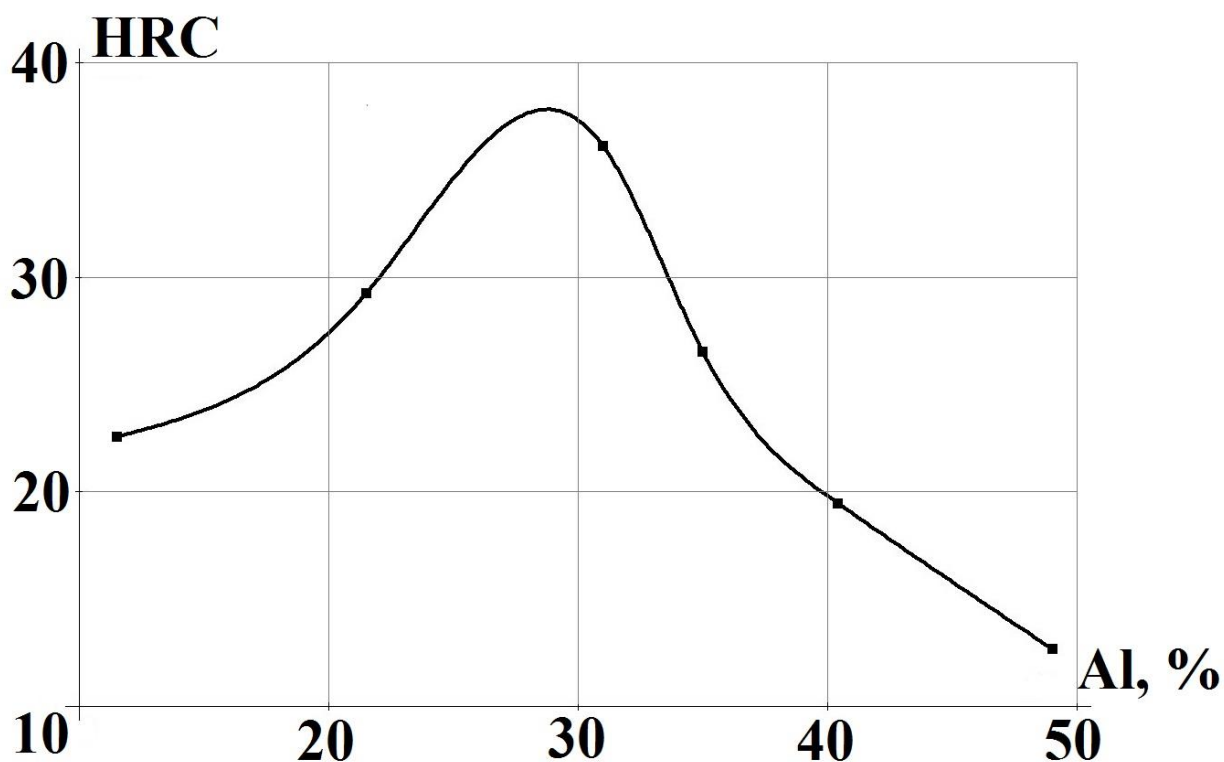


Рисунок 3.10 – Влияние содержания алюминия на твердости наплавленного покрытия

Показатели износостойкости при абразивном изнашивании у интерметаллидных сплавов выше чем у титана. Показатели износостойкость 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 наплавки увеличивается содержание фазы γ (TiAl), что приводит к снижению показателей износостойкости так как происходит хрупкое выкрашивание наплавленного металла при испытаниях на абразивный износ (Рисунок 3.11) [78].

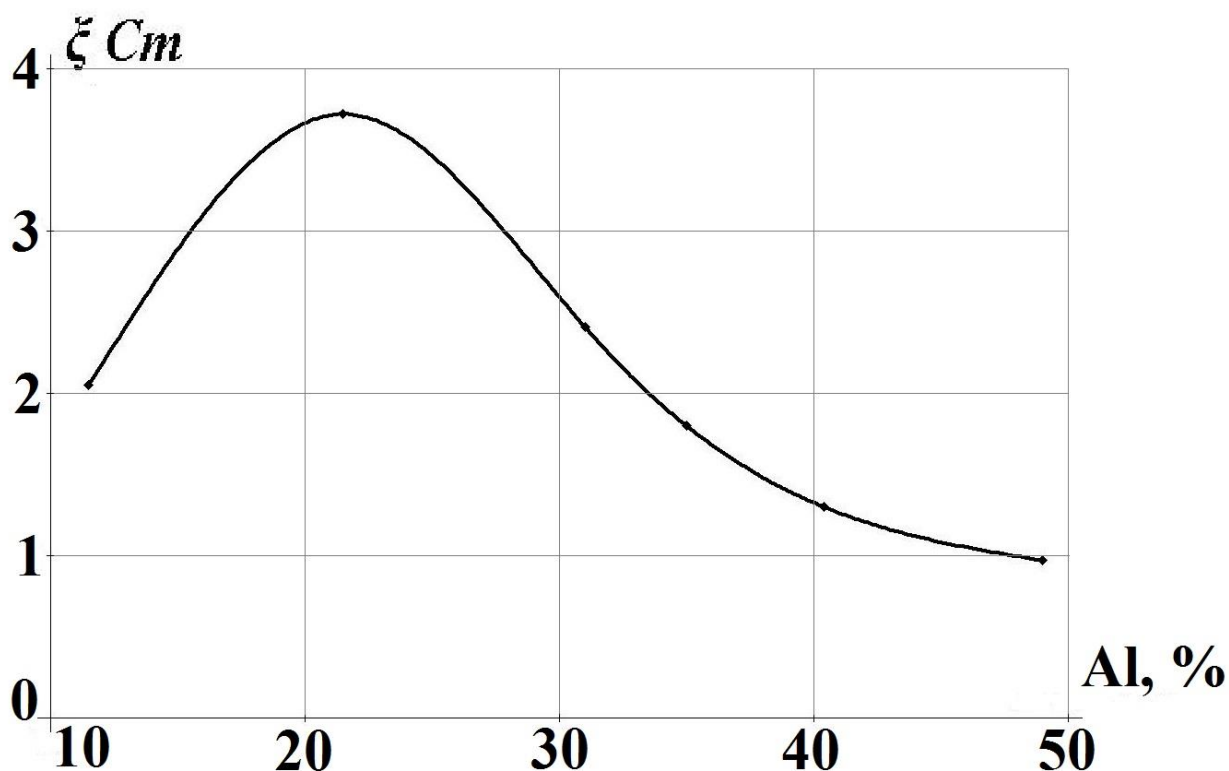


Рисунок 3.11 – Износостойкость наплавленного покрытия от содержания алюминия

При испытании на термостойкость, проводимом при 800 в течение 1000 часов, эталонный образец титана потерял около 25% своей первоначальной массы; после дополнительных 250 часов испытаний образец прибавил в весе из-за его высокой степени окисления и сложности удаления оксида. Пленка (рисунок 3.12). При испытании термостойкости наплавленных биметаллических сплавов системы Ti-Al в аналогичных условиях было обнаружено, что термостойкость наплавленных сплавов увеличивается, когда содержание алюминия превышает 18% по весу. При содержании алюминия 20,5% потеря веса образцов составляет не 11,9%. При увеличении содержания алюминия до 35% по весу потери не превышают 0,8% (рисунок 3.12). Если содержание алюминия в осажденных сферах превышает 40%, масса образцов увеличивается из-за более сильного окисления и более сложной очистки покрытий от оксидного слоя на поверхности образцов

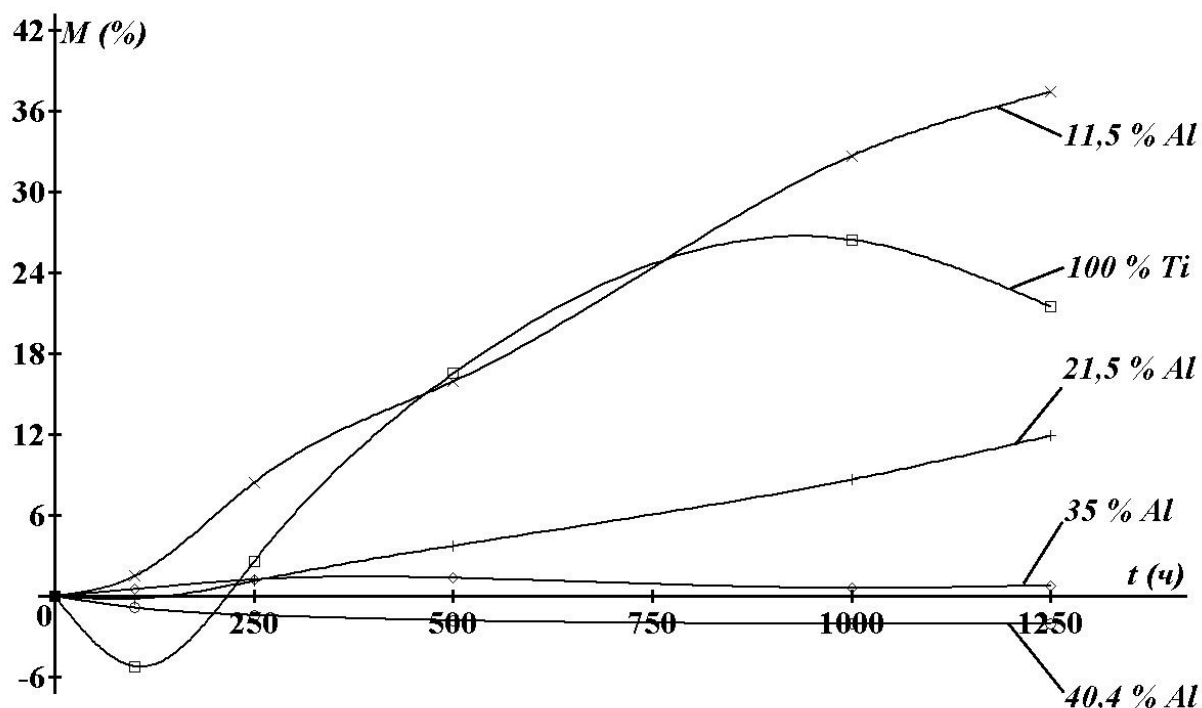


Рисунок 3.12 – Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость

На основе выведенных данных можно сделать вывод, что с повышением содержания алюминия жаростойкость наплавленных покрытий увеличивается [78].

3.1. Программное обеспечение расчета режимов наплавки

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

3.1.1. Определение глубины и ширины провара

Алгоритм определения глубины (Рисунок 3.13) шва в зависимости от мощности теплоисточника и требуемых координат расчета представлен ниже.

```

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

```

Рисунок 3.13 – Алгоритм расчета ширины шва при изменении мощности и сосредоточенности источника тепла

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 [79-81].

Второй строкой задается расстояние от оси сварки на котором определяется глубина (в данном случае на оси шва). Следом задается исходная глубина поиска и шаг.

Расчет ведется до уменьшения шага поиска ниже определенной величины (в данном случае $dz < 0.0001 \text{ см}$). Следует отметить, что расчет выполняется методом дихотомии (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.

Результатами вычисления данного цикла является зависимость представленная на рисунке 3.15 а.

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

Параметр сосредоточенности t_0 являются расчетными и определяются с требуемой точностью (в данном случае 0.00001с).

```

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 ←  $\frac{dt_0}{2}$ 
         |     | 0
         |     t0

```

Рисунок 3.14 – Алгоритм расчета линий равного влияния параметра сосредоточенности теплового потока и температуропроводности металла на температурное поле шва

Результатом расчета данного алгоритма для координат ширины и глубины провара является зависимость $t_0=f(a)$ представленная на рисунке 3.15.

3.1.3. Расчет мощности для заданных размеров шва

По значениям, найденным из расчета линий равного влияния определяем мощность для ширины и глубины провара по алгоритму рисунок 3.15.

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 ←  $k \cdot \sum_{n=-15}^{15} \int_0^t \frac{1}{\sqrt{t \cdot (t_0 + t)}} \cdot e^{-\left[ \frac{(z1 - 2 \cdot n \cdot \delta)^2}{4 \cdot a \cdot t} + \frac{[x1 - v \cdot (t_0 + t)]^2 + y1^2}{4a \cdot (t_0 + t)} \right]} dt$ 
      |   | q ← q + dq if T < TP
      |   | q ← q - dq if T > TP
      |   | dq ←  $\frac{dq}{2}$ 
      |   | q
  
```

Рисунок 3.15 – Алгоритм расчета мощности для заданных координат

Итогом расчета данного алгоритма является единственное значение мощности.

3.1.4. Расчет термического цикла

Расчет термического цикла применен при корректировке режимов наплавки поверхностей.

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

Рисунок 3.16 – 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 сварки вдоль оси), $y=0.99$ см (на расстоянии предполагаемой оси следующих валиков наплавки).

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 позволят значительно сократить время расчета режимов наплавки [79-81].

3.1.5. Модель тепловых процессов при наплавке

Для известных режимов и параметров шва (Таблица 3.2.) определим расчетные коэффициенты математической модели (3.3).

Таблица 3.2 – Размеры экспериментальных наплавов при $d_{пр}=1\text{мм}$, $Q_{газа}=14\text{л/мин}$, $l_{дуги}=4\text{мм}$, $d_{эл}=3\text{мм}$

№ обр.	e ,мм	g ,мм	h ,мм	$V_{пп Al}$, м/мин	$V_{св}$, м/мин	$I_{св}$, А	Al,%	Ti,%
1	14,53	1,31	4,92	1	0,152	270	11,50	88,50
2	13,73	2,64	4,98	2	0,152	270	21,50	78,50
3	17,30	3,02	4,65	3	0,152	270	31,00	69,00
4	19,60	2,75	4,95	4	0,152	270	35,00	65,00
5	17,00	3,37	4,76	5	0,152	270	40,40	59,60
6	19,64	4,52	4,16	6	0,152	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	0,152	300	18,50	81,50
10	16,08	1,58	3,16	2	0,152	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 3.3 – Размеры экспериментальных наплавов и расчетные параметры математической модели при $d_{пр}=1\text{мм}$, $Q_{газа}=14\text{л/мин}$, $l_{дуги}=4\text{мм}$, $d_{эл}=3\text{мм}$

№ обр.	e, мм	h, мм	$V_{пп Al}$, м/мин	$V_{св}$, м/мин	$I_{св}$, А	Плотности теплового потока, Вт/ см^2	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

Продолжение таблицы 3.3

№ обр.	e, мм	h, мм	$V_{пп\ Al}$, м/мин	$V_{св}$, м/мин	$I_{св}$, А	Плотности теплового потока, Вт/см ²	Эффективная мощность дуги, Вт	КПД дуги
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 3.4 показывает, что разброс параметров математической модели процесса является значительным. При постоянной полной мощности источника тепла (эксперименты 1-6 таблица 3.3) 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 свидетельствует о множестве нерегулируемых факторов процесса, которые влияют на геометрические размеры и свойства металла наплавленного валика.

Решение обратной задачи по предложенной методике позволяет определить значения эффективной мощности и КПД дуги, что обеспечивает взаимосвязь расчетной модели и режимов реальной наплавки [79-81].

3.1.6. Расчет размеров наплавки

Объем наплавленного металла можно определить приняв форму наплавки в поперечном сечении параболой

$$h(y) = -k_1 \cdot y^2 + h_{\text{усил}} \quad (3.9)$$

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

Проведем расчет для опыта №1 таблицы 3.3.

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

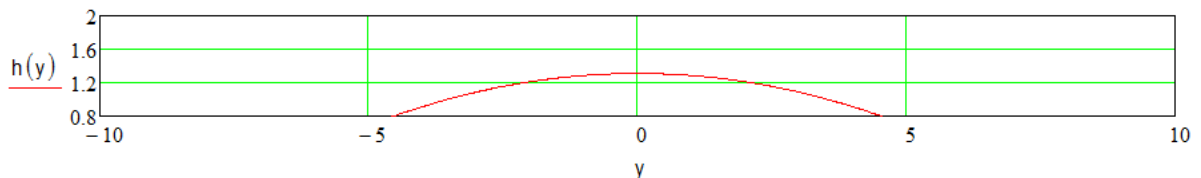


Рисунок 3.17 – Сечение наплавки

Площадь сечения, мм^2

$$S_H = 12.69$$

Массовый коэффициент наплавленного металла

$$\Psi_M = \frac{S_H \cdot \rho_{Al}}{S_H \cdot \rho_{Al} + S_{\text{ПР}} \cdot \rho_{Ti}}$$

Рассчитаем, таким образом, площадь наплавки и коэффициент разбрызгивания по данным таблицы 3.3.

Таблица 3.4 - Значения площади наплавки, провара и массовый коэффициент наплавки

№ обр.	e, мм	g, мм	h, мм	Расчет S_H п, мм^2	S_H , мм^2	$S_{\text{ПР}}$, мм^2	Измеренный Al, %	Расчетный массовый Al, %
1	14,53	1,31	4,92	10,51	12,69	47,658	11,50	0,128
2	13,73	2,64	4,98	20,334	24,165	45,584	21,50	0,241
3	17,30	3,02	4,65	31,501	34,831	53,63	31,00	0,280
4	19,60	2,75	4,95	29,668	35,933	54,68	35,00	0,323
5	17,00	3,37	4,76	35,835	38,193	53,947	40,40	0,378
6	19,64	4,52	4,16	49,002	59,182	54,468	49,00	0,475
7	23,47	2,86	4,56	42,708	44,749	71,349	28,20	0,273

Продолжение таблицы 3.4

№ обр.	e, мм	g, мм	h, мм	Расчет $S_{Н П}$, $мм^2$	$S_{Н}$, $мм^2$	$S_{ПР}$, $мм^2$	Измеренный Al, %	Расчетный массовый Al, %
8	14,95	1,37	4,16	11,854	13,654	41,461	22,00	0,205
9	20,19	1,66	5,71	19,334	22,344	76,857	18,50	0,179
10	16,08	1,58	3,16	14,334	16,938	33,875	25,80	0,231

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

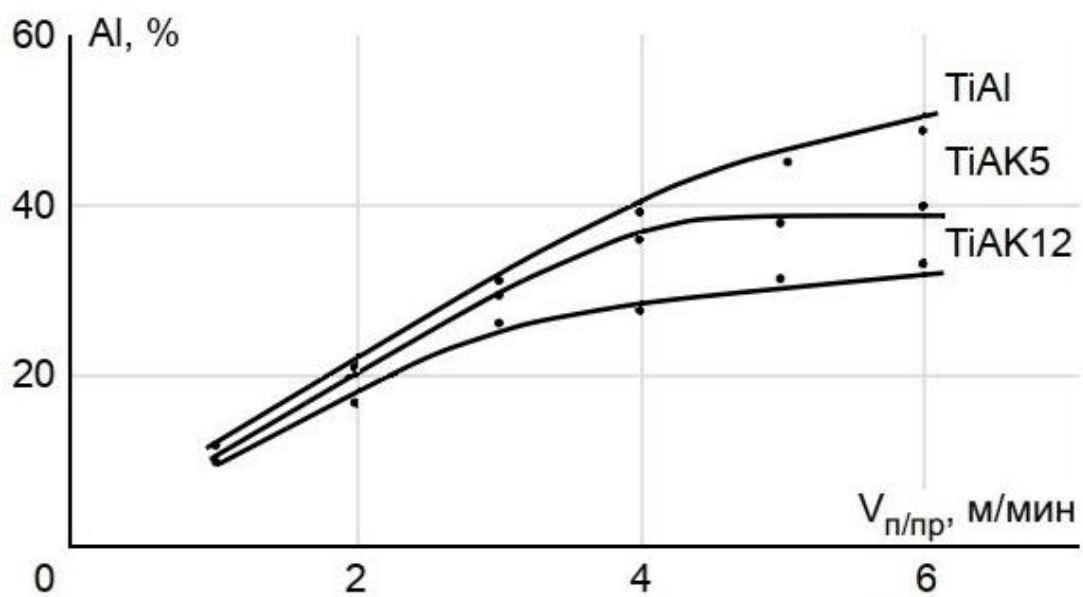
Таким образом, решение обратной задачи теплопроводности по экспериментальным данным позволяет перейти к определению значений параметров режимов наплавки для требуемой химического состава металла покрытия путем моделирования тепловых процессов [79-81].

4 Легирование и модифицирование интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

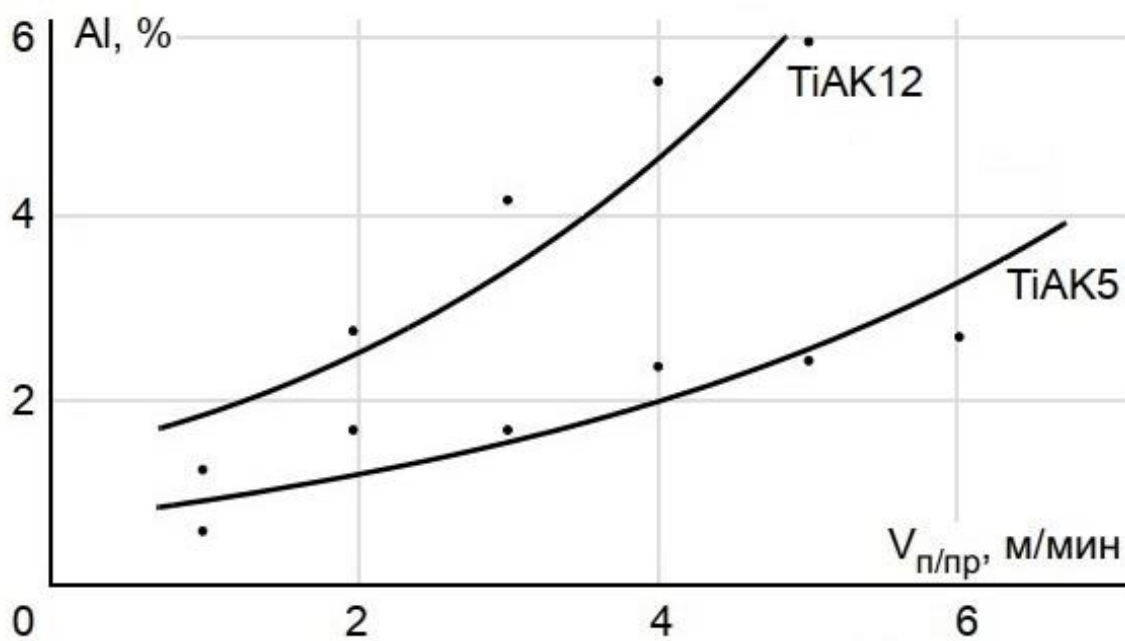
4.1 Легирование кремнием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Исследование влияния кремния на формирование и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий проводили в соответствии со схемой указанной на рисунке 2.3 а (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 [82].

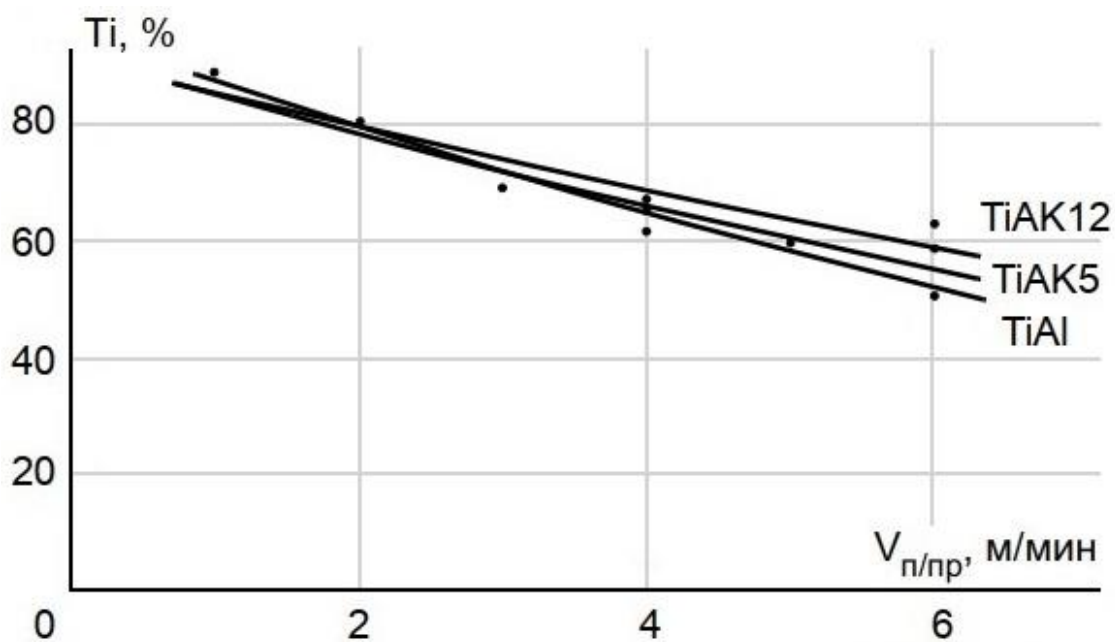
Исследование химического состава показало, что по сечению наплавленного валика наблюдалась незначительная неравномерность по химическому составу. Содержание алюминия и кремния снижалось по высоте от поверхности валика к линии сплавления и от центра к линии сплавления. С увеличением скорости подачи присадочной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



а)



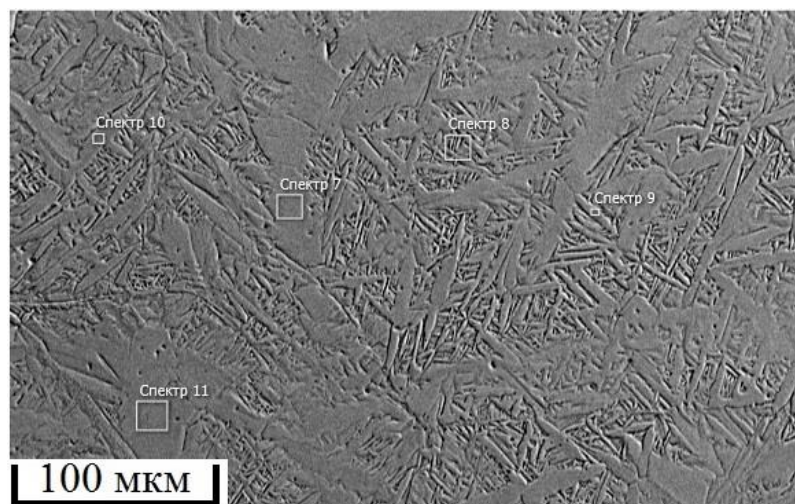
б)



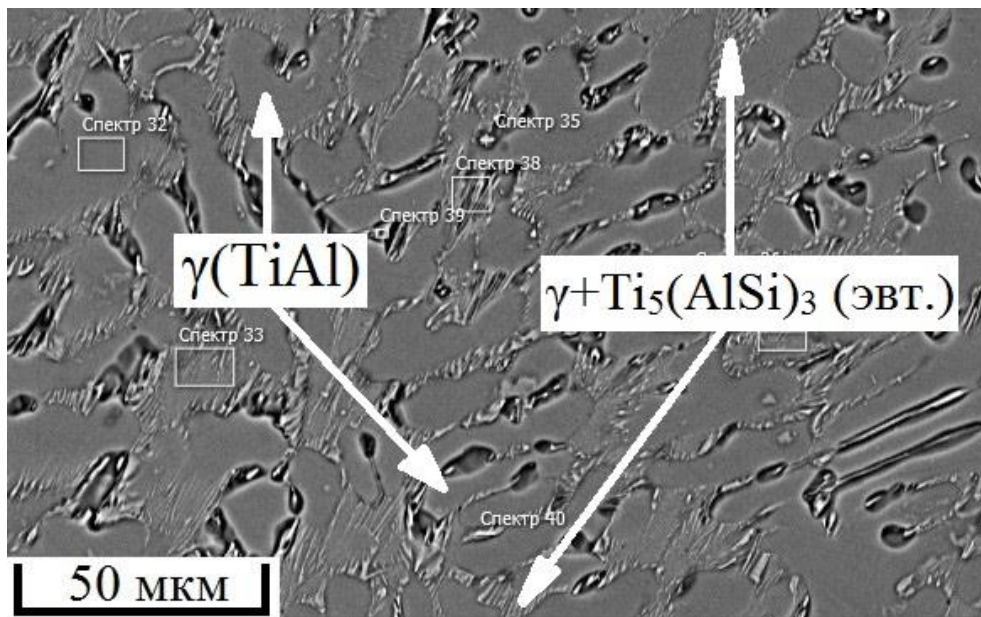
в)

Рисунок 4.1 - 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

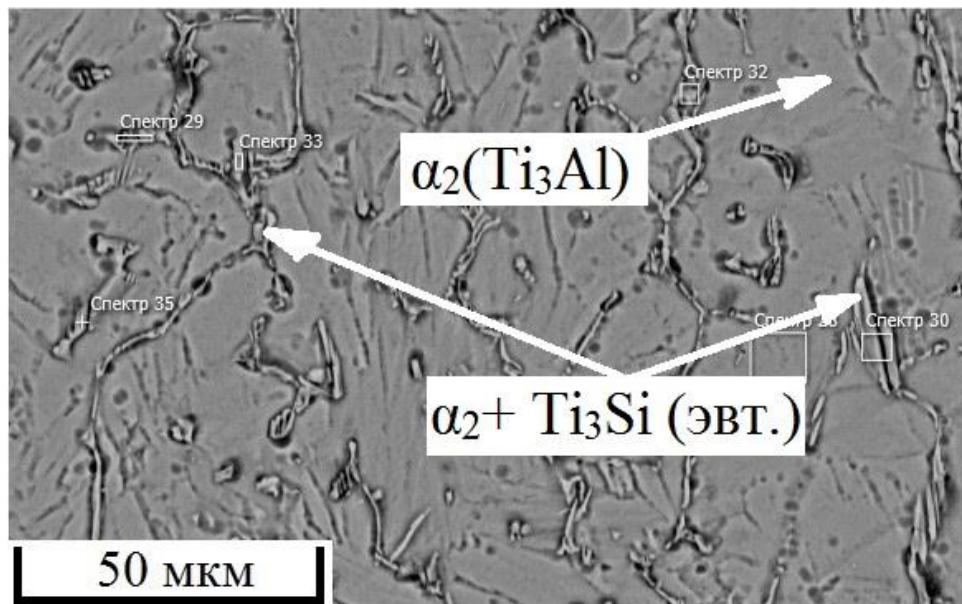
В зависимости от содержания алюминия, исходя из диаграммы состояния титан-алюминий, структура наплавленного металла представлена фазами: α (Ti); α (Ti) + α_2 (Ti₃Al); α_2 (Ti₃Al); α_2 + γ (TiAl); γ [76, 77] (Рисунок 4.2).



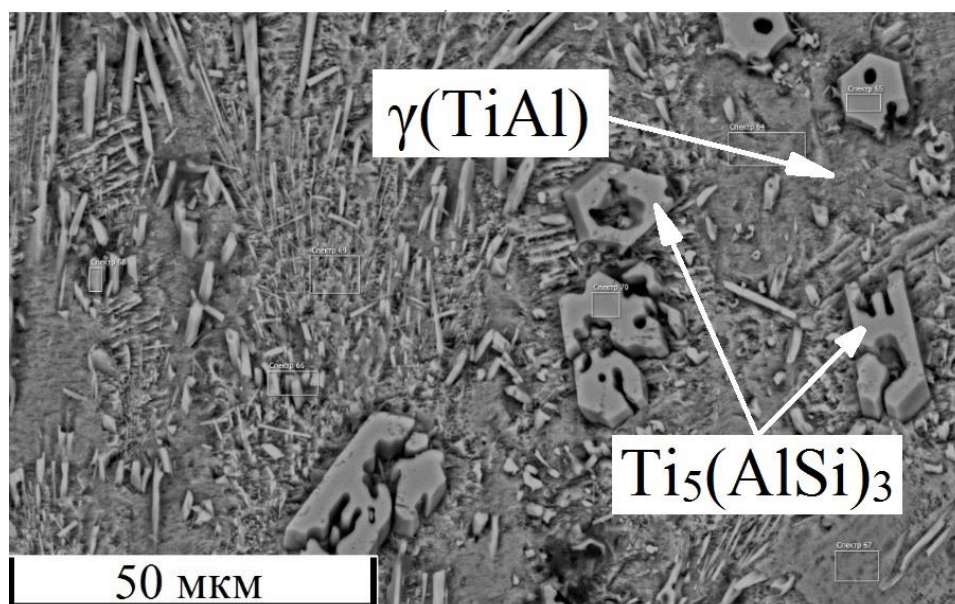
а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.2 – Структура наплавленных интерметаллидных сплавов системы Ti-Al легированных кремнием, где а – присадочная проволока Св-АК5, $V_{п/пп} = 2$ м/мин, Среднее содержание компонентов Ti – 78,7%, Al – 20,3%, Si – 1%; б – присадочная проволока Св-АК5, $V_{п/пп} = 4$ м/мин, Среднее содержание компонентов Ti – 60%, Al – 37,5%, Si – 2,5%; в – присадочная проволока Св-АК12, $V_{п/пп} = 2$ м/мин, Среднее содержание компонентов Ti – 80,4%, Al – 17,0%, Si – 2,6%; г – присадочная проволока Св-АК5, $V_{п/пп} = 4$ м/мин, Среднее содержание компонентов Ti – 66,7%, Al – 27,8%, Si – 5,5%

Легирование кремнием приводит к повышению твердости, причем наплавка с применением проволоки СвАК12 дает более высокие показатели твердости (Рисунок 4.3). Значение максимальной твердости при применении алюминиево-кремниевой проволоки смещается в область с более низким содержанием алюминия в связи с более низкой концентрацией алюминия в алюминидах титана легированных кремнием [83].

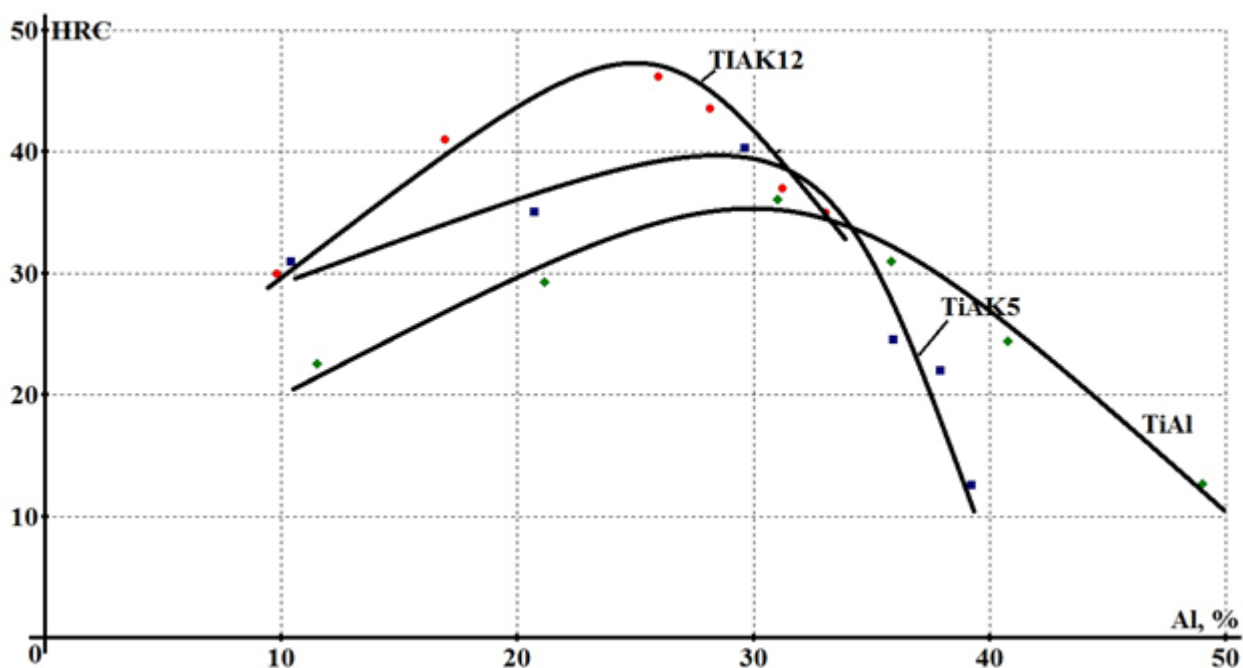


Рисунок 4.3 – Зависимость твердости наплавленного металла от процентного содержания алюминия в наплавленных валиках

Максимальная износостойкость наблюдалась в образцах с содержанием алюминия 20–30% при скорости подачи проволоки 2-3 м/мин, с применением присадочной проволоки СвА8 достигает 3,72, с применением присадочной проволоки СвАК5 достигает 9, а, с применение присадочной проволоки СвАК12 достигает всего 4,6. Дальнейшее увеличение алюминия снижает износостойкость вследствие хрупкого выкрашивания наплавленного металла при абразивном изнашивании образцов (Рисунок 4.4) [83].

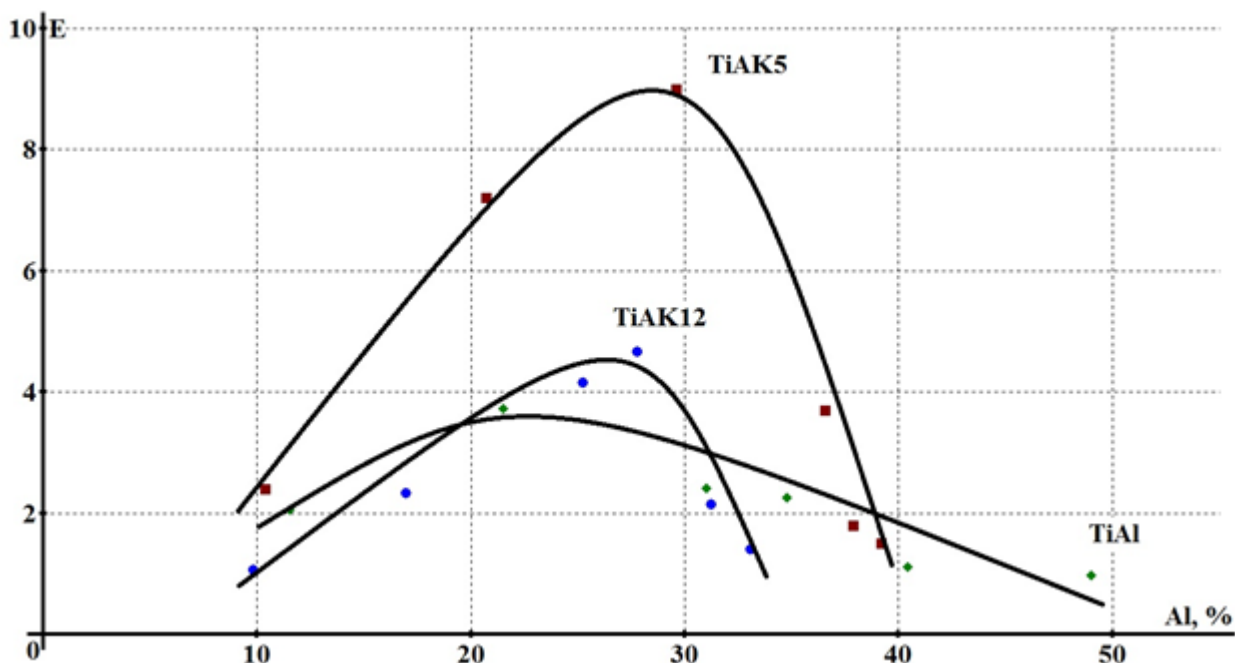


Рисунок 4.4 – Зависимость износостойкости наплавленного покрытия от содержания алюминия

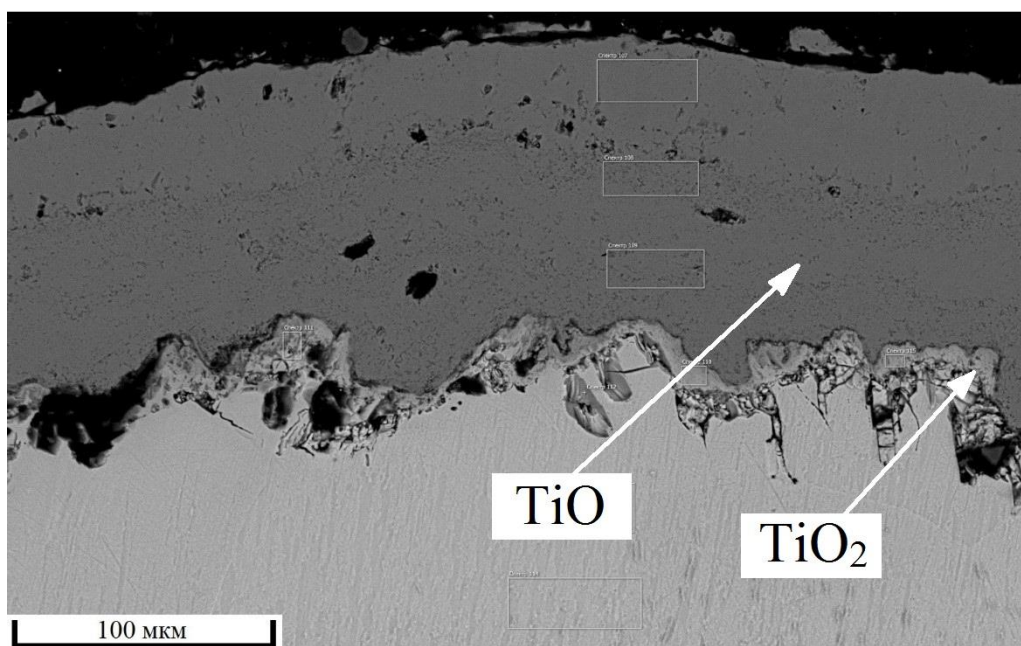
Исследования жаростойкости при выдержке в течение 1000 часов при температуре 800 °С показали, что потеря массы эталонного образца из титана составляла более 25%. При этом на поверхности титанового образца формируется оксидный титановый слой с содержанием кислорода до 40% (по массе), что соответствует, исходя из диаграммы состояния, концентрации оксида TiO_2 (Рисунок 4.5 а) [84]. 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 высокотемпературном взаимодействии с кислородом прежде всего образует слой TiO , который с высокой скоростью окисляется до TiO_2 [84-86].

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 4.5). На поверхности образцов формируется многослойный оксидный слой состоящий из слоев TiO_2 , $Al_2O_3 + TiO_2$, $TiO_2 + Al_2O_3$ (Рисунок 4.5 б). Механизм образования этих слоев подробно описан в работах [87, 88].

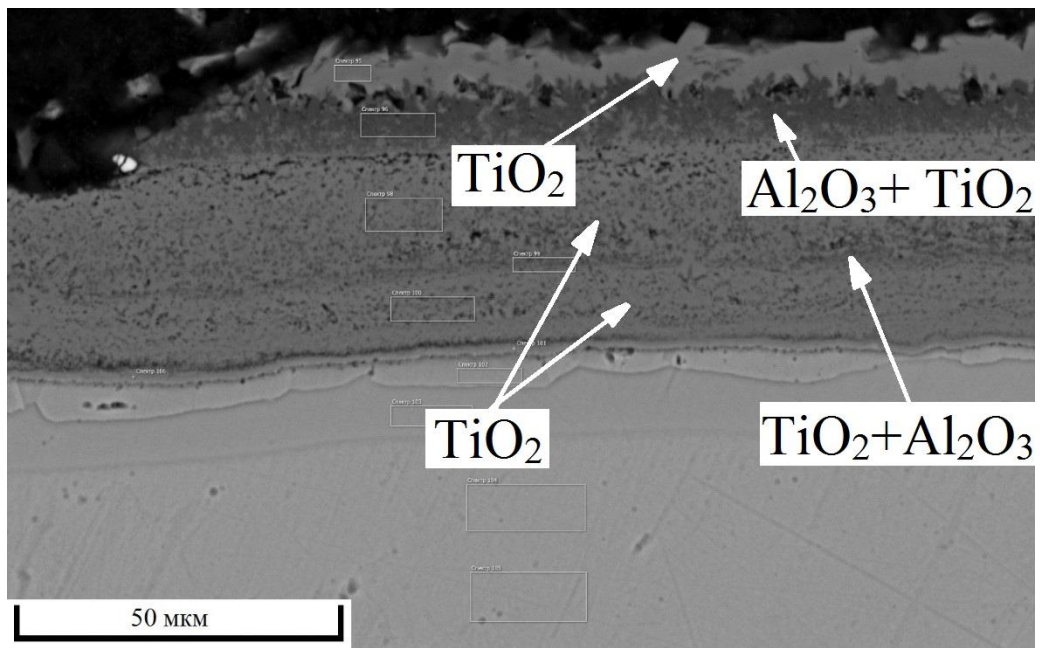
Наличие слоев, содержащих более стабильный оксид алюминия Al_2O_3 , обеспечивает повышение жаростойкости титан-алюминиевых сплавов.

Применение присадочной проволоки СВАК5 заметно повышает жаростойкость наплавленного металла. Значительное 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 4.5) [89, 90].

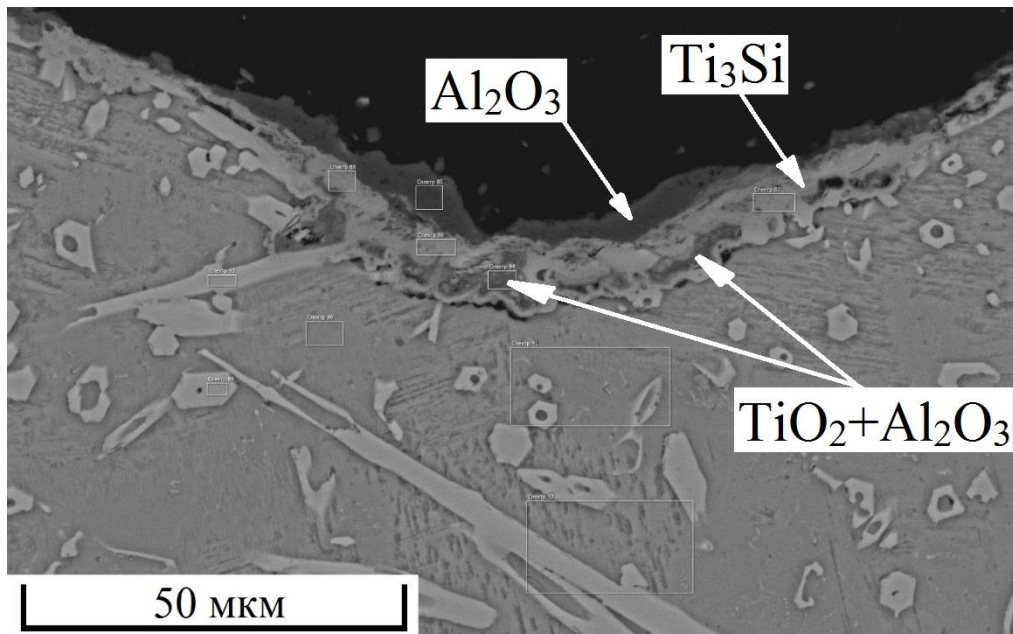
Повышение жаростойкости связано с легированием поверхностных слоев наплавленного металла кремнием и снижением скорости окисления сплавов системы титан-алюминий. Кремний способствует образованию на поверхности наплавленного металла стабильного оксидного слоя на основе Al_2O_3 , что обедняет содержания алюминия на поверхности металла и обеспечивает формирования между оксидным слоем и металлом слоя на основе силицидов и оксидов титана (Рисунок 4,5 в) [89, 90].



а)



б)



в)

Рисунок 4.5 – 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%

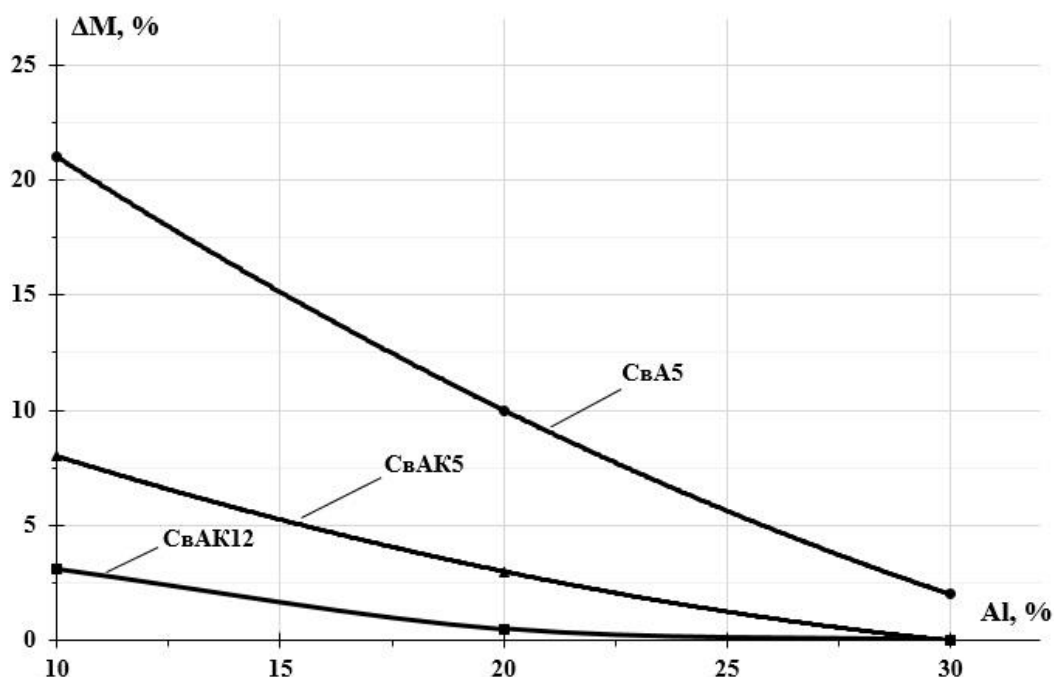


Рисунок 4.6 – Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость в зависимости от содержания алюминия в наплавленном металле при использовании различных присадочных материалов [89, 90].

4.2. Легирование хромом интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Для легирования сварочной ванны применяли порошок хрома Х99Н4 по ГОСТ 5905-2004, который засыпали в специальные пазы, выполненные в титановых образцах (Рисунок 4.7). Порошок засыпали в один, два или три ряда, что позволяло изменять степень легирования металла шва [91].



Рисунок 4.7 – Схема легирования хромом

Исследования химического состава наплавленного металла показали, что среднее содержание химических элементов в наплавленных валиках изменяется в пределах: от 11,9 до 32,8 масс. % Al, 61,9 до 80,3 масс. % Ti, 2,4-10,1 масс. % Cr [91].

Среднее содержание хрома в металле наплавленных швов изменяется в зависимости от количества хромового порошка. С увеличением количества заполняемых порошком пазов с 1 до 3 при постоянной скорости подачи алюминиевой проволоки 4 м/мин увеличивается содержание хрома в наплавленном металле от 2,4% до 6 % соответственно. Увеличение скорости подачи присадочной проволоки при прочих равных условиях приводит к незначительному уменьшению содержания хрома, что связано с увеличением доли участия алюминия, переходящего в сварочную ванну при плавлении присадочной проволоки. Содержание алюминия зависит от скорости подачи присадочной проволоки: увеличение скорости подачи с 1 до 4 м/мин приводит к увеличению среднего содержания алюминия в металле шва практически в 3 раза (с 11,9 до 32,8%). Металлографические исследования показали, что металл наплавленных швов состоит, как правило, из нескольких фаз. Состав фаз зависит от скорости подачи присадочной проволоки и количества пазов, заполняемых хромовым порошком. При наплавке на пластине с 1 пазом для хромового порошка и скорости подачи присадочной проволоки 1 м/мин металл шва представлен двухфазной структурой: твердом раствором хрома и алюминия в титане и интерметаллическими фазами, содержащими до 14,3-16,7 масс. % алюминия 77-79% титана, и до 6,4-6,6 масс. % хрома (Рисунок 4.8, таблица 4.1) [91].

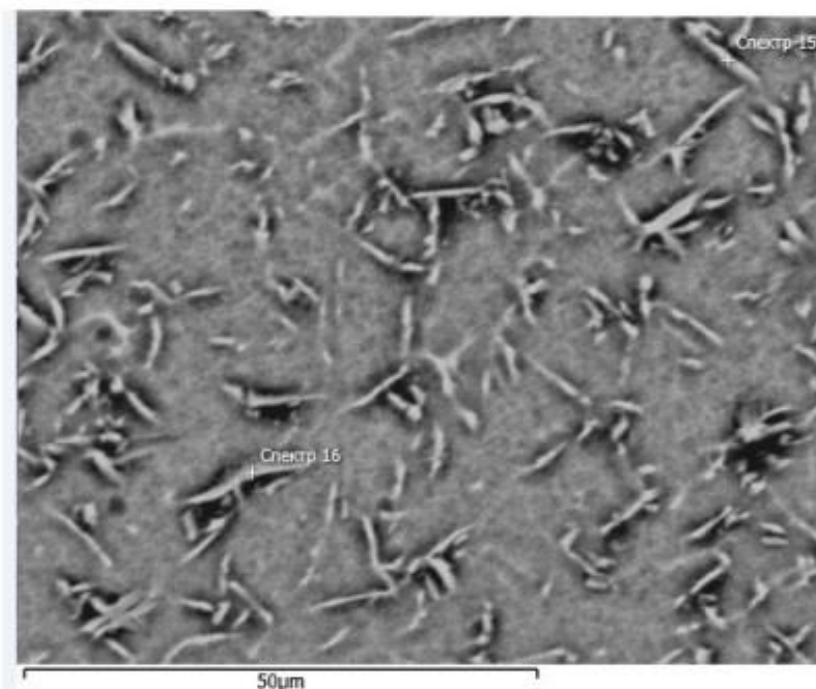


Рисунок 4.8 - Микроструктура металла наплавленного шва. Скорость подачи присадочной проволоки 1 м/мин, образец с 1 пазом

Таблица 4.1 – Содержание элементов в спектрах (Рисунок 4.8)

Название спектра	Содержание Al, масс. %	Содержание Ti, масс. %	Содержание Cr, масс. %
Спектр 15	16.70	76.89	6.41
Спектр 16	14.27	79.14	6.59

С увеличением скорости подачи присадочной проволоки до 2 м/мин увеличивается количество и размер областей, представленных интерметаллидными фазами, а также возрастает содержание в них алюминия до 23,0-23,2 % и снижается содержание хрома до 2,83-3,1% [91].

Увеличение количества пазов в титановом образце до 2 при скорости подачи проволоки 1 м/мин приводит к увеличению содержания хрома до 8,9-9,0 % и незначительному снижению содержания алюминия до 12,7-15 % [92].

Увеличение скорости подачи присадочной проволоки до 3-4 м/мин (при наплавке на образец с 1 пазом) приводит к образованию областей с содержанием алюминия до 22-23% и 74-75% титана, легированной до 3 %

хромом, что согласно диаграмме состояния соответствует области существования фазы $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$, и областей, содержащих 32,5-33% алюминия, 65,1 -64,8% титана, 2,3% хрома, что предположительно является легированной фазой $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}+\gamma\text{-TiAl}$ [91,92].

Твердость наплавленного металла изменяется в пределах от 38 до 50 HRC. Максимальное значение твердости наблюдается у покрытий, наплавленных на образцах с одним и двумя пазами со скоростью подачи 2 м/мин, содержащих до 20-27% алюминия (Рисунок 4.9).

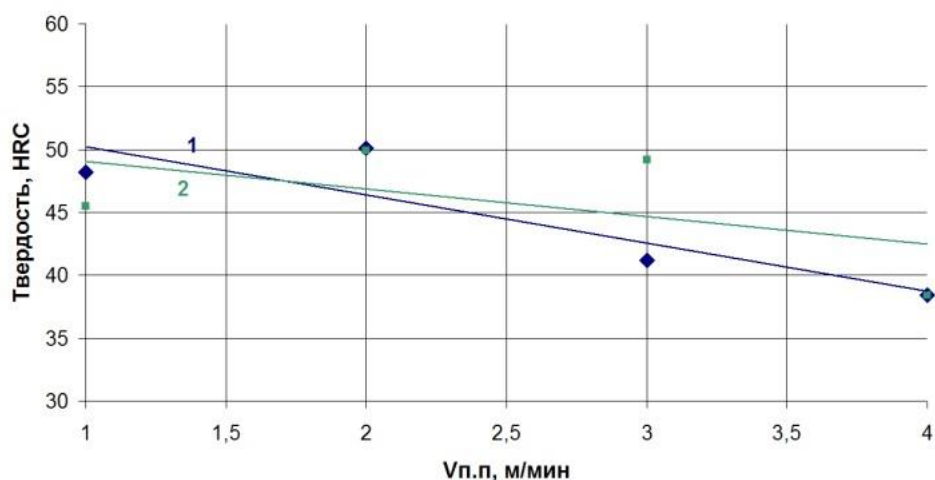


Рисунок 4.9 – Зависимость твердости наплавленных покрытий от скорости подачи присадочной проволоки при наплавке на образцы с 1 пазом (1) и 2 (2)

Величина относительной износостойкости наплавленных валиков находится в пределах от 1,7 до 4 единиц (Рисунок 4.10). Максимальная износостойкость до 4 единиц наблюдается у образцов с наибольшей твердостью, содержащих до 20-27 % алюминия и наплавленных при скоростях подачи 2-3 м/мин, что выше в 1,2-1,3 раза, чем у нелегированных наплавленных покрытий Ti-Al [91].

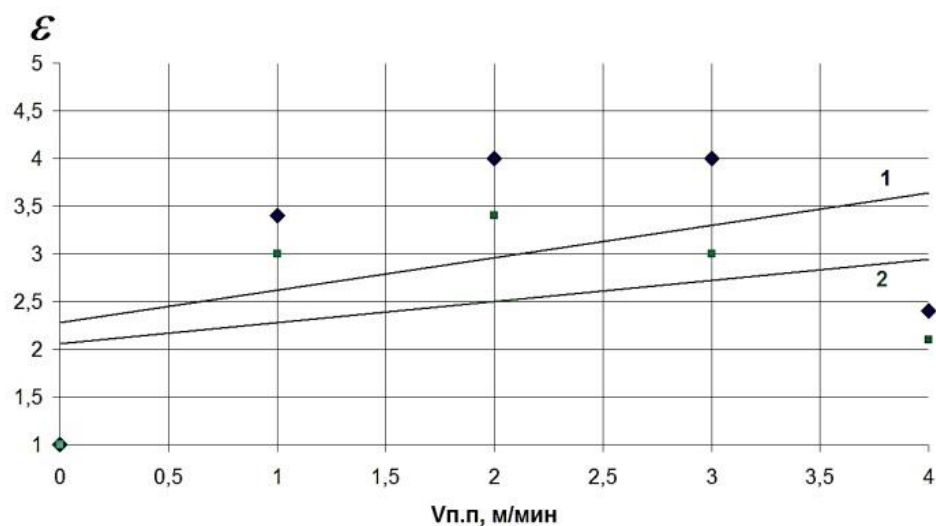


Рисунок 4.10 – Зависимость показателя относительной износостойкости от скорости подачи присадочной проволоки при наплавке на образцы с 1 пазом (1) и 2 пазами в титановом образце (2)

Количественная оценка трещиностойкости показала, что наплавленные при скорости подачи 1 м/мин покрытия, легированные хромом до 7,8-10 %, не имеют трещин. При более низком содержании хрома (при высоких скоростях подачи 3-4 м/мин) образуются до 2-5 трещин, что вероятно связано с увеличением доли участия алюминия и образованием фазы $Ti_3Al+TiAl$. На швах, полученных наплавкой алюминиевой проволокой на титана без применения хромового порошка, при скоростях подачи 2-4 м/мин образуются от 3 до 5 трещин. Это позволяет предположить, что легирование хромом повышает пластичность наплавленных алюминидных слоев [91].

4.3. Легирование цирконием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Исследование влияния циркония на формирование и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий проводили по двух схемам легирования [93, 94]:

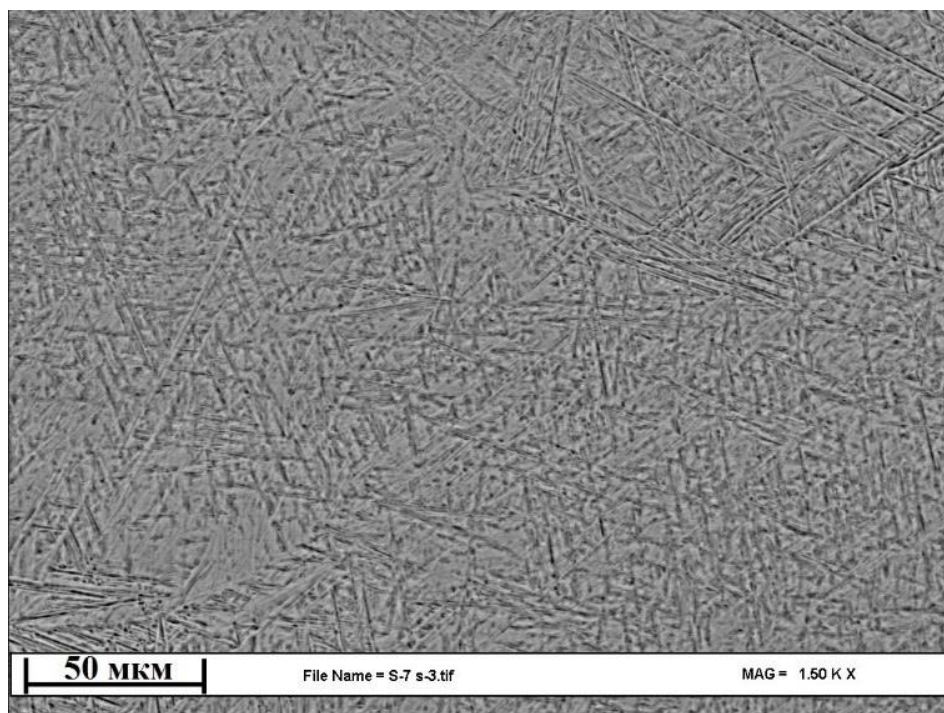
1) введение дополнительной присадочной проволоки (R702 (цирконий), \varnothing 1,2 мм), Скорость подачи присадочной проволоки варьировалась в диапазоне $V_{п.п.} = 0,5-2,0$ м/мин) (Рисунок 2.3 б);

2) укладывая присадочную проволоку на титановые образцы в специальные пазы изготовленные перед наплавкой (Рисунок 2.4). Проволока укладывалась в один, два, три ряда что позволяло изменять степень легирования наплавленного металла (R702 (цирконий (\varnothing 1,2 мм)).

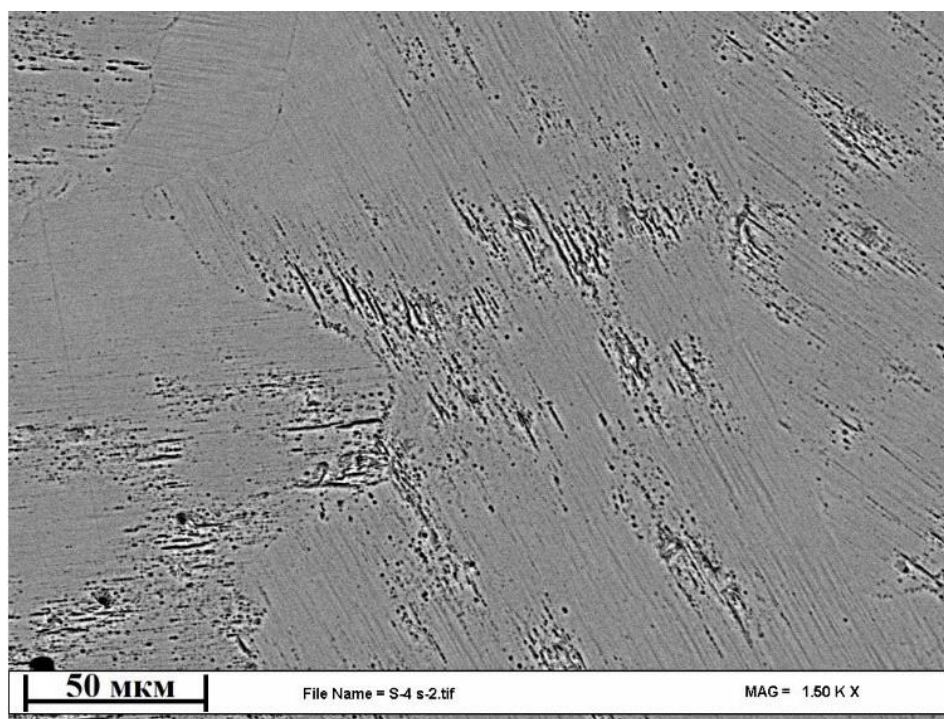
Образцы наплавленные по схеме легирования с укладкой проволок в технологические пазы (Рисунок 2.4) при исследовании химического состава наплавленного металла показали, что среднее содержания химических элементов в наплавленных валиках находится в пределах: алюминия от 11 до 35%, титана от 59 до 87%, циркония от 2,7 до 7,6% (по массе). Увеличение скорости подачи присадочной проволоки приводит к увеличению содержания алюминия в наплавленном металле. Содержание циркония изменяется в зависимости от количества укладываемых проволок на титановые образцы. При использовании одной проволоки содержание циркония находилось в пределах 2,7-3,2%, а при укладке двух проволок от 5 до 7%. Наплавка на три проволоки повысило содержание циркония до 7,6% (по массе) [93, 94].

Наплавка с дополнительным введением циркониевой проволоки (Рисунок 2.3 б) позволила повысить содержание циркония в наплавленных валиках от 7 до 30% циркония (по массе). Увеличение скорости подачи циркониевой проволоки приводит к увеличению содержания циркония в наплавленном металле [93, 94].

Металлографический и химический анализ структурных составляющих наплавленных валиков показал, что структура наплавленных валиков представлена однофазной структурой и двухфазной структурой. Исходя из химического состава однофазная структура наплавленного металла представлена пересыщенной фазой $\alpha(\text{Ti, Zr})$, а также фазой $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ (Рисунок 4.11). В двухфазных сплавах структура представлена фазами $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})+\gamma(\text{TiAl})$ и $\gamma(\text{TiAl})+\alpha(\text{Ti, Zr})$ (Рисунок 4.12) [93, 94].



а)

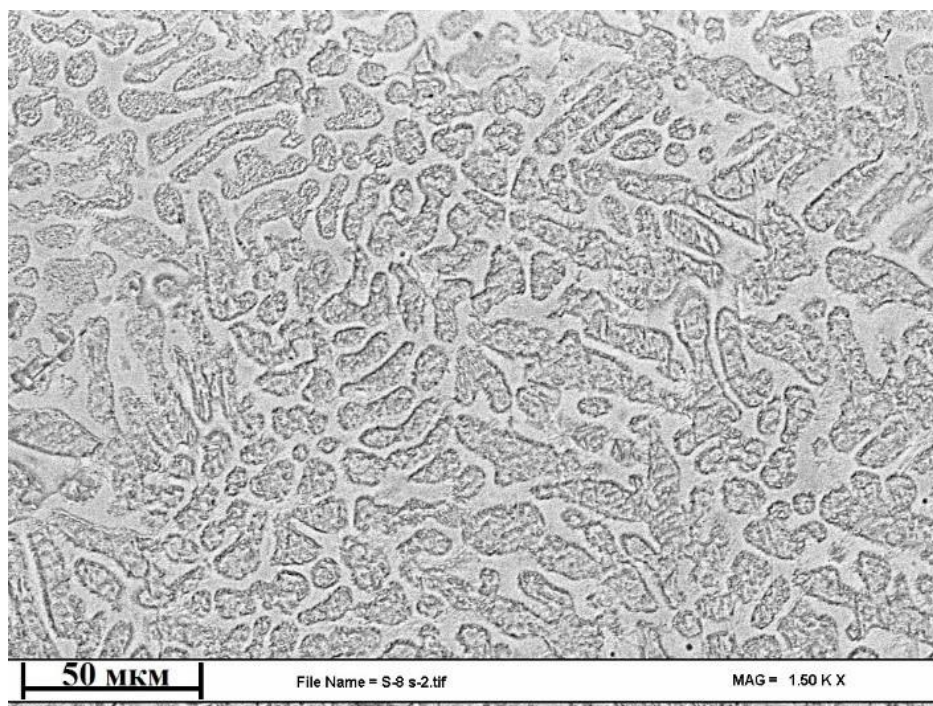


б)

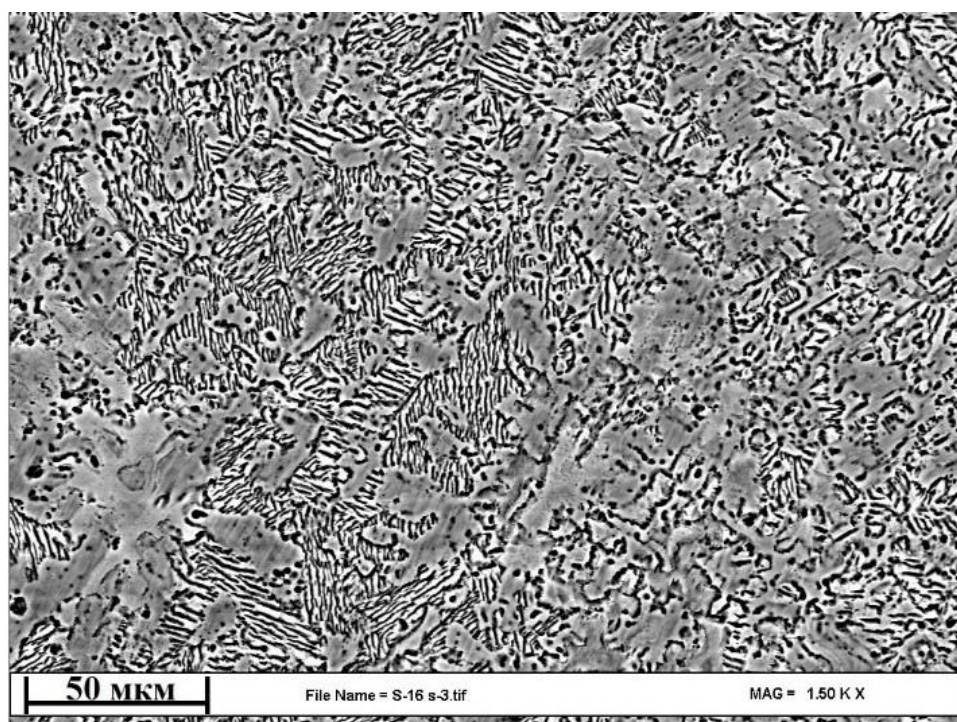
Рисунок 4.11 – Микроструктура наплавленных валиков представленных однофазной структурой

где: а) однофазная структура на основе пересыщенной фазы $\alpha(\text{Ti, Zr})$;

б) однофазная структура на основе фазы $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$;



а)



б)

Рисунок 4.12 – Микроструктура наплавленных валиков представленных двухфазной структурой

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 $\gamma(\text{TiAl}) + \alpha(\text{Ti, Zr})$

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 однофазной структурой на основе пересыщенной фазы $\alpha(\text{Ti}, \text{Zr})$ (Рисунок 4.13) [93, 94].

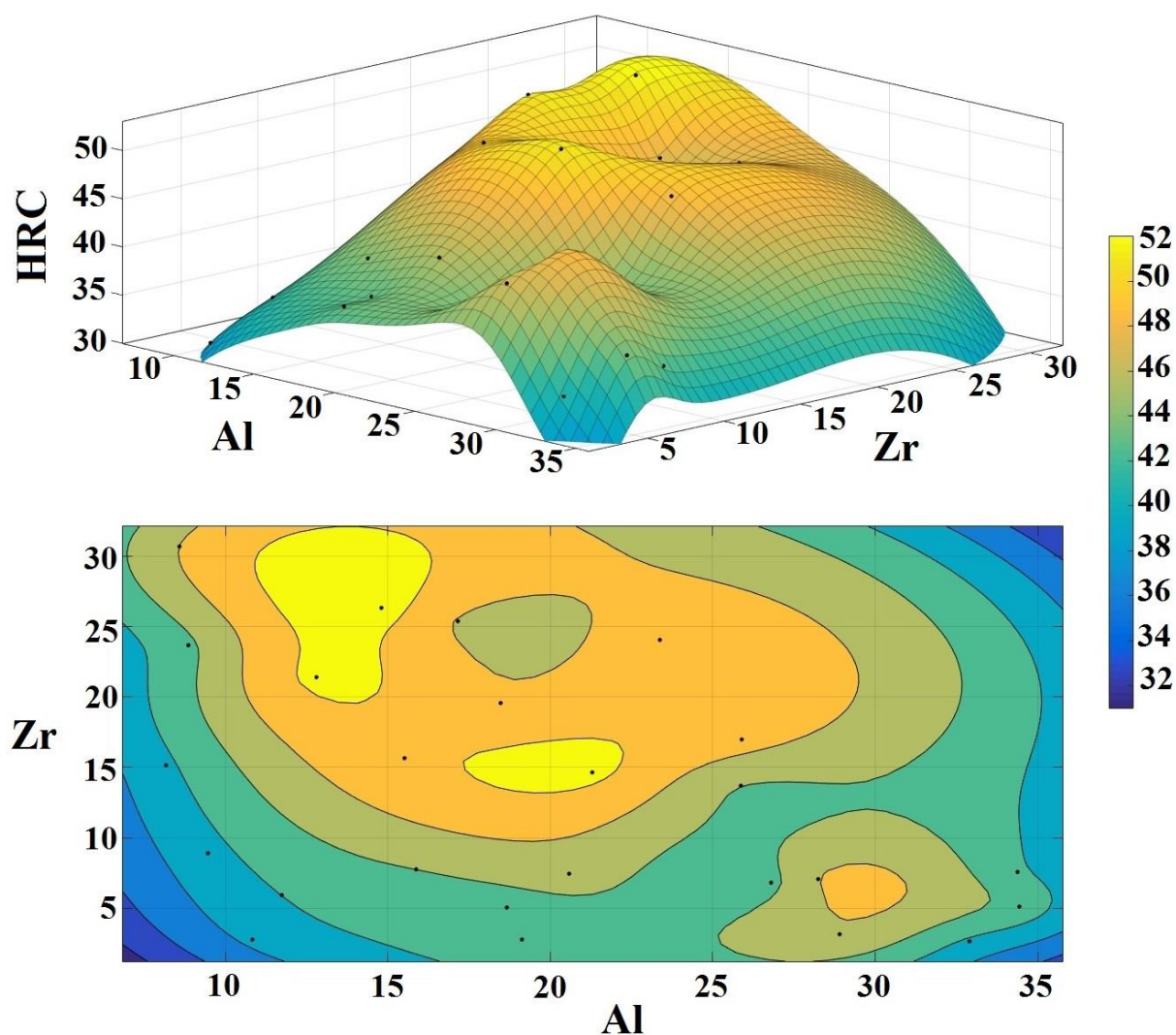


Рисунок 4.13 – Зависимость твердости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и циркония (Zr)

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 однофазной структуры

на основе пересыщенной фазы $\alpha(\text{Ti}, \text{Zr})$, а также области существования двухфазной структуры на основе фаз $\gamma(\text{TiAl}) + \alpha(\text{Ti}, \text{Zr})$ (Рисунок 4.14) [93-95].

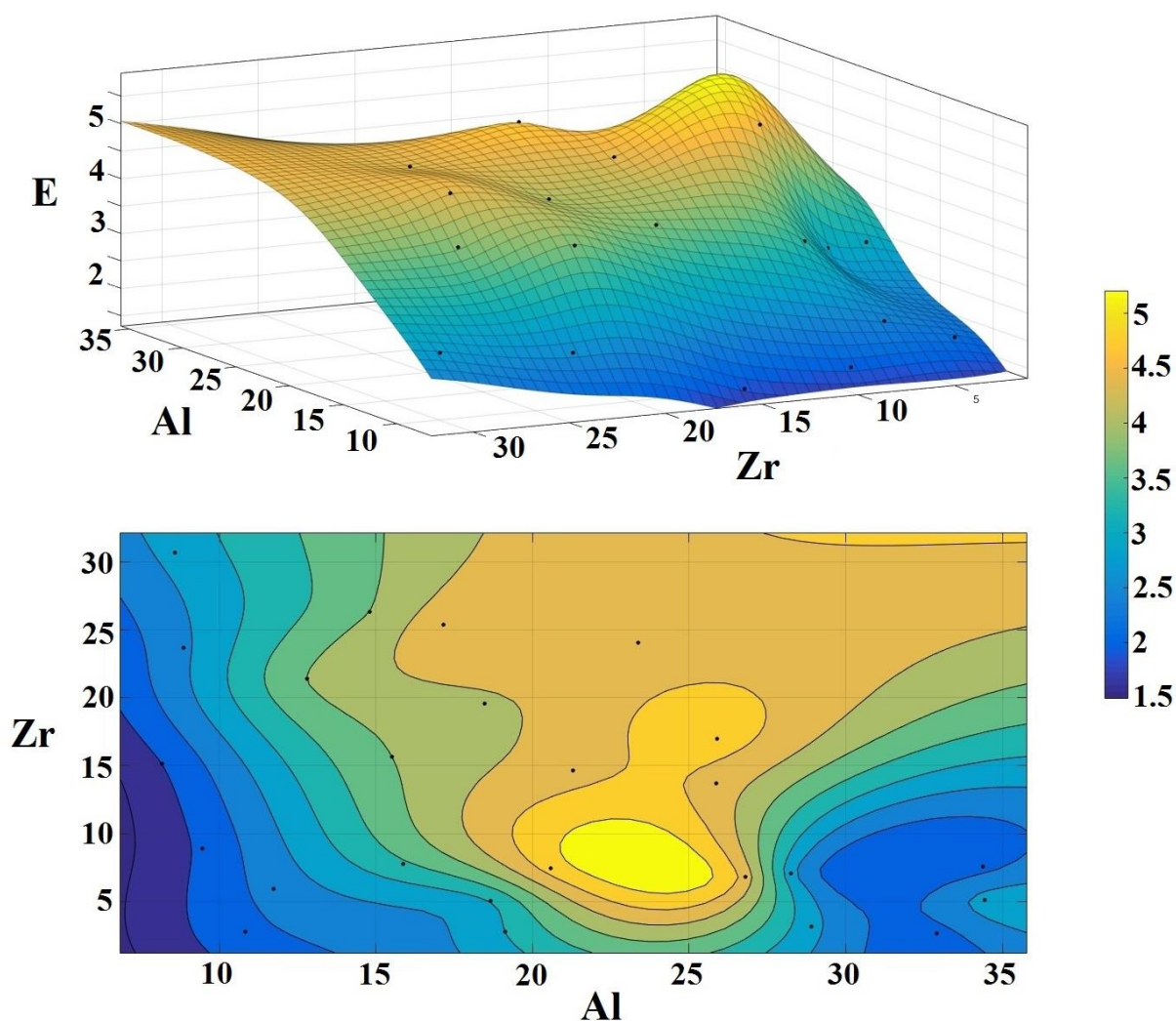


Рисунок 4.14 - Зависимость относительной износостойкости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и циркония (Zr)

Исследования жаростойкости при выдержки в течение 700 часов при температуре 800°C показали, что легирование алюминидов титана цирконием способствует повышению жаростойкости наплавленного металла. Особенно заметно повышается жаростойкость в сплавах с содержанием алюминия до 20%. Образцы с наплавленным покрытием системы Ti-Al-Zr при содержании алюминия выше 34% при испытаниях на жаростойкость в течение 700 часов не потеряли вес от своей первоначальной массы (Рисунок 4.15) [93-95].

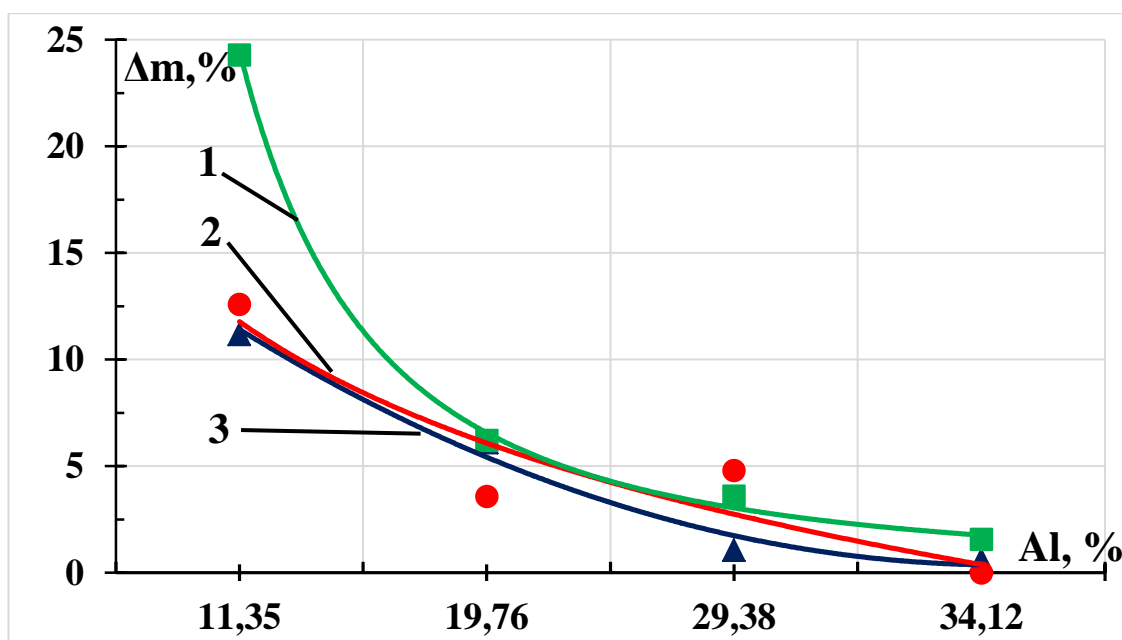


Рисунок 4.15 – Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость (в течение 700 часов)

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 легирование цирконием (при содержании до 15% (по массе)) снижает вероятность образования трещин в наплавленных сплавах на основе однофазной структуры $\alpha(Ti, Zr)$. В сплавах на основе фазы $\alpha_2(Ti_3Al)$ также снижается вероятность образования трещин при легировании цирконием в диапазоне от 3 до 7% (по массе). Оценка склонности к образованию трещин приведена в сравнении с нелегированными наплавленными сплавами системы Ti-Al [93-95].

При концентрации циркония и алюминия превышающие эти значения образуется однофазная (пересыщенная фаза $\alpha(Ti, Zr)$) и двухфазная ($\gamma(TiAl) + \alpha(Ti, Zr)$) структуры которые в свою очередь имеют высокие показатели твердости и износостойкости однако не снижают склонности к образованию трещин [93-95].

4.4. Легирование ниобием интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Исследование влияния ниобия на формирование и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий проводили по двух схемам легирования:

1) введение дополнительной присадочной проволоки (Нб-1 (ниобий), $\varnothing 1,5$ мм), Скорость подачи присадочной проволоки варьировалась в диапазоне $V_{п.п} = 0,5-2,0$ м/мин) (Рисунок 2.3 б);

2) укладывая присадочную проволоку на титановые образцы в специальные пазы изготовленные перед наплавкой (Рисунок 2.4). Проволока укладывалась в один, два, три ряда что позволяло изменять степень легирования наплавленного металла (Нб-1 (ниобий), $\varnothing 1,5$ мм).

Образцы наплавленные по схеме легирования с укладкой проволок в технологические пазы (Рисунок 2.4) при исследовании химического состава наплавленного металла показали, что среднее содержания химических элементов в наплавленных валиках находится в пределах: алюминия от 10,3 до 29,4%, титана от 53 до 81,3%, ниобия от 8,1 до 21,3% (по массе). Увеличение скорости подачи присадочной проволоки приводит к увеличению содержания алюминия в наплавленном металле. Содержание ниобия изменяется в зависимости от количества укладываемых проволок на титановые образцы. При использовании одной проволоки содержание ниобия находилось в пределах 6,99-8,5%, а при укладке двух проволок от 14,7 до 17,6%. Наплавка на три проволоки повысило содержание циркония до 21,28% (по массе).

Наплавка с дополнительным введением ниобиевой проволоки (Рисунок 2.3 б) позволила повысить содержание ниобия в наплавленных валиках от 19,45 до 60% ниобия (по массе). Увеличение скорости подачи ниобиевой проволоки приводит к увеличению содержания ниобия в наплавленном металле.

Металлографический и химический анализ структурных составляющих наплавленных валиков показал, что структура наплавленных валиков представлена однофазной структурой и двухфазной структурой. Исходя из химического состава однофазная структура наплавленного металла представлена пересыщенной фазой $\alpha(\text{Ti})$, а также фазой $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$. В двухфазных сплавах структура представлена фазами $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})+\gamma(\text{TiAl})$ и $\gamma(\text{TiAl})$ [96, 97].

Твердость наплавленного металла изменяется в пределах от 28 до 53 HRC. Максимальное значение твердости наблюдается у образцов с содержанием алюминия от 16 до 21 % при содержании ниобия от 11 до 18%; при содержании алюминия от 12 до 16% при содержании ниобия от 28 до 45 % и при содержании алюминия от 19 до 24% при содержании ниобия от 27 до 37 % (Рисунок 4.16).

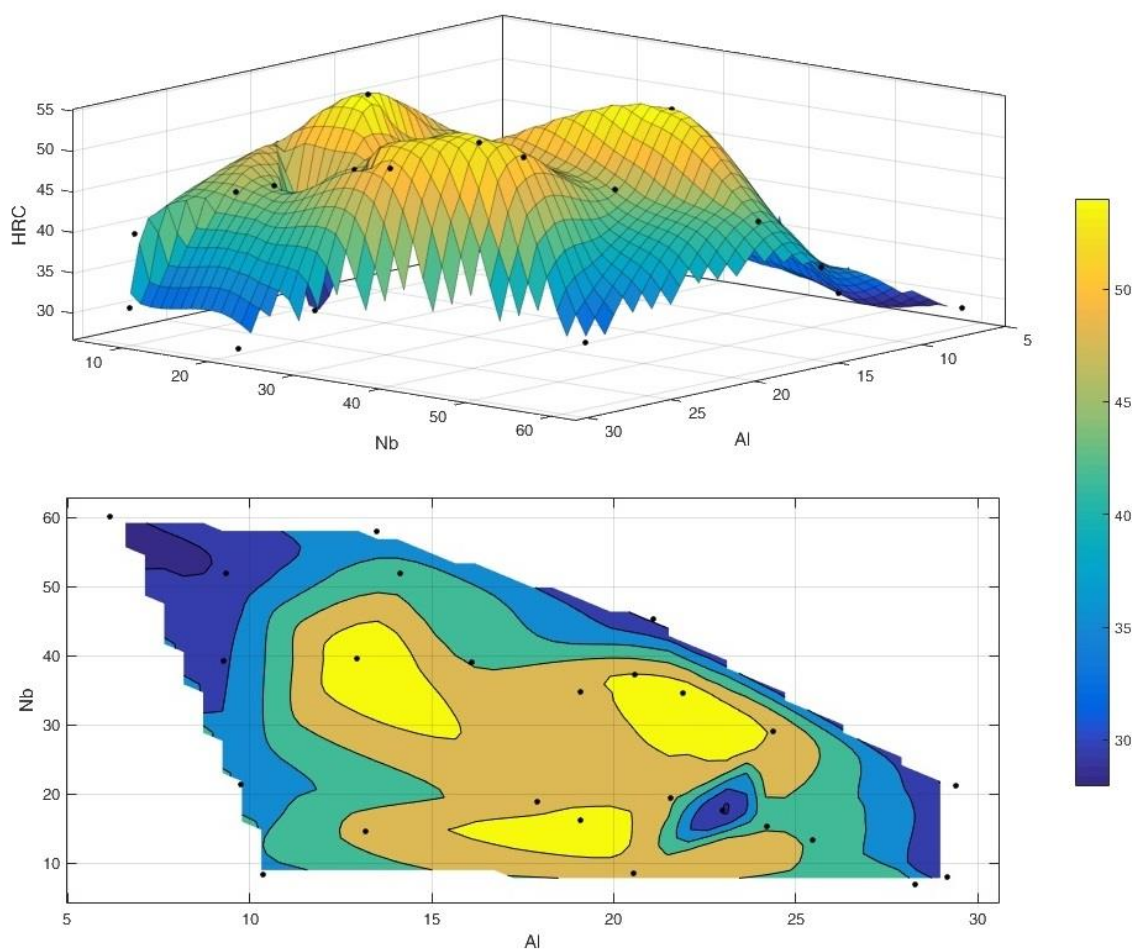


Рисунок 4.16 – Зависимость твердости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и ниобия (Nb)

Величина относительной износостойкости наплавленных валиков находится в пределах от 0.9 до 8 единиц. Максимальная износостойкость наблюдается у образцов с содержанием алюминия 10-15% и ниобия 30-50% (по массе) (Рисунок 4.17).

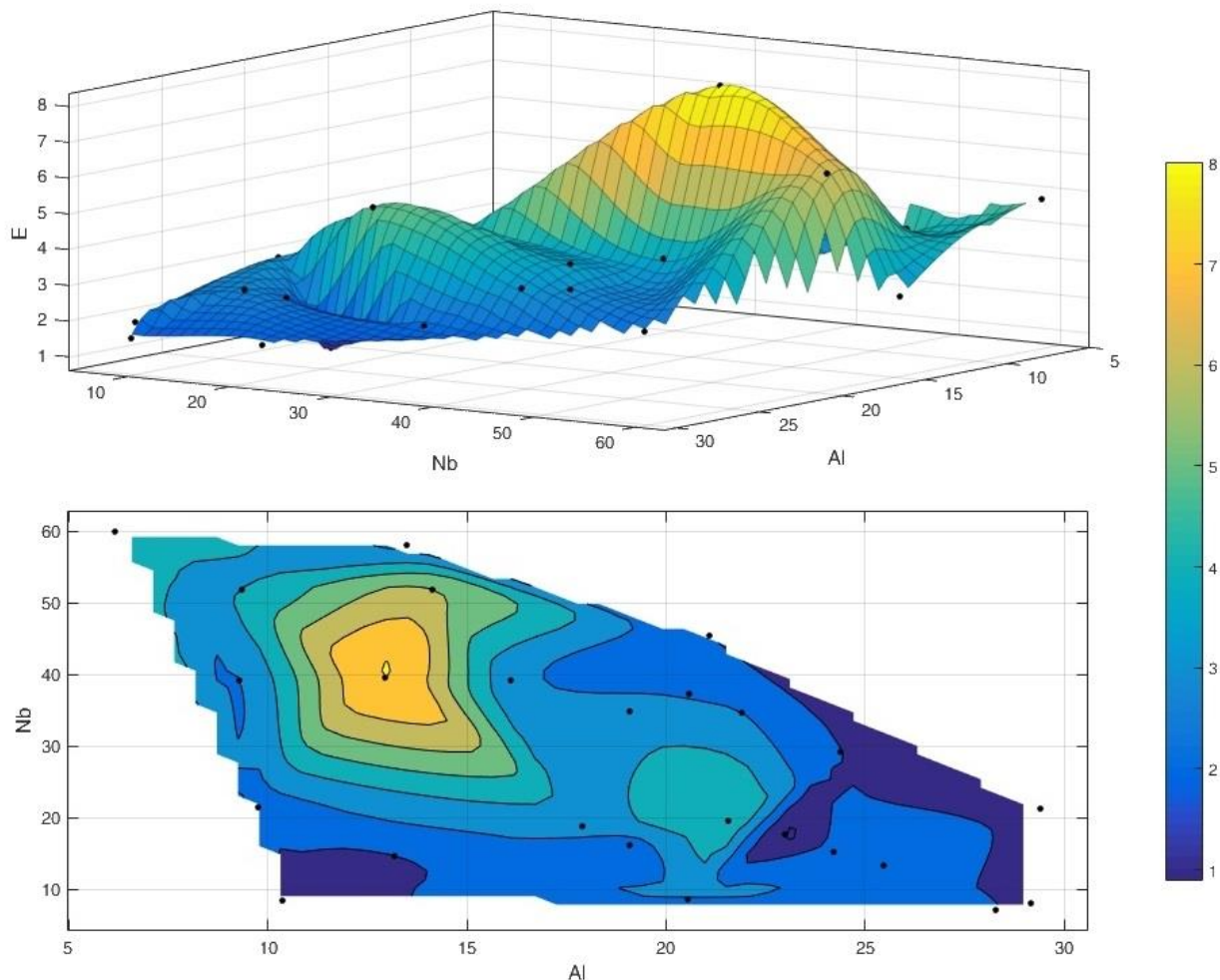


Рисунок 4.17 - Зависимость относительной износостойкости наплавленного металла от содержания алюминия (Al) и ниобия (Nb)

Исследования жаростойкости при выдержке в течение 700 часов при температуре 800 °С показали, что потеря массы эталонного образца из титана составляла более 24%. 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 3%. 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 так же 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 4.18).

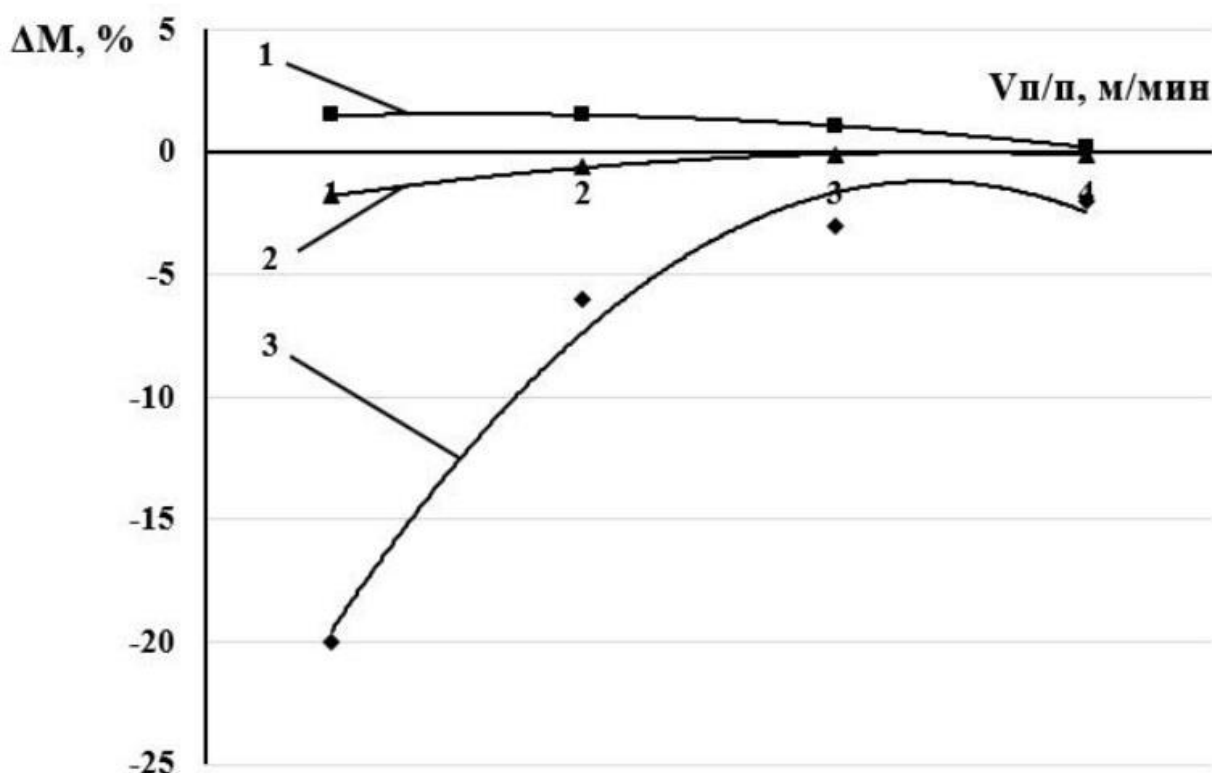


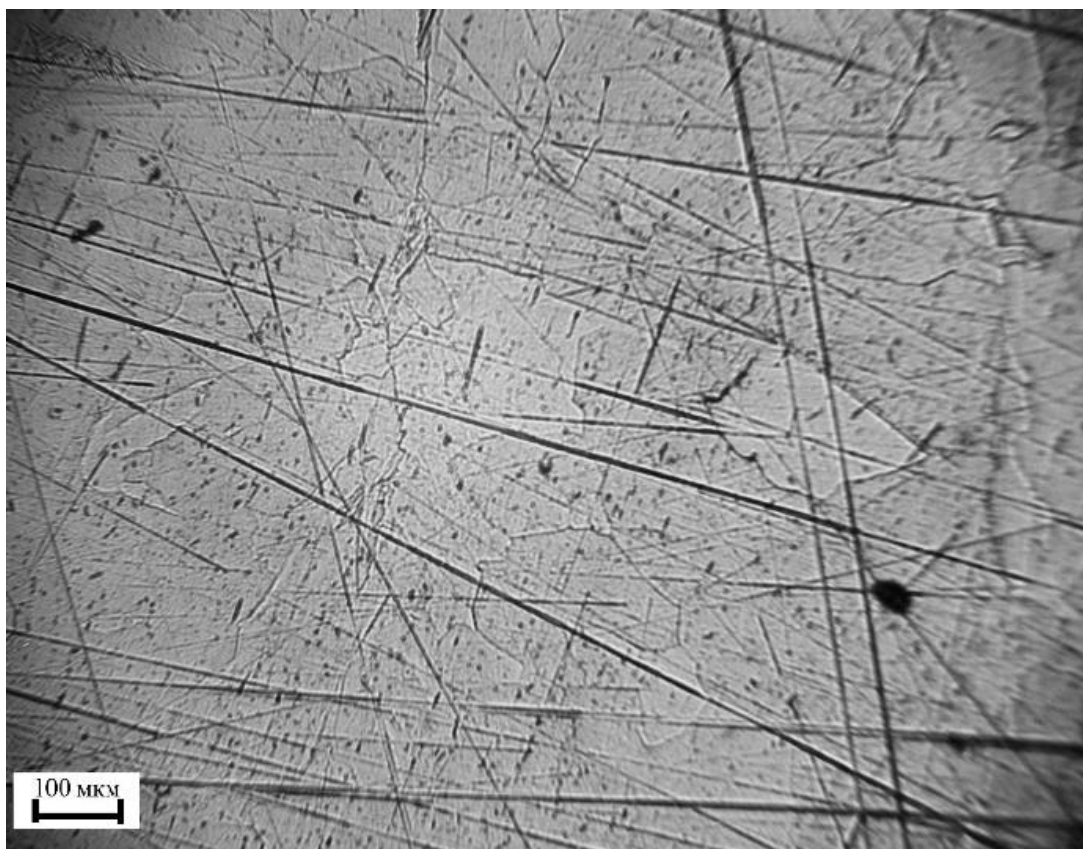
Рисунок 4.18 – Зависимость изменения массы наплавленных образцов от скорости подачи присадочной проволоки при температуре испытания жаростойкости 800 °С и времени выдержки 700 часов

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)

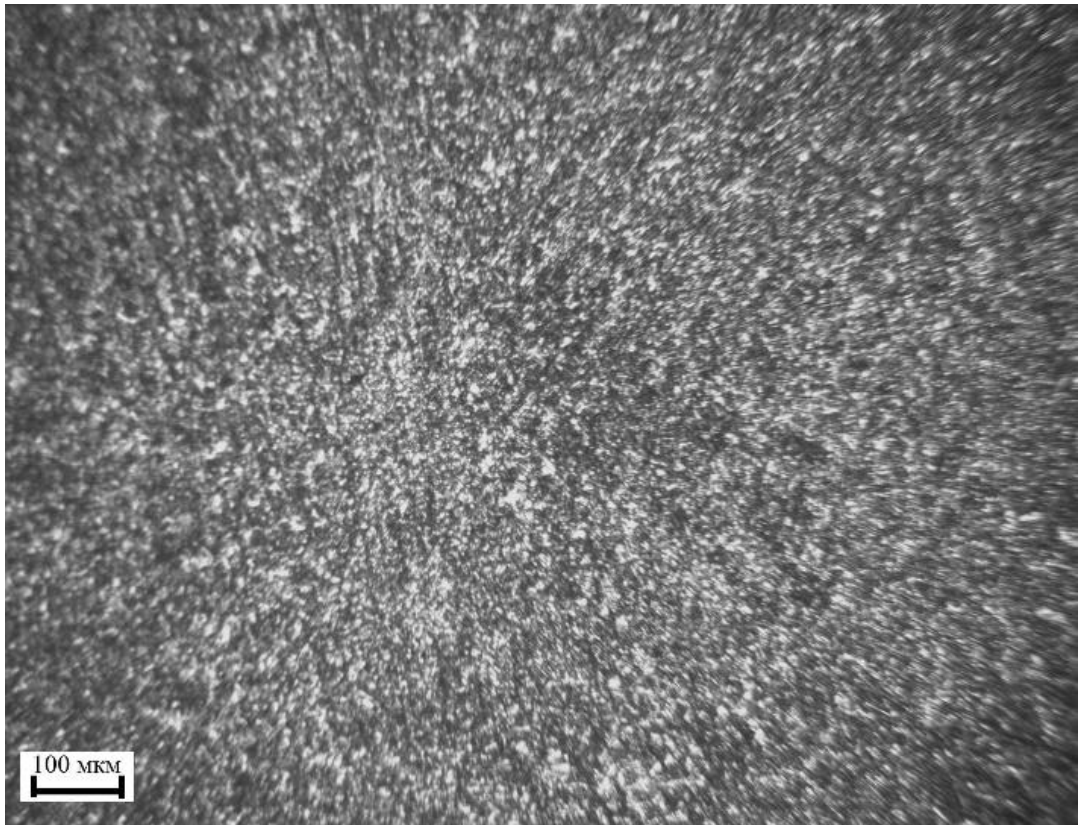
4.5. Модифицирование бором интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Химический состав наплавленных интерметаллидных сплавов значительно не изменился в сравнении с интерметаллидными сплавами без операции модифицирования так как содержание бора в наплавленных сплавах не превышало 0,01 %. Среднее содержание алюминия в наплавленных валиках изменялось в диапазоне от 10,92 до 21,25 %, содержание титана варьировалось от 78,75 до 89,08 % [98].

При модифицировании бором структура интерметаллидных сплавов не претерпела изменений и представлена пересыщенным твердым раствором внедрения алюминия в альфа титане, фазой α_2 (Ti₃Al) и фазой α_2 (Ti₃Al) + γ (TiAl). Модифицирование бором приводит к измельчению зерна наплавленных сплавов, а также структура металла становится более однородной (Рисунок 4.19) [98].



а)



б)

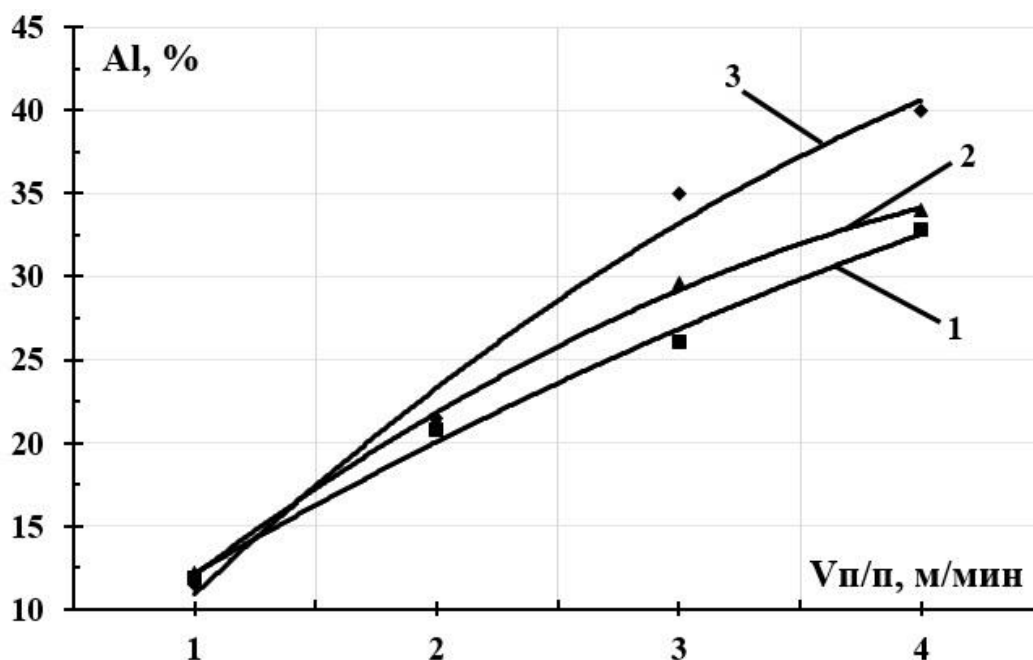
Рисунок 4.19 – Микроструктура наплавленного металла, где: а) не модифицированный интерметаллидный сплав системы Ti-Al (Ti 86,8%, Al 13,2% по массе); б) модифицированный интерметаллидный сплав системы Ti-Al (Ti 88,61%, Al 11,38%, В до 0,01% по массе)

Исходя из проведенных экспериментальных исследований модифицирование бором (В) наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий (Ti-Al) снижает вероятность образования трещин, это объясняется измельчением зерна (Рисунок 4.20) [98].

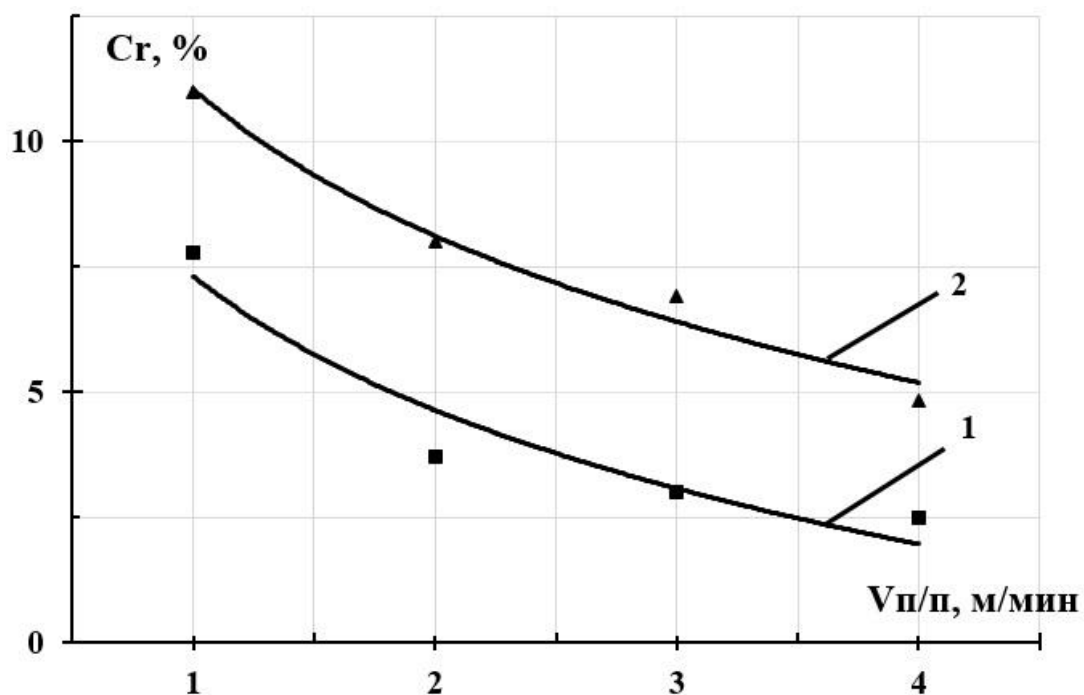
Проведены исследования по одновременному легированию и модифицированию бором при наплавке с засыпкой порошка в пазы (порошок хрома смешивали с порошком бора в соотношении 70:30).

Исследования химического состава наплавленного металла показали, что среднее содержание химических элементов в наплавленных валиках изменяется в пределах: от 11,5 до 40 масс. % алюминия, а хрома 2 -10 масс.

% (Рисунок 4.21). Увеличение скорости подачи присадочной проволоки при прочих равных условиях приводит к незначительному уменьшению содержания хрома, что связано с увеличением доли участия алюминия, переходящего в сварочную ванну при плавлении присадочной проволоки (Рисунок 4.21б). Содержание алюминия зависит от скорости подачи присадочной проволоки (Рисунок 4.21а): увеличение скорости подачи с 1 до 4 м/мин приводит к увеличению среднего содержания алюминия в металле шва практически в 4 раза (с 11,5 до 40%). При легировании хромом содержание алюминия в наплавленных валиках снижалось. Одновременное введение хрома и бора снижало содержания хрома на 25-35%. Содержание бора не превышало 0,01% [98, 99].



а)



б)

где 1 – наплавленные образцы легированные порошком хрома (2 паз);

2 – наплавленные образцы легированные порошком хрома (1 паз);

3 – наплавленные образцы без легирования (проволока СвА5 Ø 1,2 мм);

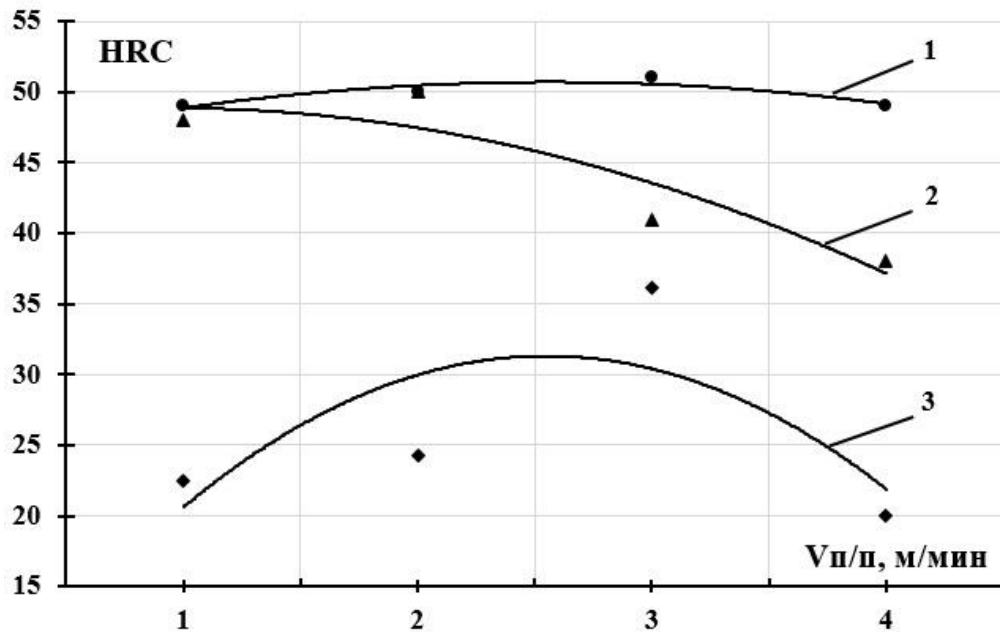
Рисунок 4.21 – Зависимость среднего содержания алюминия (а) и хрома (б) в наплавленных покрытиях от скорости подачи присадочной проволоки

Металлографические исследования показали, что металл наплавленных швов состоит, как правило, из нескольких фаз. Состав фаз зависит от скорости подачи присадочной проволоки и количества пазов, заполняемых хромовым порошком или смесью порошка хрома и бора. Фазовый состав определяется химическим составом наплавленного металла и, исходя из содержания элементов в фазах, представлен легированных хромом фаз: α (Ti)+ α_2 -Ti₃Al; α_2 -Ti₃Al; α_2 -Ti₃Al + γ -TiAl [98-100].

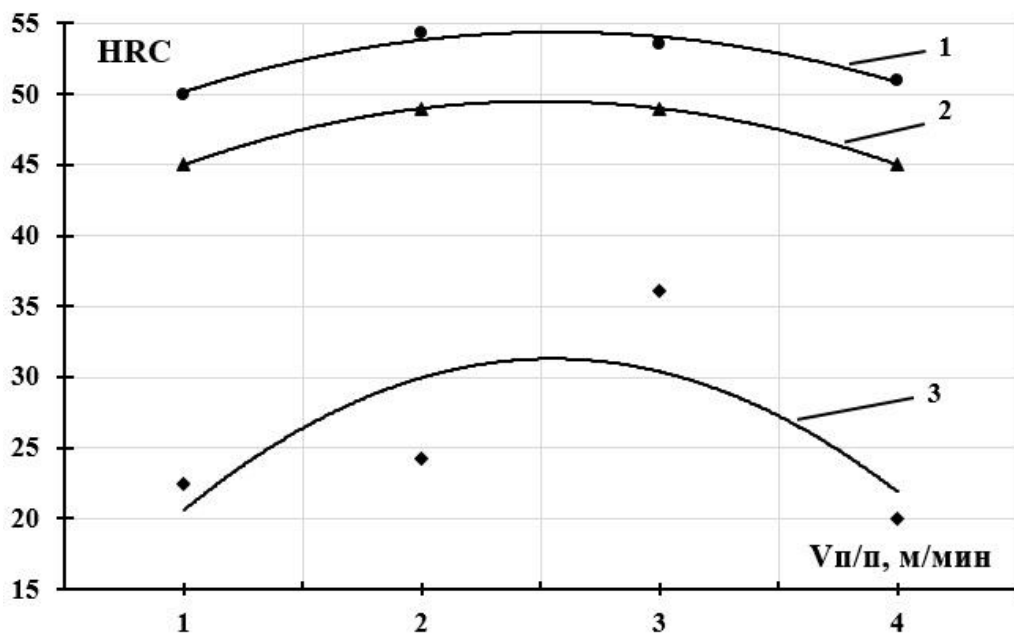
Твердость наплавленного нелегированного и немодифицированного металла изменяется в пределах 22 до 35 HRC. Максимальное значение твердости наблюдается у сплавов наплавленных со скоростями подачи проволоки 2-3 м/мин и содержанием алюминия в пределах 20-30% (Рисунок 4.22) [98, 99].

Легирование хромом повышает твердость наплавленных валиков на 15-25 HRC. Значения твердости в зависимости от режимов наплавки и химического состава наплавленного металла изменяются в пределах 38-50 HRC (Рисунок 4.23) [98, 99].

Одновременное легирование хромом и модифицирование бором приводит к повышению твердости наплавленных алюминидов титана. При этом твердость доходит до 54 HRC (Рисунок 4.23) [98, 99].



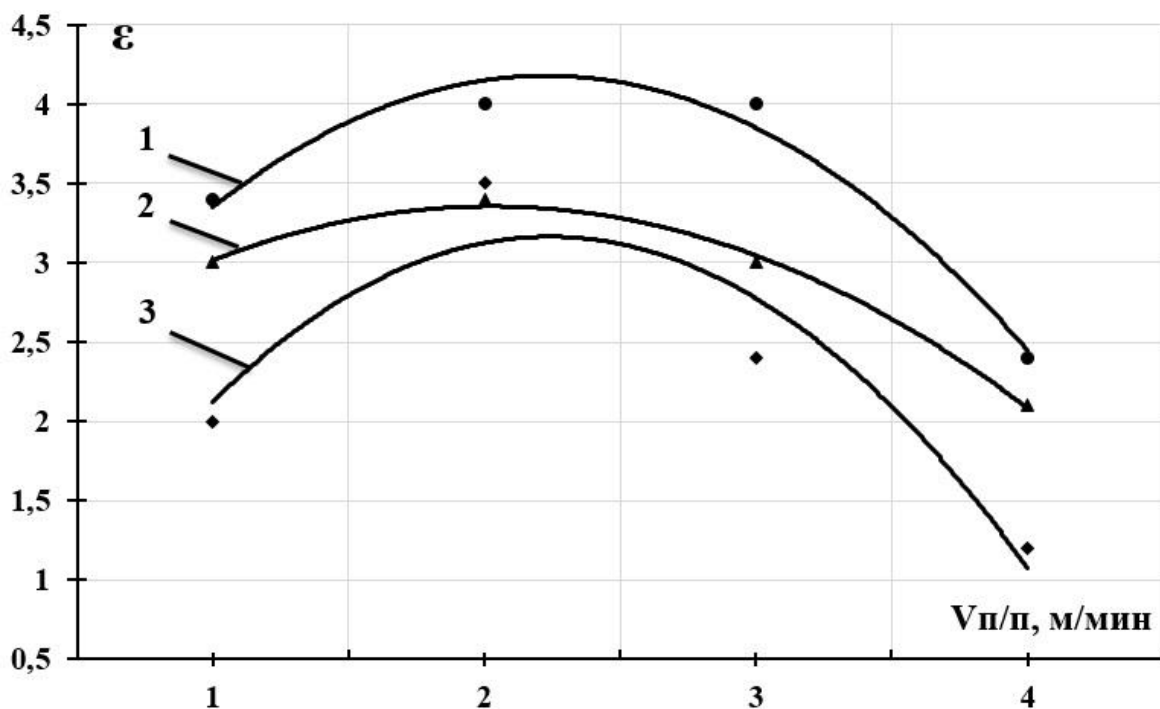
а)



б)

где 1 – наплавленные образцы легированные хромом и модифицированные бором; 2 – наплавленные образцы легированные хромом; 3 – наплавленные образцы без легирования и модифицирования (проволока СвА5 Ø 1,2 мм);
 Рисунок 4.23 – Зависимость твердости наплавленных покрытий от скорости подачи присадочной проволоки при наплавке на образцы с 1 пазом (а) и 2 пазами (б)

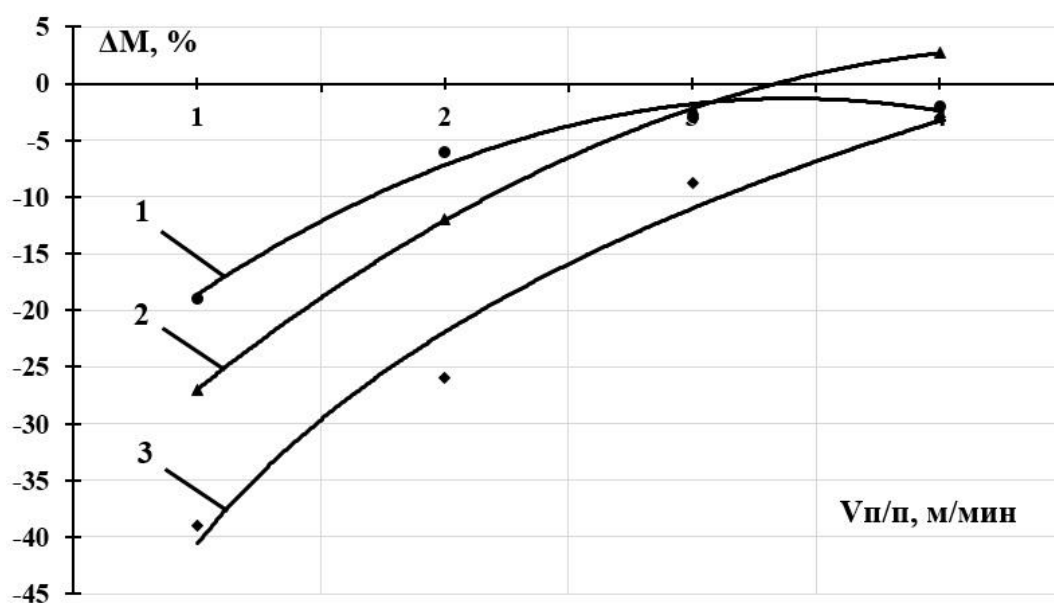
Величина относительной износостойкости наплавленных валиков находится в пределах от 1,1 до 4 единиц (Рисунок 4.24). Легирование наплавленного металла хромом повысило относительную износостойкость. Максимальное значения износостойкости наблюдалось в сплавах, содержащих алюминия в пределах 20-26% и хрома 3,7-7%. Модифицирование бором значительно не повлияло на относительную износостойкость металла [98, 99].



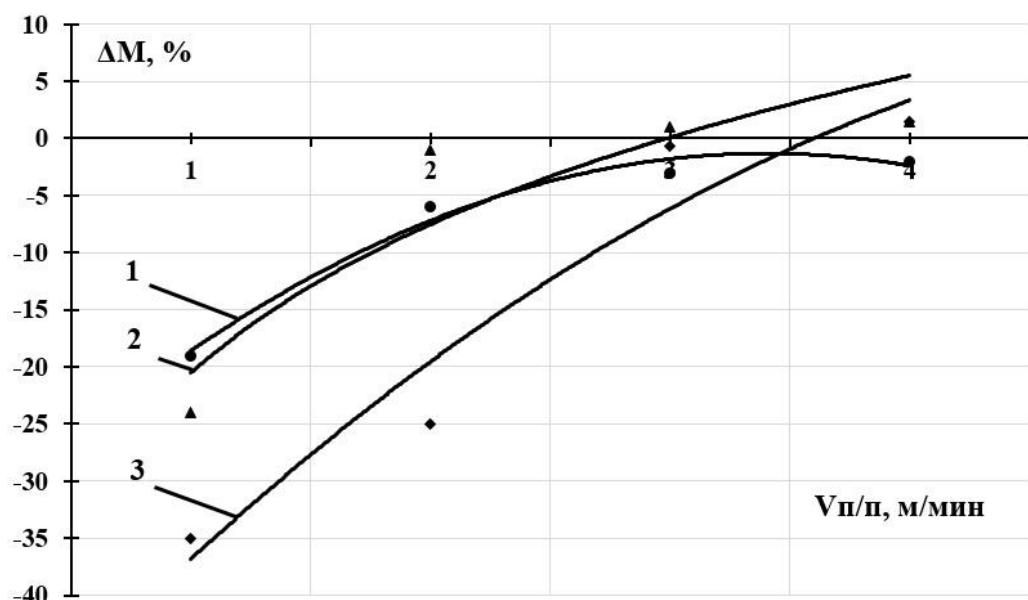
где 1 – наплавленные образцы легированные хромом с одним пазом;
 2 – наплавленные образцы легированные хромом с двумя пазами;
 3 – наплавленные образцы без легирования (проволока СвА5 Ø 1,2 мм);
 Рисунок 4.24 – Зависимость показателя относительной износостойкости от скорости подачи присадочной проволоки при наплавке

Исследования жаростойкости при выдержке в течение 600 часов при температуре 800 °С показали, что потеря массы образцов из наплавленных сплавов системы титан-алюминий зависит от химического состава наплавленного металла, определяемого режимами наплавки (Рисунок 4.25). При скорости подачи присадочной алюминиевой проволоки 1 м/мин и содержании алюминия порядка 11,5% потеря массы составила 19%, а при скорости подачи 4 м/мин и содержании алюминия 40% масса образца уменьшилась на 2% (Рисунок 4.25) [98, 99].

Легирование хромом значительно снизило жаростойкость наплавленного металла особенно при скоростях подачи алюминиевой проволоки 1-2 м/мин и содержании алюминия от 11,5 до 20% (Рисунок 4.25). Потеря массы образцов доходила до 27%. Совместное легирование и модифицирование снизило жаростойкость еще в большей степени. Потеря массы образцов, наплавленных со скоростью подачи алюминиевой проволоки 1 м/мин составила 35-40% (Рисунок 4.25) [98, 99].



а)



б)

где 1 – наплавленные образцы без легирования и модифицирования (проволока СвА5 \varnothing 1,2 мм); 2 – наплавленные образцы легированные хромом; 3 – наплавленные образцы легированные хромом и модифицированные бором

Рисунок 4.25 – Зависимость изменения массы наплавленных образцов с 1 пазом (а) и 2 пазами в титановом образце (б) от скорости подачи присадочной проволоки при испытании на жаростойкость

Количественная оценка трещиностойчивости показала, что легирование и совместное легирование и модифицирование незначительно повлияло на трещиностойчивость наплавленного металла. Количество трещин уменьшилось на 10-15% при содержании алюминия в пределах 20-30% [98, 99].

5 Влияние тепловых условий на процессы формирования и свойства наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий

Установлен температурный интервал образования трещин. При наплавке интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий основное количество трещин (около 80-90%) образуются при наплавке в процессе охлаждения в температурном интервале от 500 до 50 °С. Показано, что в сплавах на основе твердого раствора α (Ti) и фазы α_2 (Ti₃Al) образование трещин происходит при охлаждении (до 10 минут после наплавки) в температурном интервале от 500 до 50 °С. По внешнему виду трещины имеют небольшую ширину раскрытия (до 0,1 мм) и носят транскристаллитный характер. В сплавах на основе фазы α_2 (Ti₃Al) + γ (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 °С. По внешнему виду трещины имеют ширину раскрытия (до 0,3 мм). В сплавах на основе фаз α_2 (Ti₃Al) + γ (TiAl) при содержании алюминия более 30% (по массе) и γ (TiAl) образование трещин происходит в процессе наплавки и при охлаждении (до 2 минут после наплавки) в температурном интервале от 500 до 200 °С. По внешнему виду трещины имеют ширину раскрытия (до 0,4 мм). 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.

Исследовалось влияние предварительного подогрева на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов. Исследования предварительного подогрева проводили при температуре 250, 300, 400 и 500 °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.

Предварительный подогрев не оказал влияния на механические и эксплуатационные свойства наплавленных интерметаллидных сплавов. Механические и эксплуатационные свойства наплавленных сплавов определяются содержанием алюминия. Однако предварительный подогрев позволяет повысить трещиностойкость наплавленных сплавов вследствие снижения темпа охлаждения наплавленного металла.

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 охлаждения наплавленных образцов проводилось на режимах приведенных в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – режимы наплавки для исследования влияния скорости охлаждения

№ обр	$V_{пп\ Al}$, м/мин	$V_{н}$, м/мин	$I_{н}$, 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

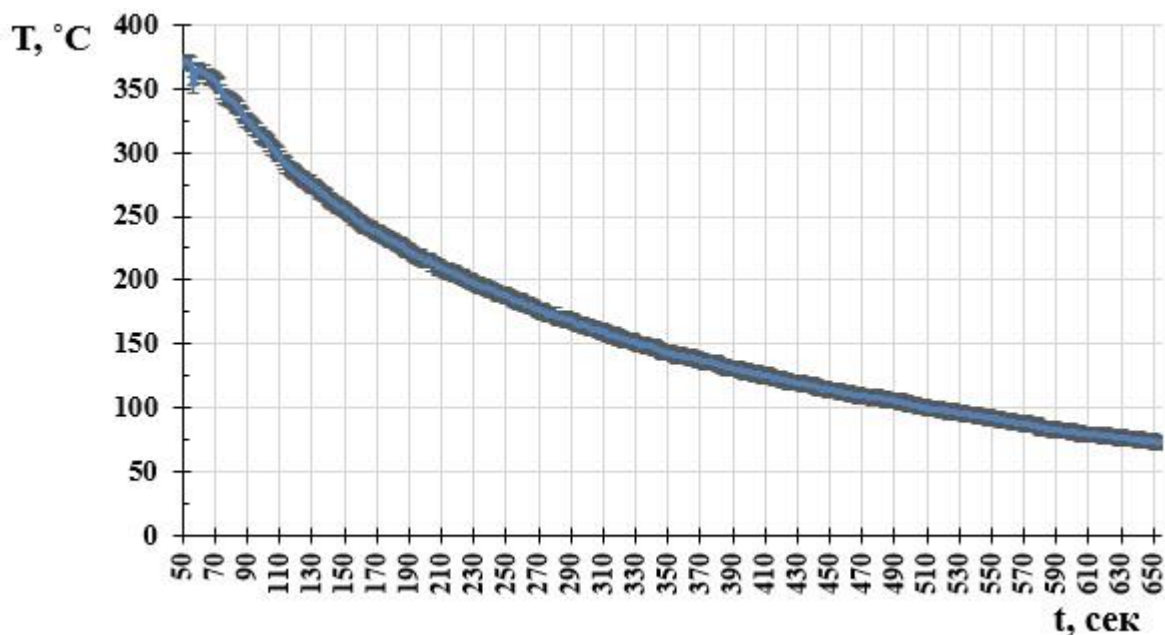


Рисунок 5.1 – График охлаждения наплавленных образцов на воздухе

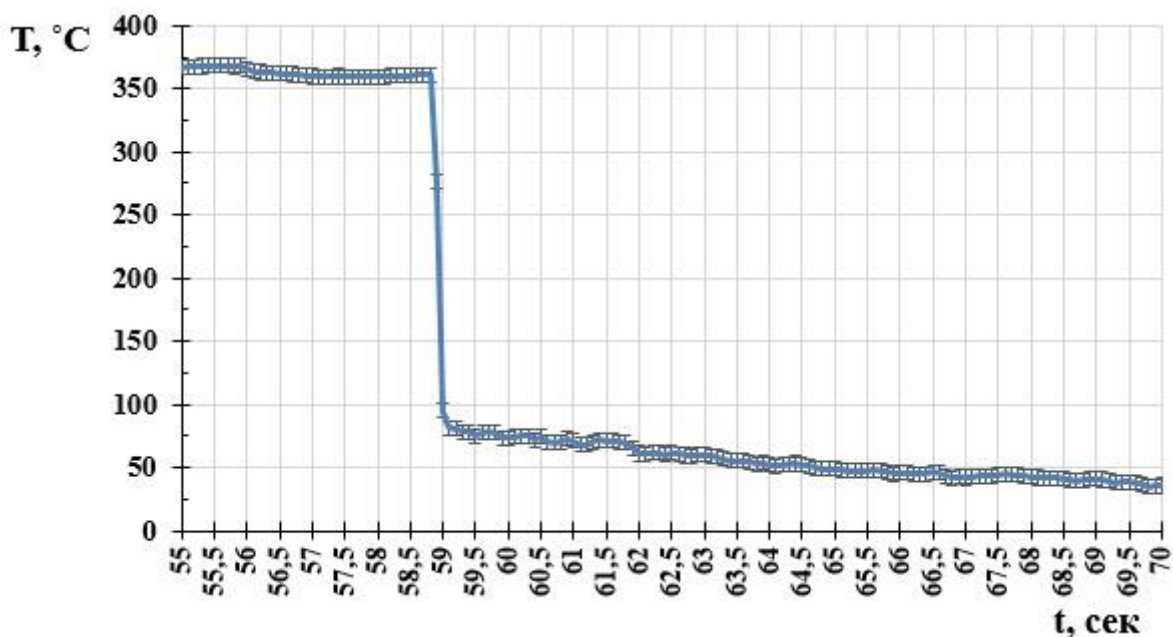


Рисунок 5.2 – График охлаждения наплавленных образцов в воде

На исследуемых образцах был проведен рентгенофазовый анализ. На рисунке 5.3 представлена дифрактограмма, полученная с образца №1. 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 α -Ti.

Однако литературные данные относительно ее существования весьма ограничены. При имеющейся ширине рефлексов, а также 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 α -модификации (карточка PDF -2 # 00-044-1294).

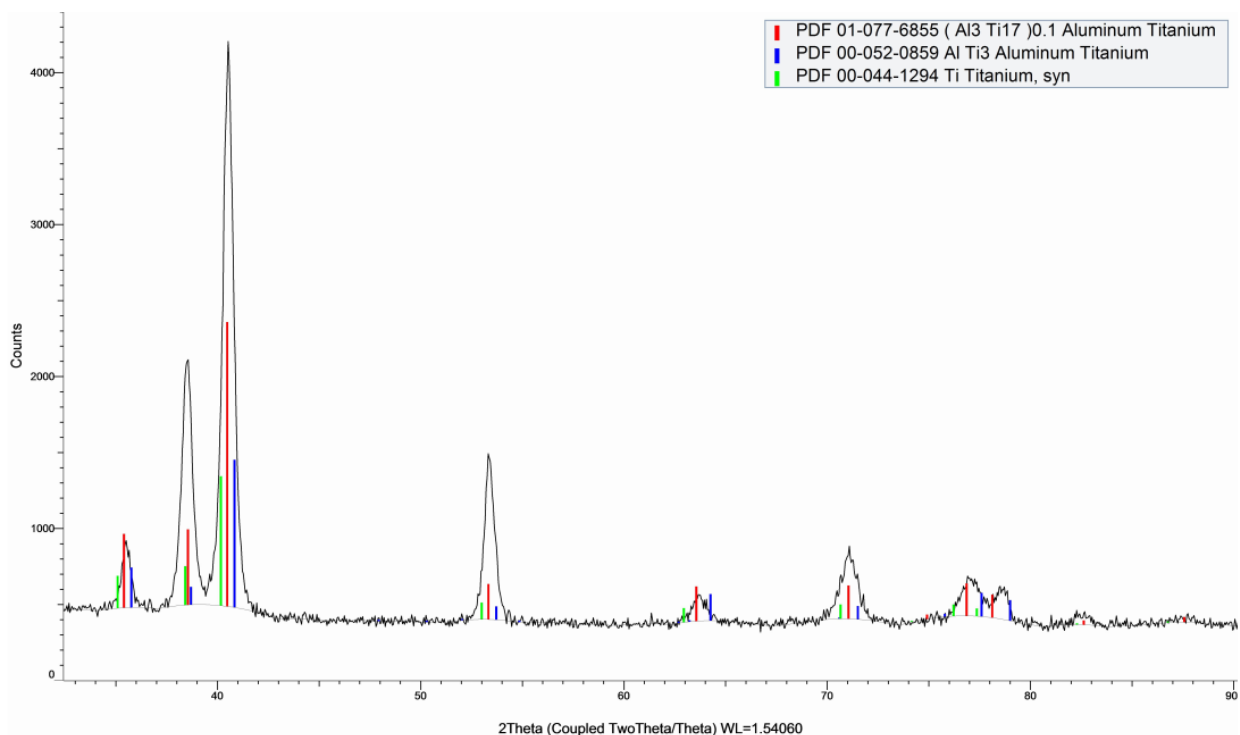


Рисунок 5.3 – Дифрактограмма, полученная с образца №1

Дифрактограмма, полученная с образца №2 (рисунок 5.4), 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

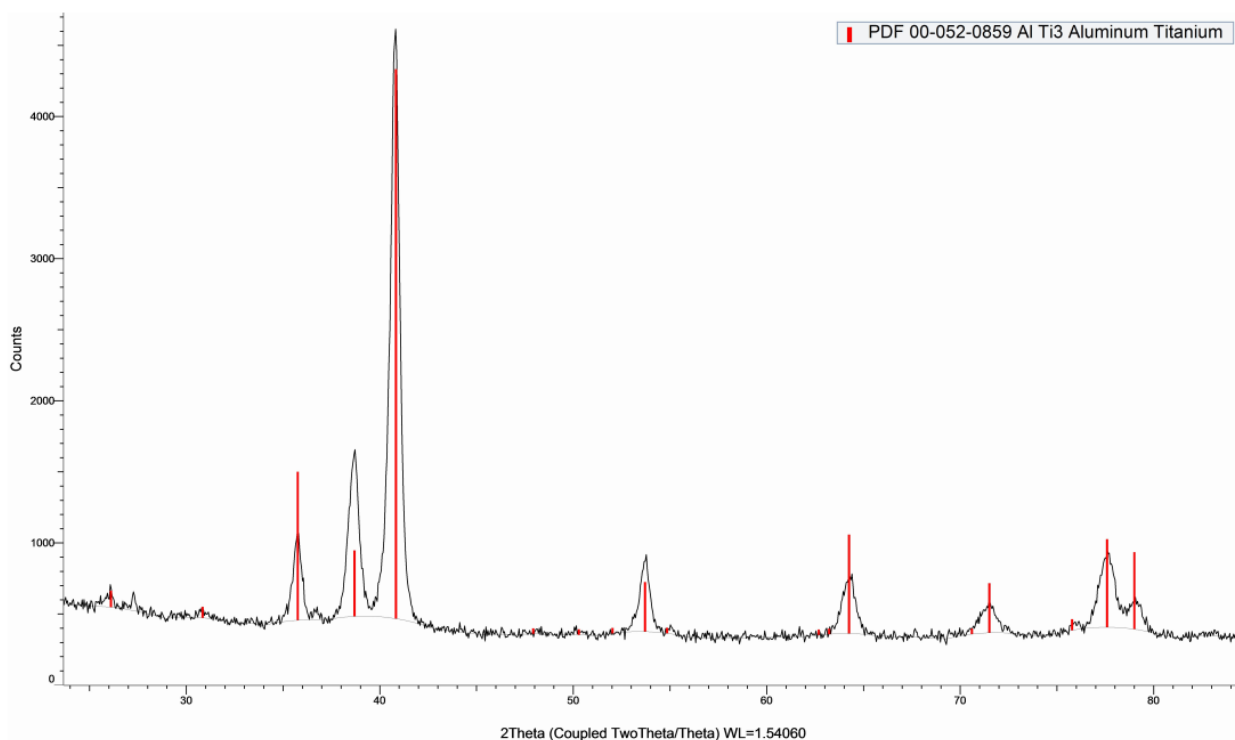


Рисунок 5.4 – Дифрактограмма, полученная с образца №2

Дифрактограмма от образца №3 (Рисунок 5.5) практически идентична полученной от образца №2. Однако 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 .

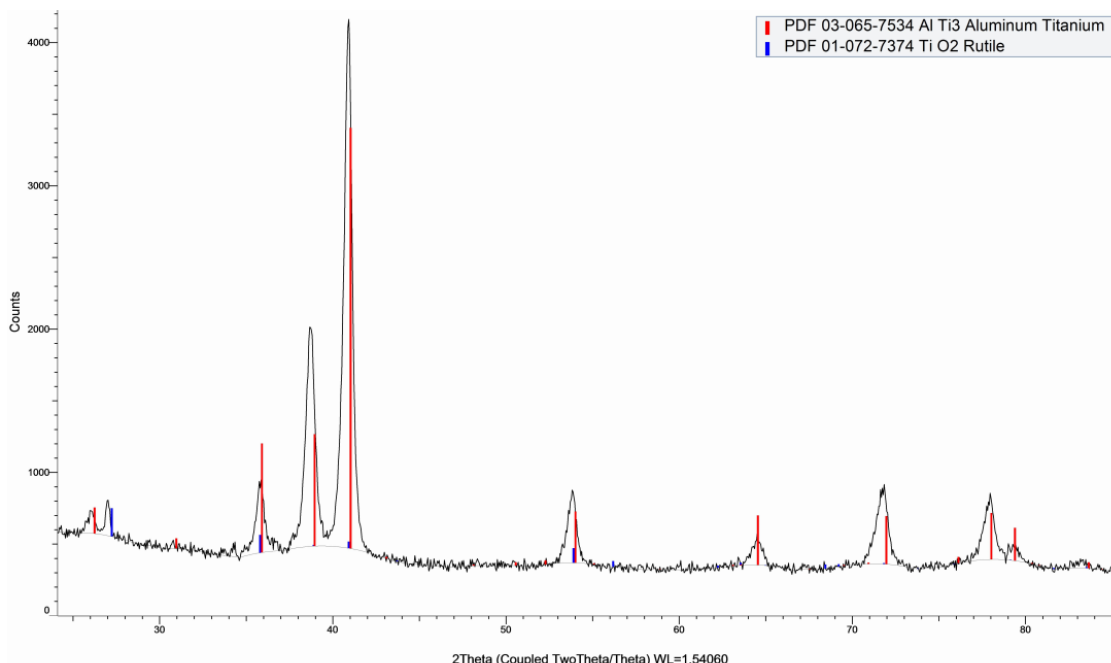


Рисунок 5.5 – Дифрактограмма, полученная с образца №3

В образце №4 (Рисунок 5.6) присутствуют две фазы: основной фазой (до ~80 %) является моноалюминид титана TiAl с тетрагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 03-065-5414) и алюминид Ti₃Al с гексагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 00-052-0859).

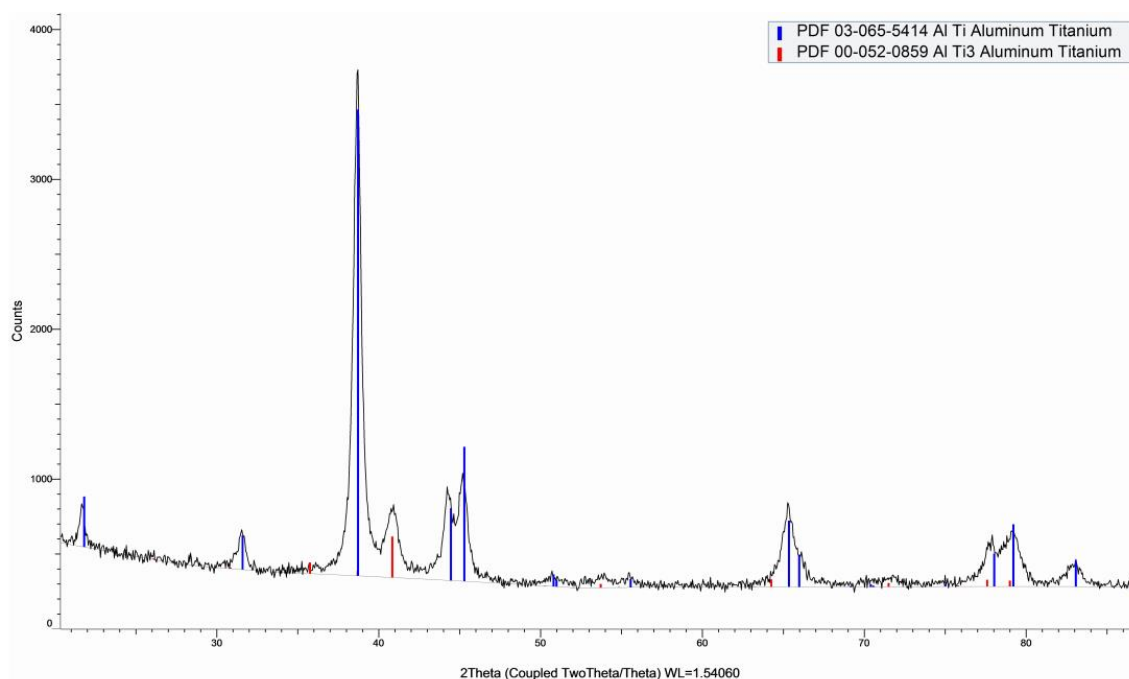


Рисунок 5.6 – Дифрактограмма, полученная с образца №4

Согласно данным РФА (Рисунок 5.7), образец № 5 идентичен образцу № 1. Полученная дифрактограмма, наиболее вероятно, соответствует твердому раствору на базе α -Ti или же соединению $(Al_3Ti_{17})_{0,1}$ с гексагональной ячейкой.

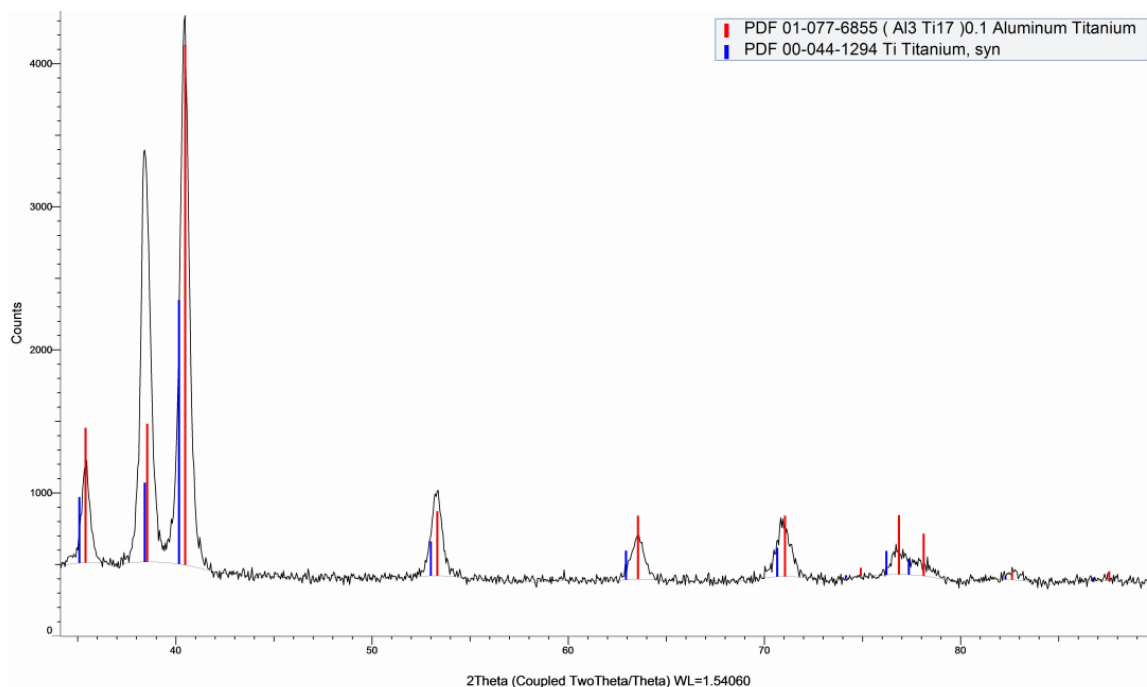


Рисунок 5.7 – Дифрактограмма, полученная с образца №5

Образец №6 (Рисунок 5.8) характеризуется наличием рефлексов, которые можно отнести как к фазе Ti_3Al с гексагональной ячейкой (карточка 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.

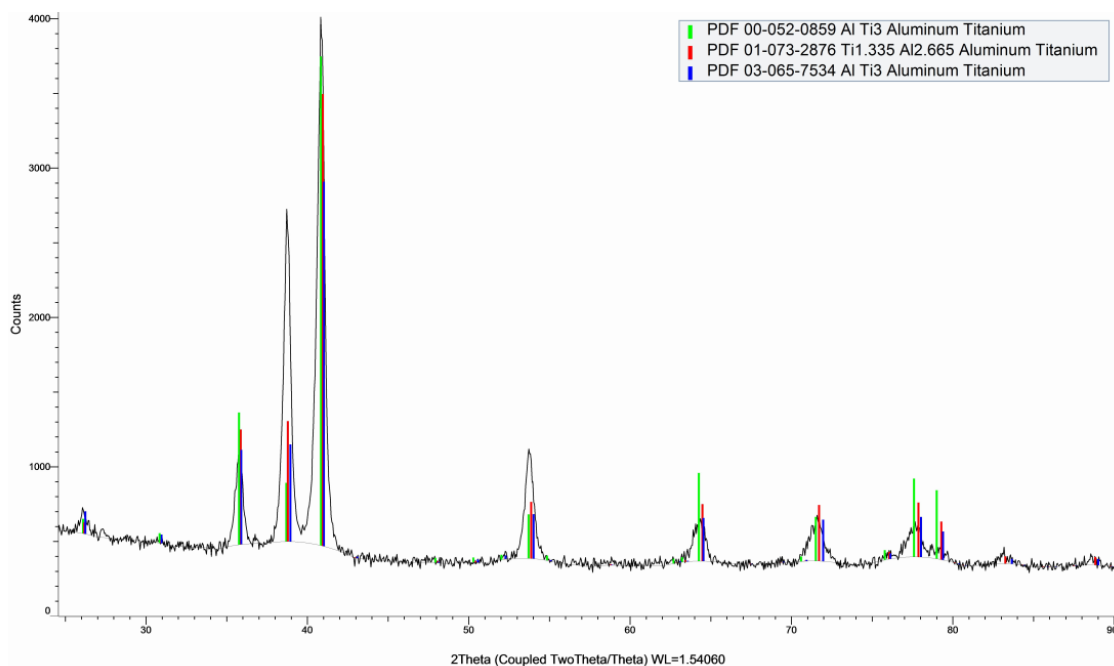


Рисунок 5.8 – Дифрактограмма, полученная с образца №6

Дифрактограмма от образца №7 (Рисунок 5.9) практически идентична полученным от 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.

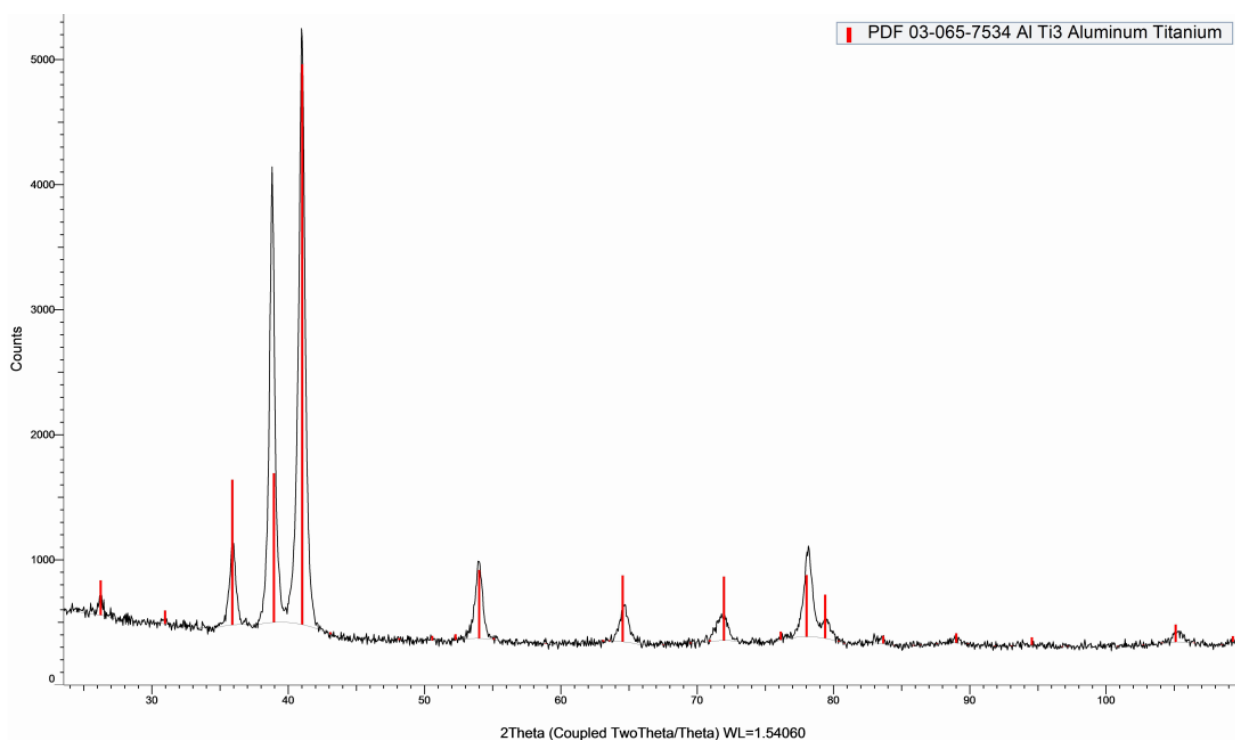


Рисунок 5.9 – Дифрактограмма, полученная с образца №7

Согласно данным РФА, состав образца №8 (Рисунок 5.10) 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 Ti₃Al с гексагональной ячейкой (карточка PDF -2 # 00-052-0859).

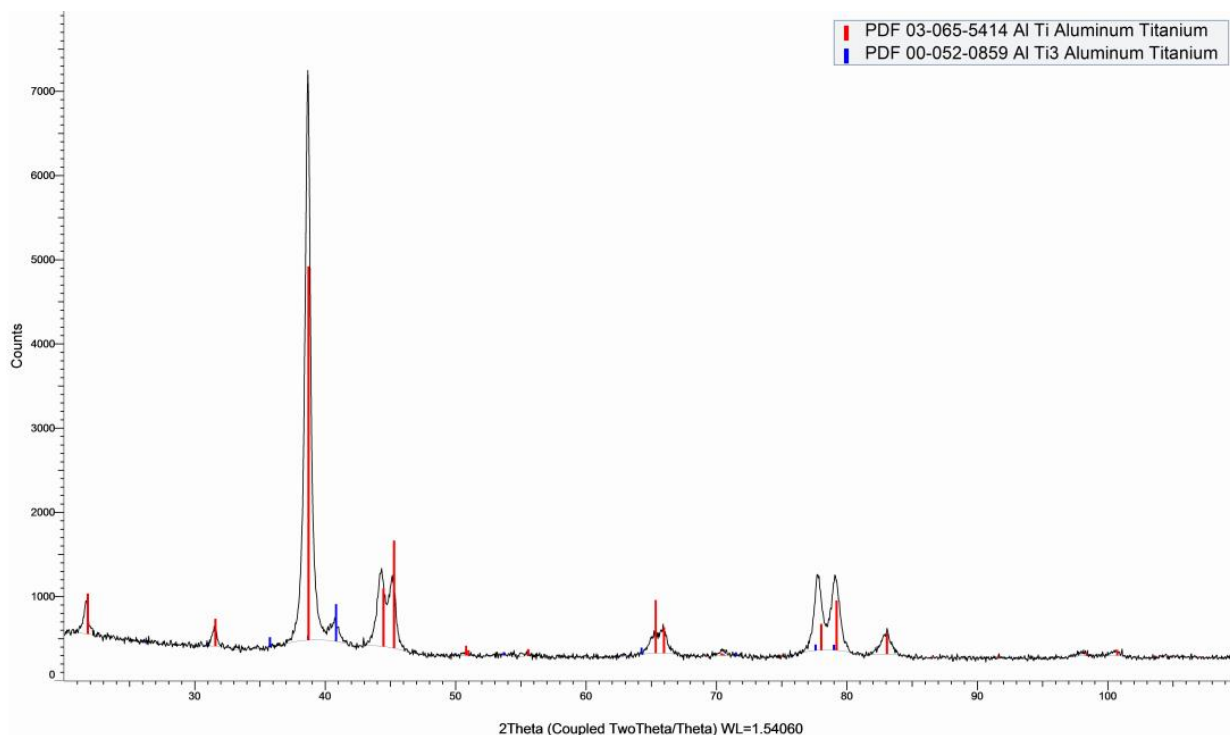


Рисунок 5.10 – Дифрактограмма, полученная с образца №8

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 α (Ti), фаза α_2 (Ti₃Al) после наплавки со скоростью охлаждения ~ 1300 °C/сек снижается образование трещин в наплавленных сплавах. При охлаждении наплавленных сплавов на основе фаз α_2 (Ti₃Al) при содержании алюминия свыше 30%, и γ (TiAl) после наплавки со скоростью охлаждения ~ 1300 °C/сек склонность к образованию трещин не снижается.

Проведены исследования влияния термической обработки (гомогенизация с управляемой скоростью охлаждения) наплавленных

интерметаллидных сплавов на свойства и структуру наплавленного металла. Термическую обработку наплавленных сплавов проводили выдерживая образцы при температуре 1200 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением образцов: на воздухе (скоростью охлаждения ~ 30 °С/мин), в воду (скоростью охлаждения ~ 1300 °С/сек), в печи (скоростью охлаждения ~ 100 °С/час). В результате термической обработки наплавленных образцов структура наплавленного металла переходит из транскристаллитной в равноосную.

Термическая обработка наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий повышает показатели твердости и износостойкости образцов с фазовым составом на основе твердого раствора α (Ti) и фазы γ (TiAl) на 10-15% по сравнению с наплавленными образцами не подвергавшимися термической обработке.

Заключение

1. При формировании интерметаллидных соединений системы титан – алюминий возможно управлять химическим составом, регулируя режимы аргонодуговой наплавки. Установлено влияние режимов наплавки на геометрические параметры наплавленного металла, химический и фазовый состав, а так же однородность наплавливаемых валиков.
2. Показано, что наплавленные интерметаллидные сплавы системы титан – алюминий обладают высокими показателями твердости (12-36 HRC), износостойкости (1.1-3,5 ед.) и жаростойкости.
3. Легирование цирконием позволило повысить трещиностойкость наплавленного металла. Никель, кобальт, медь и хром повышают склонность к образованию трещин в наплавленных сплавах системы Ti-Al. Молибден, ниобий и кремний не оказывают влияния на склонность к образованию трещин в наплавленных сплавах на основе алюминидов титана.
4. Легирование хромом, медью, кремнием, ниобием, цирконием, молибденом повышает жаростойкость наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий. Легирование никелем не изменяет жаростойкость наплавленных сплавов, а легирование кобальтом снижает жаростойкость.
5. Легирование медью, кремнием, никелем, цирконием, кобальтом повышает износостойкость при абразивном изнашивании наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий. Легирование хромом, молибденом и ниобием не изменяет износостойкость наплавленных сплавов.
6. Легирование хромом, медью, кремнием, никелем, ниобием, цирконием, молибденом повышает твердость наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий.
7. Модифицирование бором повышает твердость, износостойкость, но понижает показатели жаростойкости наплавленных интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий. Снижает склонность к образованию трещин наплавленных алюминидов титана.

8. Установлен температурный интервал образования трещин. При наплавке интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий основное количество трещин (около 80-90%) образуются при наплавке в процессе охлаждения в температурном интервале от 500 до 50 °С.

9. Предварительный подогрев наплавленных интерметаллидных сплавов позволяет повысить трещиностойкость сплавов вследствие снижения темпа охлаждения наплавленного металла.

10. При проведении предварительного подогрева увеличиваются геометрические параметры наплавленных валиков, а также изменяется химический состав наплавленных сплавов. С увеличением температуры подогрева увеличивается содержание титана вследствие увеличения доли проплавленного металла в объеме сварочной ванны. Механические и эксплуатационные свойства наплавленных сплавов системы титан-алюминий при проведении предварительного подогрева определяются содержанием алюминия.

11. Управляя скоростью охлаждения можно снижать образование трещин в наплавленных интерметаллидных сплавах. При охлаждении наплавленных сплавов на основе твердого раствора $\alpha(\text{Ti})$, фазы $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$ после наплавки со скоростью охлаждения ~ 1300 °С/сек снижается образование трещин в наплавленных сплавах. При охлаждении наплавленных сплавов на основе фаз $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al}) + \gamma(\text{TiAl})$, и $\gamma(\text{TiAl})$ после наплавки со скоростью охлаждения ~ 1300 °С/сек склонность к образованию трещин не снижается.

Список используемой литературы

1. Хансен М. Структуры двойных сплавов [Текст]: М. Хансен, К. Андерко. – Москва: «Металлургиздат», 1962. Т 1,2. – 1188 с.
2. Эллиот Р.П. Структуры двойных сплавов [Текст]: Р.П. Эллиот. – Москва: Metallurgiya, 1970. Т 1: 456 с. Т 2: 472 с.
3. Sagel K. Untersuchungen am System Titan-Aluminium [Текст]: Sagel K., Schulz E., Zwicker U // Z. Metallkunde. – 1956. V. 47, N8, S. 529-534.
4. Корнилов И.И. Фазовое строение сплавов двойной системы Ti-Al, содержащих от 0 до 30% Al [Текст]: 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.
5. Sato T., Huang Y.-C., Kondo Y [Текст] // J. Japan. Inst. Metals. – 1959. V. 23. N6. P. 456-480.
6. Ence E., Margolin H. [Текст] // Trans. AIME. – 1961. V. 221. N1. P. 151-157.
7. Грум-Гржимайло Н.В. Металлические соединения в области α -твердых растворов системы титан – алюминий [Текст]: Н.В. Грум-Гржимайло, И.И. Корнилов, Е.Н. Пылаева, М.А. Волкова // Доклады АН СССР – 1961. Т. 137. № 3, с. 599-602.
8. Pötzschke M., Schubert K. [Текст] // Z. Metallkunde. – 1962. V. 53, N8, S. 548-561.
9. Blackburn M.J. [Текст] // Trans. AIME. – 1967. V. 239. N. P. 1200-1208.
10. Корнилов И.И., Нартова Т.Т., Чернышева С.П. [Текст] // Изв. АН СССР. Металлы. – 1976. №6. С. 192-198.
11. Schull R.D., McAllister A.J., Reno R.C. [Текст] // Titanium: Sci. and Technol Proc. 5th Int. Conf. Munich. – 1984. Oberursel. – 1985. V. 3, P. 1459-1466.
12. Loiseau A., Tendeloo G., Portier R., Ducastelle F. [Текст] // J. Phys. 1985. V. 46. N4. P. 595-613.
13. Schubert K., Meissner H.G., Raman A., Rossteutscher W. [Текст] // Naturwissenschaften. 1964. V. 51, S. 287.
14. Murray J.L. [Текст]: The Al-Ti (Aluminum-Titanium) System, Phase

- Diagrams of Binary Titanium Alloys, J.L. Murray, Ed., ASM, 1987, p 12-24.
15. Murray J.L. [Текст]: Al-Ti (Aluminum-Titanium), Binary Alloy Phase Diagrams, Vol 1, 2nd ed., T.B. Massalski, Ed., TMS, 1990, p 225-227.
 16. Okamoto H. [Текст]: Al-Ti (Aluminum-Titanium), J. Phase Equil., 1993, p 120-121; p 764.
 17. Okamoto H. [Текст]: Al-Ti (Aluminum-Titanium), J. Phase Equil., 2000, p 311.
 18. Julius C. Schuster, Martin Palm [Текст]: Reassessment of the Binary Aluminum-Titanium Phase Diagram, Phase Equilibria and Diffusion, 2006, p 255-277.
 19. Колачев, Б.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов* [Текст]: учебник для вузов/Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – Москва: МИСИС, 1999. – 416 с.
 20. Арзамасов Б.Н., Соловьева Т.В., Герасимов С.А. и др. [Текст]: *Справочник по конструкционным материалам*. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. – 640 с.
 21. *Механические свойства упорядочивающихся сплавов* [Текст] / Н. С. Столофф, Р. Г. Дэвис; пер. с англ. Л. Б. Вульф ; Под ред. В. Г. Курдюмова. - Москва : Металлургия, 1969. - 113 с.
 22. *Механические свойства упорядоченных твердых растворов* [Текст] / Л. Е. Попов, Э. В. Козлов. - Москва: Металлургия, 1970. - 217 с.
 23. *Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов* / Б. А. Гринберг, В. И. Сюткина. - М.: Металлургия, 1985. - 173 с.
 24. *Пластическая деформация металлов* [Текст]: пер. с англ. / под ред. Б. Я. Любова. - Москва: Мир, 1972. - 408 с.
 25. Greenberg V.A., Ivanov M.A. Anomalies in Deformation Behaviour of TiAl Intermetallic [Текст]: *Успехи физики металлов*. – 2000. Т. 1. № 1. с. 9-48.
 26. Деменов А.О., Ганеев А.А., Деменов О.Б., Кулаков Б.А. Выбор легирующих элементов для сплавов на основе алюминидов титана [Текст]: *Вестник ЮУрГУ*. – 2013. Т13. №1. С. 95-102.

27. Сысоева Н.В. Интерметаллидное упрочнение высокопрочных титановых сплавов [Текст]: Технология легких сплавов. – 2002. №4. С. 85-91.
28. Зорин И.В., Соколов Г.Н., Дубцов Ю.Н. и др. Композиционные проволоки для наплавки сплавов на основе алюминидов никеля и титана [Текст]: Сварка и диагностика. – 2011. №3. С. 31-35.
29. Kothari, K.; Radhakrishnan, R.; Wereley, N.M. Advances in gamma titanium aluminides and their manufacturing techniques [Текст]: Prog. Aerosp. Sci. 2012, 55, 1–16.
30. Deve, H.E.; Evens, A.G.; Shih, D.S. A high toughness γ -titanium aluminide [Текст]: Acta. Metall. Mater. 1992, 40, 1259–1265.
31. Tlotleng, M.; Masina, B.; Pityana, S. Characteristics of Laser in-Situ alloyed titanium aluminides coatings [Текст]: Procedia Manuf. 2017, 7, 39–45.
32. Kacher, J.; Eftink, B.P.; Cui, B.; Robertson, I.M. Dislocation interactions with grain boundaries [Текст]: Curr. Opin. Sol. State Mater. Sci. 2014, 18, 227–243.
33. Appel, F.; Clemens, H.; Fischer, F.D.; Kim, Y.W.; Dimiduk, D. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides [Текст]: J. Mater. 1991, 43, 40–47.
34. Shaik E. Hoosain, Sisa Pityana, Christopher S. Freemantle, Monnamme Tlotleng. Heat Treatment of In Situ Laser-Fabricated Titanium Aluminide [Текст]: Metals. 2018, 8, 665.
35. 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.
36. 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.
37. 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.
38. 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.
39. Sina, H.; Iyengar, S. Reactive synthesis and characterization of titanium aluminides produced from elemental powder mixtures. *J. Therm. Anal. Calorim.* 2015, 122, 689–698.
40. 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.
41. 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.
42. 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.
43. 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.
44. 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.
45. Lasalmonie, A. Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? *Intermetallics* 2006, 14, 1123–1129.
46. 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.
47. 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.
48. Leyens C., Peters M., Kaysser W.A. // *Surf. Coat. Technol.* 1997. V. 94–95. P.

- 34.
49. Ramos A.S., Calinas R., Vieira M.T. // Surf. Coat. Technol. 2006. V. 200. P. 6196.
50. Hirose A., Ueda T., Kobayashi K.F. // Mater. Sci. Eng.: A. 1993. V. 160. Iss. 1. P. 143.
51. Guo B., Zhou J., Zhang S. et al. // Appl. Surf. Sci. 2007. V. 253. P. 9301.
52. Ротштейн В.П., Иванов Ю.Ф., Колубаева Ю.А. и др. // Письма в ЖТФ. 2011. Т. 37. № 5. С. 72.
53. PalDey S., Deevi S.C., Alford T.L. // Intermetallics. 2004. V. 12. Iss. 7–9. P. 985.
54. Budilov V., Kireev R., Kamalov Z. // Mater. Sci. Eng.: A. 2004. V. 375–377. P. 656.
55. Staron P., Bartels A., Brokmeier H.>G. et al. // Mater. Sci. Eng.: A. 2006. V. 416. P. 11.
56. Adachi S., Nakata K. // Surf. Coat. Technol. 2007. V. 201. P. 5617.
57. Пячин С.А., Бурков А.А., Комарова В.С. Формирование и исследование электроискровых покрытий на основе алюминидов титана [Текст]: Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2013. №6. С. 16-24.
58. Ковтунов А.И. Особенности применения сплавов системы железо-алюминий для наплавки покрытий литейных форм [Текст] // А.И. Ковтунов, Д.И. Плахотный, А.Г. Бочкарев. // Сварочное производство. – 2017. - №1. – С. 31-35.
59. Ковтунов, А.И. Физико-химическая кинетика взаимодействия алюминия со сталью при формировании металла шва с заданными свойствами [Текст]: дисс. док. тех. наук/ А.И. Ковтунов. – Тольятти, 2011. – 357 с.
60. Зорин И.В. Разработка композиционных электродных материалов и технологии наплавки термо- и износостойкого металла на основе алюминида никеля Ni₃Al [Текст]: дисс. док. тех. наук/ И.В. Зорин. – Волгоград, 2020. – 302.

61. Ускенбаева А.М., Паничкин А.В., Джумабеков Д.М. Синтез интерметаллидных алюминидных материалов, используемых в мишенях магнетронных напылительных установок [Текст]: Наука и образование. – 2017. №9. С. 33-37.
62. Ельцов, В.В. Ремонтная сварка и наплавка деталей машин и механизмов: учеб. пособие / В.В. Ельцов. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2012. – 176 с.
63. 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/
64. 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). 378-387.
65. Лазуренко, Д.В. Структура и свойства слоистых композиционных материалов с интерметаллидной составляющей [Текст]: дисс. док. тех. наук/ Д.В. Лазуренко. – Новосибирск, 2020. – 421 с.
66. 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.
67. 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. 549-551.
68. L.Y. Kong, L. Shen, B. Lu. and etc. Preparation of TiAl₃-Al Composite Coating by Cold Spray and Its High Temperature Oxidation Behavior. *Journal of Thermal Spray Technology*. 2010. Vol. 19(6). 1206-1210.
69. Oxidation performance of cold spray Ti-Al barrier coated γ -TiAl intermetallic substrates / J. Cizek, O. Man, P. Roupцова [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 268, iss. – P. 85–89.

70. Oxidation behavior of TiAl₃/Al composite coating on orthorhombic-Ti₂AlNb 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.
71. Preparation of TiAl₃-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.
72. Oxidation resistance of TiAl₃-Al composite coating on orthorhombic Ti₂AlNb based alloy / L. Kong, J. Qi, B. Lu [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2010. – Vol. 204, iss. 14. – P. 2262–2267.
73. 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
74. 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.
75. Криштал, М.М. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный анализ в примерах практического применения / М.М. Криштал, И.С. Ясников, В.И. Полуин, А.М. Филатов, А.Г. Ульянчиков. – М.: Техносфера, 2009. – 208 с.
76. Щедров К.П. Жаростойкие материалы [Текст]: Справочное пособие // К.П. Щедров, Э.Л. Гакман – М.: «Машиностроение». – 1965. – 168 с.
77. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Гушин А.А. и др. Особенности каплепереноса при аргонодуговой наплавке алюминидов титана [Текст]: Воздействие научно-технической революции на характер связи с науки с производством: материалы Международной научно-практической конференции. Челябинск. 2018. С. 24-31.

78. Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Гушин А.А. Плахотная С.Е., Бочкарев А.Г. Влияние режимов наплавки на структуру и свойства покрытий системы титан-алюминий [Текст]: Сварка и диагностика. – 2016. №2. С. 43-45.
79. Сидоров В.П., Абросимов С.М., Куркин И.П. Расчёт параметров напряжения сжатой (плазменной) трёхфазной дуги [Текст] // Сварочное производство. - 1991. № 11. С. 35-37.
80. Сидоров В.П. Научные основы проектирования технологических процессов и оборудования для обработки алюминиевых сплавов трехфазной сжатой дугой [Текст] / Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук. Тольятти 1999. 250с.
81. Семистенов Д.А. Стабильность проплавления стыковых швов при возмущениях в процессе автоматической аргодуговой сварки [Текст] / Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук.- Тольятти 2005, 168с.
82. Raghavan, V. Al-Si-Ti (Aluminum – Silicon –Titanium) / V. Raghavan [Текст] // J. Phase Equilib. Diffus. –2009. – Vol. 30, no. 1. – P. 82–83.
83. Ковтунов А.И., Гушин А.А., Плахотный Д.И., Бочкарев А.Г. Влияние кремния на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов системы Ti-Al [Текст]: Сварочное производство. – 2018. №2. С. 20-24.
84. Диаграммы состояния двойных металлических систем [Текст]: справочник: В 3-х т.: Т1 / ред. Н.П. Лякишев. – Москва.: «Машиностроение», 1997. – 1024 с.
85. Murray, J. L. The Si-Ti (Silicon-Titanium) System, Phase Diagrams of Binary Titanium Alloys [Текст]: ASM, Metals Park, OH 291-294 (1987) (Equi. Diagram, Crys. Structure, Thermodyn., Review, No 29).
86. 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.

87. Yang M.-R., Wu S.-K. Oxidation Resistance Improvement of TiAl Intermetallics Using Surface Modification [Текст]: Bulletin of the College of Engineering. 2003. V. 89. P. 3-19.
88. Rahmel A., Spencer P. J. Thermodynamic Aspects of TiAl and TiSi₂ oxidation: The Al-Ti-O and Si-Ti-O phase diagrams [Текст]: Oxidation of Metals. 1990. V. 35. P. 53-68.
89. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Влияние кремния на жаростойкость наплавленных сплавов системы Ti-Al [Текст]: журнал «Технология металлов» №7 2020 года. С. 39-44.
90. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г. Жаростойкость наплавленных сплавов системы Ti-Al [Текст]: Планирование, проведение и интерпретация результатов научно-технических исследований: материалы Международной научно-практической конференции. Казань. 2020. С. 10-14.
91. Ковтунов А.И., Семистенова Т.В., Гущин А.А., Бочкарев А.Г. Исследование процессов наплавки покрытий на основе алюминидов титана, легированных хромом [Текст]: Инновационные исследования как локомотив развития современной науки: от теоретических парадигм к практике: материалы Международной научно-практической конференции. Москва. 2018. С. 7-16.
92. Raghavan, V. Al-Cr-Ti (Aluminum – Chromium – Titanium) / V. Raghavan [Текст] // J. Phase Equilib.Diffus. – 2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 349–356.
93. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Гущин А.А., Плахотный Д.И. Влияние циркония на процессы формирования и свойства наплавленных сплавов системы Ti-Al [Текст]: Сварка и диагностика. 2018. №5. С. 47-50.
94. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И., Гущин А.А. Аргонодуговая наплавка интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при легировании цирконием [Текст]: Наука. Исследования. Практика «Science. Research. Practice»: материалы Международной научной конференции. Санкт-Петербург. 2019. С. 146-152.

95. Ковтунов А.И., Ельцов В.В., Бочкарев А.Г. Исследование механических и эксплуатационных свойств наплавленных сплавов системы титан-алюминий легированных цирконием [Текст]: Состояние и перспективы развития сварочного производства России: материалы Всероссийской научно-технической конференции. Уфа. 2021. С. 317-322.
96. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium –Titanium) / V. Raghavan [Текст] // J. Phase Equilib. Diffus. –2005. – Vol. 26, no. 4. – P. 360–368.
97. Raghavan, V. Al-Nb-Ti (Aluminum – Niobium –Titanium) / V. Raghavan [Текст] // J. Phase Equilib. Diffus. –2010. – Vol. 31, no. 1. – P. 47–52.
98. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Аргонодуговая наплавка интерметаллидных сплавов системы Ti-Al при модифицировании бором [Текст]: Перспективные системы и технологии как парадигма технического прорыва: материалы Международной научно-практической конференции. Тюмень. 2020. С. 33-37.
99. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г. Исследование процессов наплавки покрытий на основе алюминидов титана, легированных хромом [Текст]: Современные проблемы материаловедения: материалы II Всероссийской научно-практической конференции. Липецк. 2021. С. 12-17.
100. Appel, F., Wagner R. Microstructure and deformation of two-phase γ -titanium aluminides [Текст]: Materials science and engineering. 1998, 22, 187–268.