

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

ИНСТИТУТ МАШИНОСТРОЕНИЯ

(наименование института)

Кафедра «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»

(наименование кафедры)

22.04.01. Материаловедение и технологии материалов

(код и наименование направления подготовки)

Сварка и пайка новых металлических и неметаллических неорганических материалов

(направленность (профиль))

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

на тему: **«Исследование процессов аргоно-дуговой наплавки
интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий»**

Студент	С.Е. Плахотная <small>(И.О. Фамилия)</small>	<hr/> <small>(личная подпись)</small>
Руководитель	А.И. Ковтунов <small>(И.О. Фамилия)</small>	<hr/> <small>(личная подпись)</small>
Консультанты	<hr/> <small>(И.О. Фамилия)</small>	<hr/> <small>(личная подпись)</small>
	<hr/> <small>(И.О. Фамилия)</small>	<hr/> <small>(личная подпись)</small>
	<hr/> <small>(И.О. Фамилия)</small>	<hr/> <small>(личная подпись)</small>

Руководитель программы **д.т.н., доцент, А.И. Ковтунов**
(ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

(личная подпись)

« _____ » _____ 20 _____ г.

Допустить к защите

Заведующий кафедрой **д.т.н., профессор, В.В. Ельцов**
СОМДиРП (ученая степень, звание, И.О. Фамилия)

(личная подпись)

« _____ » _____ 20 _____ г.

Тольятти 2017

Оглавление

Введение.....	3
1 Виды и классификация интерметаллидных покрытий	5
1.1 Свойства интерметаллидных соединений.....	5
1.1.1 Основные известные сплавы на основе интерметаллидов	5
1.1.2 Виды и характеристики интерметаллидов	7
1.1.3 Интерметаллидные алюминидные соединения титана.....	14
1.2.4 Сферы применения материалов на основе интерметаллидов	23
1.3 Основные способы формирования покрытий.....	25
1.3.1 Свойства и сущность покрытий	25
1.3.2 Адгезия покрытия	26
2 Существующие способы формирования покрытий	28
2.1. Способы формирования покрытий	28
2.1.1 Классификация способов формирования покрытий	28
2.2 Технологии наплавки.....	29
2.2.1 Виды и технологии наплавки.....	29
2.2.2 Преимущества и недостатки технологий наплавки	30
2.2.3 Применяемость процесса наплавки	31
2.2.4 Применяемые наплавочные материалы.....	32
3 Методика проведения исследований наплавки алюминидных покрытий	36
3.1 Методика проведения исследования процессов наплавки интерметаллидных покрытий	36
3.2 Методика проведения исследований химического состава наплавленных сплавов.....	40
3.3 Методика исследования механических испытаний	42
3.3.1 Методика исследования измерения механических свойств наплавленных интерметаллидных покрытий.....	42
3.3.2 Методика проведения исследований эксплуатационных характеристик покрытий	43
4 Результаты проведенных исследований наплавки	46
4.1 Результаты проведенных исследований наплавки интерметаллидных алюминидов титана присадочной проволокой марки А5.....	46
4.2 Результаты исследований наплавки интерметаллидных соединений алюминиево-кремниевой присадочной проволокой на поверхность титана.....	55
4.3 Результаты исследований сплавов на основе Ti-Al-Si.....	63
Заключение	75
Список использованных источников	77
Приложение	81

Введение

Алюминидные интерметаллидные сплавы системы алюминий - титан в настоящее время находят широкое применение в промышленности, данная тенденция возникла благодаря техническому прогрессу, прорыву технологий на новый уровень которые в свою очередь позволили широко изучить комплекс уникальных физико-механических и эксплуатационных свойств алюминидных соединений разных материалов. Интерметаллиды титана имеют высокие показатели жаростойкости и жаропрочности, чем существующие в промышленности титановые сплавы, плотность данных материалов в 2,5 раза ниже плотности аналогичных жаропрочных сплавов системы никель-алюминий. Наиболее перспективными материалы являются интерметаллидные сплавы Ti_3Al и $TiAl$ [1].

Низкая плотность и высокие прочностные характеристики интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий превышают аналогичные существующие конструкционные жаропрочные материалы на основе никеля, титана и железа по параметрам жаропрочности в диапазоне температур до $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и удельным значениям модулей упругости [1].

Свойства интерметаллидного соединения Ti_3Al такие как механические, изменяются в широких пределах: $\sigma_{\text{в}} = 220\text{...}600\text{ МПа}$, $\delta = 0\text{...}0,5\%$. Модуль упругости составляет: $E \approx 140\text{ ГПа}$; $G \approx 52,5\text{ ГПа}$. Плотность данного материала равна $4,20\text{ г/см}^3$ [1].

Алюминидам титана, как и большинству интерметаллидов характерно охрупчивание, в широком диапазоне температур, что снижает область их практического применения в машиностроении, как конструкционных материалов [1].

Анализируя приведенные данные можно предположить, что данные интерметаллидные соединения возможно применить для формирования поверхностных слоев на других конструкционных материалах, что позволит

повысить эксплуатационные характеристики применяемых в промышленности материалов.

Поверхностные слои титана было предложено формировать дуговым способом в среде аргона, неплавящимся электродом. В качестве присадочного материала применили алюминиевые сварочные проволоки.

Таким образом, целью магистерской диссертации является: расширение области применения интерметаллидных алюминидных сплавов системы алюминий – титан путём исследования процессов наплавки неплавящимся электродом в среде аргона алюминиево – кремниевыми присадочными проволоками.

1 Виды и классификация интерметаллидных покрытий

1.1 Свойства интерметаллидных соединений

1.1.1 Основные известные сплавы на основе интерметаллидов

Интерметаллидные алюминидные соединения разных материалов уже достаточно долгое время применяются в промышленности для различных устройств и узлов. Достаточно изучены и применены на практике алюминиды металлов в качестве защитных жаростойких и износостойких покрытий. Интерметаллидные соединения применяются для систем накопителей – уловителей водорода, они позволяют поглощать большое количество водорода при температурах, близких к комнатной, и отдающих водород при не большом нагреве при понижении давления. Интерметаллидные сплавы обладают разнообразными свойствами так на примере следующих материалов SmCo_5 , $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$, Fe_{14}NdB , их применяют в качестве магнито-жестких материалов с повышенными магнитными свойствами. Ряд интерметаллидных сплавов на основе ниобия с алюминием и германием относятся к весьма перспективным сверхпроводящим материалам способными применяться в промышленности, а также при проектировании космической техники [1].

Благодаря техническому прогрессу ученые всего мира смогли досконально изучить свойства интерметаллидных соединений, что позволило расширить область применения данных сплавов в промышленности. Наиболее первыми изученными интерметаллидными соединениями стали алюминидные соединения титана. В 1961 г. С.Г. Глазунов с Ю.Ф. Алтуниным разместили ряд работ о том, что интерметаллидные алюминидные соединения титана TiAl и Ti_3Al способны применяться в авиационной технике как распространенные конструкционные материалы, так как основные преимущества данных интерметаллидных соединений является высокая жаростойкость и жаропрочность, низкая плотность, и они

также обладают высокими литейными свойствами. Применяемость данных материалов заморозили на долгие годы из-за одного существенного недостатка данных материалов такого как высокая хрупкость алюминидных соединений титана. Тем не менее, в настоящее время разработан ряд интерметаллидных сплавов системы титан-алюминий Ti_3Al и $TiAl$ с эксплуатационными и технологическими свойствами, позволяющих их практическое применение как жаростойких и жаропрочных конструкционных материалов.

Положительный результат в синтезировании и разработке новых сплавов на основе алюминидов титана позволил дать толчок по исследованию и изысканию новейших перспективных жаропрочных материалов на основе алюминидных соединений различных металлов, в первую очередь никеля (Ni_3Al , $NiAl$). Несколько позднее в процессе синтезирования алюминидных соединений были сформированы теории по применению других элементов в качестве легирующих для получения сверх свойств интерметаллидных соединений жаростойких материалов с возможностью применения данных материалов как аналогам алюминидным соединениям в промышленности как новых конструкционных материалов, не содержащих такой элемент как алюминий.

Особыми материалами обладающими оригинальными свойствами являются интерметаллидные соединения титана и никеля с эффектом запоминания формы. Проведенные обширные исследования взаимодействия разных материалов позволили открыть новые материалы способные восстанавливать свою форму после пластических деформаций при интенсивном нагреве и определенного времени выдержки, до первоначального состояния. Данное направление получило свое начало при исследовании интерметаллидного соединения $TiNi$ так называемого никелида титана.

1.1.2 Виды и характеристики интерметаллидов

Под интерметаллическими соединениями понимают соединения металлов между собой. Обобщенная классификация интерметаллидных соединений состоит из дальтони́дов, бертолли́дов и фаз Курнакова. Основное понятие о дальтонидах и бертоллидах было введено в теорию Н.С. Курнаковым в начале 20 века. [2]

Под Дальтонидами понимают – фазы состоящие в основе из интерметаллидных соединений неизменного химического состава.

Фазы переменного химического состава на основе интерметаллидов называют – Бертоллиды, для которых свойственно отсутствие сингулярных точек на кривых состав-свойств (рис. 1.1, б, в). На данных диаграммах бертоллидных фаз наблюдаются максимумы или минимумы свойств, положение которых зависит от давления и температуры.

Данные сплавы Бертоллиды - представляют собой соединения в состоянии растворении одного элемента в другом (рис. 1.1, б) или твердые растворы металлов (рис. 1.1, в).

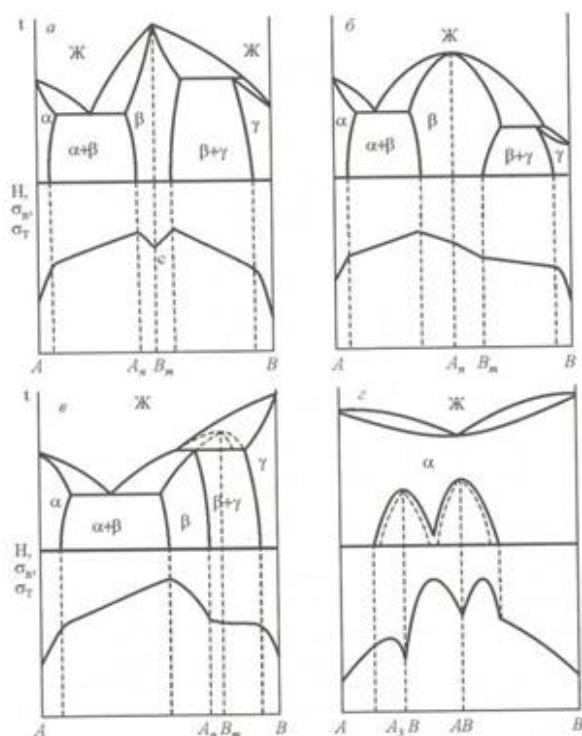


Рисунок 1.1 – Схемы зависимостей прочностных свойств сплавов от состава для систем с дальтонидами (а), бертоллидами (б, в) и сверхструктурами Н.С. Курнакова (з)

Наиболее полное определение такого термина как «фазы Курнакова» приведены в трудах Б.А. Колачева – нескончаемые твердые растворы между дальтонидами и бертоллидами. Данные фазы довольно редки, их состояние и свойства пока еще не были предметом изучения, ни как конструкционных, ни как функциональных материалов.

В результате изучения механических и эксплуатационных свойств интерметаллидных соединений, возникла потребность выделения в самостоятельный класс сверхструктур Н.С. Курнакова из-за их непостоянного состояния и неопределенного молекулярного строения. При понижении температуры атомы в неупорядоченных твердых растворах упорядочиваются и образуют данные сверхструктуры «Курнакова» (рис. 1.1, г).

Б.А. Колачев описывал «Сам Н.С. Курнаков и его последователи относили такие сверхструктуры к дальтонидам, поскольку на кривых состав-свойство им соответствуют сингулярные точки. Выделение сверхструктур Курнакова в самостоятельный класс интерметаллидов вполне оправдано, так

как многие из них, в отличие от обычных дальтони́дов, обладают довольно высокими пластическими свойствами. Таким образом, терминам «фазы Курнакова» и «сверхструктуры Курнакова» придается разный смысл.» [1]

По результатам проведенного анализа источников литературы можно утверждать, что в настоящее время описано и обнаружено более 1500 интерметаллидных соединений, которые в свою очередь образуют порядка 200 типов кристаллических структур.

Исходя из приведенной литературной информации Б.А. Колачевым - к перспективным конструкционным материалам относят следующие типы интерметаллидов (рис. 1.2):

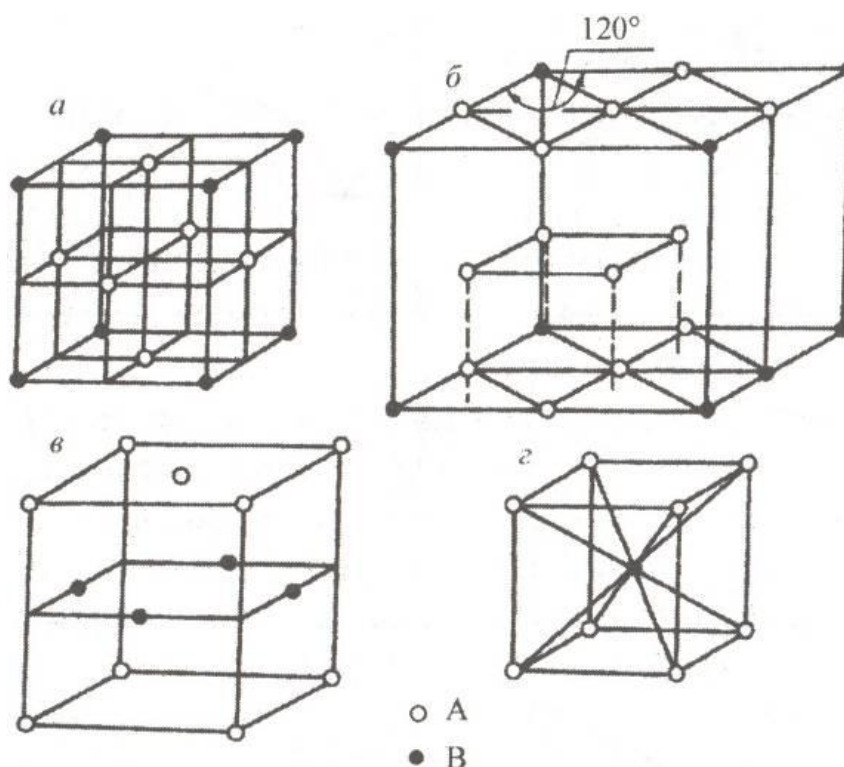


Рисунок 1.2 – Типы кристаллических решеток интерметаллидов A_3B (а, б) и AB (в, г) с кристаллической структурой $L1_2$ (а), DO_{19} (б), $L1_0$ (в) и $B2$ (г)

Данные фазы способны относиться к дальтони́дам, сверхструктурам Курнакова и бертоллидам независимо от их кристаллического строения и структуры. К сверх структурам Курнакова относят интерметаллидные соединения Ti_3Al , Fe_3Al ; к бертоллидам – $TiAl$, Ni_3Al , $FeAl$, к дальтони́дам – $NiAl_3$, $TiAl_3$, $NiAl$.

«Высокотемпературные интерметаллидные сплавы должны обладать следующими свойствами: высокими прочностными и жаропрочными удельными характеристиками, достаточным сопротивлением усталости, приемлемой пластичностью и технологичностью, высоким сопротивлением коррозии и окислению» [1].

Из приведенных интерметаллидных соединений наибольший интерес вызывают алюминидные интерметаллидные соединения, что подтверждается следующими причинами:

а) алюминидные интерметаллидные соединения обладают высокими жаропрочными и прочностными характеристиками при высоких температурах, свойственных сплавам на основе никеля, и выше них (при меньшей плотности). Предельная температура работоспособности интерметаллидных соединений без потери свойств, оценивают равной (0,5...0,7) Тпл (предпочтительно 0,5 Тпл);

б) низкая плотность алюминия позволяет снизить массу и плотность получаемых интерметаллидных сплавов и способствует увеличению удельных характеристик жаропрочности и прочности. Исходя из литературных данных плотность интерметаллидного соединения TiAl в 2,5 раза меньше, чем у жаропрочных никелевых сплавов;

в) алюминиды обладают высокой стойкостью к окислению и высокой коррозионной стойкостью по сравнению с другими материалами и сплавами. Примером данного материала можно привести интерметаллидное соединение на основе железа Fe₃Al;

г) применение алюминия позволит снизить затраты по изготовлению конструкций из алюминидных интерметаллидных соединений.

Основные недостатки интерметаллидных соединений приведены в книге Б.А. Колачева «Основные факторы, затрудняющие применение интерметаллидов и сплавов на их основе как конструкционных материалов, сводятся к следующим: свойственная интерметаллидам хрупкость, особенно при комнатной температуре; недостаточное в некоторых случаях

сопротивление окислению; ненадежность методов проектирования и предсказания длительности эксплуатации изделий из интерметаллидов; отсутствие поставщиков качественной продукции из интерметаллидов; высокая стоимость изделий». [2,]

«Высокая хрупкость интерметаллидов может быть вызвана сегрегацией примесей на границах зерен. Вместе с тем хрупкость некоторых поликристаллических интерметаллидов (например, Ni_3Al), и даже монокристаллических (например $TiAl$), является их природным свойством. В последнем случае даже самая глубокая очистка интерметаллида от примесей не приводит к устранению хрупкости. Природная хрупкость интерметаллидов обусловлена большим вкладом ковалентной (или ионной) связи в общую связь. Это приводит к глубоким барьерам Пайерлса в определенных направлениях, что вызывает блокировку сверхдислокаций в результате их превращения из плоских скользящих конфигураций в неплоские сидячие формирования. Блокировке подвержены дислокации всех типов (винтовые, краевые, 60-градусные), что приводит к затруднению размножения дислокаций и сильному уменьшению их подвижности. Уменьшение возможности релаксации напряжений в области зарождения трещины способствует хрупкому разрушению.» [2]

«Для многих интерметаллидов наблюдается аномальная температурная зависимость прочностных характеристик. С повышением температуры прочностные характеристики (сопротивление хрупкому разрушению, твердость, предел текучести) не уменьшаются, а повышаются, достигают при некоторой температуре максимума, а затем снижаются» [2].

Основными методами повышения пластичности интерметаллидных сплавов можно отнести: легирование, также и микролегирование, формирование микроструктуры соответствующей заданным свойствам, применять материалы с высокими показателями чистоты.

Анализируя опубликованную информацию по микролегированию данных сплавов, можно выделить результаты исследований «J. Lin, J.J.

Moore, W.C. Moerbe, M. Pinkas, B. Mishra, G.L. Doll, W.D. Sproul. Structure and properties of selected (Cr–Al–N, TiC–C, Cr–B–N) nanostructured tribological coatings» в которой говорится, что для повышения пластичности интерметаллидных соединений вводят легирующий элемент бор, так как атомы бора обычно применяют для сегрегации на границах зерен, то есть заполняют пустоты в интерметаллидных соединениях [3]. Однако бор как легирующий элемент алюминидных интерметаллидных соединений титана, а именно фаз Ti_3Al и $TiAl$ не позволяет добиться пластифицирующего эффекта.

Макролегирование проводят для повышения пластичности и увеличения всех эксплуатационных свойств интерметаллидных соединений. Повысить пластичность интерметаллидных соединений при макролегировании может быть достигнуто путем изменения фазового состава и структуры соединения. Основываясь на теоретические данные не возможно предположить воздействие применяемых элементов для легирования на указанные характеристики, составляющих комплекс эксплуатационных свойств. Однако основываясь на литературные данные можно отметить положительное воздействие хрома и ниобия на механические свойства алюминидов титана.

Максимальной растворимостью элементов тройных систем в интерметаллидных соединениях определяется положением легирующих компонентов в периодической системе Менделеева Д.И. (применительно для алюминидных соединений никеля Ni_3Al , $NiAl$ и титана Ti_3Al , $TiAl$). Так, в алюминидных соединениях титана больше растворяются элементы, находящиеся близко к титану и алюминию (рис. 1.3), а элементы находящиеся на удалении от титана и алюминия растворяются меньше и растворимость стремится к нулю. Данное явление распространяется и на алюминиды никеля.

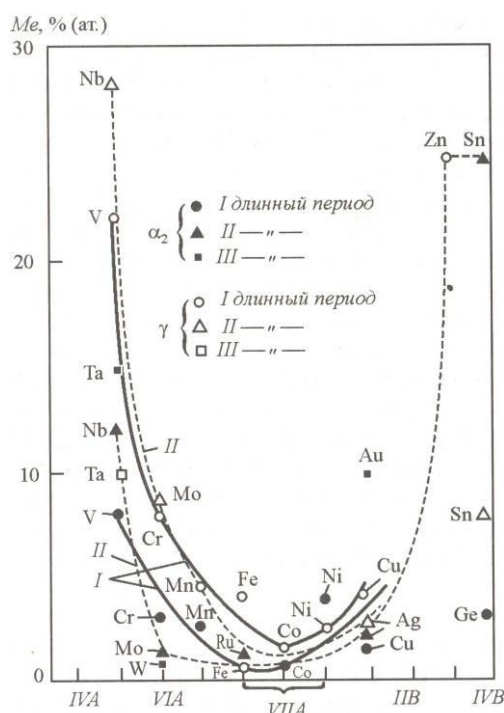


Рисунок 1.3 – Предельная растворимость легирующих компонентов в интерметаллидах титана Ti_3Al (α_2) и $TiAl$ (γ)

Выявленные закономерности, однозначно, связаны со сходством структуры и типа кристаллической решетки, как легирующего так и легируемого элемента периодической системы Менделеева, что приводит в ряде случаев к изоморфным интерметаллидам. Примером данного типа интерметаллида можно обозначить алюминид никеля Ni_3Al , что и приводит к непрерывной растворимости (рис. 1.4).

Можно предполагать, что приведенная закономерность растворимости справедлива и для других интерметаллидных соединений алюминия. Недостаточность изученности данного вопроса не позволяет говорить с уверенностью про непрерывную растворимость соседних элементов в никеле и титане.

К новому развивающемуся перспективному направлению по получению интерметаллидных соединений можно отнести технологию производства монокристаллических материалов. Монокристаллам интерметаллидных сплавов характерны увеличенные анизотропные свойства. Примером перспективности развития данного направления является монокристаллы интерметаллида Ni_3Al , синтез кристаллов в разных

направлениях приводит к образованию новых свойств, при выращивании в определенных направлениях кристаллы интерметаллида Ni_3Al удается повысить пластичность в разы, при изменении направления роста кристаллов пластичность снижается до нуля. Так, как и все материалы монокристаллы имеют свой недостаток — это повышенная хрупкость при комнатной температуре. Однако управляя процессом синтеза монокристаллических изделий возможно избежать данной проблемы и повысить механические и эксплуатационные свойства изделий, применяемых в настоящее время.

Наиболее высокие результаты в повышении эксплуатационных свойств достигнуты по жаропрочности для алюминидов никеля и титана как новых применяемых конструкционных материалов, в области специальных функциональных сплавов разработаны материалы никелиды титана с эффектом запоминания формы [1].

1.1.3 Интерметаллидные алюминидные соединения титана

Рассматривая диаграмму взаимодействия сплавов системы Ti-Al, можно выделить наиболее интересные по свойствам алюминидные соединения Ti_3Al и $TiAl$ (рис. 1.4).

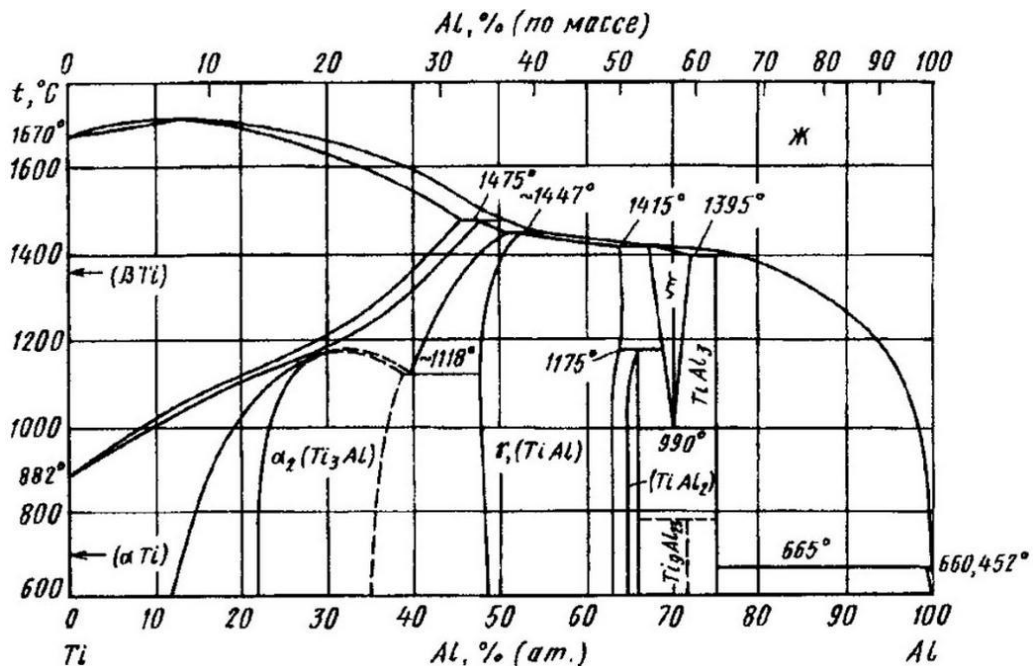


Рисунок 1.4 – Двойная диаграмма состояния сплавов системы титан-алюминий

Как уже отмечалось выше, интерметаллидное соединение Ti_3Al (α_2 -фаза) представляет собой упорядоченную сверхструктуру титана и алюминия на основе α -фазы. Интерметаллидный алюминид титана - Ti_3Al представляет собой гексагональную плотноупакованную структуру с элементарной ячейкой (рис. 1.5).

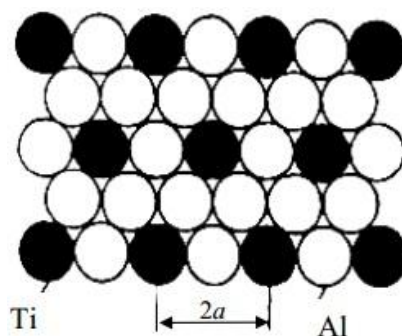


Рисунок 1.5 – Схема построения атомов титана и алюминия

Механические свойства такие как пластичность в данном алюминиде мала, что подтверждается его строением и возможными дефектами кристаллического строения. В процессе деформации при комнатных температурах за счет дефектов кристаллического строения образуются сдвиги дислокаций что в свою очередь приводит к образованию микротрещин.

Механические свойства алюминидного интерметаллидного соединения Ti_3Al очень сильно зависят от химической чистоты сплава при нормальных температурах, типу и параметров микроструктуры, величины и формы зерна. Из-за этого механические свойства интерметаллидного соединения Ti_3Al изменяются в широких пределах: предел прочности = 220...600 МПа, относительное удлинение = 0...0,5%. Модуль упругости данного интерметаллидного соединения составляет: $E \approx 140$ ГПа; $G \approx 52,5$ ГПа. Плотность данного алюминида титана $Ti_3Al = 4,20$ г/см³.

Временное сопротивление разрыву повышается при увеличении температуры хрупкого малопрочного интерметаллида до 700 °С (рисунок 1.6), а затем снижается.

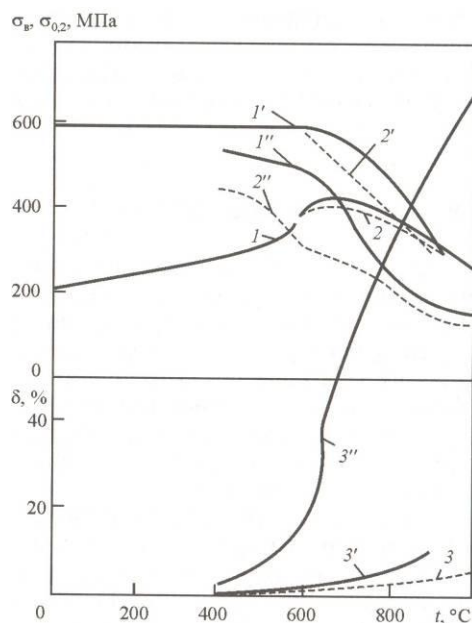


Рисунок 1.6 – Влияние температуры на временное сопротивление разрыву (1, 1', 1''), предел текучести (2, 2', 2'') и относительное удлинение (3, 3', 3'') интерметаллида Ti_3Al по данным И.И. Корнилова, Т.Т. Нартовой и О.Н. Андреева (1, 2, 3); Липситта и Шехтмана (1', 2', 3'); Р.М. Имаева, Н.И. Габидуллиной и Г.А. Салищевой (1'', 2'', 3'') (мелкозернистая структура)

Проблема повышения механических свойств алюминидного интерметаллидного соединения Ti_3Al может быть решена путем легирования данных сплавов следующими элементами Hf, Mo, Nb, Ta, V, W, Zr.. Высокие показатели механической прочности показывает легирование интерметаллидов титана ниобием, из этого следует что алюминид титана с ниобием является основной системой при синтезировании данных сплавов.

Разрез диаграммы взаимодействия интерметаллидного соединения Ti_3Al-Nb в вертикальной плоскости показан на рисунке 1.7. Легирующий компонент ниобий способствует понижению температуры перехода компонентов сплава в β -область, что способствует упорядочению структуры сплава.

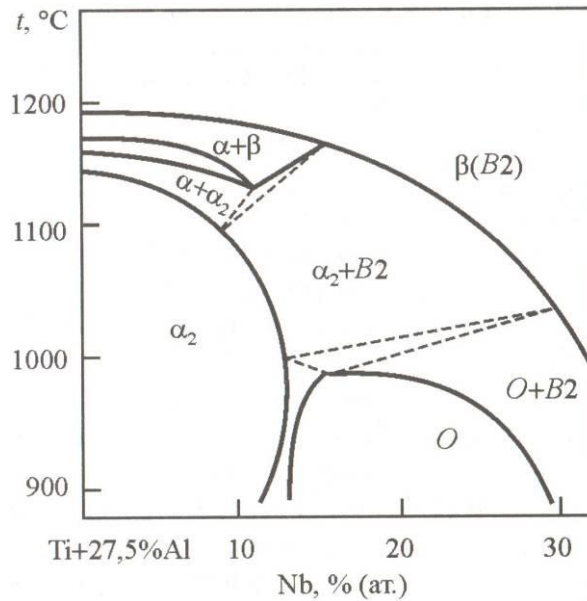


Рисунок 1.7 – Разрез интерметаллидного соединения Ti_3Al-Nb в вертикальной плоскости

Введение ниобия значительно повышает пластичность интерметаллида Ti_3Al , уменьшая его сопротивление. Увеличение пластичности Ti_3Al при легировании ниобием возможно объяснить некоторым уменьшением степени порядка в интерметаллиде Ti_3Al сплавов с ниобием, что при комнатной и при повышенных температурах имеет дополнительные системы скольжения $\langle 1120 \rangle \{1010\}$; $\langle 1120 \rangle \{0001\}$ и $\langle 1126 \rangle \{1121\}$, которое приводит к повышению пластичности.

Таблица 1.1 – Механические свойства сплавов на основе интерметаллида Ti_3Al

Сплав	Термическая обработка (структура)	Свойства при температуре, °C				σ_{100}^* , МПа
		20		650		
		σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	
Ti_3Al	Отжиг	220...600	0	430...600	2...3	130 (800)
Ti_3Al	Мелкозернистая структура	538	0,3	—	—	—
Альфа-2 (24-11)	Отжиг 1200 °C + 760 °C, 8 ч	665	2,1	—	—	—
24-15	$(\alpha_2 + \beta)$ -, закалка	800	5...6	—	—	—
Супер-альфа-2	Закалка 1060 °C + старение 650 °C, 2 ч	1400	0,1	—	—	—
Супер-альфа-2	Закалка 1060 °C + старение 850 °C, 2 ч	1050	1,5	—	—	—
Супер-альфа-2	Бимодальная	1000	6...9	—	—	—
ВТИ-1	Глобулярная	1050	2,5...3	820...880	—	380 (650)
	Мелкое зерно	1100	—	—	—	—
	Крупное зерно	1020...1050	1...1,5	830...860	—	—

* В скобках – температура испытаний, °C.

Сплав супер Альфа 2 имеет лучшие механические свойства в бимодальной структуры представлена равноосными зернами первичной α 2-фазы, пластины α 2-фазы и зерен фазы. Такая структура получается в результате закалки и старения в β -, а затем в $(\alpha 2 + \beta)$ - областях. Выделения о-фазы оказывают положительное влияние на прочность и пластичность сплава.

Для этого типа сплавов на основе интерметаллида Ti_3Al сплавов принадлежит отечественным ВТИ-1: $Ti-14.5$ и $Al-22Nb-1,5$ Cu 0,25 % (по весу). В литом состоянии сплав имеет трехфазную структуру, состоящую из большой пластины α 2-фазы со слоями упорядоченной β -фазы, в которой находятся мелкие частицы ромбической фазы, осаждают при охлаждении. После деформации в β -области структуры сплава пластины, и напряжение в трехфазной $(\alpha 2 + \beta + o)$ области приводит к формированию равноосной структуры зерна. Сплав ВТИ-1 с мелкозернистой структурой, как правило, сверхпластичен при температурах, близких к $1000^\circ C$ ($M = 0,65$; $\delta = 600\%$ для $\varepsilon = 10^{-4} c^{-1}$).

Проведенный литературный обзор показал, что в качестве легирующих элементов целесообразно применять Si в работе «Parlinska-Wojtan, A. Karimi, O. Coddet, T. Cselle, M. Morstein. Characterization of thermally treated $TiAlSiN$ coating by TEM and nanoindentation» [4], Cr в работах «K. Yamamoto, T. Sato, K. Takahara, K. Hanaguri. Properties of $(Ti,Cr,Al)N$ coatings with high Al content deposited by new plasma enhanced arc-cathode» [5], «Bing Yang, Li Chen, Ke K. Chang, Wei Pan, Ying B. Peng, Yong Du, Yong Liu. Thermal and thermo-mechanical properties of $Ti-Al-N$ and $Cr-Al-N$ coatings» [6], «Li Chen, Yong Du, S.Q. Wang, Jia Li. A comparative research on physical and mechanical properties of $(Ti,Al)N$ and $(Cr, Al)N$ PVD coatings with high Al content» [7].

Практический интерес к сплавам на основе алюминидов титана Ti_3Al заметно снизился в последнее время, из-за разработки псевдо α -сплавов марки ВТ18У, жаростойкость данного сплава не превосходит интерметаллид Ti_3Al , а технологические свойства выше чем у алюминидов титана.

Проанализировав ряд работ по применению Si как легирующего элемента интерметаллидных сплавов системы Ti-Al можно предположить, что введение Si в интерметаллическое покрытие, позволит повысить эксплуатационные характеристики данных соединений и расширит область применения алюминидов титана (рис. 1.8).

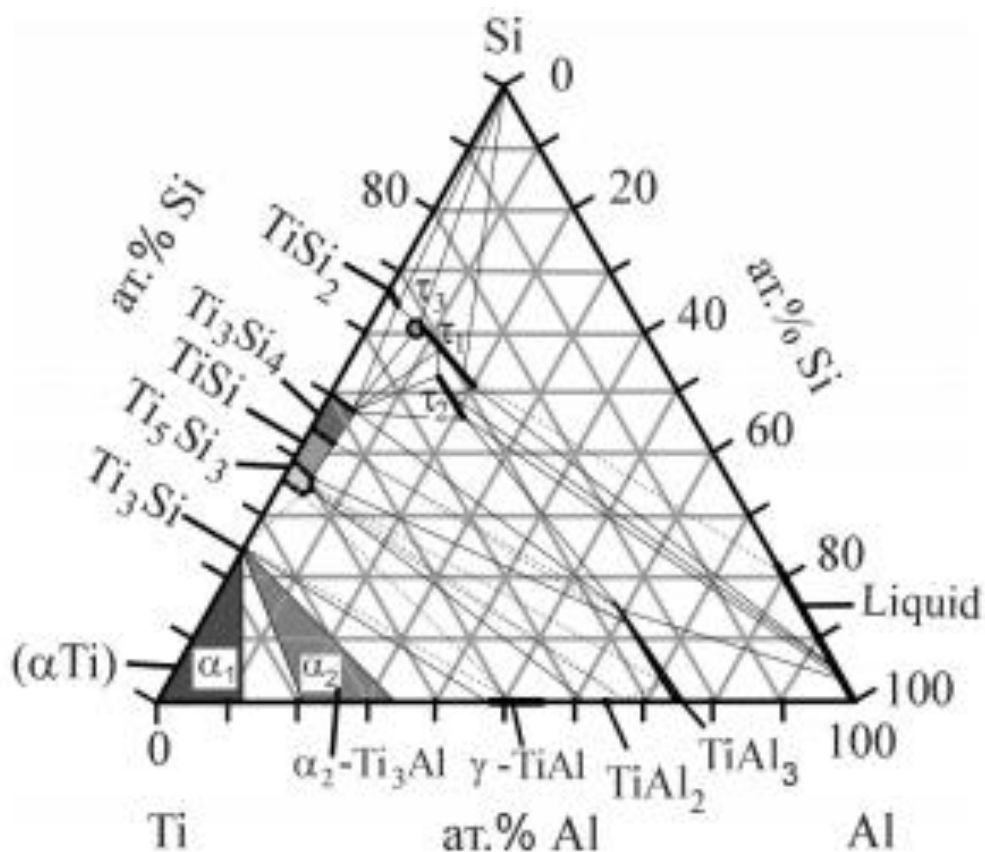


Рисунок 1.8 Тройная диаграмма взаимодействия Ti-Al-Si [25]

Интерметаллическое соединение TiAl(γ) состоит из тетрагональной искаженной гранецентрированной структуры L10, в которых плоскости {100} заполняется атомами титана, чередуются с плоскостями, занятыми атомами алюминия (Рис. 1.2). Диапазон однородности этого интерметаллида в системе Ti-Al является достаточно большим (Рис. 1.6).

Пластичность интерметаллического соединения TiAl при температурах ниже 700 °C незначительна (Рис. 1.9), из-за особенностей его дислокационной структуры. Пластической деформации интерметаллического соединения TiAl можно изменить, сдвинув единой дислокации вектор $a/2\langle 101 \rangle$ с векторами Бюргерса $\langle 101 \rangle$ и $\langle 112 \rangle$. Однако при температурах, близких к комнатной,

все эти дислокации блокируются. Блокирование одиночных дислокаций из-за того, что некоторые из направлений $\langle 110 \rangle$ и их энергии сильно снижается. Дислокаций, ориентированных в этих направлениях, малоподвижный образ жизни. Блокирование одиночных дислокаций в процессе кристаллизации: тепловая энергия преобразует сдвиг движения в неподвижном положении, так что при повышении температуры блокировка усиливается. Замок благодаря своей трансформации из плоского перемещения в сидячие неплюской конфигурации. В конце концов, замок дислокаций из-за сильных ковалентных связей. Поскольку все TiAl дислокаций при комнатной температуре блокируется, даже монокристаллы интерметаллида разрушили эту хрупкую связь.

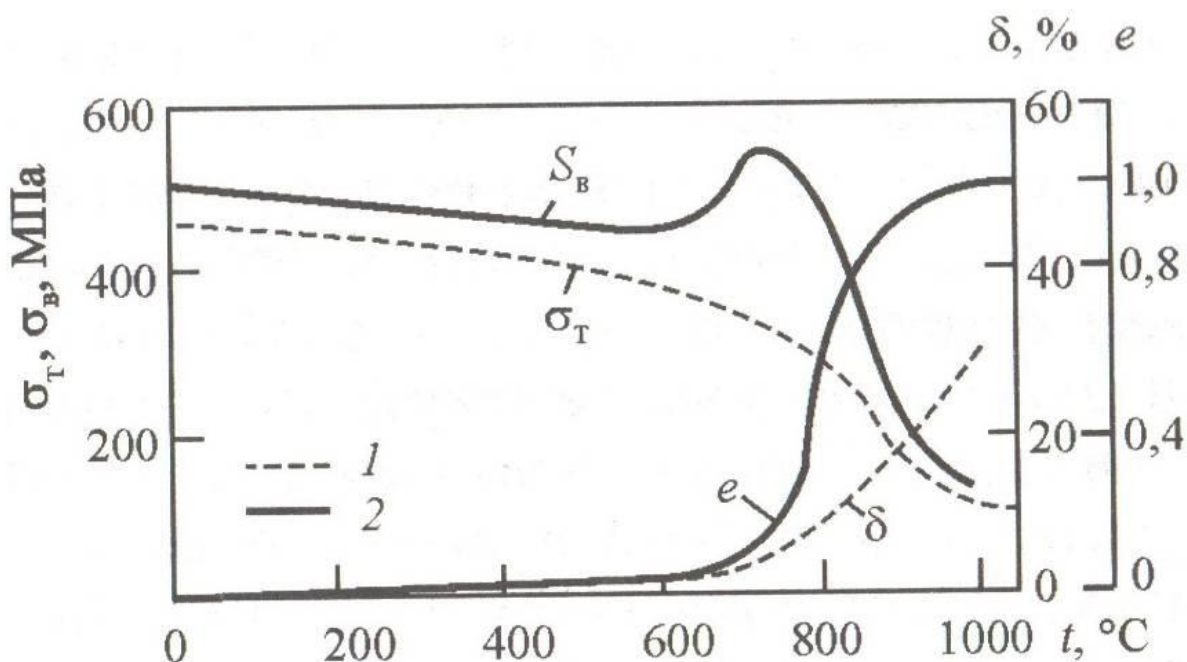


Рисунок 1.9 – Влияние температуры на механические свойства интерметаллида TiAl по данным Састри и Липситта (1); О.А. Кайбышева, Г.А. Салищева, Р.М. Имаева и др. (2); S_B – истинное сопротивление разрыву, e – истинная деформация

Рекристаллизованной структуры состоит из зерен γ' -фазы и выделения α_2 -фазы, образуется из или динамической или статической рекристаллизации. Корректировка параметров технологического процесса может привести к Размер зерен γ' -фазы, Размер, форма и доля α_2 -фазы, типа

границ зерен. Такая структура обеспечивает высокие механические свойства при комнатной температуре (табл. 1.2) по сравнению с ламеллярной структурой.

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

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 таблице 1.3 приведены химический состав и механические свойства некоторых зарубежных сплавов.

Таблица 1.3 – Характеристики интерметаллидного соединения TiAl

Условные обозначения и химический состав сплавов, % (ат.) в скобках	Технология получения. Тип микро-структуры *	Механические свойства при температуре, °С					
		20			760		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
48-1 (Ti-48Al-0,3C)	К + Т Дуплексная	406	390	1,4	470	320	10,8
48-2-2 (Ti-48Al-2Cr-2Nb)	Л + ГИП + Т Дуплексная	413	331	2,3	430	310	–
	П + Т Дуплексная	–	480	3,5	–	403	40
	Почти ламельная	597	510	2,9	–	–	–
ABV (Ti-47Al-2W-0,5Si)	Л + Т Дуплексная	520	425	1,0	460	350	2,5
47ХД (Ti-47Al-2Mn-2Nb-0,8TiB ₂)	Л + ГИП + Т Ламельная	482	402	1,5	458	344	–
204в (Ti-46Al-xCr-y(Ta, Nb))	Л + ГИП + Т Почти ламельная	575	442	1,5	580	382	12,4
Сплав 7 (Ti-46Al-5Nb-1W)	П + Т Почти ламельная	717	648	1,6	692	517	–

* К – ковка, Л – литье, П – прессование, Т – термообработанный, ГИП – гидроизотермическая обработка (прессование).

На основе разработанного сплава не является интерметаллическое соединение TiAl стехиометрический состав, и истощенные в связи алюминия 46...48 % (АТ.), так как этот состав соответствует максимальной

пластичности не только двойной, но и, как минимум тройных сплавов. Наиболее распространенных легирующих элементов, хрома, марганца, ниобия, кремния, тантала, Вг; их роль описано выше. Отметим лишь некоторые легирующие сплавы титан борид TiB_2 , который повышает характеристики жаропрочности по механизму дисперсионного упрочнения. Обратите внимание, что все сплавы на основе $TiAl$ более пластичны в двойниковой структуры по сравнению с другими структурами в той же технологии, для производства полуфабрикатов. Для лучших сплавов на основе $TiAl$ относятся $Ti-48Al-2Cr-2Nb$. Этот сплав обладает хорошим сочетанием пластичности и адаптивности, высокой эффективности сопротивления жары, сопротивления коррозии.

Из-за низкой плотности и относительно высокой прочности и свойств интерметаллида $TiAl$ -основанные сплавы превосходят существующие жаропрочные сплавы на основе титана, железа и никеля с точки зрения конкретных значений модулей упругости и показателей жаропрочности в широком интервале температур, вплоть до $600...800\text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 1.10) [2].

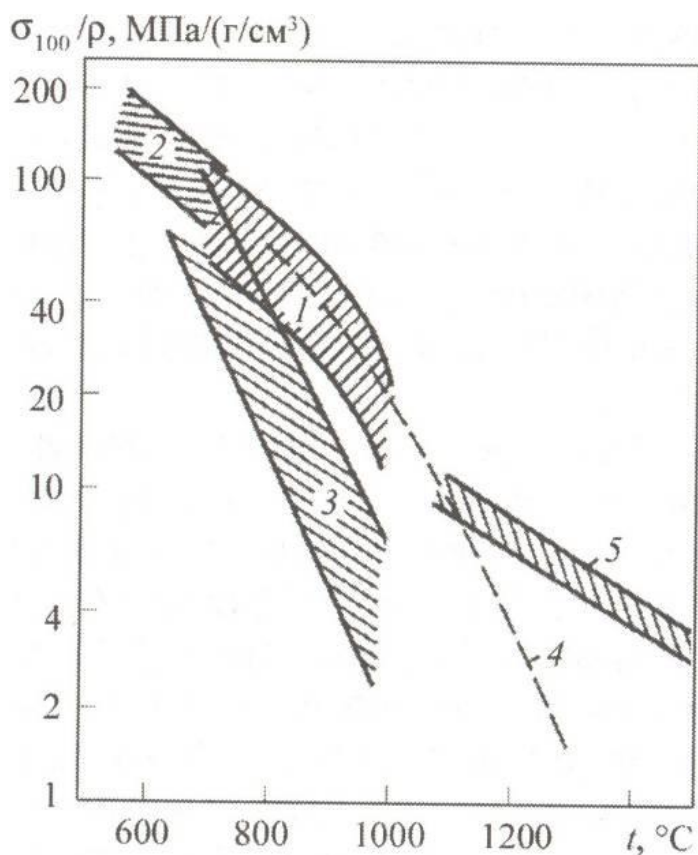


Рисунок 1.10 – Влияние температуры на удельную длительную прочность (σ_{100}/ρ) жаропрочных никелевых сплавов (1) и сплавов на основе интерметаллидов: TiAl (2); Ni₃Al(Hf, Zr + Cr) + B (3); ВКНА-1В на основе Ni₃Al (4); NiAl–Y₂O₃ (5)

1.2.4 Сферы применения материалов на основе интерметаллидов

Применение интерметаллических соединений и сплавов на их основе чрезвычайно широко учитывает многообразие их свойств. Этими материалами являются сплавы с особыми физическими и химическими свойствами. Здесь же ограничимся более детальным рассмотрением применения строительных материалов на основе интерметаллических соединений.

Неоднократно отмечалось, что жаропрочные материалы и сплавы на их основе представляют большой интерес для авиационной и аэрокосмической инженерии из-за их высокой устойчивости, жаропрочности и жаростойкости. Так, в частности, сплавы на основе Ti₃Al были использованы для изготовления уплотнений форсунки для форсажной камеры двигателя сгорания самолета, а также в других деталях.

Сплавы на основе TiAl является перспективным материалом для изготовления труб, опор, корпусов компрессоров, фильтров воздушных камер низкого давления, сопел, лопаток компрессоров и турбин авиационных двигателей. Сплавы на основе TiAl могут быть использованы для изготовления элементов оболочек космических аппаратов и элементов систем тепловой защиты гиперзвуковых летательных аппаратов. Интерметаллическое соединение TiAl предполагается использовать для изготовления выпускных клапанов, деталей турбокомпрессоров и других элементов авто двигателей, вместо жаропрочных нержавеющей сталей и никелевых сплавов.

Сплавы на основе алюминидов никеля могут быть использованы в качестве конструкционных материалов, для изготовления деталей машин,

работающих длительное время при повышенных температурах в окислительных средах, а также для обеспечения их работоспособности в этих условиях не требует специальной защиты. Использование этих сплавов в промышленности позволит значительно увеличить срок службы и надежность деталей, уменьшить их массу. Новые сплавы на основе Ni3Al предназначены для работы при повышенных температурах в среде активных газов и жидкостей. Из них, в частности, может быть произведены поршни, клапаны, роторы в машиностроении, трубы отопления.

Интерметаллические соединения и сплавы на их основе являются перспективными конструкционными материалами для работы при высоких температурах. Я считаю, что применение интерметаллических соединений может открыть новую эпоху в развитии двигателей для аэрокосмической промышленности и развития других отраслей.

1.3 Основные способы формирования покрытий

1.3.1 Свойства и сущность покрытий

В настоящее время существует множество эффективных способов повышения ресурса работы деталей машин, но наиболее перспективным механизмом является нанесение покрытий на изношенную поверхность изделий.

«Покрытие представляет собой поверхностный слой детали, целенаправленно создаваемый воздействием окружающей среды на поверхность материала подложки (детали), и характеризующийся конечной толщиной, а также химическим составом и структурно-фазовым состоянием, качественно отличающимся от аналогичных характеристик материала основы» [8].

Номенклатура материалов, применяемых для образования покрытий, позволяет получить специальные характеристики поверхности, для большинства изготавливаемых изделий промышленности. Обще применяемые основные материалы не позволяют охватить все механические и эксплуатационные свойства за счет этого и приходится синтезировать и объединять разнородные материалы. Существующие специализированные конструкционные материалы, если и отвечают таким требованиям, в большинстве случаев дорогостоящие что снижает вероятность их применения в массовом производстве.

«При нанесении покрытий, проблема дороговизны материалов решается за счет регулирования получаемого слоя покрытия толщиной от микрометров до нескольких миллиметров, позволяющие обеспечить требуемые эксплуатационные характеристики деталей. Минимальный требуемый объем материала покрытия и повышенные эксплуатационные свойства поверхности деталей обеспечили повышенный интерес технологов к разработке методов нанесения покрытий целевого назначения и широкое внедрение покрытий в разные сферы деятельности» [8], [10], [11].

1.3.2 Адгезия покрытия

Одной из самых главных характеристик покрытий, является адгезия. Применяемые в промышленности способы создания покрытий способны создавать сверх комплекс свойств необходимый для работы в агрессивных и тяжелых условиях, но при недостаточном уровне адгезии данные покрытия не способны применяться в производстве.

Показатель величины адгезии рассчитывается по формуле

$$\sigma_{\text{адг}} = F_{\text{отр}} S_{\text{пов}}, \quad (1.1)$$

где $F_{\text{отр}}$ - усилие, прикладываемое к покрытию до разрушения, $S_{\text{пов}}$ - площадь контакта покрытия.

Существуют два фактора, определяющие адгезию: механическое взаимодействие, диффузия покрытия с основным материалом.

Механическая адгезия зависит от шероховатости поверхности. В большинстве случаев шероховатость поверхности создается искусственно в ходе специализированной обработки.

Повышенную степень химического воздействия возможно обеспечить за счет активации поверхности основного материала - при нагреве и в процессе предварительной подготовки поверхности (дробеструйная обработка).

Показатель адгезии, а значит и эксплуатационные характеристики покрытых деталей, зависит от состояния поверхностного слоя заготовки перед нанесением покрытия, значит следует учитывать влияние состояния поверхностного слоя деталей на технологию и качество подготовки поверхности.

Одним из условий нанесения качественного покрытия, является химическая чистота поверхностного слоя детали. Данная характеристика является одним из главных условий высоко качественного покрытия. Загрязненная поверхность негативно сказывается на взаимодействии

покрытия с материалом детали, приводит к образованию несплошностей и областей с локальными напряжениями. В следствии чего в процессе нанесения и эксплуатации покрытий, происходит растрескивание и отслаивание.

Очевидно, что для каждой системы заготовка - покрытие существует некоторая оптимальная шероховатость, значение которой зависит от условий работы детали, физико-химического состояния материала детали и покрытия, метода нанесения покрытия и других факторов [6].

2 Существующие способы формирования покрытий

2.1. Способы формирования покрытий

2.1.1 Классификация способов формирования покрытий

Известные многочисленные способы формирования и нанесения покрытий классифицируются по двум группам:

«- по виду технологического процесса: гальванические, вакуумные, наплавка;

- по методам получения: механические, физические, химические, электрофизические.

Покрытия различаются по используемым материалам - металлические, керамические, полимерные; по виду (состоянию) используемых материалов - нанесение покрытий в твердом (или твердом дисперсном) состоянии; нанесение покрытий из жидкой фазы (эмульсии, суспензии, лаки, шликер); нанесение покрытий из электролитических растворов; нанесение покрытий из расплавов; нанесение покрытий из газов или газовых смесей. Можно рассматривать покрытия и по их назначению - износостойкие, коррозионностойкие, жаростойкие, декоративные и т.д.

Наиболее последовательно классификацию способов нанесения покрытий следует проводить с учетом механизмов и явлений, лежащих в основе процессов нанесения покрытий и формирования его структуры:

- механические методы;
- химические методы;
- электрохимические методы;
- наплавка;
- напыление;
- высокоэнергетические технологии;
- комбинированные методы.

Научные основы различных методов нанесения покрытий известны, но изучены не одинаково глубоко. Это связано со сложностью каждого физико-химического процесса, со специфическими особенностями методов и уровнем научных исследований для каждого из них» [12,].

2.2 Технологии наплавки

2.2.1 Виды и технологии наплавки

Под наплавкой понимают трудоемкий процесс получения восстановительного слоя металла на поверхности изделия с оплавлением и диффузией основного и наплавляемого металла. Наплавленный металл после завершения процесса остывает и образуется прочная связь с основным металлом образуя покрытие.

Первыми наплавку как восстановительную и упрочняющую технологию применили в США. Данный способ применили в 1922 году для нанесения покрытия на коронку бура работающего в нефтяной отрасли.

Основной задачей наплавки является получение повышенных свойств на рабочей поверхности на инструментах и деталях машин, такими как коррозионностойкость, жаростойкость, износостойкость и др. В данный момент технологии наплавки разделяют на два направления:

- продление срока службы готового изделия – изготовительная наплавка;
- восстановительная – для восстановления изделий, работающих в агрессивных средах.

Основным преимуществом наплавки является экономическая выгода от применения данной технологии. Так как для восстановления изделия требуется от 2 до 4 %, наплавочного материала от всей массы конструкции, что в свою очередь и позволяет извлечь выгоду и позволяет восстанавливать исходное состояние детали либо создавать новые свойства на их поверхности [8], [10], [11], [12].

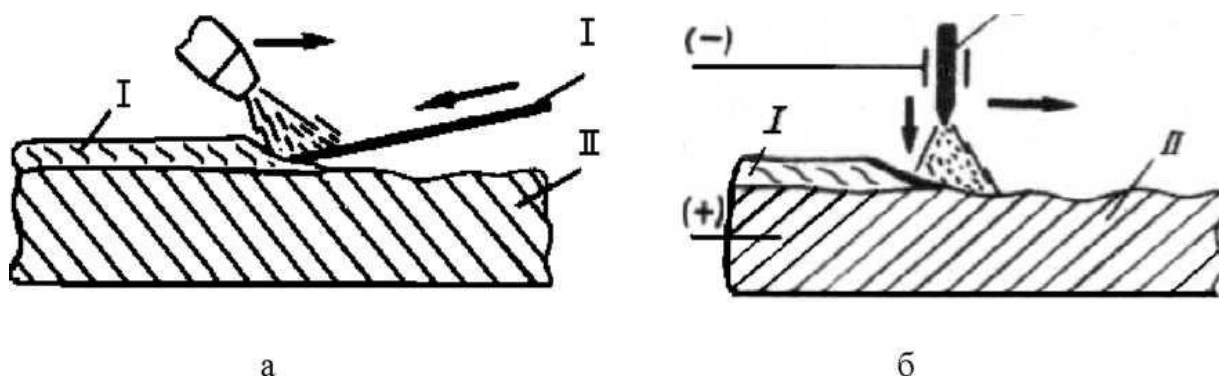
Технологически наплавка не отличается от процессов сварки. Однако для наплавки применяют методы и способы способные обеспечить выполнение следующих критериев:

- равномерность и минимальное проплавление основного металла;
- повышенная производительность;
- образование равномерного валика с отсутствием видимых дефектов;
- отсутствие склонности к образованию дефектов.

Данным критериям соответствуют основные виды сварки.

Существующая классификация способов сварки применяется и для процессов наплавки. Существуют основные виды наплавки, зависящие от формы и состояния применяемой энергии: газовая (рис. 2.1 а), дуговая (рис. 2.1 б), вибродуговая, лазерная, электронно–лучевая, электрошлаковая, плазменная, индукционная.

Классификация способов наплавки по степени автоматизации процесса: с применением ручного труда, механизированная, полностью автоматизированная.



I - присадочный материал, II – деталь;

Рисунок 2.1 - Схема газовой наплавки (а) и электродуговой (б) наплавки

2.2.2 Преимущества и недостатки технологий наплавки

Анализируя применяемые методы формирования покрытий наплавкой можно выделить существенные преимущества и недостатки данного способа создания покрытий.

Рассмотрим преимущества данной технологической операции наплавки.

1. Формирование заданной величины покрытия, за счет применения бесчисленного количества проходов;
2. Повышенная производительность;
3. Простота оборудования и материалов для создания покрытий, позволяющая производить операции не снимая изделие;

Недостатками данной технологии являются повышенное тепло вложение в основной материал, необходимое для создания прочного контакта и связи между ремонтируемым изделием и восстановленным слоем.

К существенным недостаткам технологического процесса наплавки можно отнести:

1. Взаимодействие основного металла с наплавляемым с последующим ухудшение свойств наплавленного слоя;
2. Перегрев изделия;
3. Повышенная трудоемкость работ при наплавке тонкостенных и мелких изделий;
4. Высокие деформации изделий.

2.2.3 Применяемость процесса наплавки

Приведенные преимущества и недостатки позволяют говорить, что технология наплавки получила обширное распространение в промышленности как универсальный способ ремонта и создания перспективных материалов на изношенной поверхности так и на новых изделия с сформированными сверх свойствами.

Технологии наплавки специализированных покрытий применяются во многих отраслях промышленности, так в качестве примера можно привести сферы в которых наибольшее распространение получила наплавка: восстановительная наплавка узлов и агрегатов сельскохозяйственной техники работающие при высоком абразивном износе, в оборудовании и

оснастке строительной техники, в горнодобывающей отрасли на ситах грохотов, в нефтегазодобывающем оборудовании на буровой инструмент и т.д. Технологиям восстановительной наплавки подвергаются большое количество разнообразных по размерам и форме изделий [10], [21].

Наплавленные коррозионностойкие слои, работающие под постоянной нагрузкой и обеспечивающие повышенную механическую прочность, методом наплавки получают при изготовлении сосудов, работающих при высоком давлении, предназначенных для оборудования химических, нефтефтехимических взрывопожароопасных производств.

Анализируя приведенные сведения, основным местом применения технологий наплавки является нагруженные узлы, работающие при постоянном контакте с агрессивными средами, работающие при высоких температурах а так же в узлах с высокими ударными нагрузками.

2.2.4 Применяемые наплавочные материалы

Для получения необходимых свойств материала покрытия необходимо выбирать определенный химический состав, соответствующий наплавке. Этот выбор определяется в первую очередь основным материалом детали, а также условиям его эксплуатации. В качестве материалов, используемых для наплавки используют проволоку сплошного сечения, покрытые электроды, порошковые проволоки и порошки.

Самый простой способ-это наплавка покрытыми электродами изготовленными из углеродистой стали, которые используются для восстановления изношенных деталей. Более качественную поверхность можно получить с помощью электродов из легированных сталей (легирующих элементов Cr, Ni, Mn, Mo и др.).

Для наплавки деталей, подверженных интенсивному износу, разработаны специальные материалы - твердые сплавы. Рассмотрим некоторые из них. Эти сплавы делятся на три группы.

Первая группа-это релит, который представляет собой композицию из литых карбидов вольфрама и используется для наплавки износостойких стальных деталей, в условиях интенсивного абразивного износа и ударных нагрузок.

Ко второй группе относятся стеллиты. Стеллиты - сплавы, содержащие в основном кобальт и вольфрам или никель и хром.

Стеллиты имеют высокую стойкость против коррозии. Хорошая свариваемость может быть использована для наплавки инструментов. Сормиты - сплавы на железо-хромовой основе с марганцем и никелем. Они менее жесткие, чем стеллиты, но значительно дешевле, поэтому нашли широкое применение при восстановлении деталей сельскохозяйственной техники.

Третья группа включает в себя сталиниты. Сплав на основе железа, хрома, марганца, кремния и до 7 - 10% углерода. Применяется для наплавки деталей, подверженных грубому износу.

Природа поверхностного упрочнения для каждого из используемых материалов имеет свои особенности. Для плакирования из углеродистой стали, упрочнение происходит за счет тепловых условий формирования поверхностного слоя при высокой скорости охлаждения упрочнения структуры с повышенной твердостью. Свойства поверхности после сварки легированных сталей зависит от типа легирующих элементов, определяющих фазовый состав, границы, фазовые превращения, механические свойства.

Твердые сплавы типа стеллита и релита имеют свойства, определяющиеся химическим составом (карбиды вольфрама и в первом случае, и сплавов на основе Co-W или Ni-Cr во втором случае). Сормайт и "сталинит", содержащие высокий процент углерода, образуют твердый износостойкий слой с содержанием железа в случае сталинита сплавлен в эвтектический белый чугун. Одним из способов повышения прочности стали является измельчение зерна. Это повышает предел текучести стали и одновременно снижает порог хладноломкости. Небольшие добавки бора

вызывает значительное измельчение зерна может улучшить прокаливаемость стали, повышает его прочность, твердость, износостойкость. В то время как легирование стали бором в небольших количествах может существенно уменьшающих степень легированных элементов, такие как хром, никель, марганец и молибден при сохранении требуемого уровня механических и других свойств.

Исследования показали, что высокая износостойкость может быть получена в эвтектических структурах, упрочняющих фаз, которые являются бориды железа, титана, никеля, хрома и других металлов. Таким образом, бориды могут быть успешно использованы для создания конструкций из композиционных материалов для узлов трения, работающих в тяжелых условиях.

На структуру наплавленного металла, а, следовательно, на его физико-механические свойства влияют не только на количество легирующих элементов, а также на их технологические параметры сварки. При изменении режима наплавки необходимо изменять процесс плавления материала, геометрические характеристики наплавленного слоя, химический микронеоднородности наплавленного металла. Сопротивление износу и сопротивление ударам закаленных деталей образуются в основном в процессе наплавки боридов, их форма, размер и расположение в матрице материала.

Матрица материала наносимого покрытия, в которых присутствуют твердые частицы, не меньшее влияние, чем на свойства твердой фазы. Матрицы на основе железа меняет свой состав в широком диапазоне структур аустенита и продуктов его трансформации, до содержания смеси в различных количественных и качественных соотношениях. Матричный материал характеризуется степенью плотности твердых тел, способность воспринимать знакопеременные нагрузки, а также противостоять износу. Износостойкость материала матрицы зависит от условий работы пары трения, характер влияния контактной нагрузки и рабочей среды [4, 10, 11].

Для достижения поставленной цели были решены следующие задачи:

- сформирована методика проведения исследований процессов формирования интерметаллидных соединений путем наплавки неплавящимся вольфрамовым электродом в среде аргона алюминидных интерметаллидных покрытий системы алюминий -титан;
- исследованы процессы формирования интерметаллидных соединений путем аргонодуговой наплавки Al на Ti;
- исследованы фазовый и химический состав интерметаллидных соединений;
- механические и эксплуатационные свойства полученных покрытий.

3 Методика проведения исследований наплавки алюминидных покрытий

3.1 Методика проведения исследования процессов наплавки интерметаллидных покрытий

Проведение экспериментов по исследованию процессов наплавки интерметаллидных алюминидных соединений титана выполняли на специализированной автоматической двух-координатной установке, состоящей из рамы с направляющими рейками, модуля позиционирования, механизма перемещения присадочной алюминиевой проволоки, промышленного источника питания постоянного и переменного тока. (рис. 3.1)

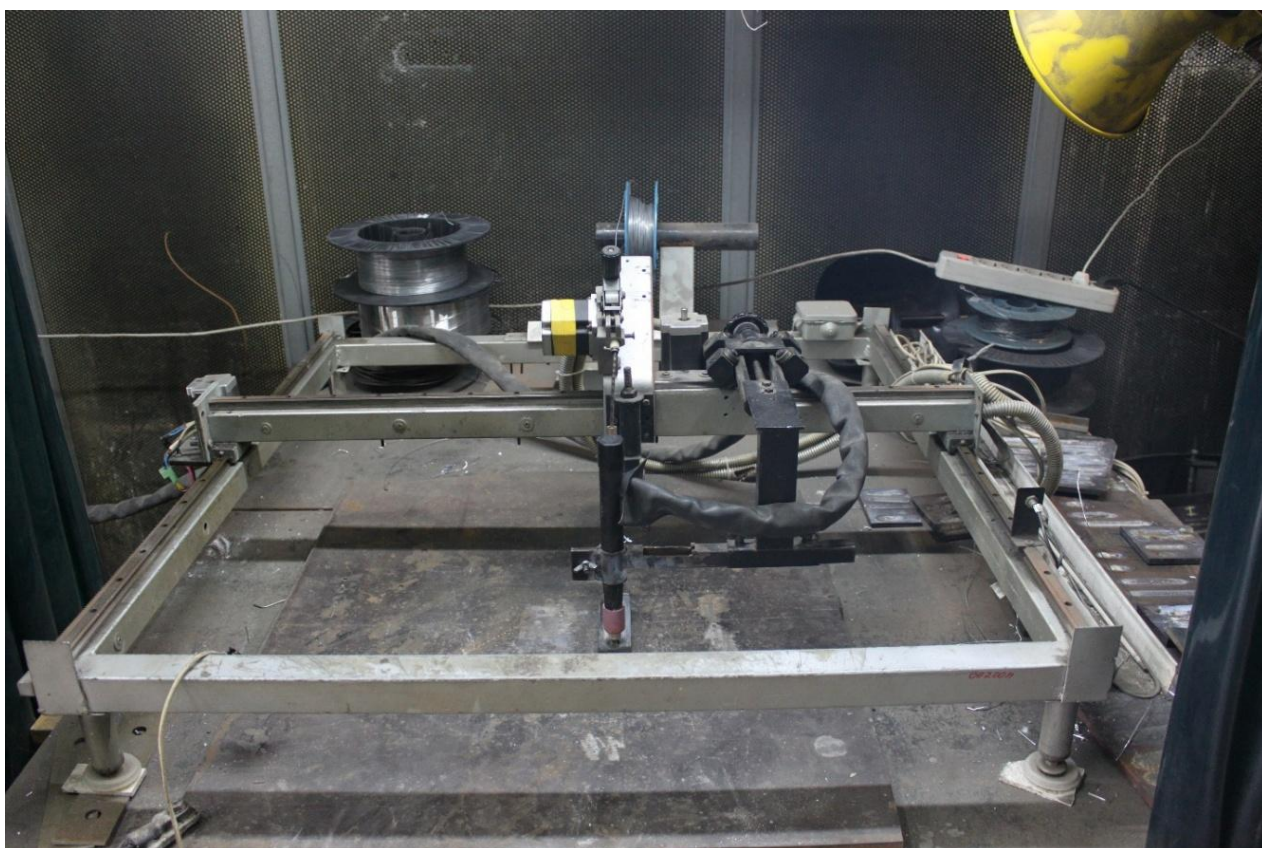


Рисунок 3.1 – Внешний вид установки для автоматической аргонодуговой наплавки с подачей присадочной алюминиевой проволоки

Движение портала осуществляется двигателями шагового типа по осям рамы за счет зацепления зубчатой передачи. Двигатели управляются специализированными контроллерами, специально спроектированном и собранными для данной установки в едином блоке управления, состоящего из блока питания элементов установки, контроллера типа SMC-3 и программируемого независимого блока управления типа SMSD-3.0 (рис. 3.2) [9, 30].

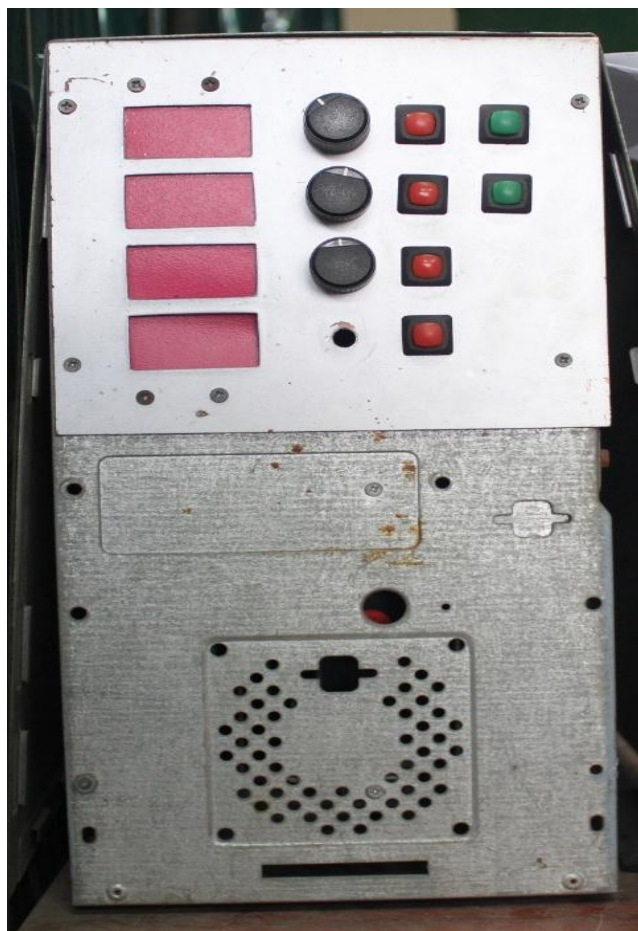


Рисунок 3.2 – Блок управления

Механизм позиционирования дает возможность регулировать высоту дуги, угол подачи присадочной алюминиевой проволоки, уровень ввода присадочной алюминиевой проволоки. (рис. 3.3)

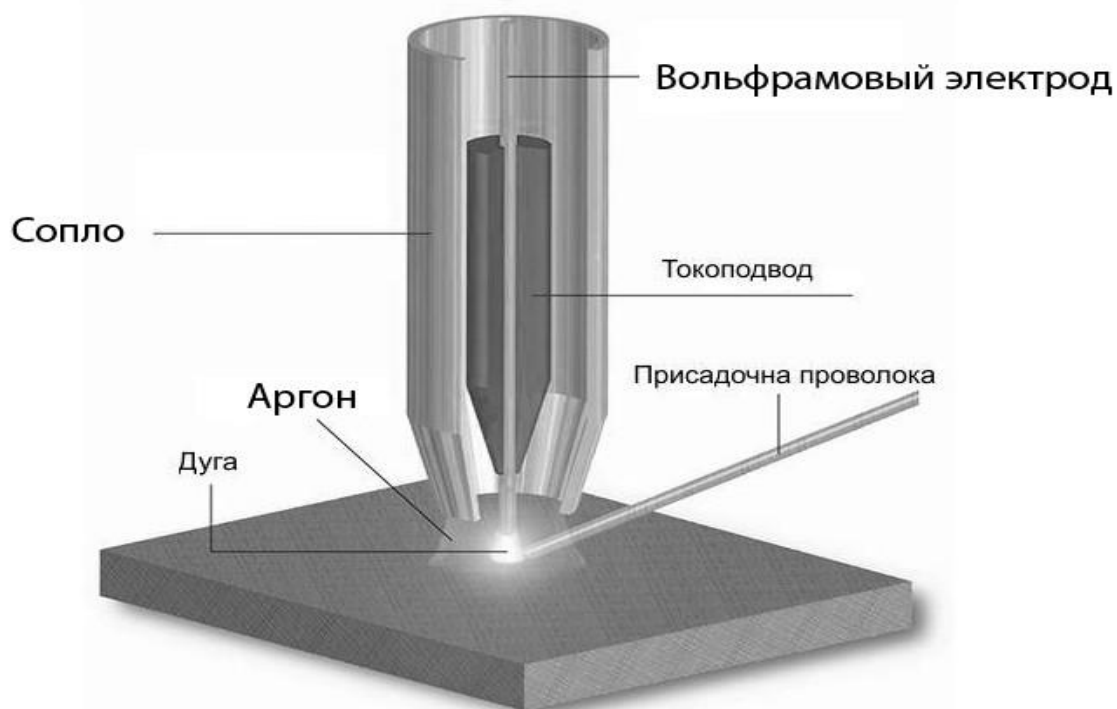


Рисунок 3.3 – Эскиз-модель процесса наплавки неплавящимся вольфрамовым электродом в среде аргона с присадочной проволокой

Для проведения серии экспериментов по наплавке применили водоохлаждаемую автоматическую сварочную аргонодуговую горелку фирмы AbicorBinzel AUT-TIG 400W.

Для регулирования пространственного положения аргонодуговой горелки использовали держатель, состоящий из вала и гайки. Ход перемещения по высоте составляет 150 мм. На портале располагается кронштейн для крепления и регулирования сварочной горелки.

Исследуемым основным материалом приняли листовой титан марки BT1-0, габаритные размеры образцов для наплавки составлял 120×120×10мм. Присадочным материалом приняли проволоки АК12 диаметром 1,2 мм; АК5 диаметром 1,2 мм и проволоку из технически чистого алюминия диаметром 1,2 мм. (таблица 3.1)

Таблица 3.1 – Параметры химического состава присадочных алюминиевых проволок

Обозначение сплава	Доля элементов, %					
	Al	Mn	Mg	Fe	Si	Ti
AK5	»	-	-	-	4,5-6,0 .	0,1-0,2
AK12	»	-	до 0,5	до 1,5	10-13	до 0,1
ENAW-Al99.7	99.7	0.03	0.03	0.25	0,20	0.03

В качестве источника питания для процессов наплавки приняли Сварог-315Р АС/DC. (рис. 3.4).



Рисунок 3.4 – Источник питания Сварог-315Р АС/DC.

Параметры режимов наплавки изменяли: скорость наплавки изменялась от 0,1 до 0,2 м/мин.; скорость подачи присадочной алюминиевой проволоки изменялась от 1 до 6 м/мин; ток наплавки изменяли от 240 до 300А. Данные режимы регулируются со специализированного блока управления процессами наплавки.

Визуально-измерительный контроль наплавленных контроль проводили с применением программы UniversalDesktopRuler по макрошлифам с заданием масштаба на фотографии макрошлифа и дальнейшем измерении геометрических параметров наплавленных валиков по нормативному документу РД 03-606-03. [20]

3.2 Методика проведения исследований химического состава наплавленных сплавов

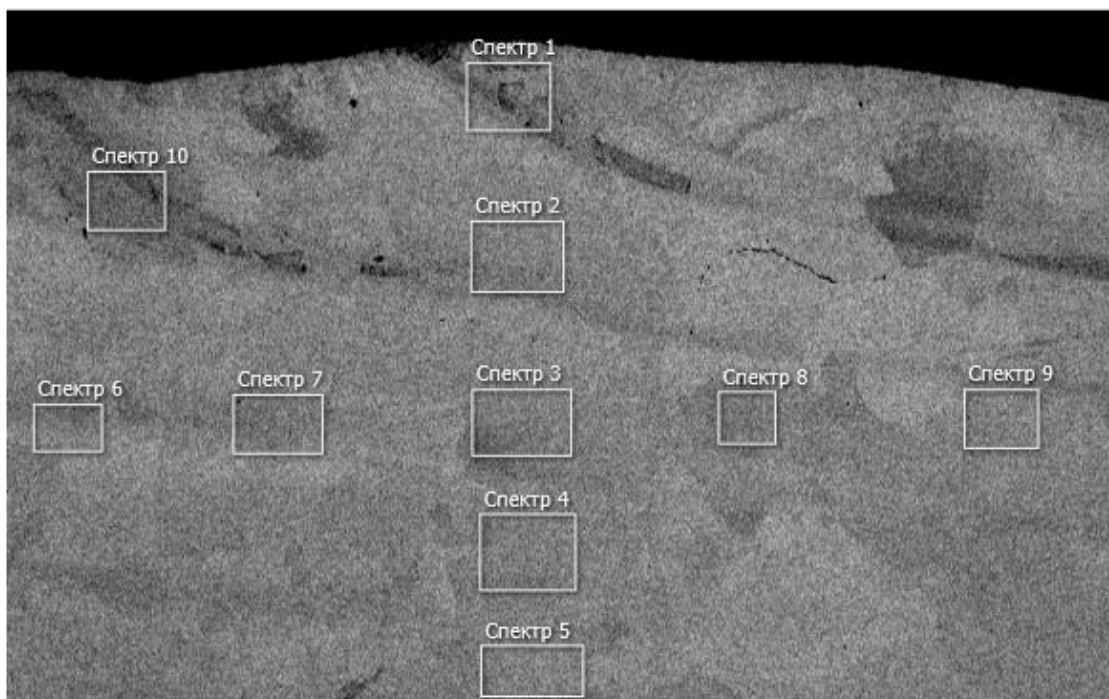
«Анализ химического состава проводился методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) основан на регистрации различных типов сигналов, генерируемых в образце при сканировании его поверхности сфокусированным электронным зондом. Вторичные, отраженные и оже-электроны, рентгеновское излучение и другие типы сигналов несут информацию о структуре, фазовом и химическом составе образца. Высокая разрешающая способность, большая глубина фокуса в сочетании с наглядностью изображения, простота подготовки объектов исследований, широкие возможности элементного анализа при использовании различных систем регистрации рентгеновского излучения (волнодисперсионные (WDS) или энергодисперсионные (EDS) системы) позволяют успешно использовать метод РЭМ в материаловедческих исследованиях для изучения структуры и элементного состава покрытий, поверхностей химического взаимодействия, отложений и так далее» [10], [27], [28].

«Для проведения исследований были специально подготовлены образцы, представляющие собой отшлифованную поверхность поперечного

сечения наплавленного слоя на основе интерметаллидного сплава титан-алюминий. (рис. 3.4, 3.5)» [27]



Рисунок 3.4 – микрошлифы наплавленных покрытий



1mm

Рисунок 3.5 – Микроструктура покрытия с местами отбора проб

3.3 Методика исследования механических испытаний

3.3.1 Методика исследования измерения механических свойств наплавленных интерметаллидных покрытий

«Твердость наплавленных образцов измерялась по методу Роквелла с применением шкалы HRC, а также с применением алмазного наконечника (индентор), имеющий конусную форму. Сам метод основан на измерении глубины проникновения индентора в материал. Исследования проводились на универсальном твердомере HBRV-187.5 по ГОСТ 9013-59 (рис. 2.6).» [19], [30]

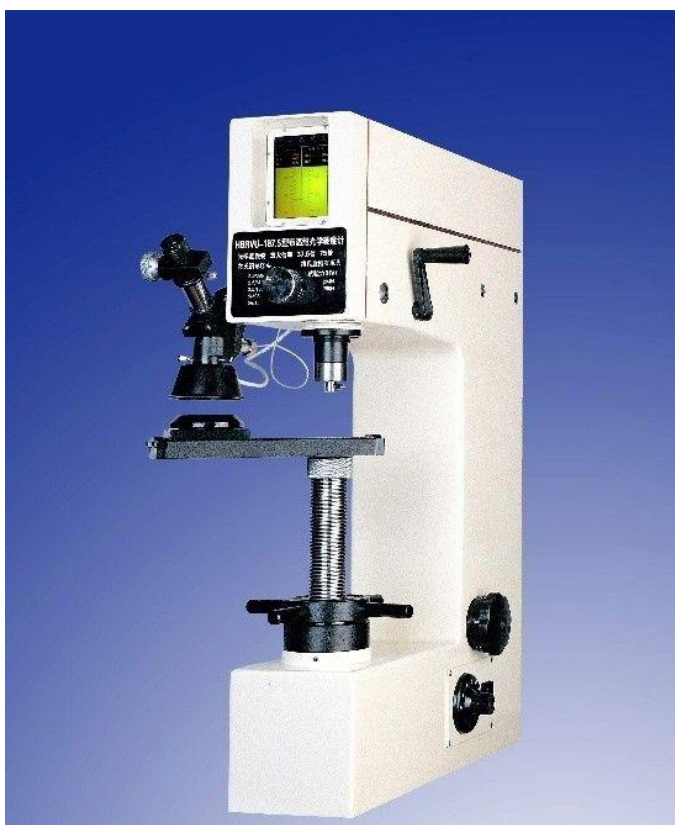


Рисунок 3.6 – Внешний вид твердомера HBRV-187.5

3.3.2 Методика проведения исследований эксплуатационных характеристик покрытий

«Износостойкость наплавленных покрытий при абразивном изнашивании определялась способностью его поверхностных слоев противостоять внедрению абразивных частиц» [10]. «Испытание на износостойкость проводили на выточенных образцах, поверхность которых состояла из наплавленного покрытия. Размер подготовленной поверхности для проведения исследования составлял $6,6 \times 5,5$ мм. Чтобы сравнить степень износа были подготовлены образцы из металла (Сталь 3) аналогичного размера изнашиваемой поверхности – $6,6 \times 5,5$ мм.

Для исследования износостойкости была применена экспериментальная установка, позволяющая обеспечивать стабильную нагрузку на исследуемый образец (рис. 3.7)» [10], [29].

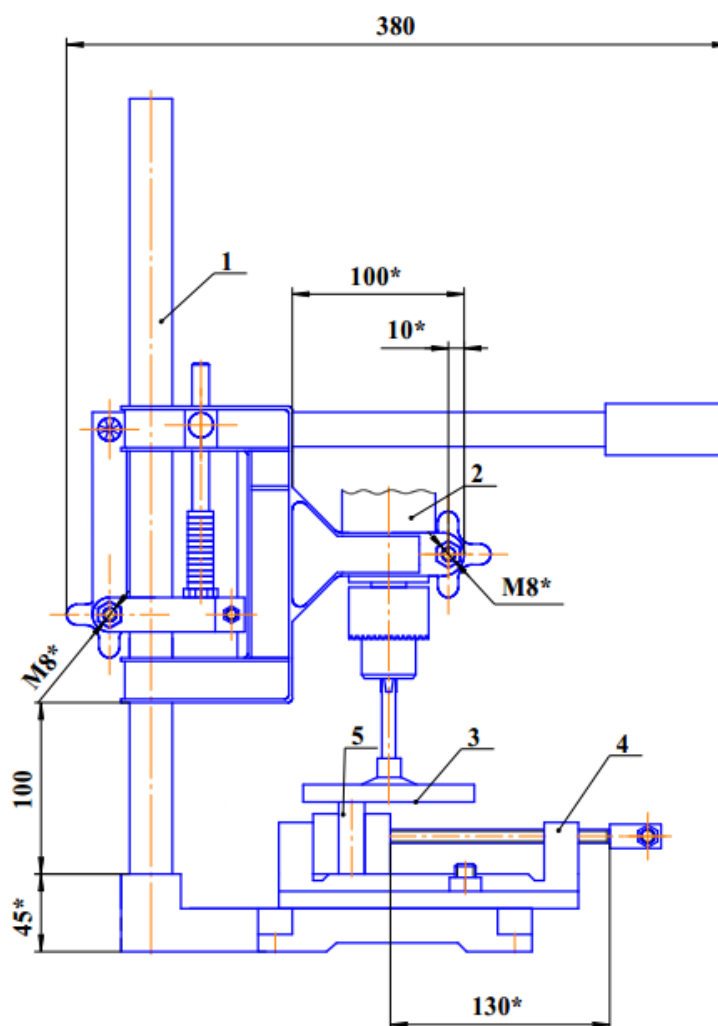


Рисунок 3.7 – «Установка для испытания износостойкости
наплавленных образцов» [10]

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

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

где:

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

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

Износ образцов измеряли штангенциркулем ШЦ-1 со значением отсчета по нониусу 0,1 мм.» [15]

Жаропрочность наплавленных интерметаллидных покрытий измерялась по изменению потери или возрастания массы образца от контрольного начального веса с одинаковой площадью поверхности по ГОСТ 9.312-89 [20], температура выдержки составляла 800 °С, в течение 1250 часов. (рисунок 3.8) Температура была выбрана из основных показателей жаростойкости, данных интерметаллидных покрытий алюминидов титана. Замеры массы проводили после каждого цикла через каждые 50 часов выдержки с предварительным удалением оксидных образований с поверхности испытуемых образцов. Эксперимент проводили в печи сопротивления СНОЛ (рис. 3.8) [16].



Рисунок 3.8 – Электрическая печь сопротивлением СНОЛ

4 Результаты проведенных исследований наплавки

4.1 Результаты проведенных исследований наплавки интерметаллидных алюминидов титана присадочной проволокой марки А5.

Опытным путем провели подбор режимов для исследования процессов формирования интерметаллидных покрытий на основе сплавов титан-алюминий:

Таблица 4.1 – Параметры наплавки интерметаллидных сплавов системы Ti-Al

№ Образца	$V_{\text{подAl}}$, м/мин	$V_{\text{св}}$, м/мин	$I_{\text{св}}$, А
1	1	0,152	270
2	2	0,152	270
3	3	0,152	270
4	4	0,152	270
5	5	0,152	270
6	6	0,152	270
7	2	0,1	270
8	2	0,2	270
9	2	0,152	300
10	2	0,152	240

Анализируя выполненные исследования взаимодействия титана с электродной проволокой марки А5, можно сделать заключение что геометрические параметры наплавленного пробного покрытия при выбранных режимах наплавки формировался стабильно, без отклонений, видимых дефектов поверхности не наблюдается (рис. 4.1). (таблица 4.2)

Таблица 4.2 – Результаты измерительного контроля наплавленных покрытий

№ Образца	Ширина шва (l), мм	Высота шва (h), мм	Проплавление (e), мм
1	14,53	1,31	4,92
2	13,73	2,64	4,98
3	17,3	3,02	4,65
4	19,6	2,75	4,95
5	17	3,37	4,76
6	19,64	4,52	4,16
7	23,47	2,86	4,56
8	14,95	1,37	4,16
9	20,19	1,66	5,71
10	16,08	1,58	3,16



Рисунок 4.1 Визуальный результат наплавки интерметаллидных алюминидных покрытий.

Геометрические параметры наплавленных валиков составляют: ширина 13,7-23,5 мм (рис. 4.2).

Зависимость ширины валика от режимов наплавки описывается уравнением регрессии:

$$L = 10,66 + 0,57 V_{\text{п/пп Al}} - 86,75 V_{\text{H}} + 0,0685 I_{\text{H}}$$

Высота наплавленного валика изменялась в пределах 1,3-4,5мм (рис. 4.2) в соответствии с уравнением регрессии:

$$e = 2,79 + 0,55 V_{\text{п/пп Al}} - 14,95 V_{\text{H}} - 0,0018 I_{\text{H}}$$

Глубина проплавления составляет 3,1-5,7мм (рис.4.2) и изменялась в зависимости от режимов по уравнению регрессии:

$$h = -6,19 - 0,0369 V_{\text{п/пп Al}} - 3,78 V_{\text{H}} + 0,0425 I_{\text{H}}$$

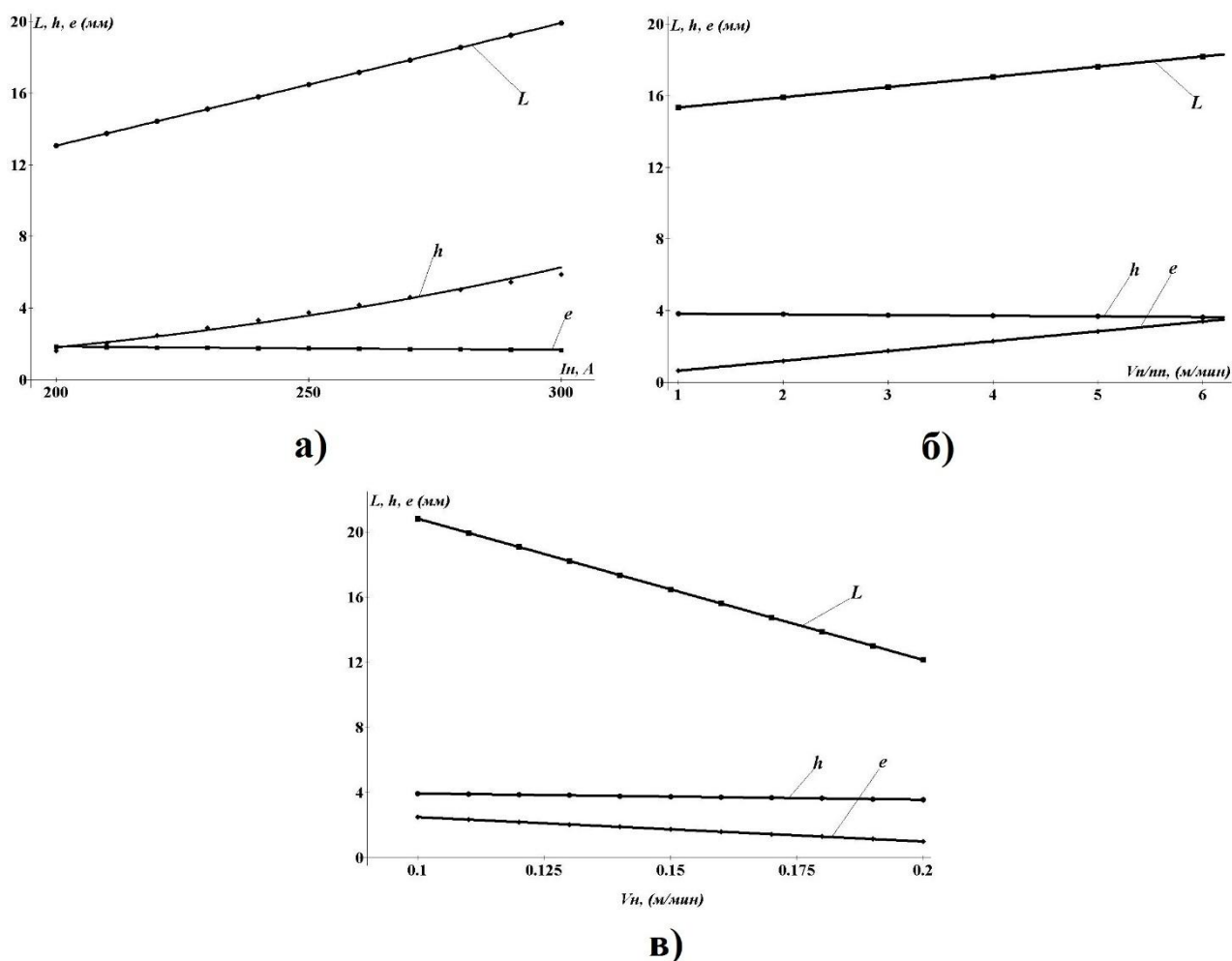


Рисунок 4.2 Влияние режимов наплавки на геометрические параметры валика: а) силы тока наплавки при $V_{\text{H}} = 0,15$ м/мин., $V_{\text{п/пп}} = 3$ м/мин б)

скорость подачи присадочной проволоки $V_n = 0,15$ м/мин., $I_n = 250$ А; в) скорость наплавки $I_n = 250$ А., $V_{п/пп} = 3$ м/мин.

Проведенный химический анализ интерметаллидных покрытий показал, что содержание алюминия зависит и изменяется от режимов наплавки среднее содержание составляет 11,5-49% (рис. 4.3) и изменяется по уравнению регрессии:

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

Возрастание силы тока, вследствие увеличения объема расплавленного основного металла, приводит к снижению содержания алюминия в металле покрытия. При возрастании скорости подачи присадочной проволоки в связи с увеличением массового расхода алюминия и уменьшения площади проплавления основного металла содержание алюминия в покрытии увеличивается. Варьируя скоростью наплавки возможно регулировать весовой расход алюминия, что приводит к снижению или повышению содержания алюминия в покрытии.

«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» [16].

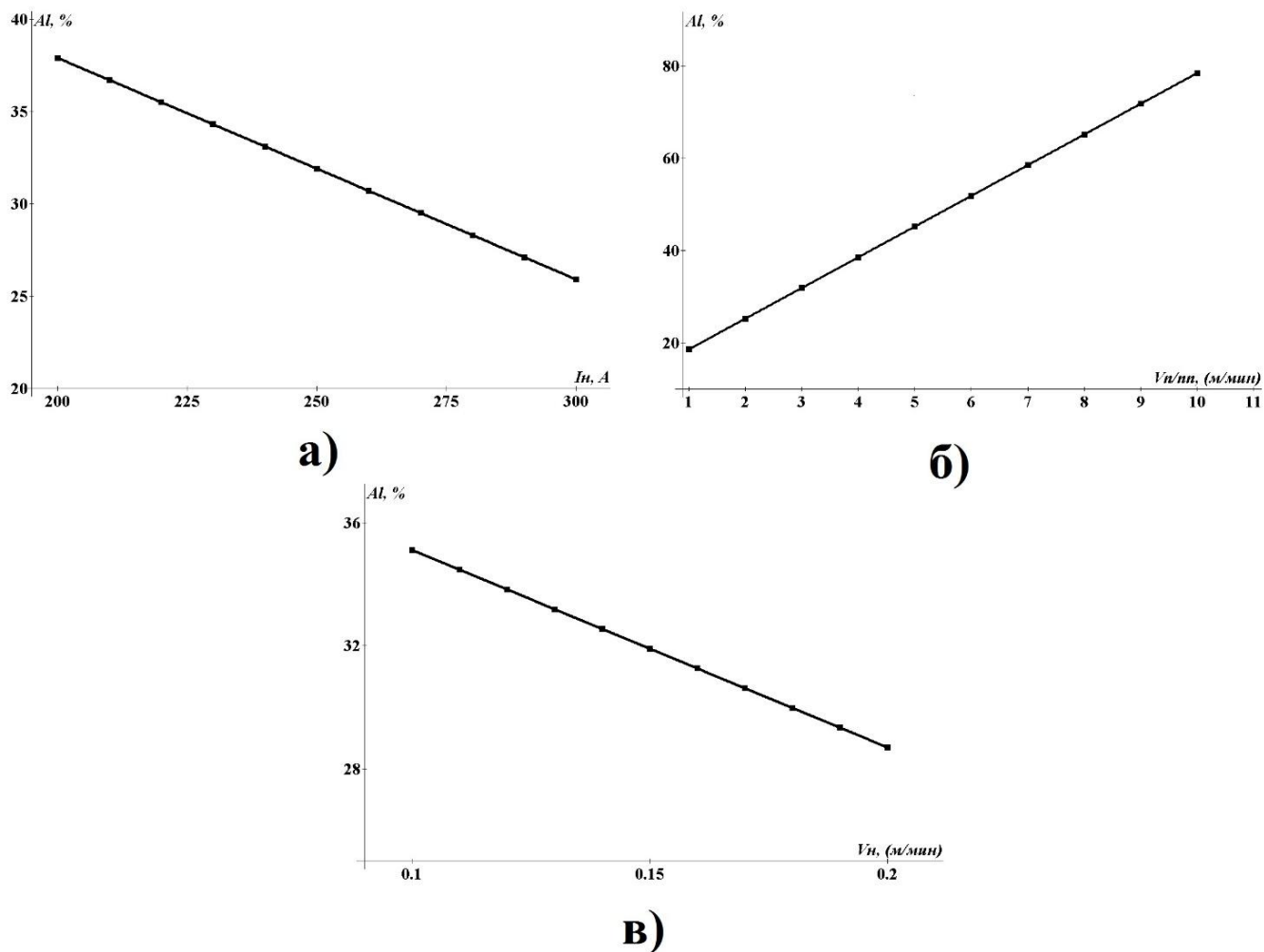
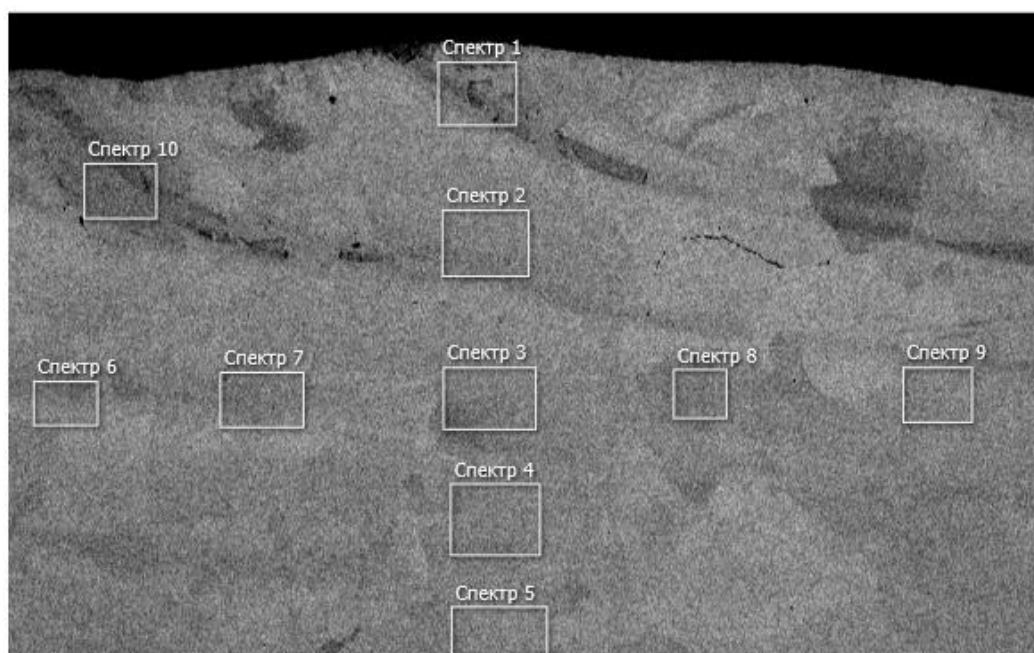


Рисунок 4.3 Влияние режимов наплавки на содержание алюминия в покрытии: а) сила сварочного тока при $V_n = 0,15$ м/мин., $V_{п/пп} = 3$ м/мин б) скорость подачи присадочной проволоки $V_n = 0,15$ м/мин., $I_n = 250$ А; в) скорость наплавки $I_n = 250$ А., $V_{п/пп} = 3$ м/мин.

«По сечению наплавленного валика наблюдалась незначительная неравномерность по химическому составу. Содержание алюминия уменьшалось по направлению от поверхности валика и центра к линии сплавления (рис. 4.4)» [16].



1mm

Название	Al	Ti	Сумма
1	13.92	86.08	100.00
2	11.72	88.28	100.00
3	11.70	88.30	100.00
4	11.47	88.53	100.00
5	10.39	89.61	100.00
6	10.97	89.03	100.00
7	12.00	88.00	100.00
8	11.19	88.81	100.00
9	10.72	89.28	100.00
10	13.39	86.61	100.00

Рисунок 4.4. Содержание химических элементов в наплавленном покрытии: $I_n = 270$ А; $V_n = 0,15$ м/мин; $V_{п/шт} = 1$ м/мин.

Анализируя диаграмму состояния титан-алюминий, исходя из полученных данных химического анализа, наплавленные покрытия представлены фазами: α_2 (Ti_3Al) (рис.4.4); $\alpha_2 + \gamma(TiAl)$ (рис. 4.5 а); γ (рис. 4.5 б) [16].

Интерметаллидные наплавленные покрытия на основе α_2 (Ti_3Al) с содержанием алюминия до 18% практически не имели трещин, а с

содержанием алюминия до 25% не более 1 трещины на контролируемом участке. Образование $\gamma(\text{TiAl})$ интерметаллидного соединения в составе приводит к образованию трещин в наплавленном слое. Наплавленные валики с содержанием алюминия более 25% на контролируемых участках имели от 2 до 4 трещин. Наибольшее число трещин образовывается в наплавленном слое химический состав соответствует γ -фазе (рис. 4.5 б) [16].

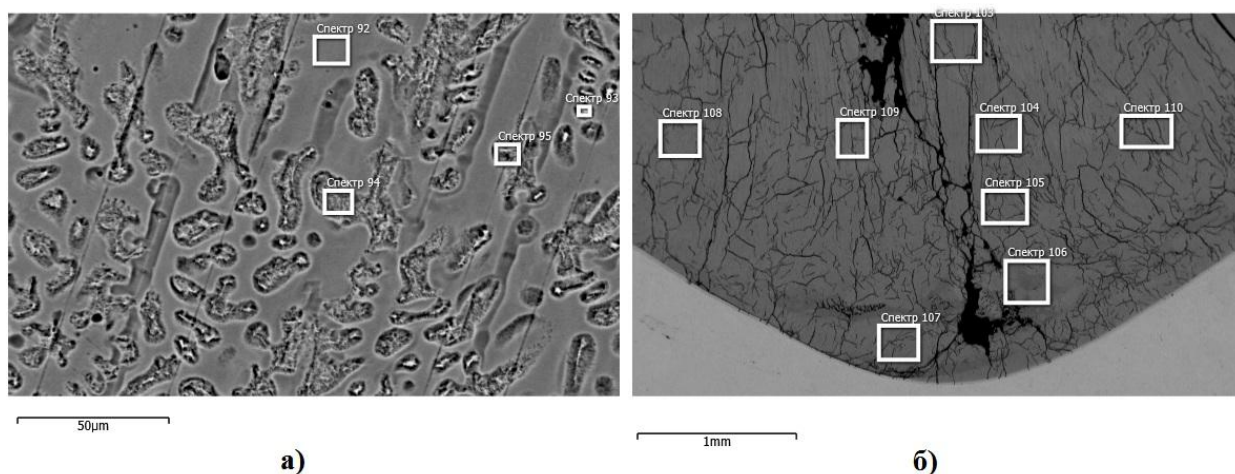


Рисунок 4.5 Микроструктура наплавленного покрытия при содержании алюминия: а) 31-35%; б) 40%.

Показатели твердости наплавленных покрытий варьируется в интервале значений 12-36 HRC. Увеличение алюминия с 12% до 30% способствует увеличению твердости наплавленного покрытия (рис 4.6). Увеличение содержание алюминия по данным химического анализа и замеры твердости данных образцов позволяет говорить о присутствии в металле увеличенного содержания $\gamma(\text{TiAl})$ -фазы, что в свою очередь приводит к снижению твердости данных покрытий.

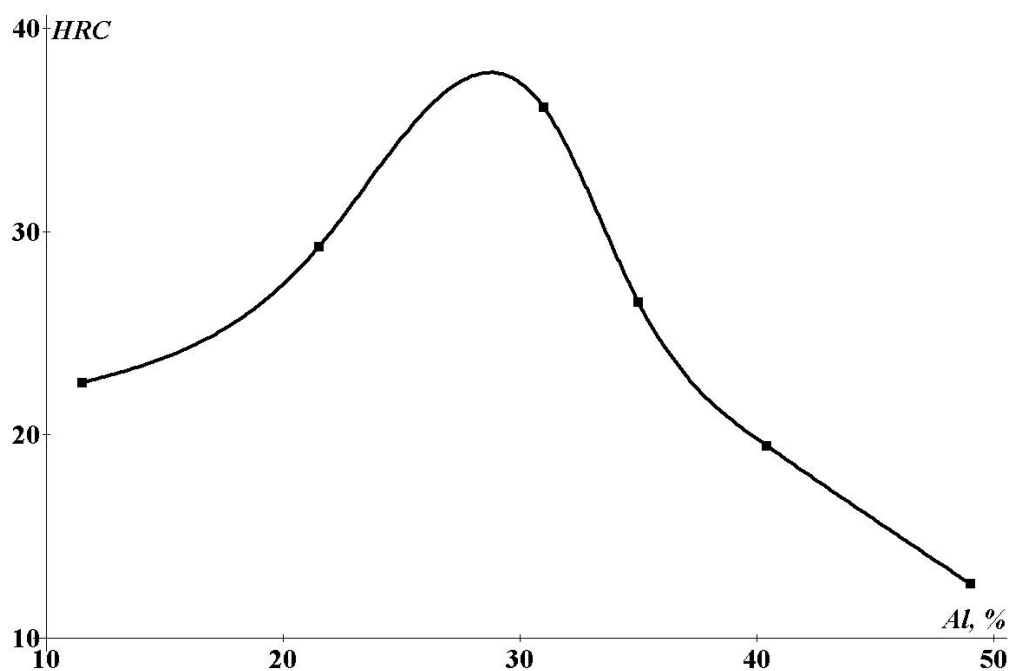


Рисунок 4.6 Влияние содержания алюминия на твердости наплавленного покрытия.

Максимальные значения износостойкости наблюдаются в покрытиях с содержанием алюминия 20-25% и составляла около 3,5 условных единиц. Повышенное содержание алюминия снижает параметр износостойкости, так как в результате насыщения титана алюминием до определенного химического состава происходит хрупкого выкрашивания наплавленного покрытия при абразивном воздействии на испытуемый образец (рис. 4.7).

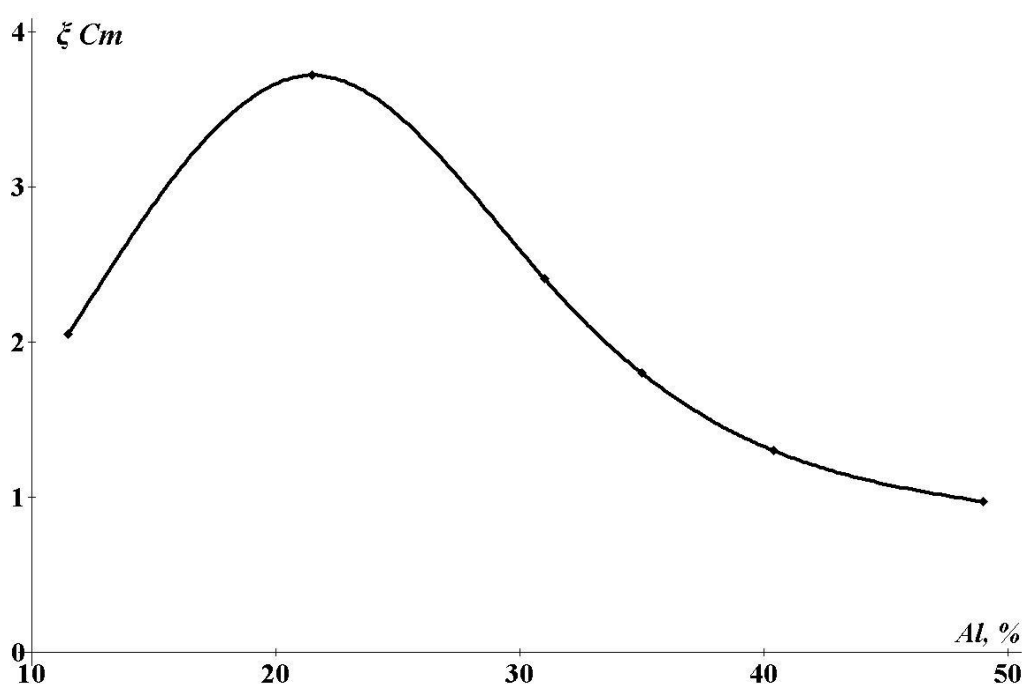


Рисунок 4.7 Износостойкость наплавленного покрытия от содержания алюминия.

Проведенные исследования жаростойкости полученных покрытий при выдержке в течение 1250 часов при температуре 800⁰С показали, потеря массы эталонного титанового образца составляет более 21,5% (рис. 4.8). В наплавленных покрытиях с содержанием алюминия 20,5 % потеря массы не превышает 11,9%, а с содержанием алюминия 35% не более 0,8% (рис. 4.8). При содержании алюминия в покрытии более 40% приводит к набору массы образцов, за счет большего окисления и с трудностью отчистки покрытий от данного оксидного слоя с поверхности образцов (рис. 4.8).

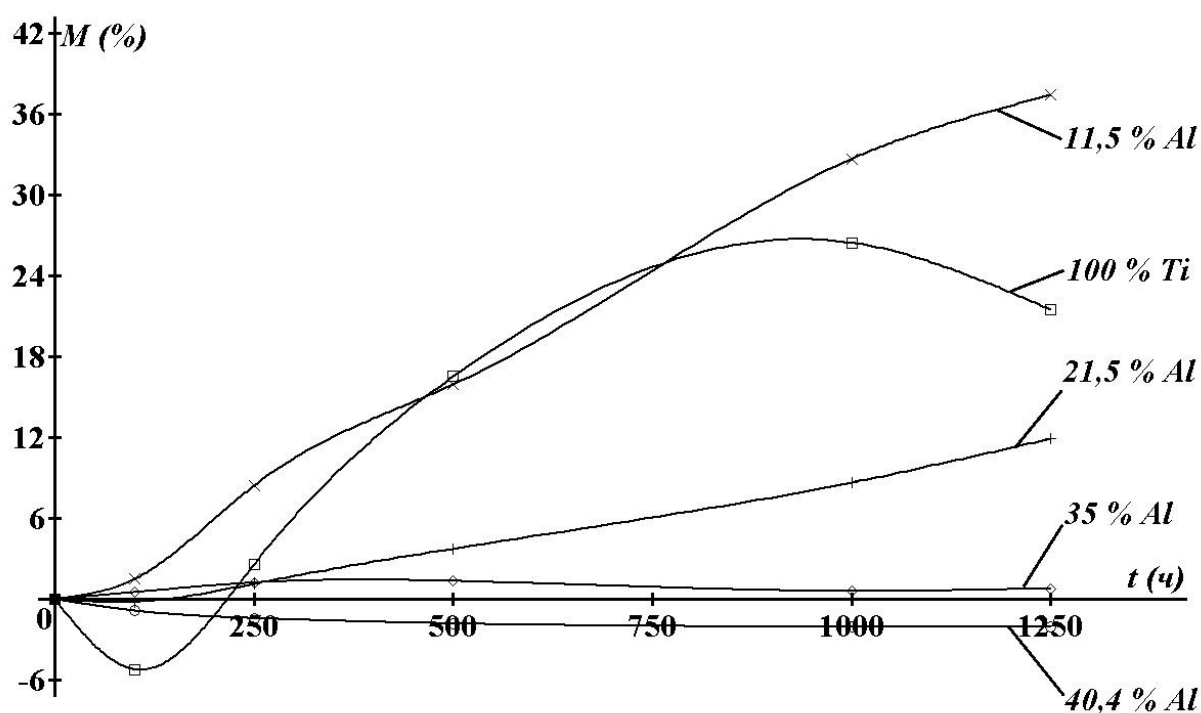


Рисунок 4.8. Потеря массы образцов при испытаниях на жаростойкость.

4.2 Результаты исследований наплавки интерметаллидных соединений алюминиево-кремниевой присадочной проволокой на поверхность титана.

Основные режимы и параметры наплавки покрытий приняты постоянными для чистоты эксперимента и для получения реальной картины влияния 5% кремния на геометрические, механические и эксплуатационные свойства интерметаллидных покрытий полученных аргонодуговой наплавкой в среде аргона.

Таблица 4.3 - Режимы наплавки сплавов на основе Ti-Ak5

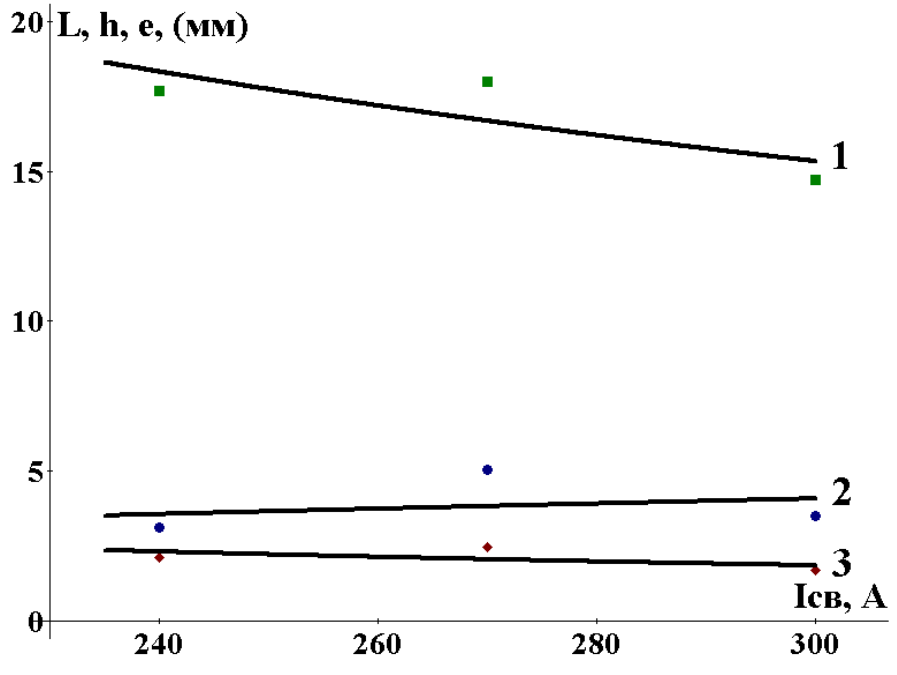
№ Образца	$V_{\text{подАк5}}$, м/мин	$V_{\text{св}}$, м/мин	$I_{\text{св}}$, А
1	1	0,152	270
2	2	0,152	270
3	3	0,152	270
4	4	0,152	270
5	5	0,152	270
6	6	0,152	270
7	2	0,1	270
8	2	0,2	270
9	2	0,152	300
10	2	0,152	240

Проведенный по результатам наплавки интерметаллидных алюминидных сплавов титана, визуально-измерительный контроль показал (таблица 4.4)

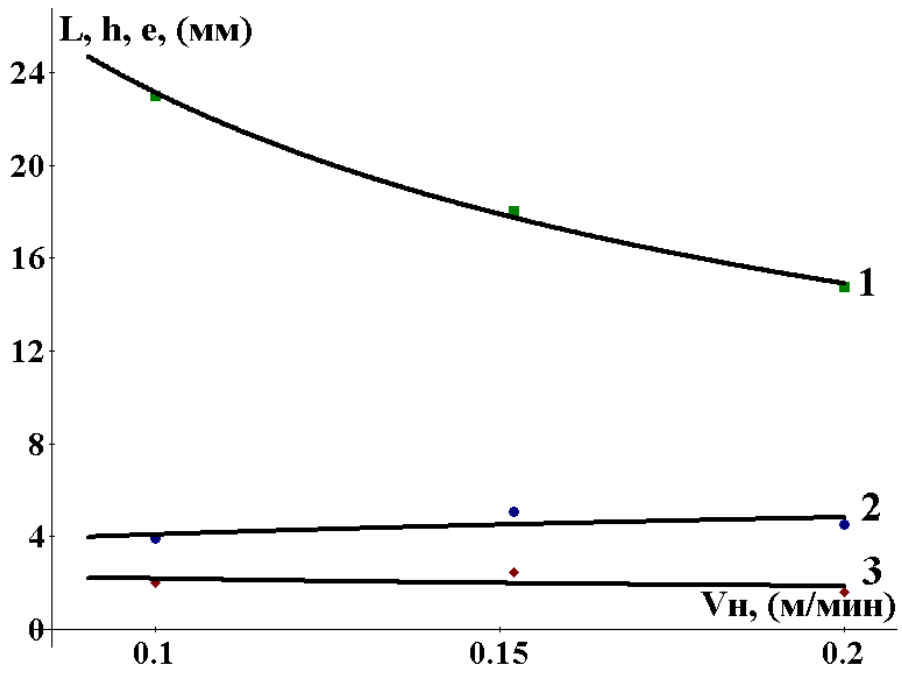
Таблица 4.4 – Результаты визуально-геометрического контроля наплавленных контрольных валиков

№ Образца	Ширина шва (l), мм	Высота шва (h), мм	Проплавление (e), мм
1	12,05	1	4,8
2	18	2,46	5,06
3	16,94	2,22	4,72
4	18,94	2,94	3,76
5	15,7	2,2	3,3
6	17,94	2,89	3,7
7	23	2	3,9
8	14,76	1,63	4,5
9	14,73	1,68	3,52
10	17,68	2,12	3,12

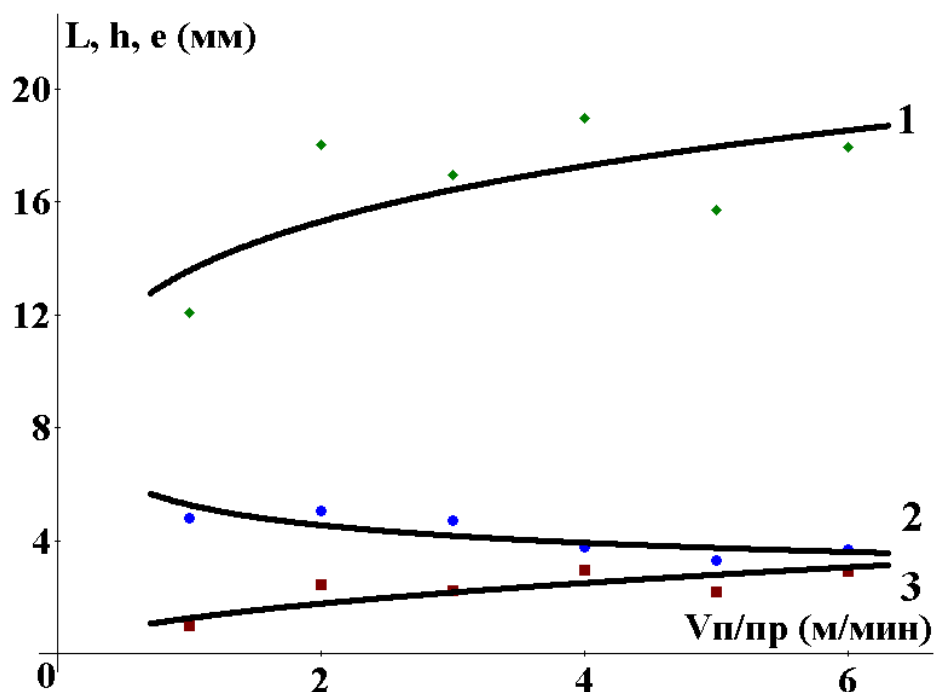
Анализируя проведенные исследования взаимодействия титана с электродной проволокой марки АК5, можно сделать заключение что геометрические параметры наплавленного пробного покрытия при выбранных режимах наплавки формировался стабильно, без отклонений, видимых дефектов поверхности не наблюдается. Размеры валика определяются значениями режимов наплавки (рис. 4.9).



a)



б)



в)

Рисунок 4.9 Влияние режимов наплавки на геометрических размеров наплавленного валика (1-ширина валика; 2 – глубина проплавления; 3-усиление): а) силы сварочного тока; б) скорости наплавки; в) скорости подачи присадочной проволоки

Режимы наплавки так же определяют и химический состав интерметаллидного наплавленного покрытия. Среднее арифметическое содержание алюминия в наплавленном покрытии от режимов наплавки варьируется от 10,0-37,68%. Учитывая, что воздействовать на формирование химического состава покрытия проще варьируя скоростью подачи присадочной проволоки, дальнейшие исследования проводили при постоянных значениях силы сварочного тока $I=270A$ и скорости наплавки $V_n=0,15$ м/мин. С увеличением скорости подачи присадочной проволоки содержания алюминия и кремния в наплавленном валике увеличивается вследствие увеличения весового расхода присадочной проволоки и уменьшения объема расплавленного основного металла, титана. Уменьшая скорость подачи присадочной проволоки содержание алюминия в наплавленном покрытии составляло 10%, кремния 0,5%, а при скорости

подачи проволоки 6м/мин содержание алюминия находилось в пределах 40% при содержании кремния около 4% (рис 4.10).

Применение алюминиево-кремниевой проволоки вместо алюминиевой при наплавке незначительно снизило процент алюминия в наплавленном покрытии (рис 4.10). Увеличение объема расплавленного основного металла, объясняется более низкой теплоемкостью и теплопроводностью алюминиево-кремниевых сплавов. При этом снижается доля тепла, расходуемого на плавление и перегрев присадочной проволоки и увеличивается доля тепла, вводимого в основной металл.

По поперечному сечению наплавленного покрытия наблюдается допустимая неравномерность по химическому составу металла покрытия. Среднее содержание алюминия и кремния уменьшается от поверхности валика и к границе сплавления титана – алюминия-кремния.

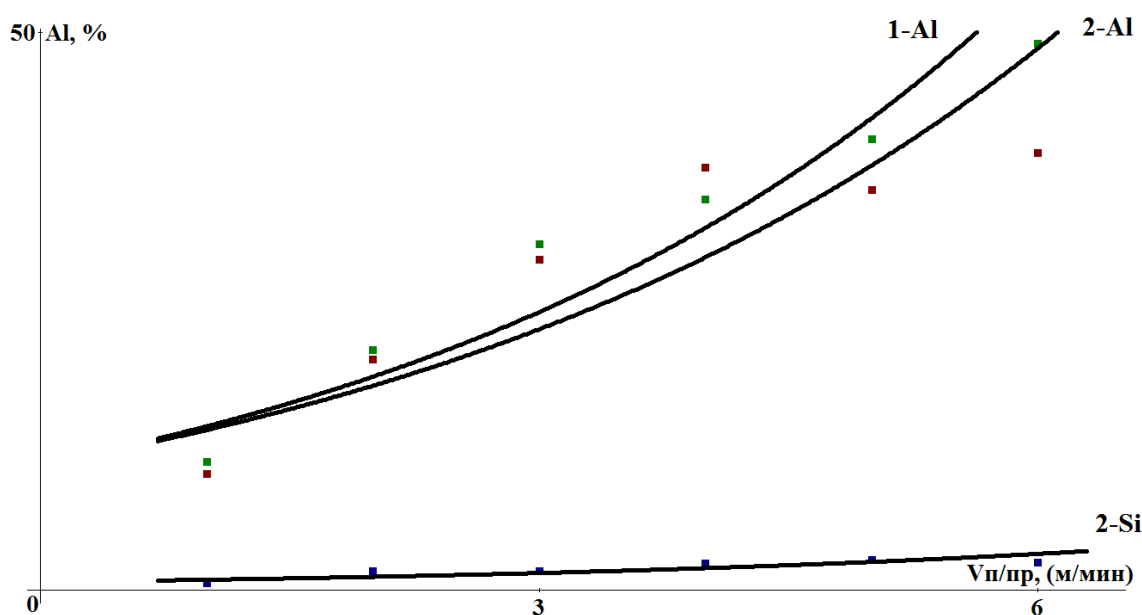


Рисунок 4.10 Содержание алюминия и кремния в наплавленном валике при использовании: 1- присадочной проволоки СвА5; 2-присадочной проволоки Св АК5

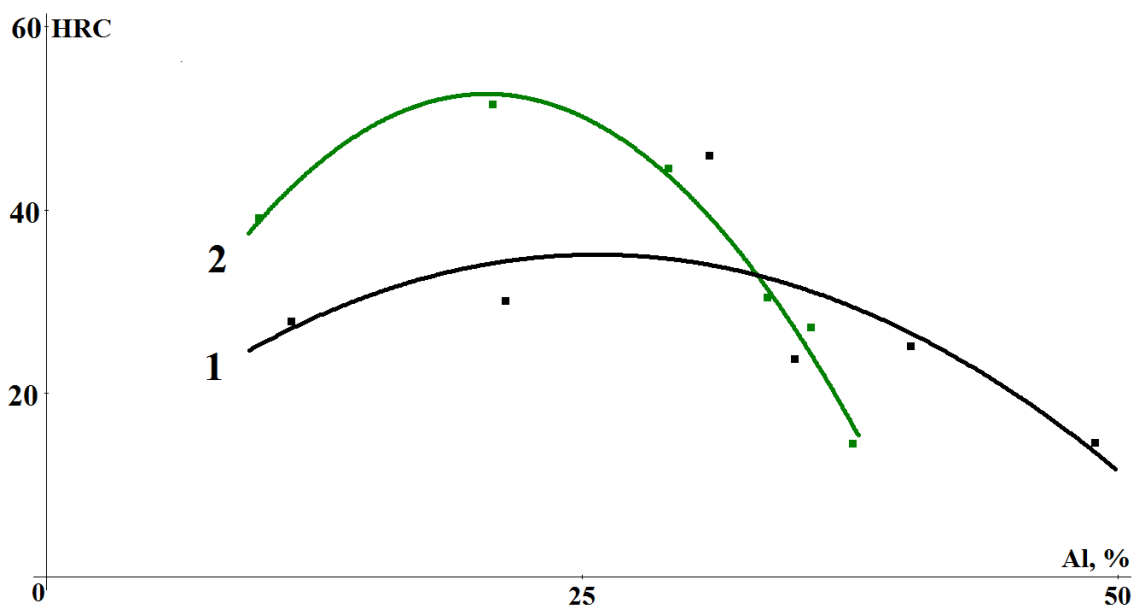
Исследование твердости наплавленного валика при использовании алюминиево-кремниевой присадочной проволоки показали увеличение значений по сравнению с применением алюминиевой. Максимальные значения твердости наблюдаются при содержании алюминия в пределах 20-

25% (рис. 4.11). Значение твердости доходило до 50 HRC, а при использовании алюминиевой присадки не более 36HRC.

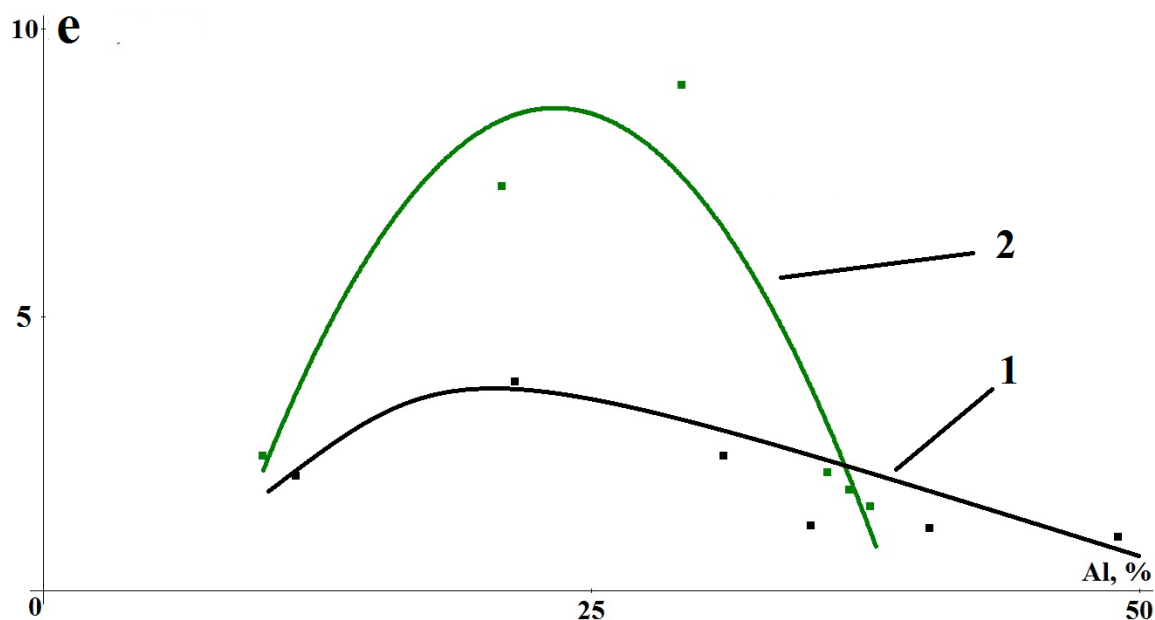
Показатели максимальной износостойкости наблюдались в образцах с содержанием алюминия в покрытии 20-30%. Параметры износостойкости исследуемых покрытий доходили до 9, что практически в 2,5 раза выше максимальных показателей износостойкости при применении присадочной проволоки СвА5. Увеличение содержания алюминия снижает износостойкость как и при применении присадочной проволоки СвА5 вследствие хрупкого выкрашивания интерметаллидного покрытия (рис. 4.11).

Склонность к образованию трещин при наплавке проволокой СвАК5 значительно не изменилась по сравнению с применением алюминиевой присадочной проволоки. С повышением содержания алюминия количество трещин на контролируемом участке увеличивалось, как при использовании алюминиевой, так и алюминиево-кремниевой присадочной проволоки.

Проведенные исследования жаростойкости данных интерметаллидных сплавов показало, что при выдержке в течение 1000 часов при температуре 800⁰С, потеря массы образца из чистого титана составляет более 26%. Показатели потери массы наплавленных покрытий при наплавке с применением проволоки СвАК5 с содержанием алюминия 10-20% по результатам химического анализа составляет не более 2,2%, при содержании алюминия в пределах 20-29% составляет не более 0,5%, с содержанием алюминия 35-40% составляло 15-20%. Потеря же массы образцов при наплавке присадочной проволокой СвА5 при содержании алюминия с10 до 29% составляла с 32 до 12%. Минимальная потеря массы наблюдалась в образцах с содержанием алюминия 35-49%. Различие в жаростойкости наплавленных образцов при использовании разных присадочных проволок вероятно связано с легированием кремнием интерметаллидных алюминидов системы титан-алюминий.



a)



б)

Рисунок 4.11 Показатель твердости (а) и износостойкости (б) наплавленных покрытий при использовании: 1- присадочной проволоки Св А5; 2-присадочной проволоки Св АК5

Выводы:

1. Легирование кремнием наплавленных сплавов на основе алюминидов титана за счет использования алюминиево-кремниевых присадочных проволок позволяет повысить твердость, износостойкость и жаростойкость наплавленного металла.

2. Склонность к образованию трещин при аргонодуговой наплавке алюминидов титана при легировании кремнием до 4% значительно не изменяется.

4.3 Результаты исследований сплавов на основе Ti-Al-Si

Анализируя проведенные исследования можно сделать заключение что геометрические параметры наплавленного пробного покрытия при выбранных режимах наплавки формировался стабильно, без отклонений, видимых дефектов поверхности не наблюдается с применением всех трех присадочных проволок. (Рис. 4.12).



а)



б)



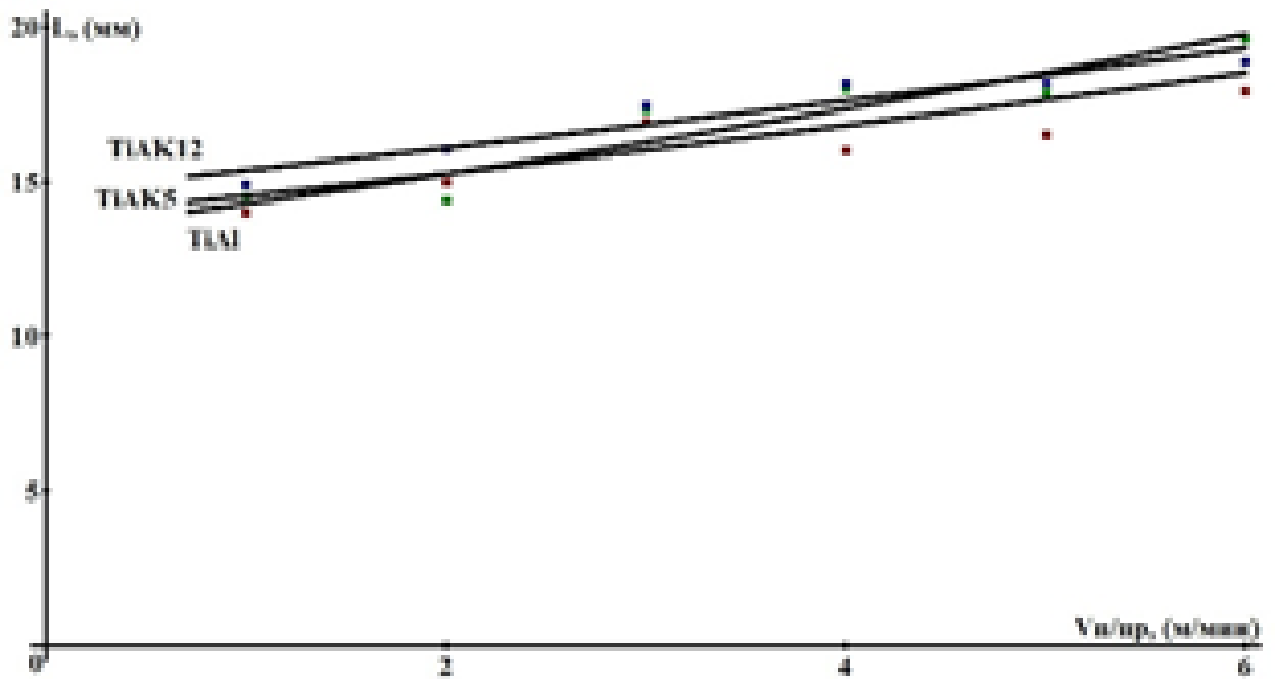
в)

Рисунок 4.12 Внешний вид наплавленных интерметаллидных покрытий: а – присадочная проволока SvA5; б - присадочная проволока SvAK5; в - присадочная проволока SvAK12

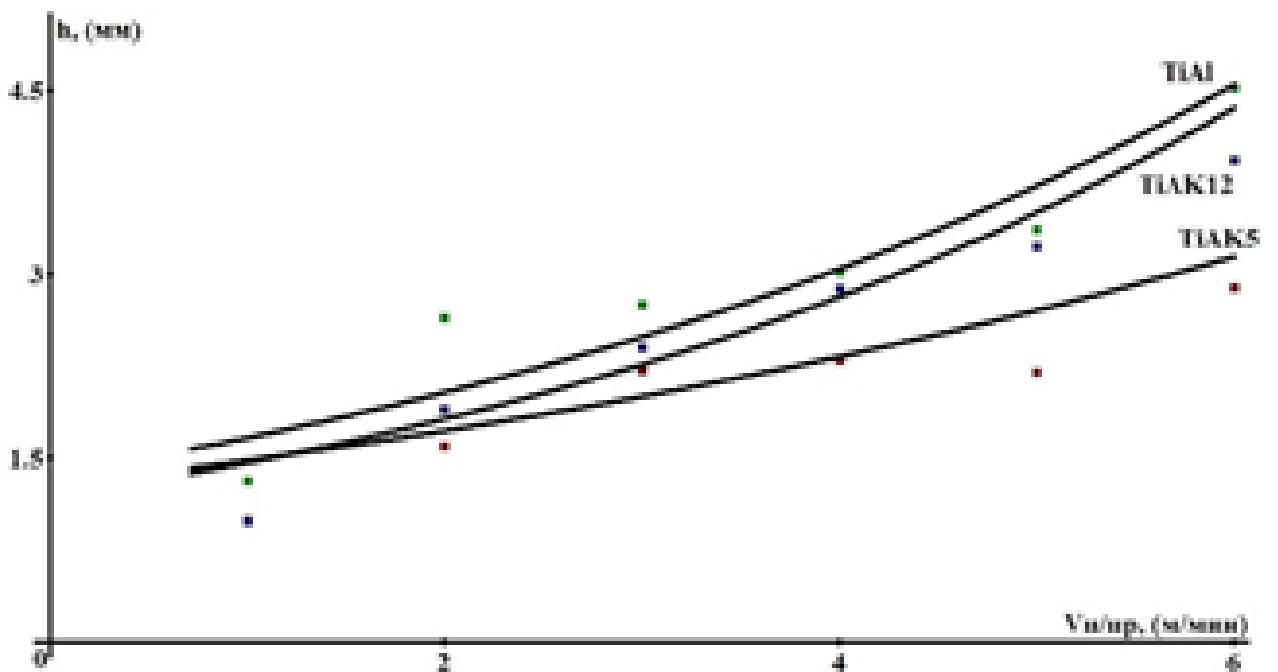
Влияние технологических параметров наплавки на ширину наплавленных валиков варьируется от 12,05-19,64 мм, показатели высоты наплавленного покрытия - 0,98-4,52 мм, глубина проплавления основного металла - 2,58-5,18 мм.

При использовании алюминиево-кремниевых присадочных проволок наблюдалось незначительное увеличение ширины наплавленного валика (I) и глубины проплавления (e), что связано с понижением температуры

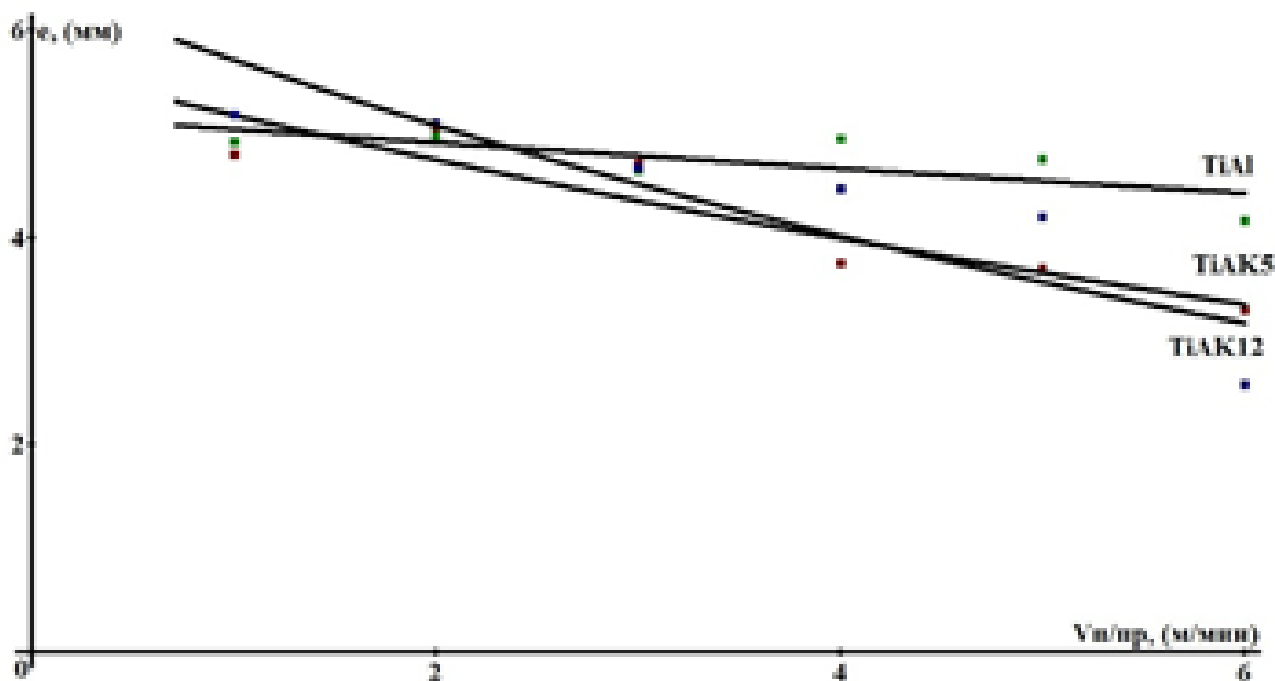
плавления и снижением удельной теплоемкости присадочной проволоки при легировании ее кремнием. При этом высота валика (h) уменьшилась.



a)



б)



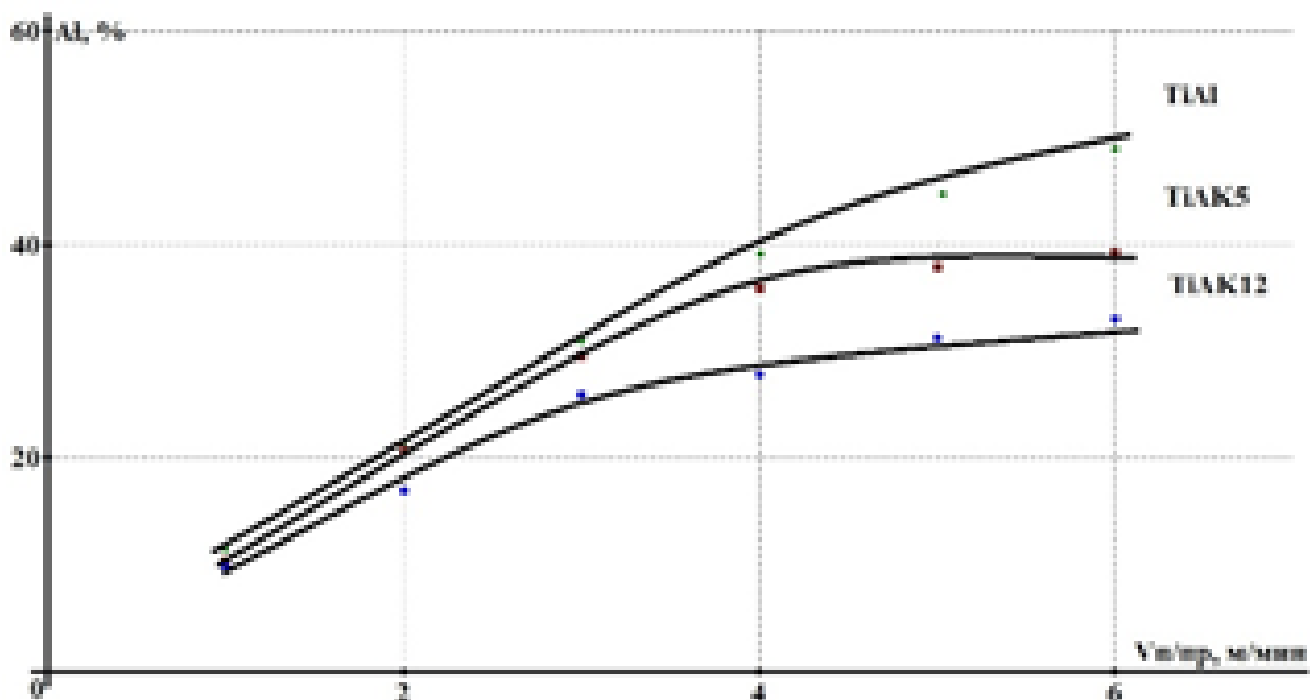
в)

Рисунок 4.13 – Результаты измерительного контроля наплавленных валиков от скорости подачи присадочной проволоки при $I_n = 270A$, $V_n = 0,152$ м/мин: а) зависимость ширины валика от скорости подачи присадочных проволок; б) зависимость высоты наплавленных валиков от скорости подачи присадочных проволок; в) зависимость глубины проплавления от скорости подачи присадочных проволок

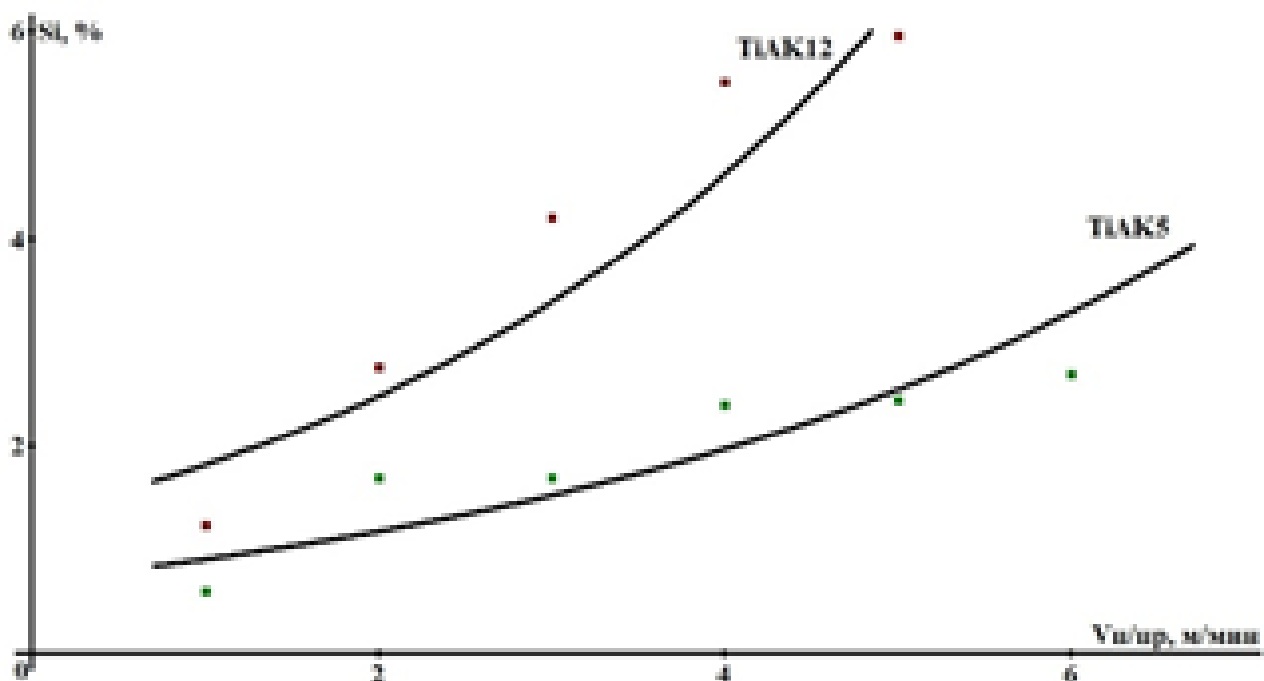
Как и в ранее проведенных экспериментах, проведенный химический анализ показал, что при формировании наплавленного наблюдается неравномерность по химическому составу. Содержание легирующих элементов снижалось по высоте от поверхности валика к линии сплавления и от центра покрытия к границе сплавления.

Увеличивая скорость подачи присадочной проволоки увеличивается содержание алюминия и кремния в наплавленном металле, это связано с повышением массового расхода электродной проволоки и уменьшения объема расплавления основного металла. Изменяя режимы наплавки данных покрытий процентное содержание алюминия в покрытии находилось в пределах 9,8-49%. Увеличение содержания кремния в присадочной проволоке так же приводит к повышению содержания кремния в

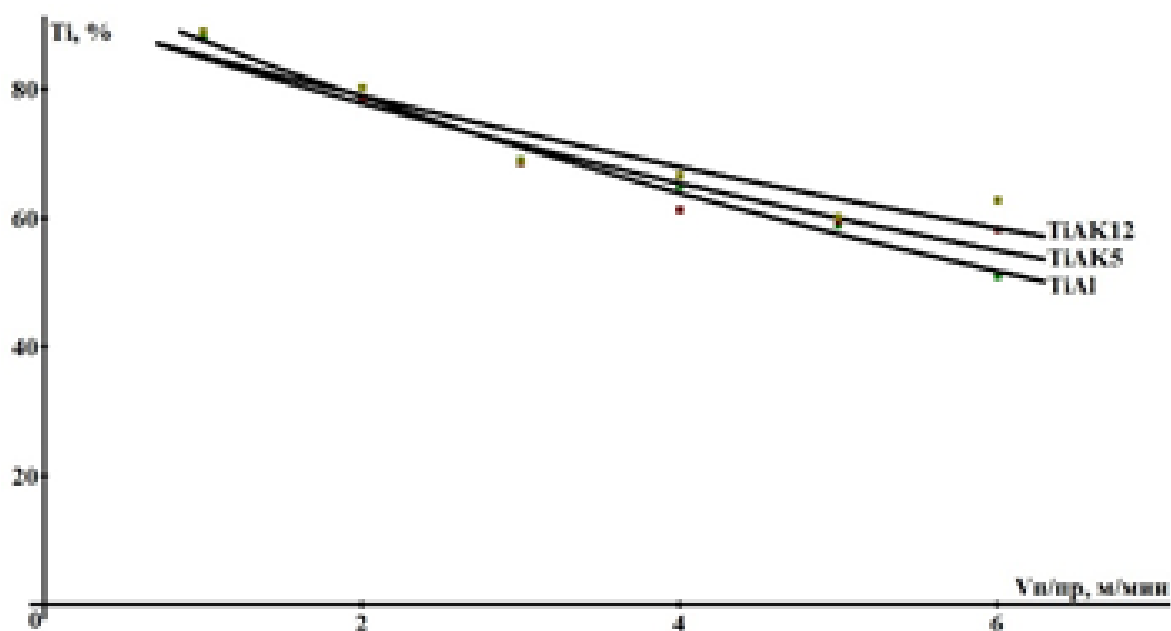
наплавленном валике и уменьшению содержания алюминия (Рисунок 4.14).
 Содержание кремния в наплавленном металле при применении проволоки
 СВАК5 составляло 0,6-3,5%, а при применении проволоки СВАК12 1,2-6,8%.



а)



б)



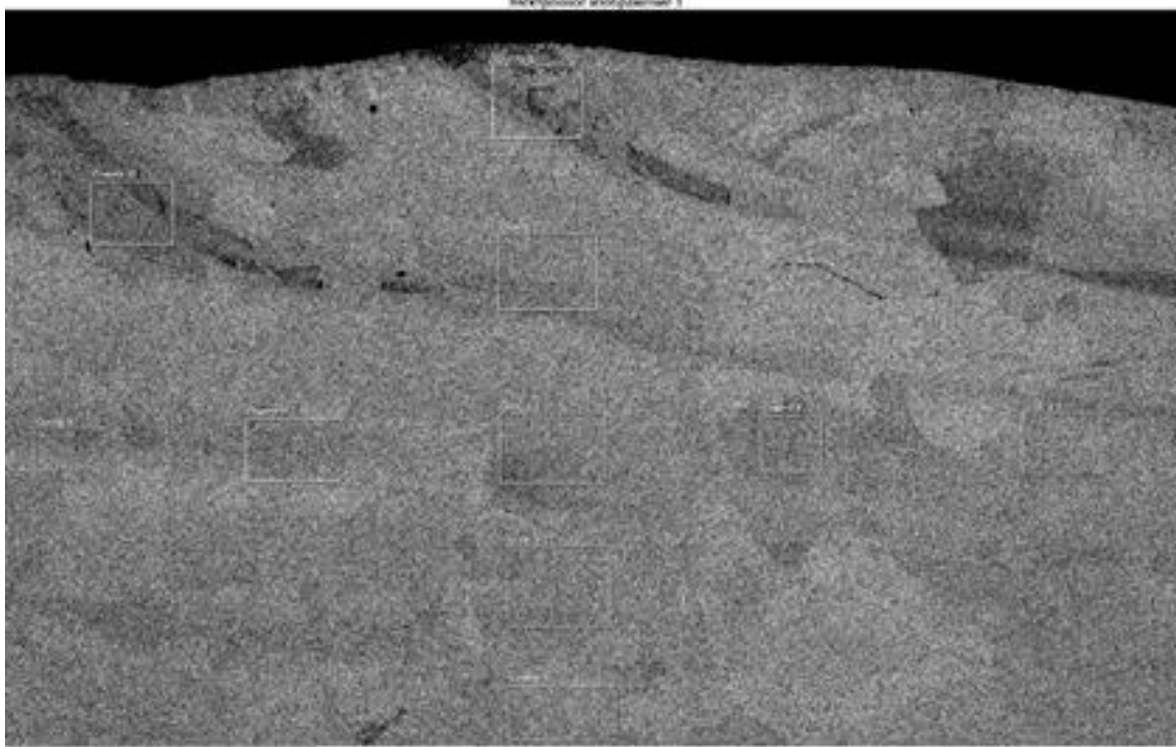
в)

Рисунок 4.14 – Зависимость химического состава образованного интерметаллидного покрытия от изменения скорости подачи присадочной проволоки, где: а) содержание алюминия от изменения скорости подачи присадочной проволоки; б) зависимость содержания кремния от скорости подачи присадочной проволоки; в) зависимость содержания титана от скорости подачи присадочной проволоки.

По данным диаграммы состояния Ti-Al, фазовый состав покрытия соответствует (рисунок 4.15): α_2 (Ti₃Al) + α ; α_2 (Ti₃Al) (рисунок 4.15а); α_2 + γ (TiAl) (рисунок 4.15б); γ (рисунок 4.15в). Кремний легирует в незначительных количествах указанные фазы, а также образует фазу Ti₅Si₃ [5].

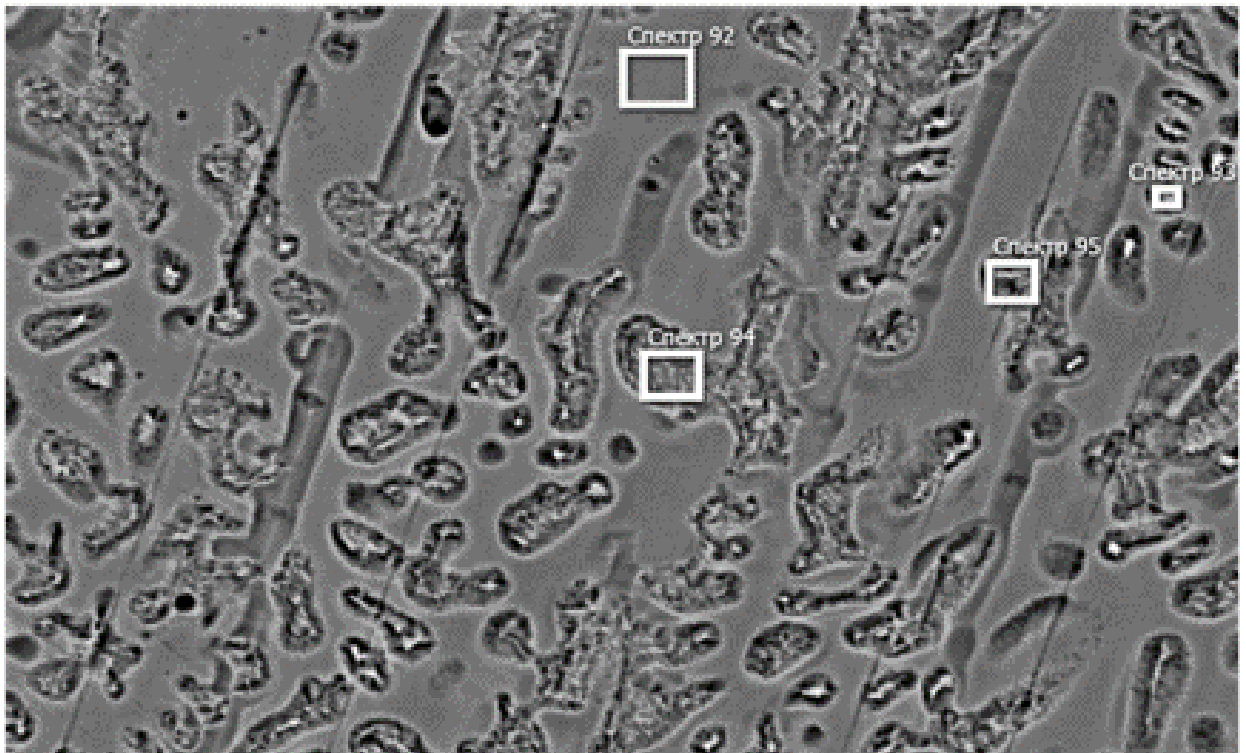
Наплавленные валики на основе α_2 (Ti₃Al) — фазы с содержанием алюминия до 18% практически не имели трещин, а с содержанием алюминия до 25% не более 1 трещины на контролируемом участке (Рисунок 4.12). Образование γ (TiAl)-фазы в структуре покрытия отрицательно сказывалось на склонность к образованию трещин в наплавленном покрытии. Наплавленные валики с содержанием алюминия более 25% на контролируемых участках имели от 2 до 4 трещин. Низкая трещиностойкость была замечена в наплавленном покрытии

соответствующей основе γ -фазы [16]. Легирование наплавленных валиков кремнием в области содержания алюминия до 30% заметно не изменило склонность к образованию трещин, а в области более 30% склонность к образованию трещин при наплавке снизилась, что является следствием повышения пластичности γ -фазы при легировании кремнием [1].

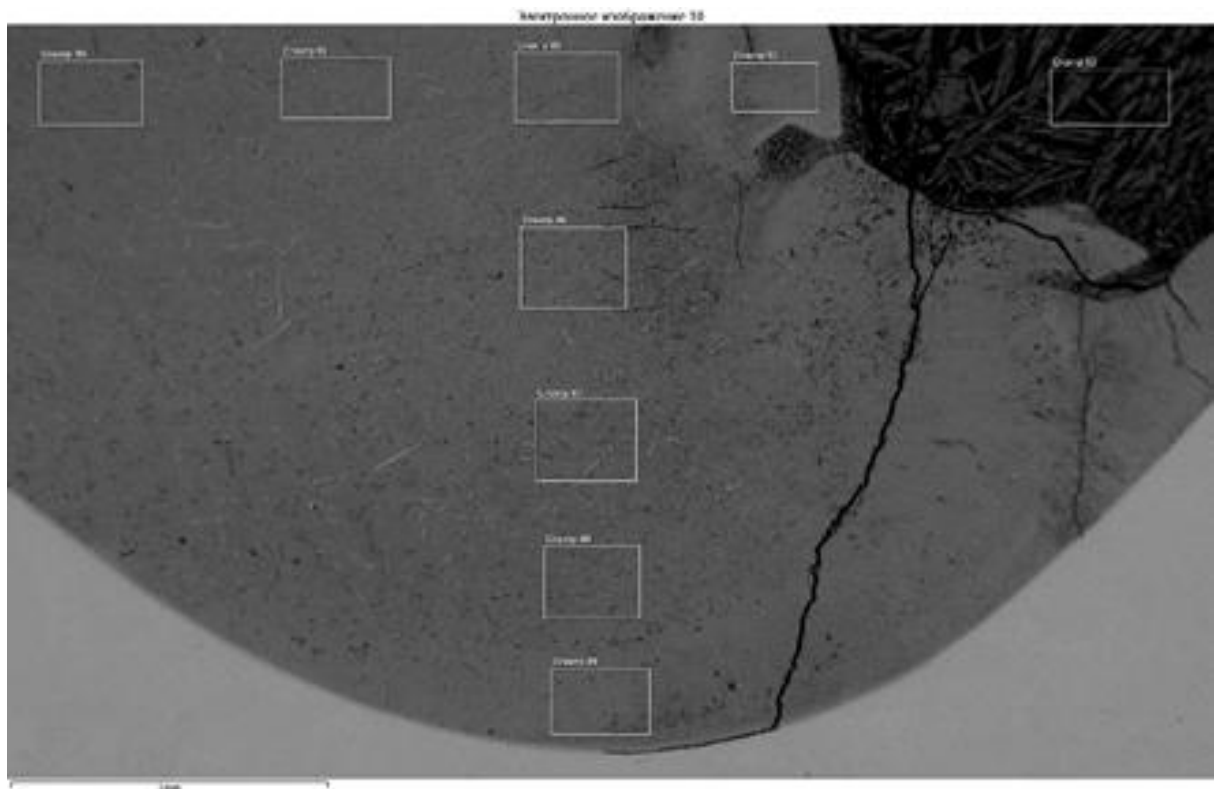


a)

Электронное изображение 13



б)



в)

Рисунок 4.15 Структура наплавленного металла при среднем содержании алюминия: 12% (а); 33% (б); 40%

Твердость наплавленных валиков варьируется от 10–50 HRC. Увеличение содержания алюминия при наплавке с применением алюминиевой присадочной проволоки с 12% до 30% обеспечивает повышение твердости наплавленного металла (Рисунок 4.16). Максимальное значение твердости наблюдалось при содержании алюминия 20-30% в области существования α_2 (Ti₃Al)–фазы.

Легирование кремнием приводит к повышению твердости, причем наплавка с применением проволоки СвАК12 дает более высокие показатели твердости (Рисунок 4.16). Значение максимальной твердости при применении алюминиево-кремниевой проволоки смещается в область с более низким содержанием алюминия в связи с более низкой концентрацией алюминия в алюминиде титана легированных кремнием [5].

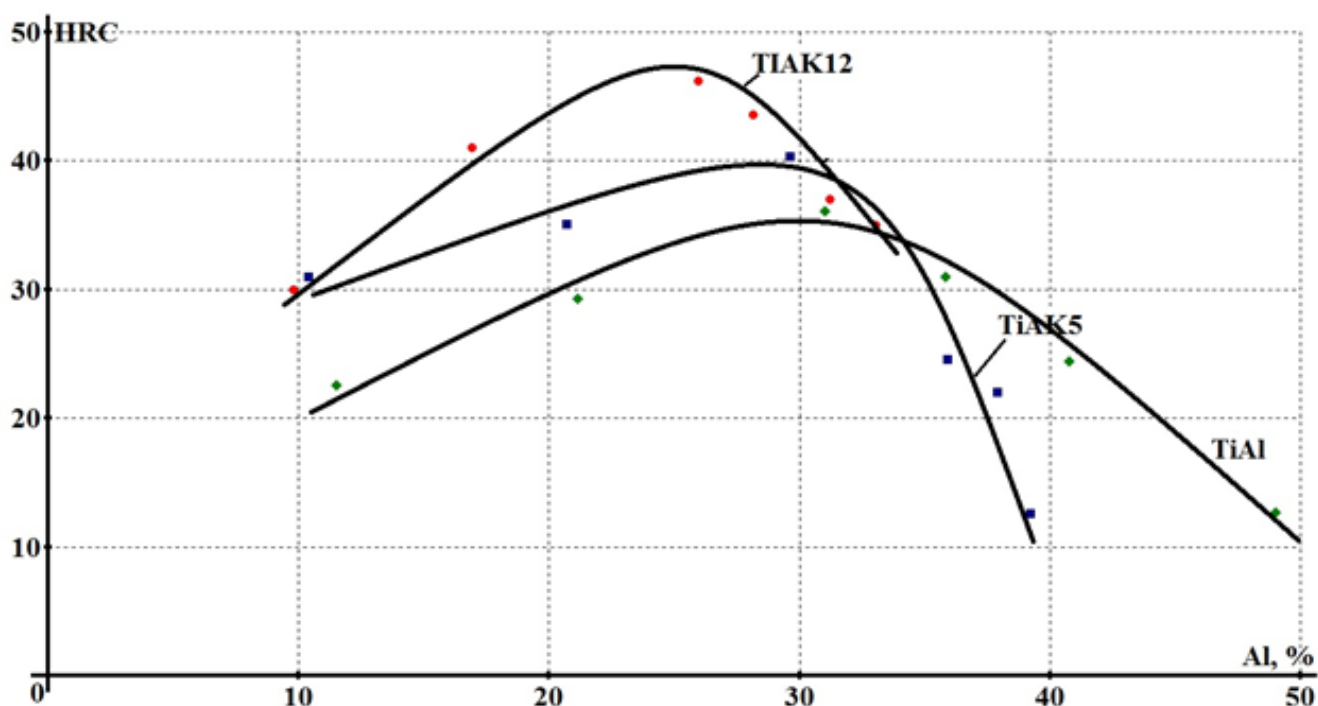


Рисунок 4.16 Влияние твердости наплавленного металла от процентного содержания алюминия в наплавленных валиках

Максимальная износостойкость наблюдалась в образцах с содержанием алюминия 20–30% при скорости наплавки 2-3 м/мин, проволокой СвА8

достигает 3,72, проволокой СВАК5 достигает 9, а, с применение присадочной проволоки СВАК12 достигает всего 4,6.

Увеличение содержания алюминия в покрытии приводит к выкрашиванию при абразивном износе. (Рисунок 4.17).

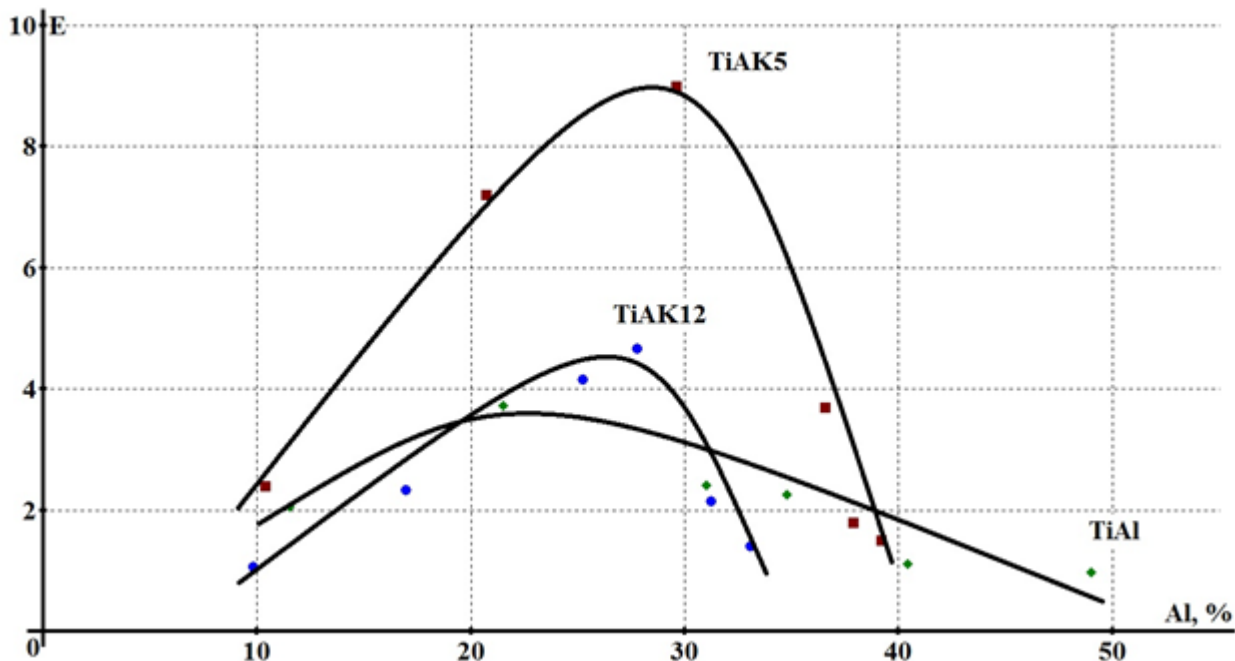


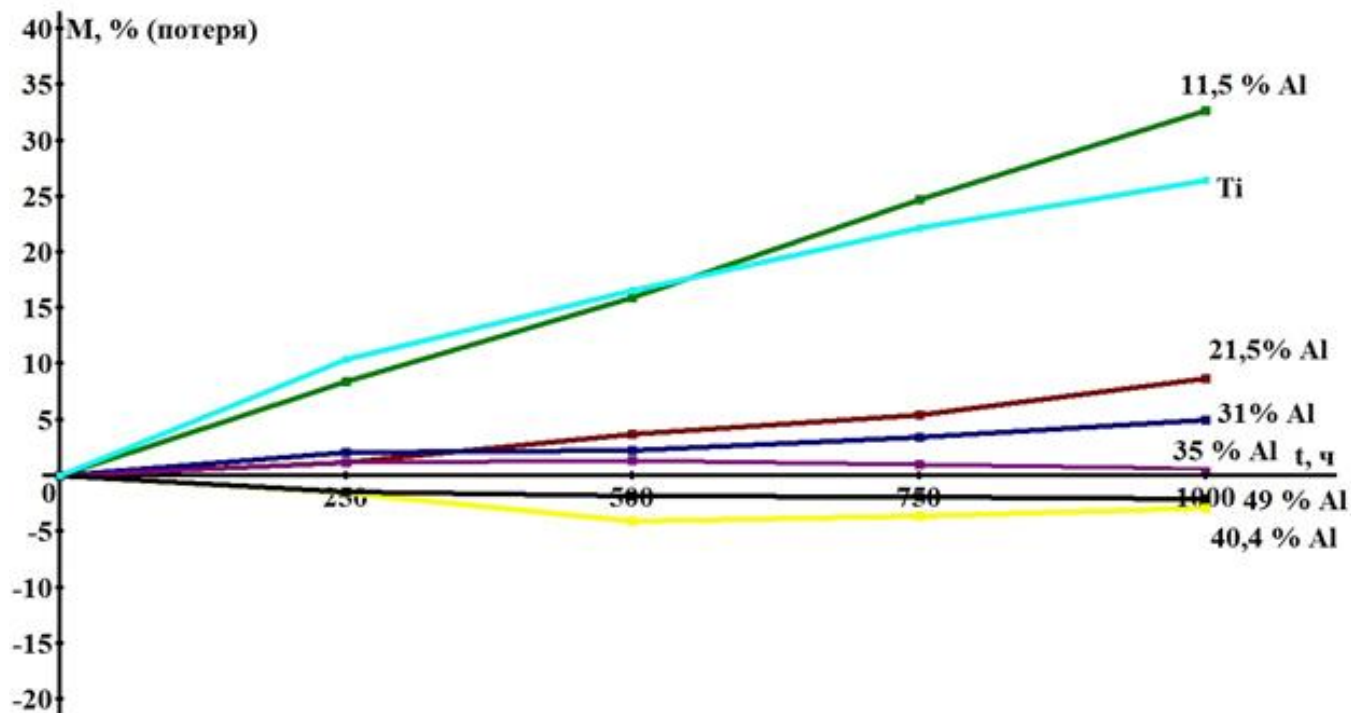
Рисунок 4.17. Влияние содержания алюминия на износостойкости наплавленного покрытия.

Проведенные испытания на жаростойкость при выдержки в течение 1000 часов при температуре 800 °С показали, потеря массы образца из чистого титана составляла более 21,5% (Рисунок 4.18). Потеря массы наплавленных образцов с применением алюминиевой присадочной проволоки с содержанием алюминия в покрытии 20,5 % не превышала 11,9%, а с содержанием алюминия в покрытии 35% не более 0,8%. В образцах с содержанием алюминия более 40% наблюдалось увеличение массы образцов, что связано с трудностью удаления оксидного слоя с поверхности образцов. Максимальной жаростойкостью (потеря массы не более 2%) обладали наплавленные образцы с содержанием алюминия 35-40%.

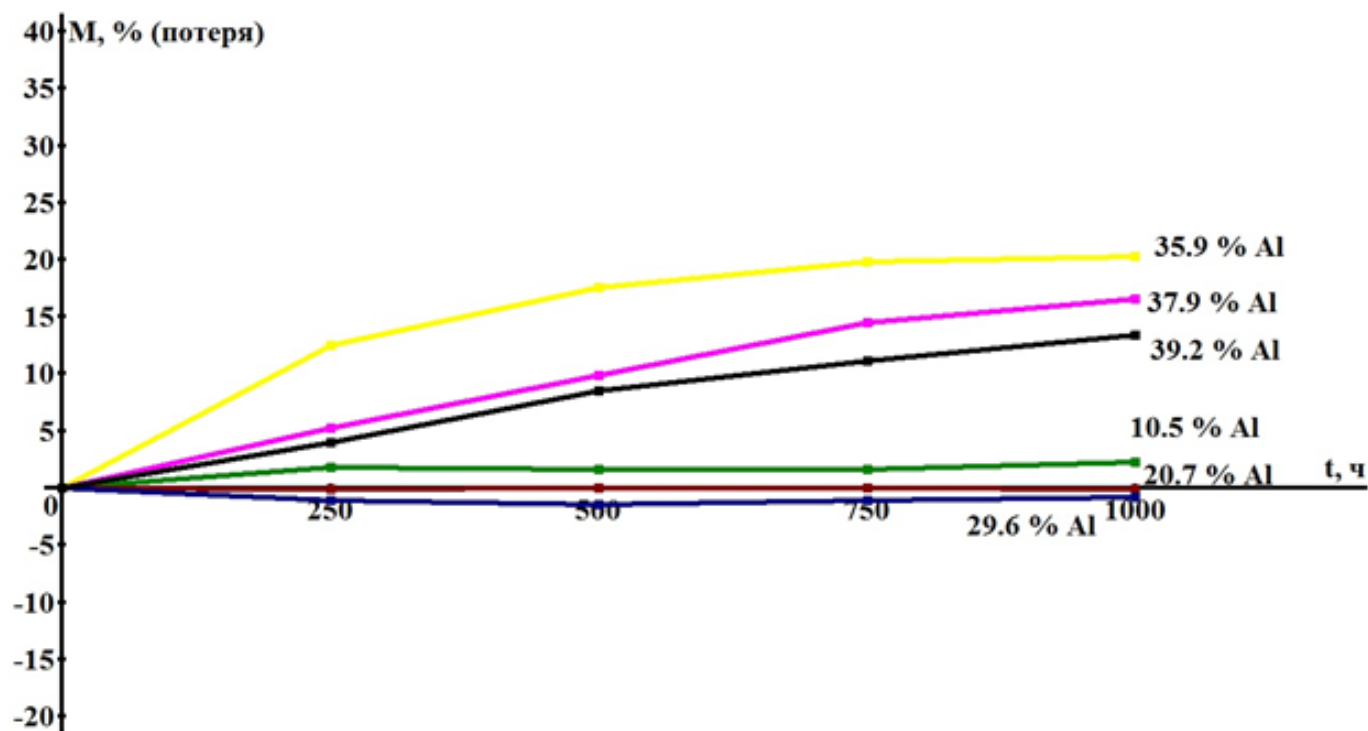
Легирование интерметаллидного сплава титан-алюминий кремнием при применении присадочной проволоки СВАК5 повышает жаростойкость

наплавленных образцов. Максимальная жаростойкость (потеря массы не более 2%) наблюдается при содержании алюминия 20-30%.

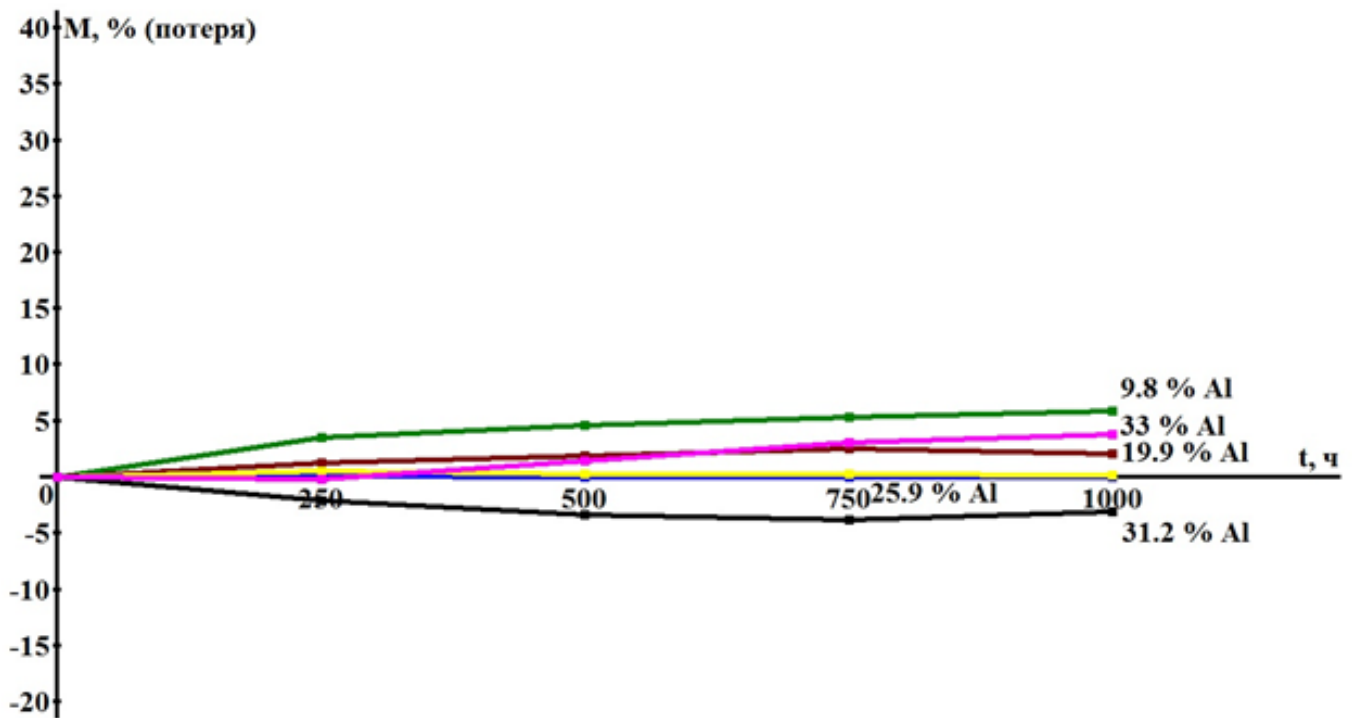
Применение присадочной проволоки СвАК12 так же обеспечивает высокие показатели жаростойкости при содержании алюминия 10-30%.



a)



б)



в)

Рисунок 4.18 Зависимости потери массы испытуемых образцов при испытаниях на жаростойкость где: а) наплавленные образцы присадочной проволоки Св-А8, б) наплавленные образцы присадочной проволоки Св-АК5, в) наплавленные образцы присадочной проволоки Св-АК12

Выводы:

Исследования аргодуговой наплавки системы титан-алюминий показали, что легирование кремнием наплавленного металла при помощи присадочных проволок СвАК5 и СвАК12 увеличивает ширину и высоту наплавленных валиков и уменьшает в незначительной мере глубину проплавления, а также приводит к уменьшению содержания алюминия в наплавленных образцах.

При легировании кремнием интерметаллидов системы титан-алюминий при наплавке, наблюдается повышение механических и эксплуатационных свойств наплавленного металла (твердость, износостойкость, жаростойкость). Максимальные показатели твердости и износостойкости

наблюдаются в интерметаллидных сплавах с содержанием алюминия 20–30%.

Заключение

1. При формировании интерметаллидных соединений системы титан – алюминий возможно управлять химическим составом, воздействуя на режимы наплавки алюминиевой присадочной проволоки на поверхность титана.

2. Результаты визуально-измерительно контроля наплавленных алюминидных интерметаллидных покрытий позволяют сделать заключение о верно выбранных режимах наплавки данных покрытий с формированием стабильного по всем геометрическим параметрам валика. Варьируя режимами наплавки возможно получение заданных геометрических параметров покрытий по приведенным уравнениям регрессии.

3. Свойства алюминидов титана такие как механические и эксплуатационные определяются содержанием алюминия. Максимальные значения твердости и износостойкости зафиксированы в покрытиях с содержанием алюминия 20–30%.

4. Проведенные исследования жаростойкости алюминидных покрытий показали, что увеличение содержания алюминия в покрытии увеличивает жаростойкость. При замере контрольного образца из чистого титана потеря массы составила 21,5%. При содержании алюминия 20% потеря массы не превышала 11,9%, с содержанием 35% алюминия потеря массы составляет не более 0,8% а при содержании алюминия в покрытии 40% наблюдалось увеличение массы.

5. Механические свойства алюминидов титана были повышены путем легирования алюминидов кремнием. Присадочными материалами принимали сварочные проволоки марок СвАК5 и СвАК12. Замеры твердость наплавленных покрытий, легированных кремнием достигает 57 HRC, что превосходит твердость алюминидов титана сформированных присадочной проволокой СвА5 и не превышает 38 HRC.

6. Значения относительной износостойкости варьируются в пределах от 1 до 10. Наибольшее значение зафиксировано при содержании алюминия в покрытии от 15 до 20%, при режиме скорости подачи присадочной проволоки 2 м/мин. Увеличение алюминия в покрытии приводит к снижению эксплуатационных свойств, снижается трещиностойкость наплавленного покрытия, вследствие чего образуются холодных трещины, а в дальнейшем происходит разрушение покрытий при абразивном износе, что уменьшает показатель относительной износостойкости алюминидов титана.

Значения износостойкости полученных покрытий, легированных кремнием повысились в 3 раза по отношению к покрытиям наплавленных на основе чистого алюминия.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Колачев Б. А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учебник для вузов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов.* - Изд. 4-е, перераб. и доп. ; Гриф МО. - Москва : МИСИС, 2005. - 428 с.
2. Колачев, Б.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов : учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов.* – М. : МИСИС,1999. – 416 с.
3. J. Lin, J.J. Moore, W.C. Moerbe, M. Pinkas, B. Mishra, G.L. Doll, W.D. Sproul. Structure and properties of selected (Cr–Al–N, TiC–C, Cr–B–N) nanostructured tribological coatings. // *Int. Journal of Refractory Metals & Hard Materials.* – 2010. – Vol. 28. – P. 2–14.
4. Parlinska-Wojtan, A. Karimi, O. Coddet, T. Cselle, M. Morstein. Characterization of thermally treated TiAlSiN coating by TEM and nanoindentation. // *Surface and Coating Technology.* – 2004. – Vol.188 - 189. – P. 344- 350.
5. K.Yamamoto, T. Sato, K. Takahara, K. Hanaguri. Properties of (Ti,Cr,Al)N coatings with high Al content deposited by new plasma enhanced arc-cathode. // *Surface and Coatings Technology.* – 2003. –Vol.174-175. – P. 620-626.
6. Bing Yang, Li Chen, Ke K. Chang, Wei Pan, Ying B. Peng, Yong Du, Yong Liu. Thermal and thermo-mechanical properties of Ti–Al–N and Cr–Al–N coatings. // *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials.* – 2012. – Vol. 35. – P.235– 240.
7. Li Chen, Yong Du, S.Q. Wang, Jia Li. A comparative research on physical and mechanical properties of (Ti,Al)N and (Cr, Al)N PVD coatings with high Al content. // *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials.* – 2007. – Vol. 25. – P. 400–404.
8. Хокинг М. *Металлические и керамические покрытия = Metallic and Ceramic Coatings : Получение, свойства и применение : [монография] / М.*

Хокинг, В. Васантасри, П. Сидки ; под ред. Р. А. Андриевского ; пер. с англ. Э. М. Лазарева [и др.]. - Москва : Мир, 2000. - 516 с.

9. Соколов Г.Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования / Г.Н. Соколов, В.И. Лысак. – Волгоград: изд. ВолгТУ, – 2005. – 284 с.

10. Походня И.К. Прогрессивные способы наплавки деталей и износостойкими сплавами / И.К. Походня. – М. : ВИНТИ, 1959.–91 с.

11. Разиков М.И. Автоматическая наплавка в среде углекислого газа /М.И. Разиков. – Москва-Свердловск : Машгиз. – 1962.–212 с.

12. Рябцев И.А. Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования / И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев. – Киев : Экотехнология. – 1999. – 62 с.

13. Фрумин, И.И. Автоматическая электродуговая наплавка / И.И. Фрумин. –Харьков : Металлургиздат. – 1961. – 421 с.

14. <http://weldzone.info/technology/gas-sputtering/522-gazoplammennoe-parulyenie>

15. Ковтунов А.И. Физико-химическая кинетика взаимодействия алюминия со сталью при формировании металла шва с заданными свойствами: дисс. док. тех. наук/ А.И. Ковтунов. – Тольятти, 2011. – 357 с.

16. Ковтунов А.И. Влияние режимов наплавки на структуру и свойства покрытий системы титан-алюминий/ А.И. Ковтунов, Д.И. Плахотный, А.А. Гущин, А.Г. Бочкарев С.Е. Плахотная, Научный журнал ISSN 2071-5234. Сварка и Диагностика. - №2 - 2016. – С45-48

17. Инструкция по визуальному и измерительному контролю (РД 03-606–03). Серия 03. Выпуск 39 / Кол л. авт. — М.: Федеральное государственное унитарное предприятие «Научно-технический центр по безопасности в промышленности», 2006. — 104 с

18. Егоров А.Г. Правила оформления выпускных квалификационных работ по программам подготовки бакалавра и специалиста учеб. метод.

пособие / А.Г. Егоров, В.Г. Виткалов, Г.Н. Уполовникова, И.А. Живоглядова – Тольятти, 2012, – С.135

19. ГОСТ 9013-59. Металлы. Метод измерения твердости по Роквеллу [Текст]. -Введ. 1960.01.01.- М : Межгосударственный стандарт, 1959, - С.6

20. ГОСТ 9.312-89. Единая система защиты от коррозии и старения. Покрyтия защитные. Методы определения жаростойкости [Текст]. - Введ. 30.06.1990.- М : Государственный комитет СССР по стандартам, 1989, - С.11

21. 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.

22. 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.

23. Неуймин, В.А. Износостойкость покрытий на основе интерметаллидных сплавов / В.А. Неуймин, С.А. Шелуха, Г.А. Леонтьева, Е.Н. Тарасенко // Сварочное производство. – 1992. – № 8. – С.33–34.

24. Тушинский, Л.И. Методы исследований материалов: Структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов, А.О. Токарев, В.И. Синдеев. – М. : Мир, 2004. – 384 с.

25. V. Raghavan, Al-Si-Ti (Aluminum-Silicon-Titanium), J. Phase Equilib. Diffus., 2006, 26(6), p 624-628.

26. Raman A., Schubert K. // Z. Metallkd. – 1965. - Vol. 56. - P. 44.

27. Brukl C., Nowotny H., Schob O., Benesovsky F. // Monatsh. Chem. – 1961. – Vol. 92. - P. 781.

28. Фирсина И.А. Разработка способов получения порошковых катодов Ti-Al, Ti-Al-Si для ионно-плазменного синтеза нитридных покрытий. // Автореф. дисс. канд. техн. наук. – Томск. – 2012. – 18с.

29. Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Бочкарев А.Г. Технология наплавки постоянных кокильных покрытий/ А.И. Ковтунов, Д.И. Плахотный, А.Г. Бочкарев// Литейщик России. – 2015. №4. – с. 26-28.

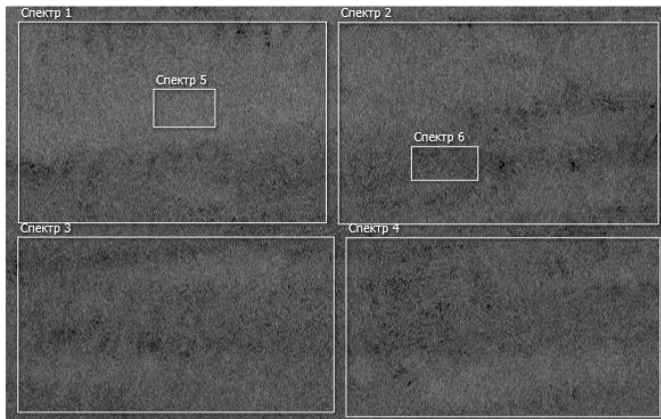
30. Ковтунов, А.И. Аргонодуговая наплавка сплавами на основе системы железо-алюминий: монография/Тольятти: Изд. ТГУ, 2014. 140 с.

Приложение

1. Структура и химический состав интерметаллидного сплава Ti-Ак5

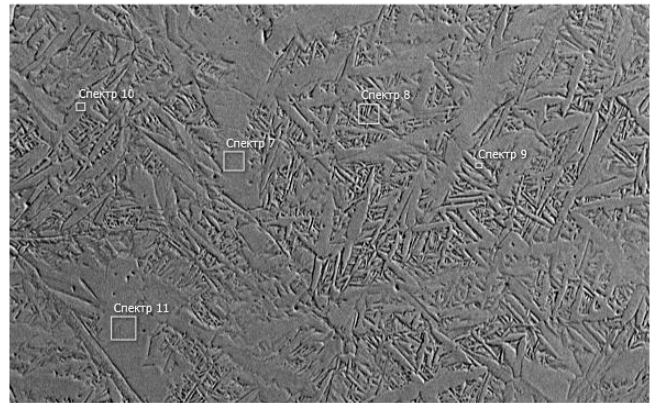
1.1 Химический состав образца №1

Электронное изображение 1



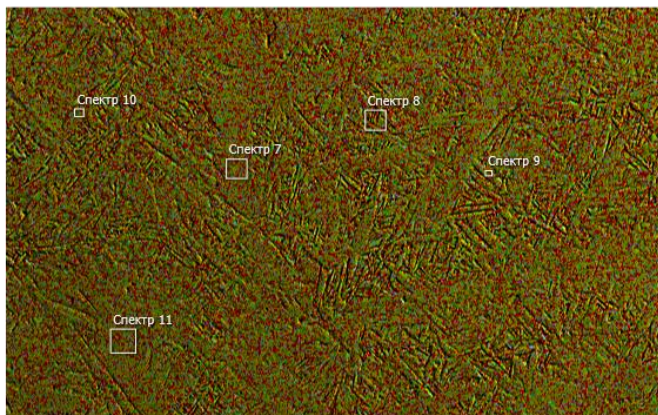
500µm

Электронное изображение 2



100µm

Многослойное изображение EDS 1



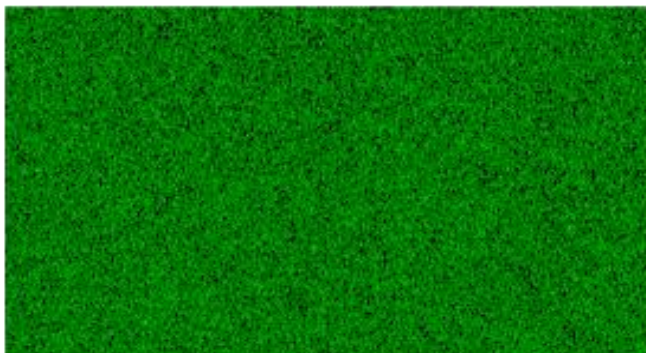
Si Ti Al Электронное
100µm

Ti Kα1



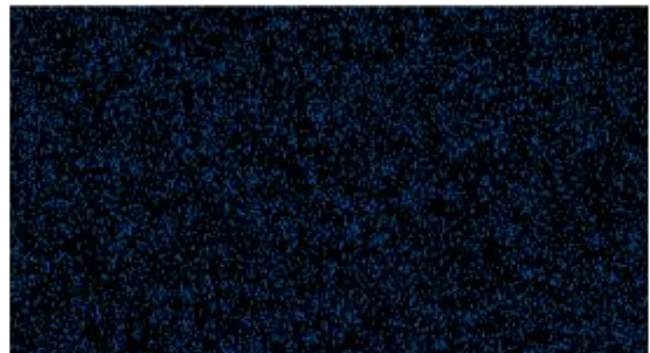
100µm

Al Kα1

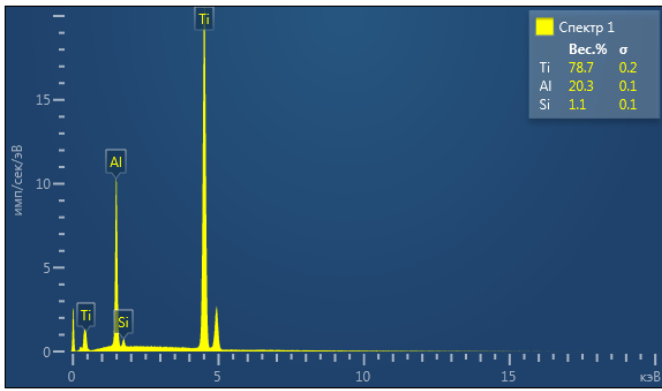


100µm

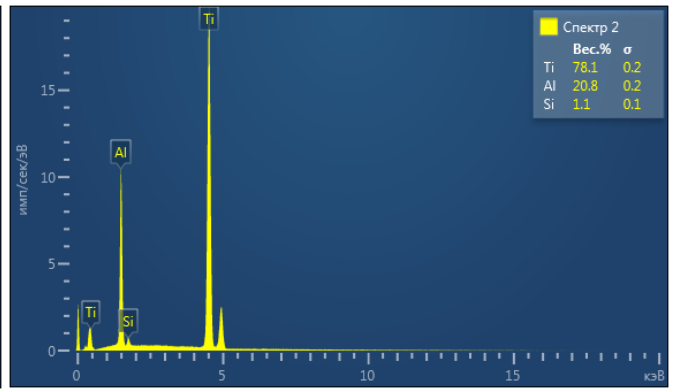
Si Kα1



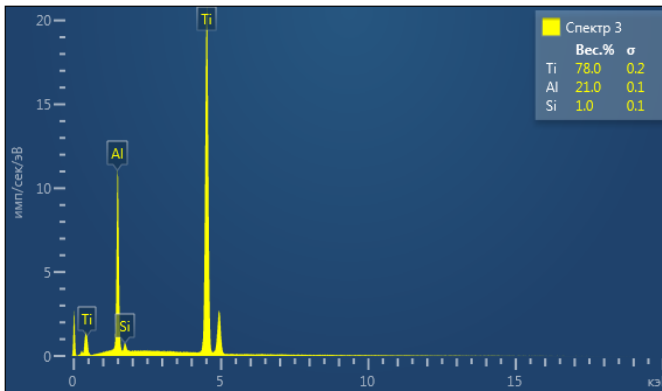
100µm



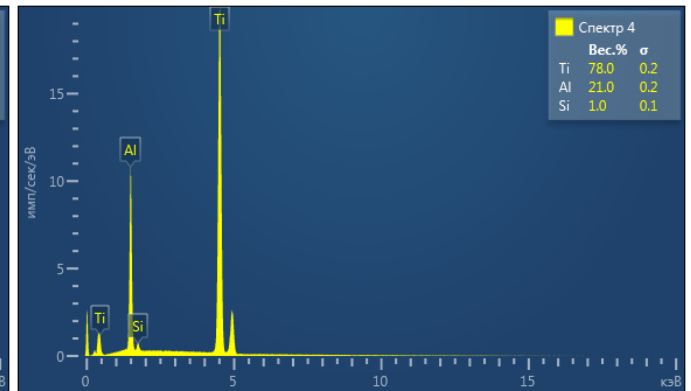
1



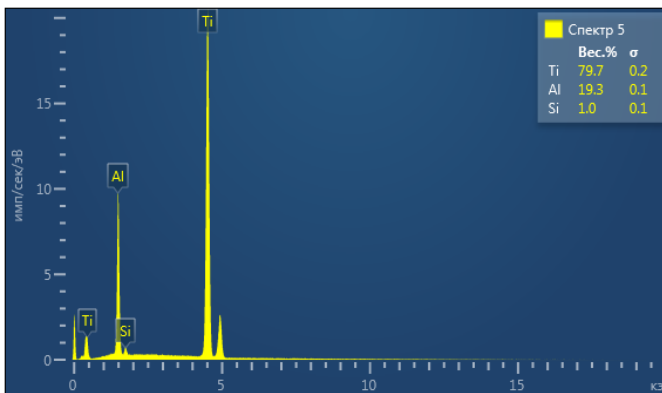
2



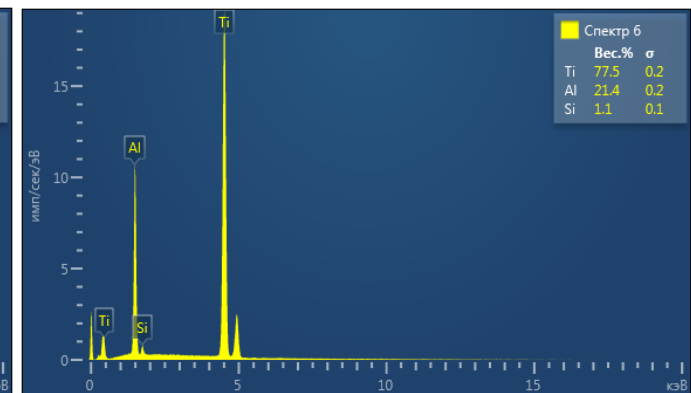
3



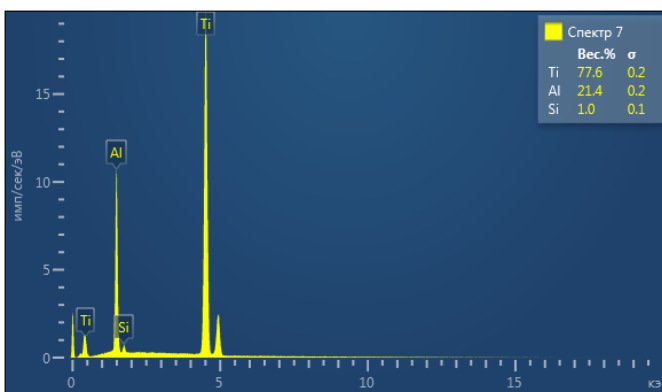
4



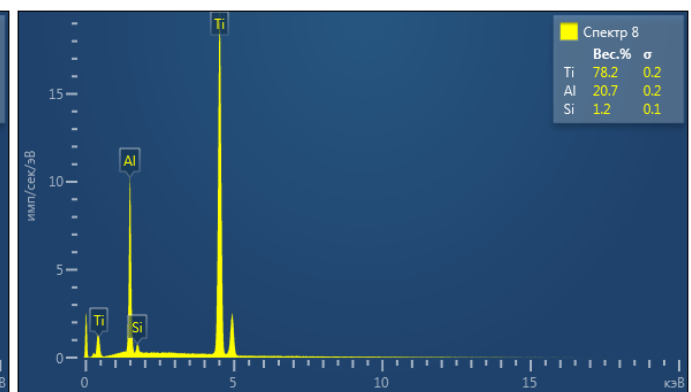
5



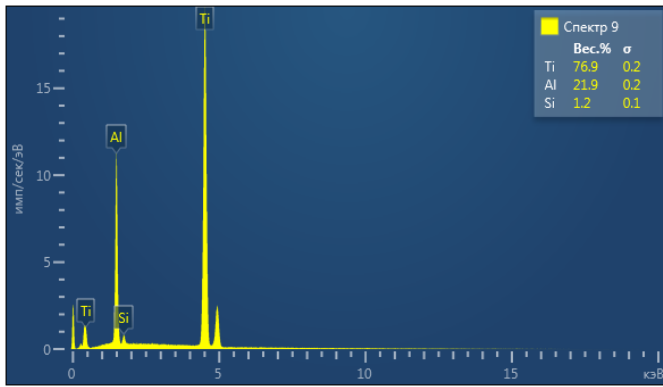
6



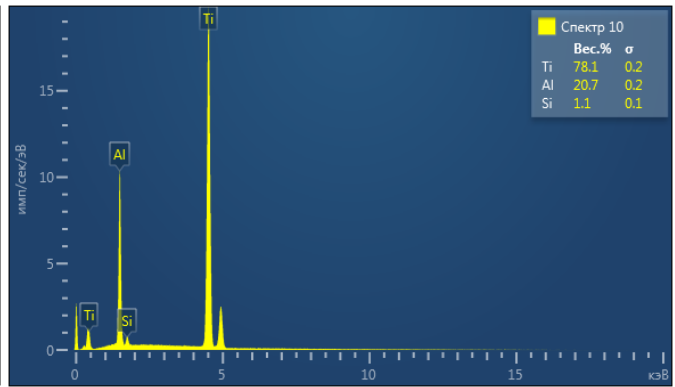
7



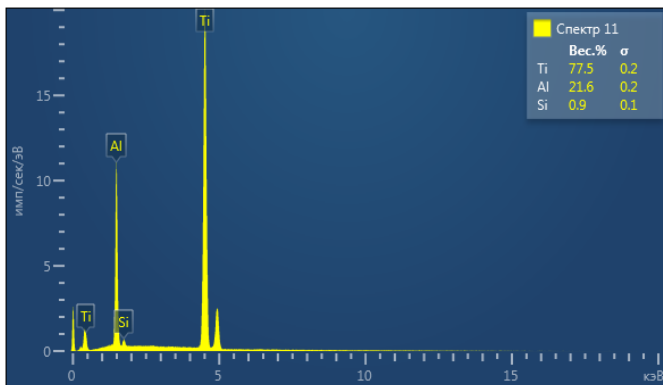
8



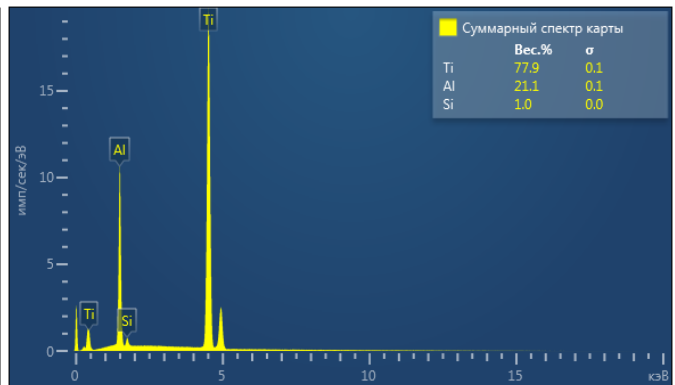
9



10



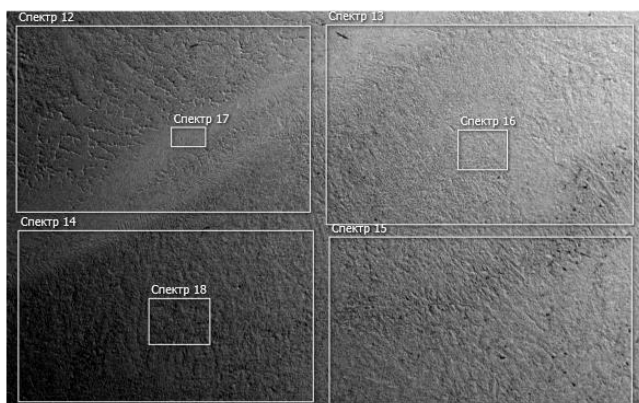
11



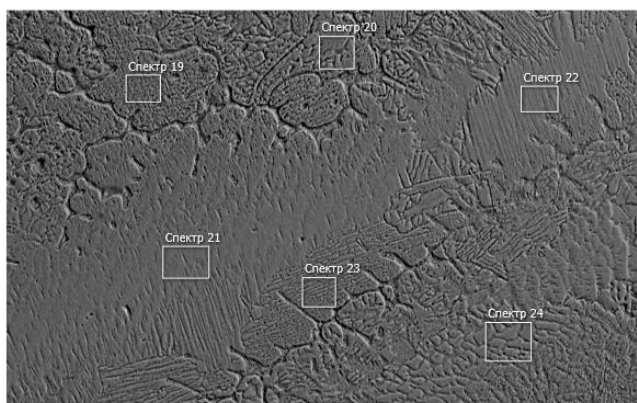
Суммарный

1.2 Химический состав образца №2

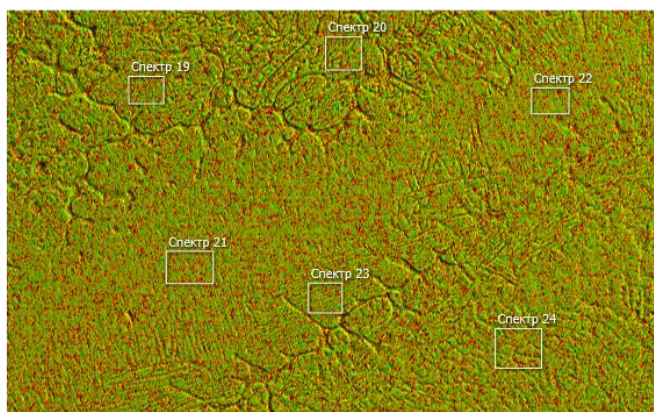
Электронное изображение 3



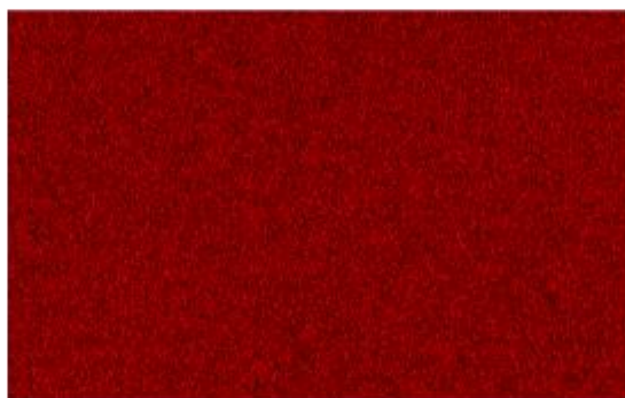
Электронное изображение 4



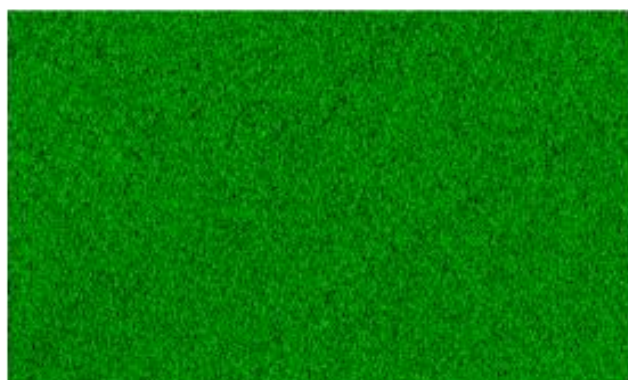
Многослойное изображение EDS 2



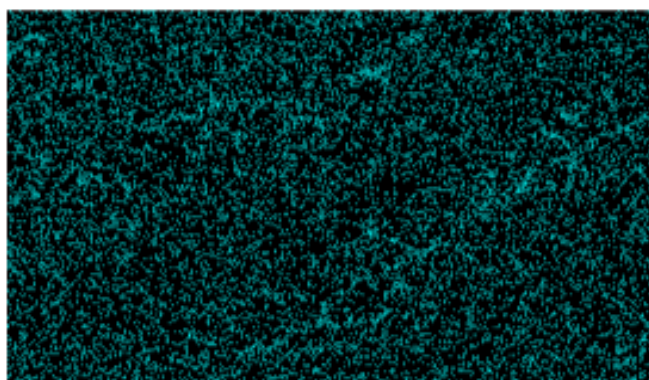
Ti Kα1

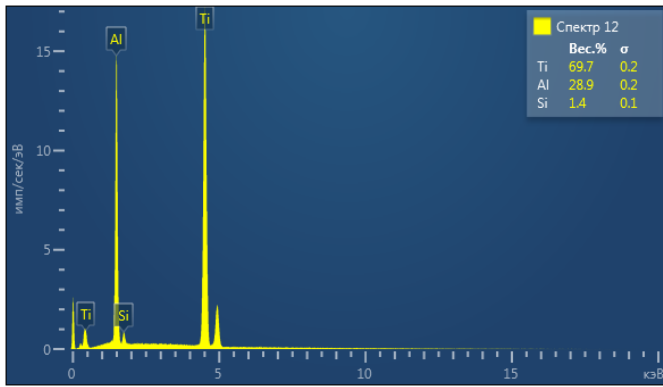


Al Kα1

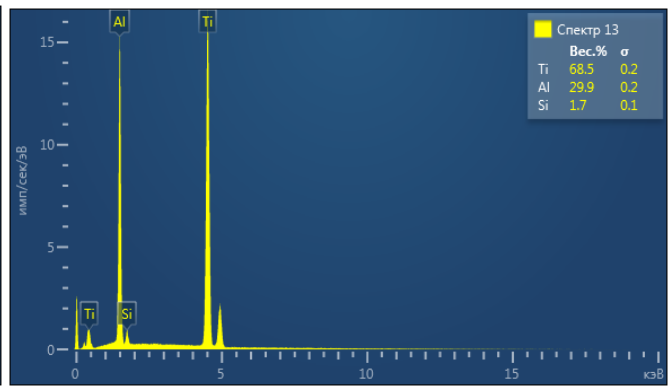


Si Kα1

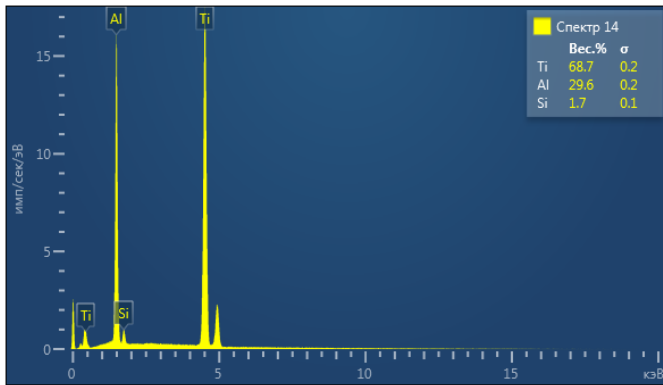




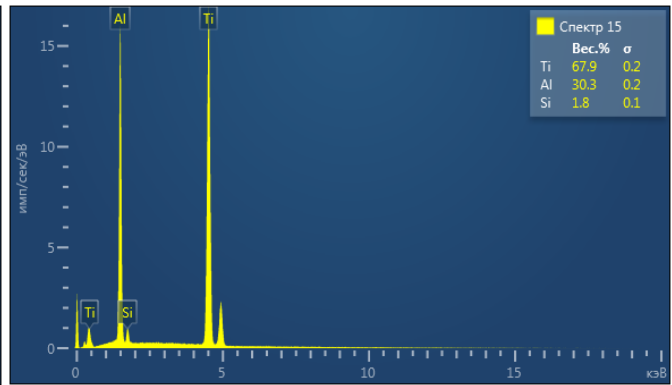
12



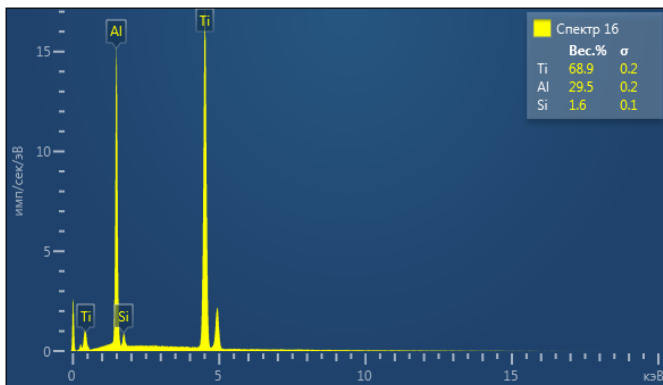
13



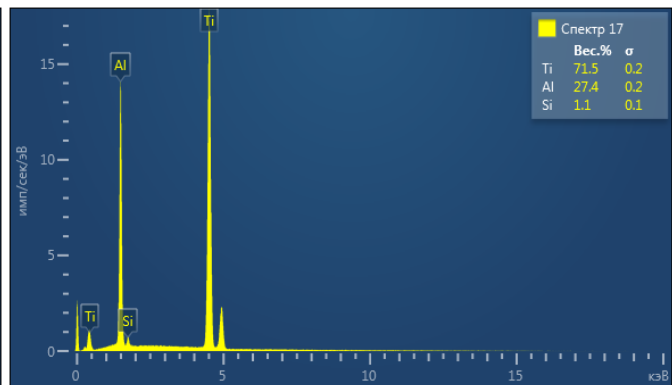
14



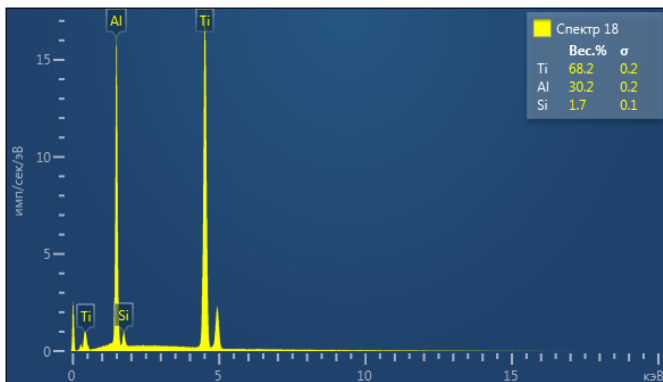
15



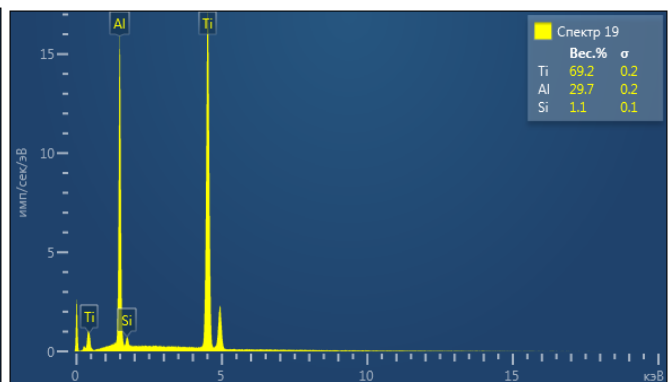
16



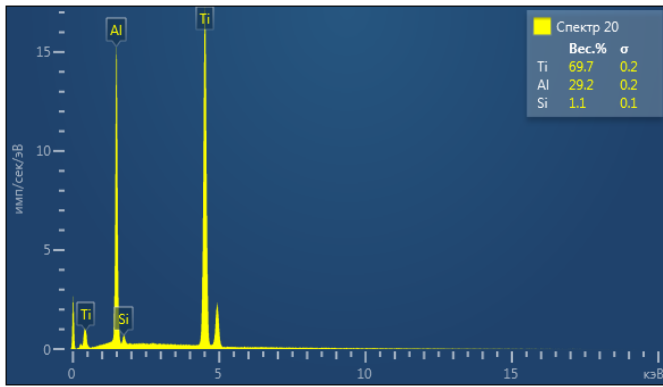
17



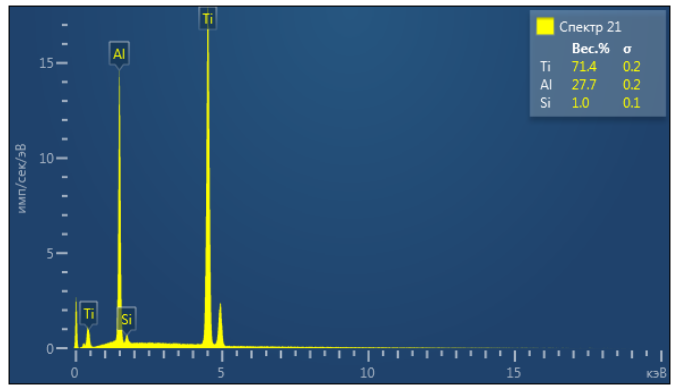
18



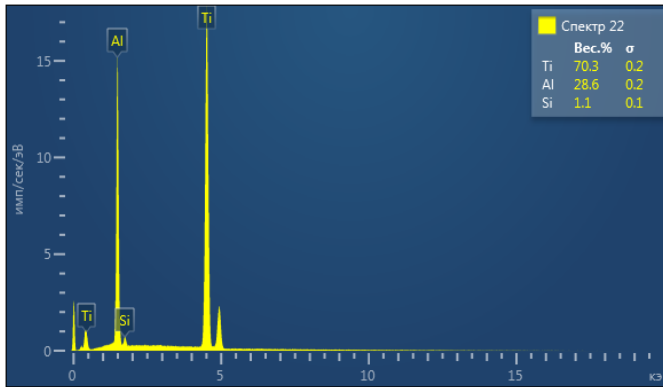
19



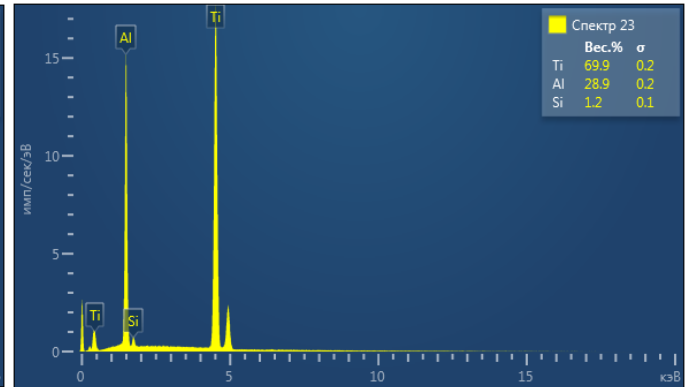
20



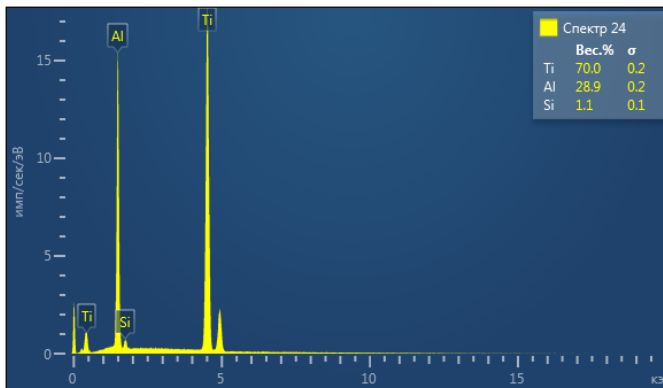
21



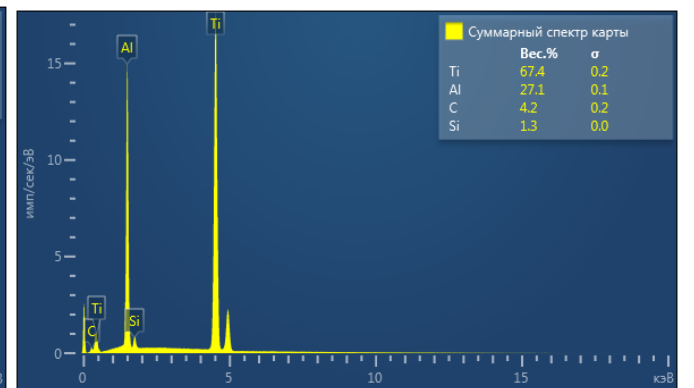
22



23



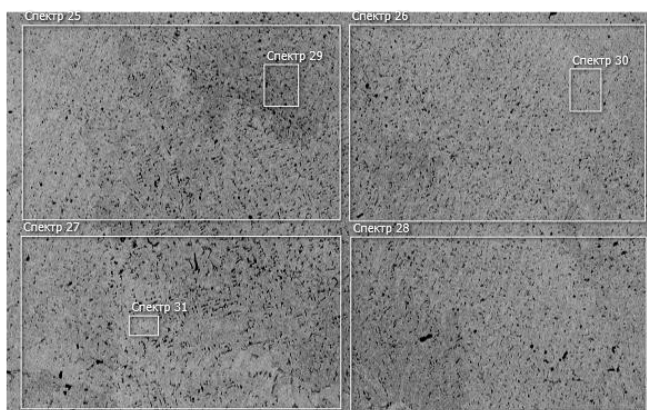
24



Суммарный

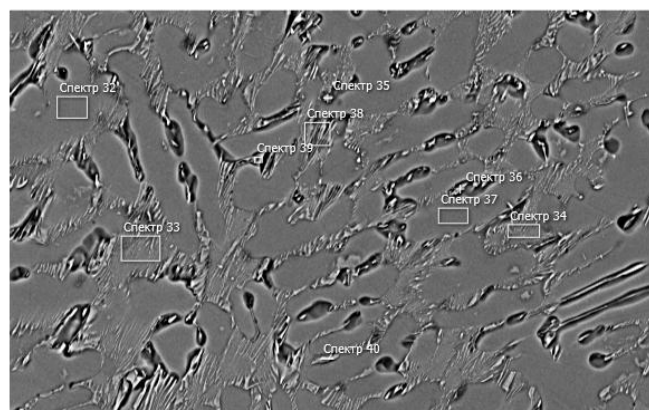
1.3 Химический состав образца №3

Электронное изображение 5



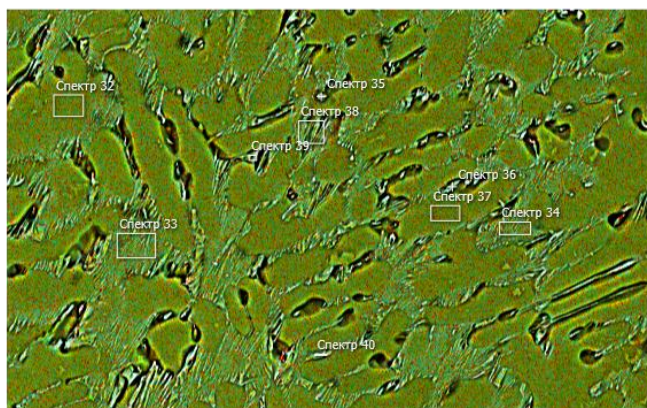
500µm

Электронное изображение 6



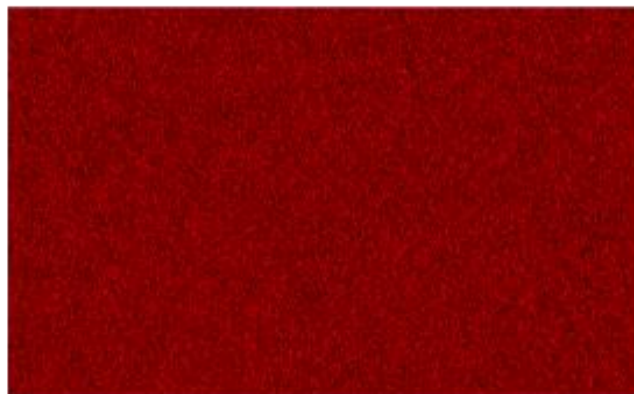
50µm

Многослойное изображение EDS 3



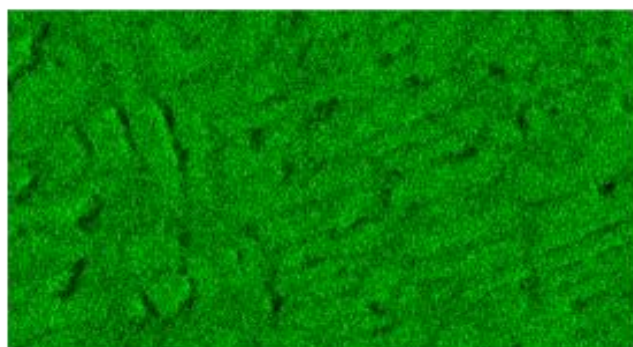
Si Ti Al Электронное
50µm

Ti Kα1



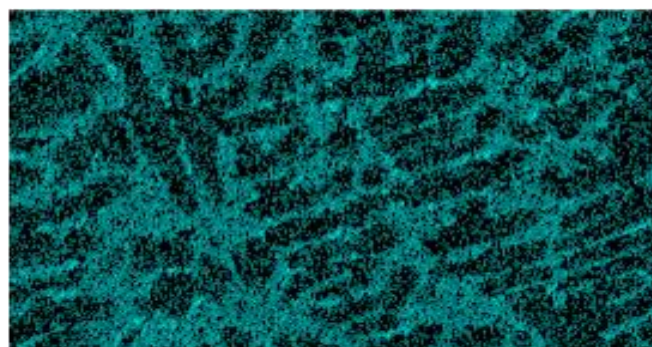
50µm

Al Kα1

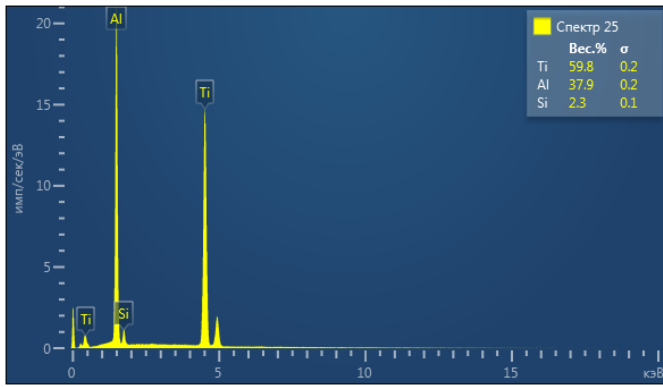


50µm

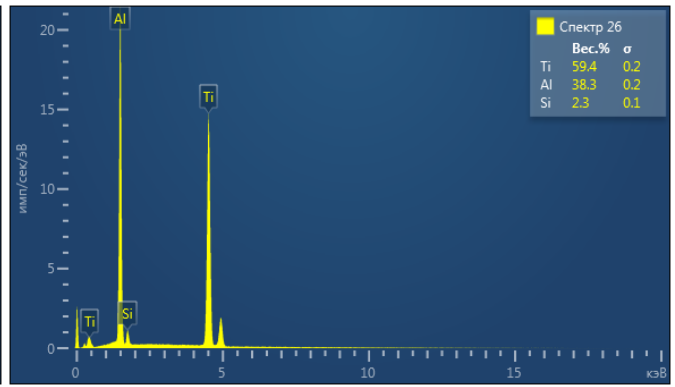
Si Kα1



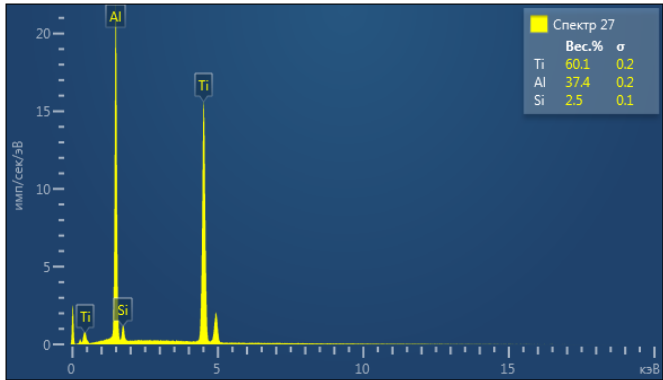
50µm



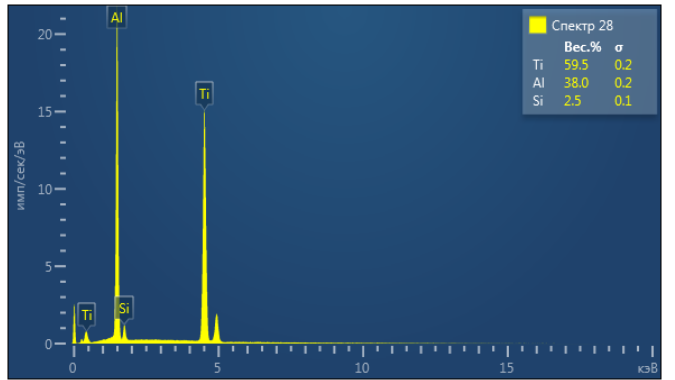
25



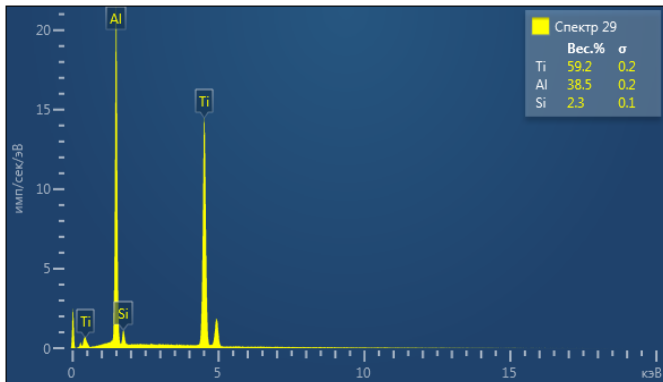
26



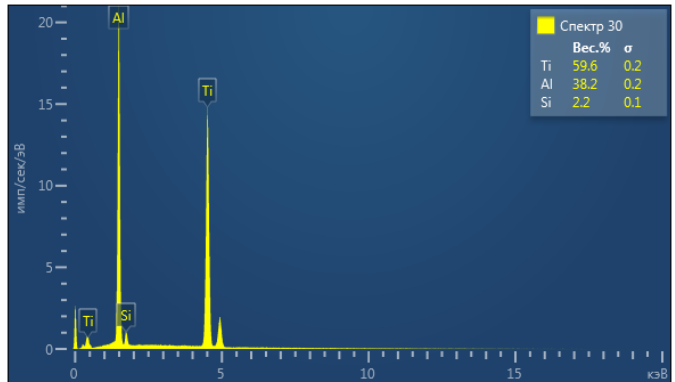
27



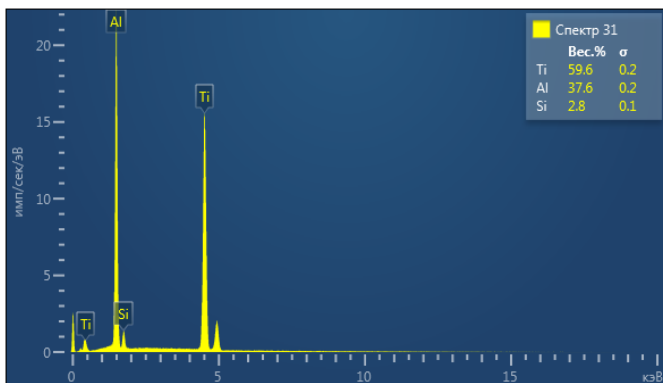
28



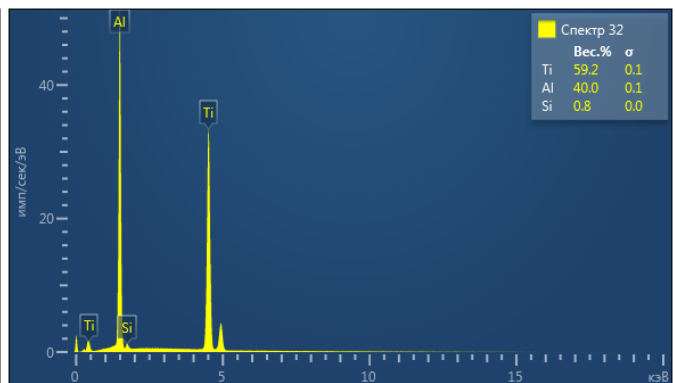
29



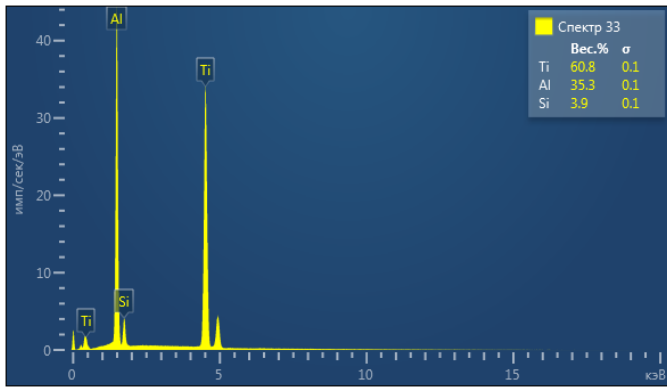
30



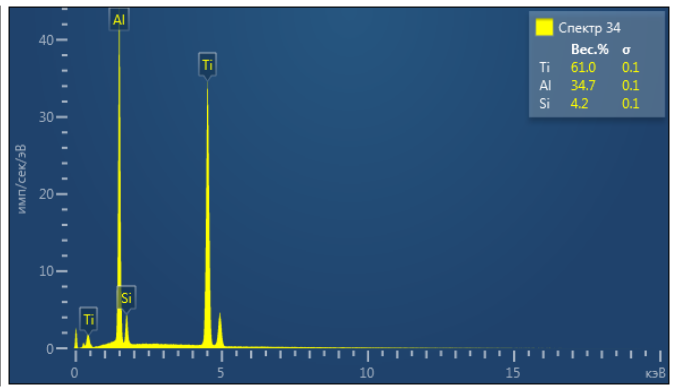
31



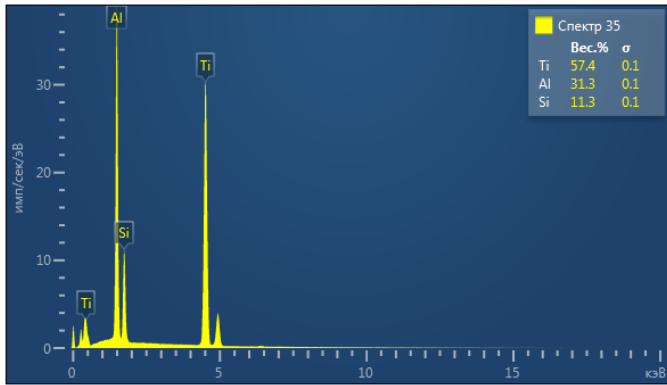
32



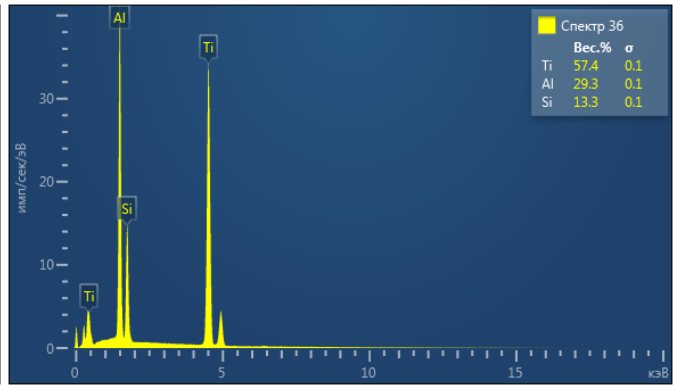
33



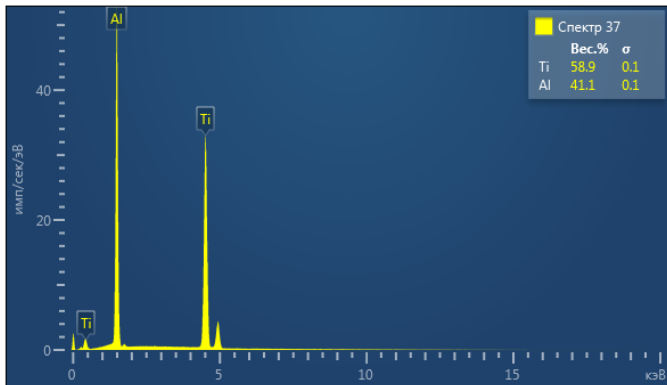
34



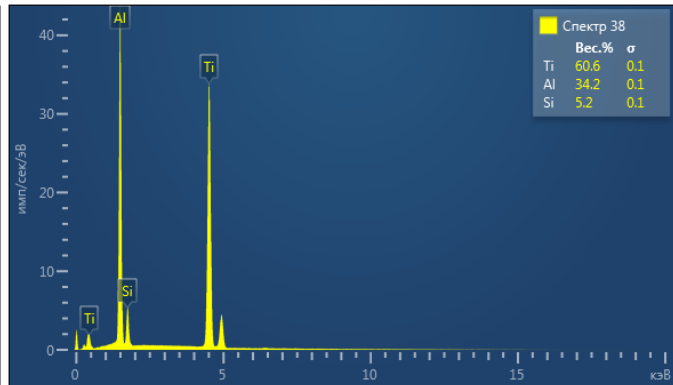
35



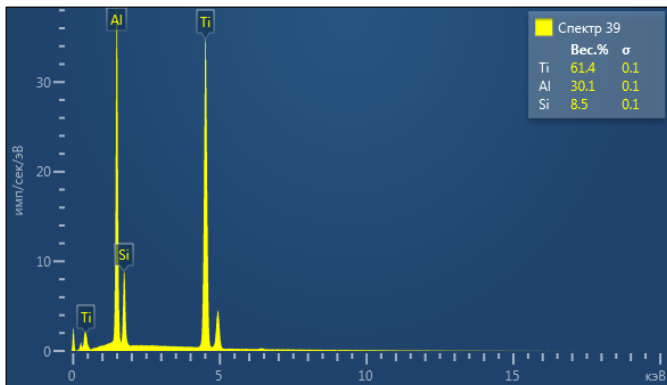
36



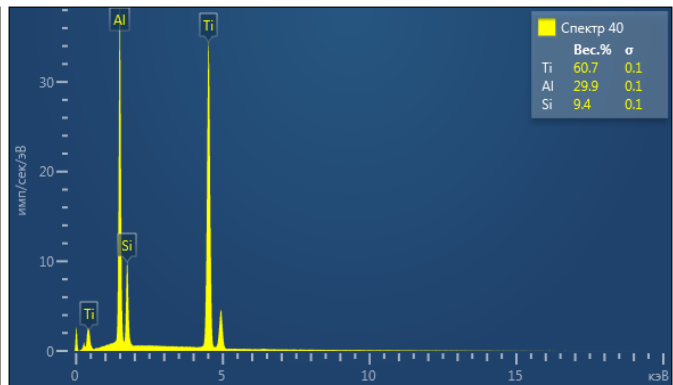
37



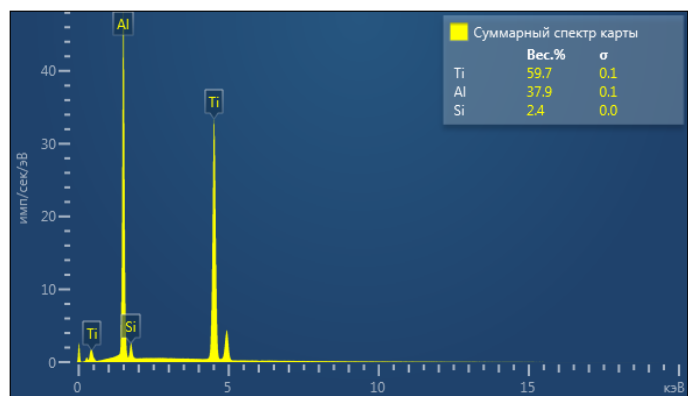
38



39



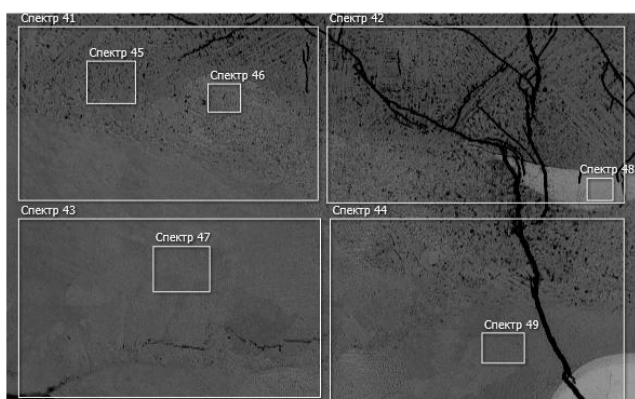
40



Суммарный

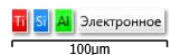
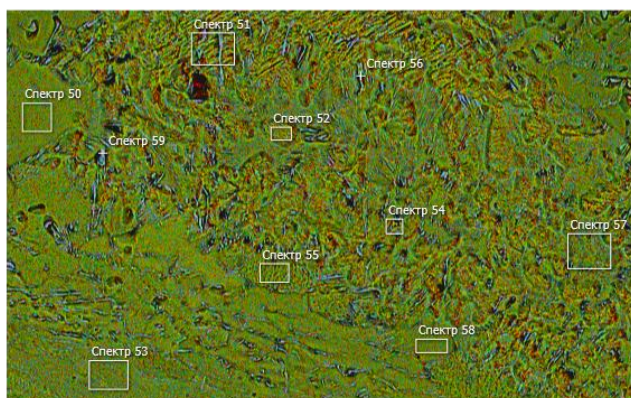
1.4 Химический состав образца №4

Электронное изображение 7

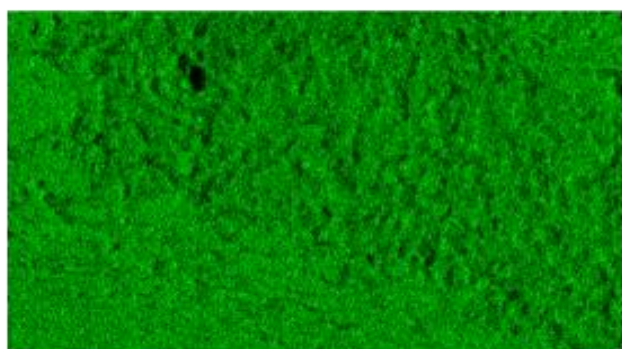


500µm

Многослойное изображение EDS 4

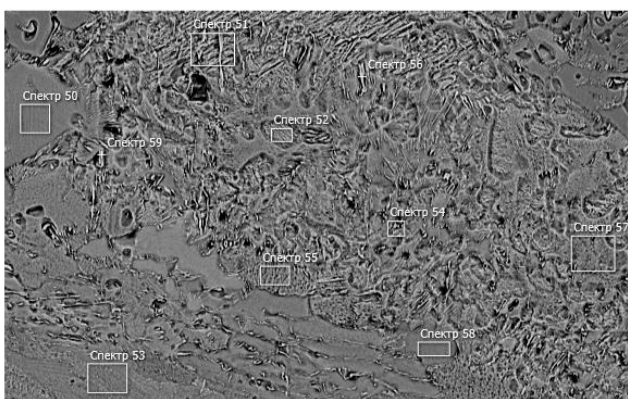


Al Kα1



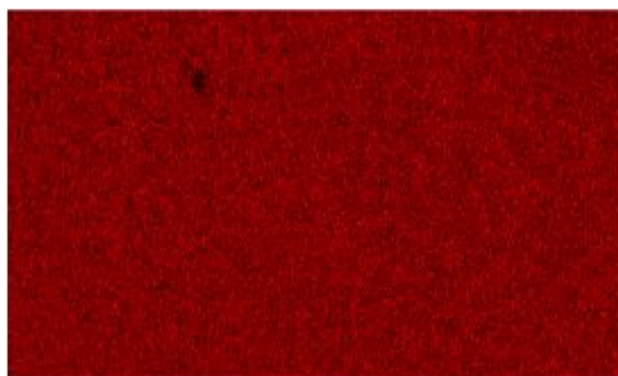
100µm

Электронное изображение 8



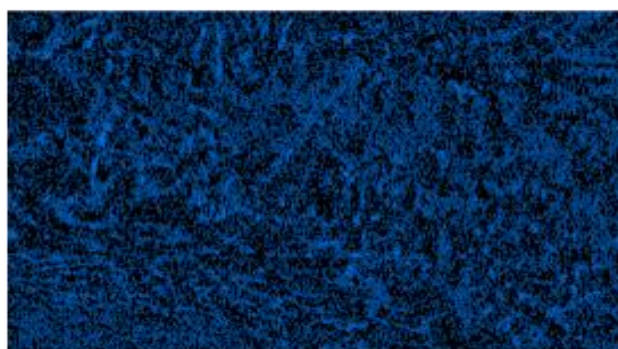
100µm

Ti Kα1

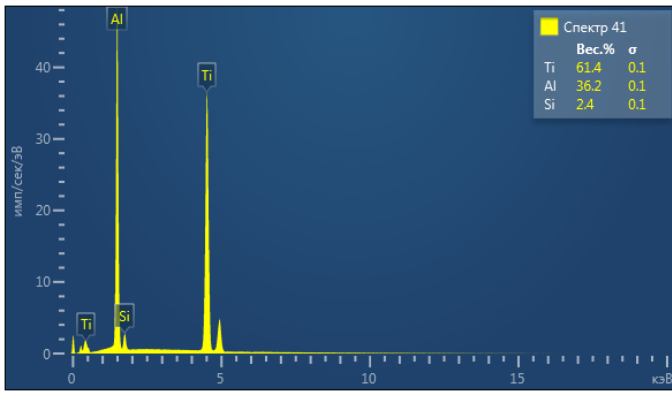


100µm

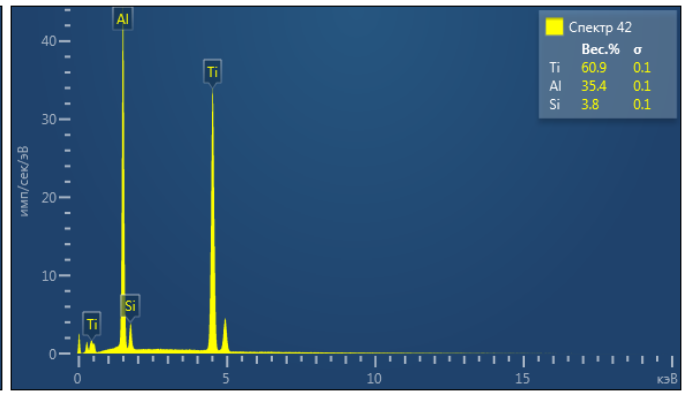
Si Kα1



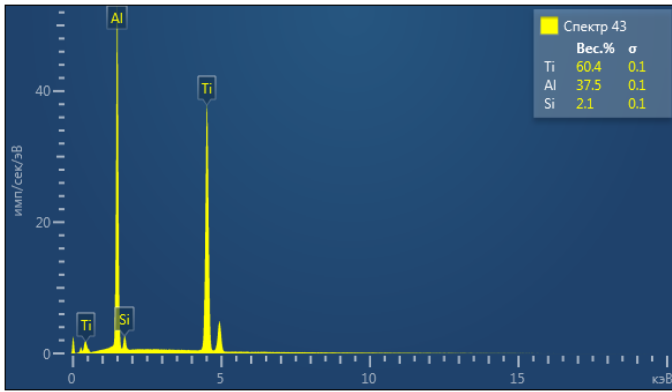
100µm



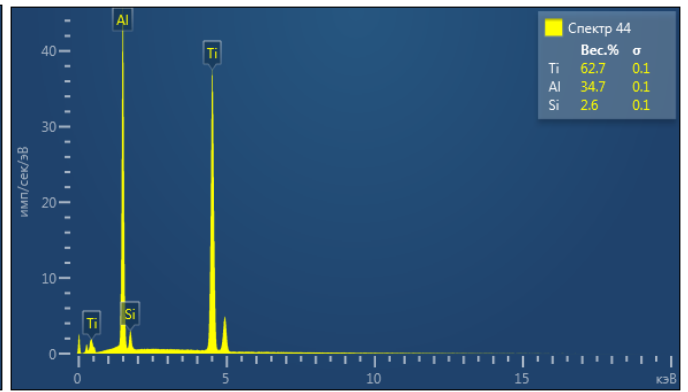
41



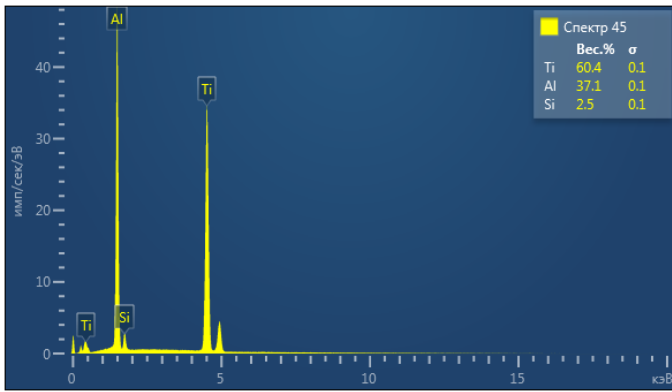
42



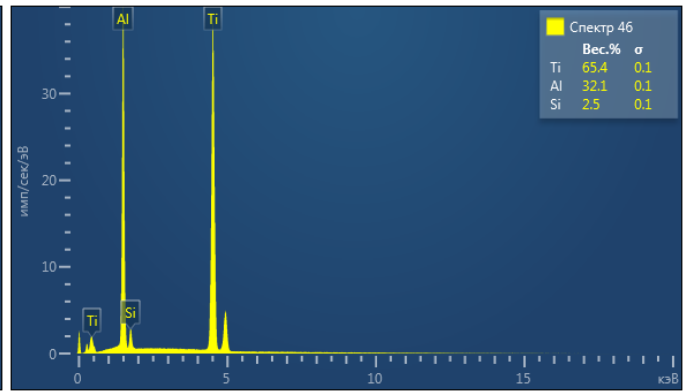
43



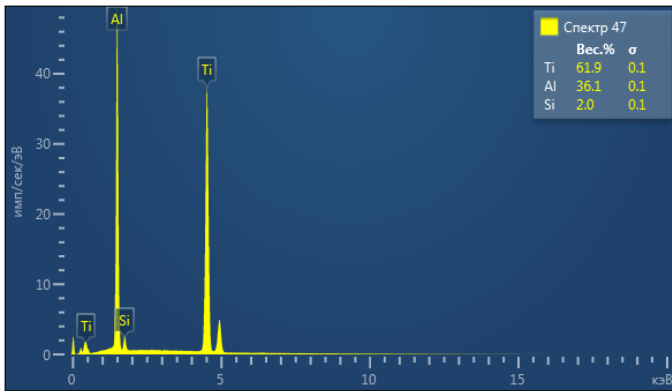
44



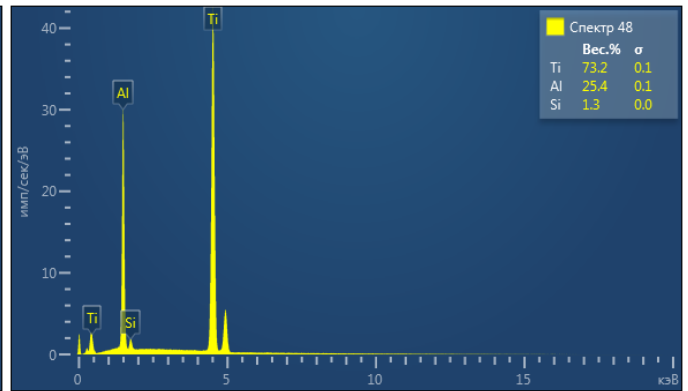
45



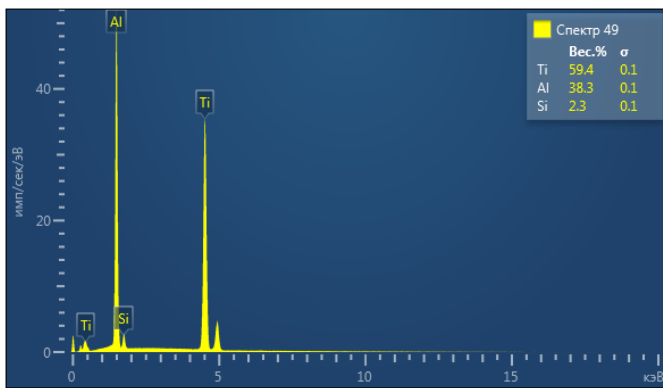
46



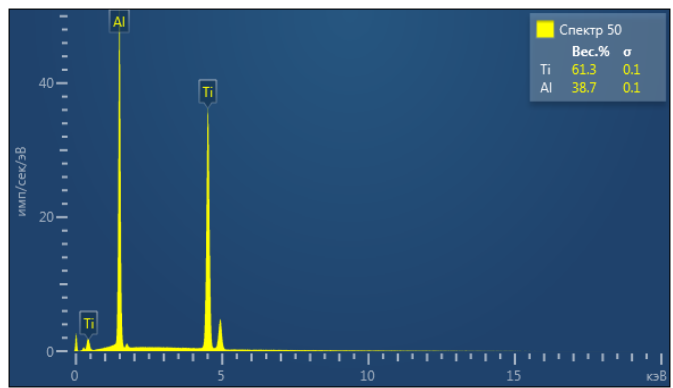
47



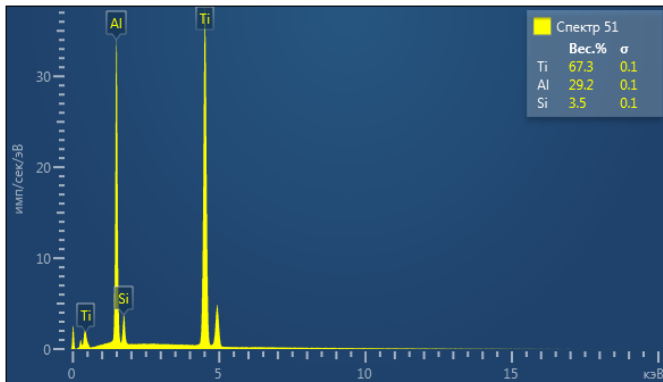
48



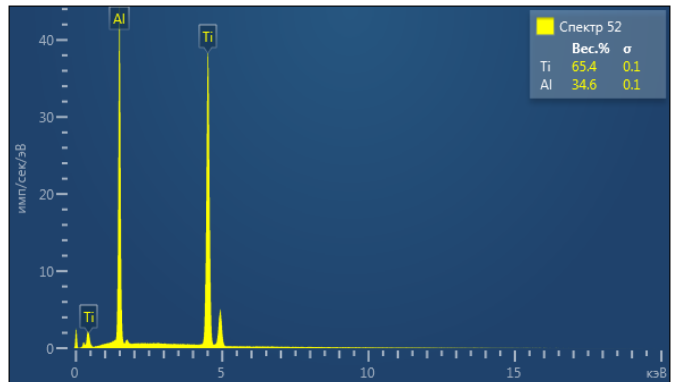
49



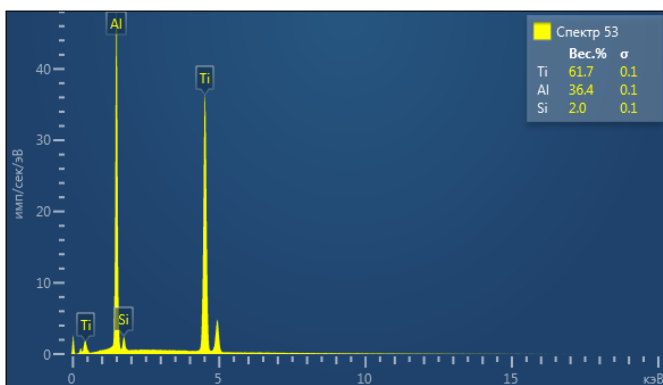
50



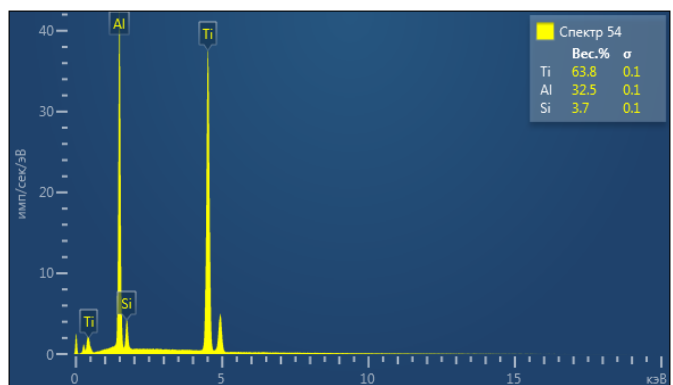
51



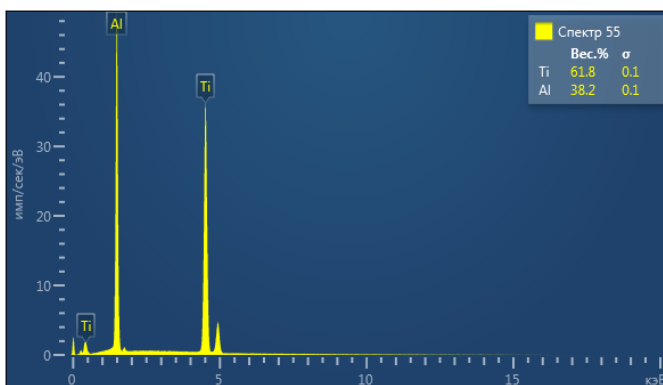
52



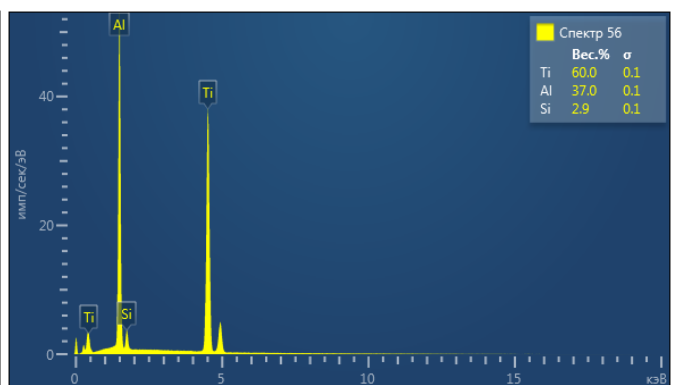
53



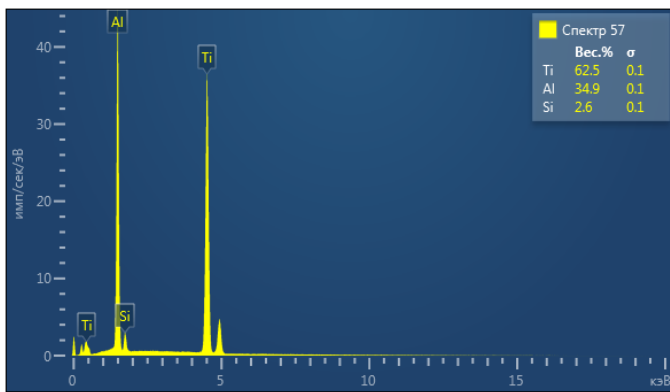
54



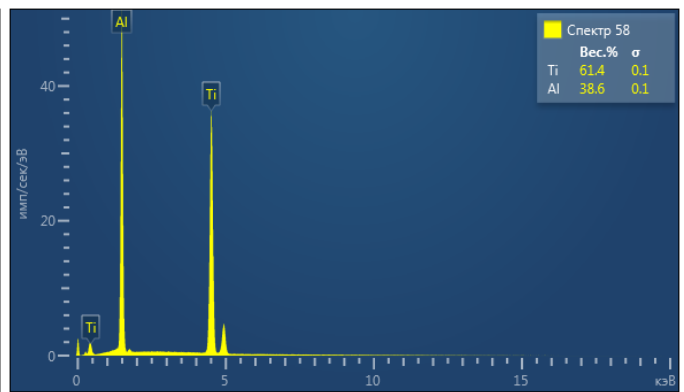
55



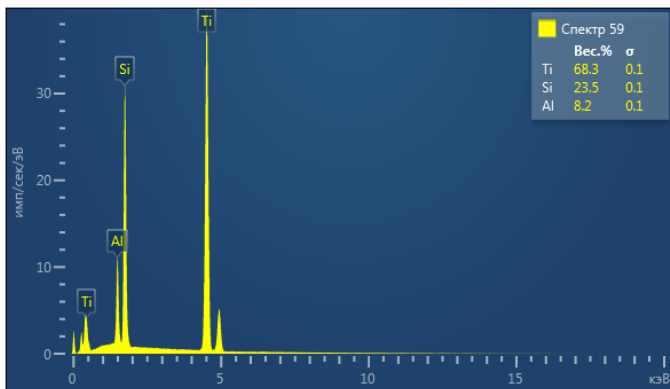
56



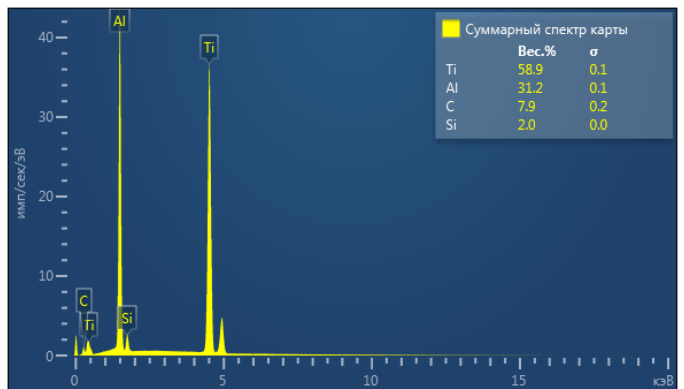
57



58



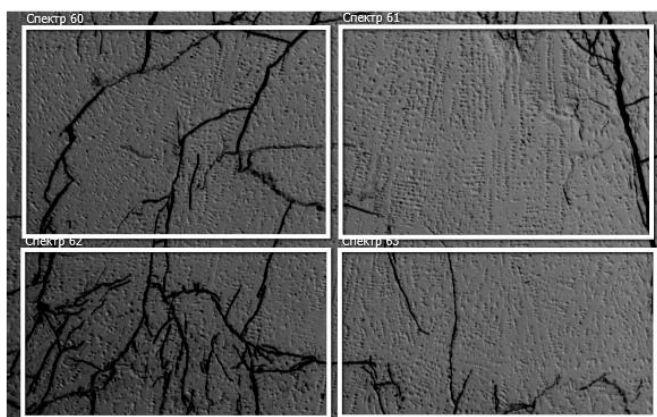
59



Суммарный

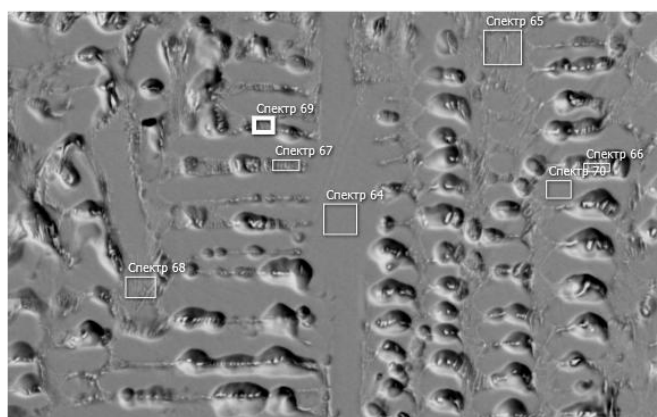
1.5 Химический состав образца №5

Электронное изображение 9



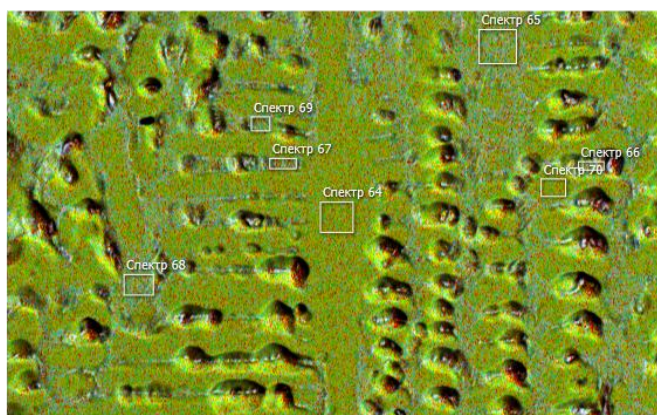
500µm

Электронное изображение 10



50µm

Многослойное изображение EDS 5



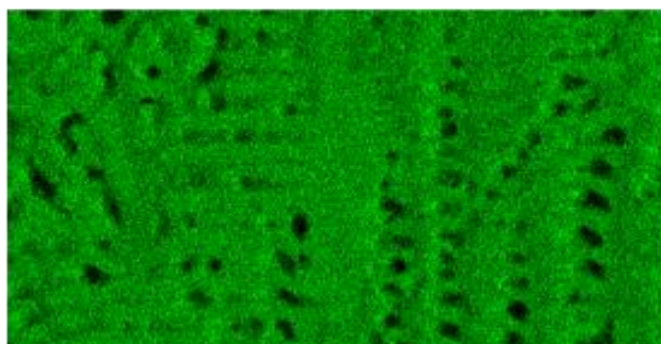
Ti Si Al Электронное
50µm

Ti Kα1



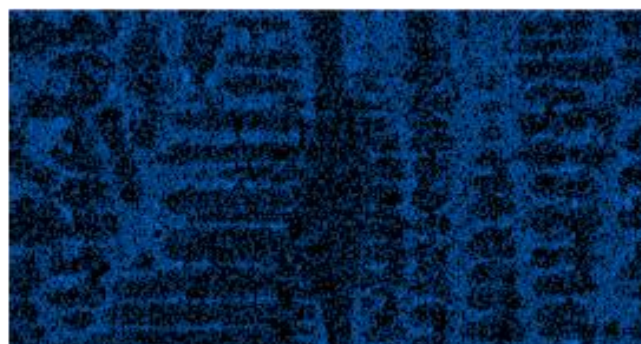
50µm

Al Kα1

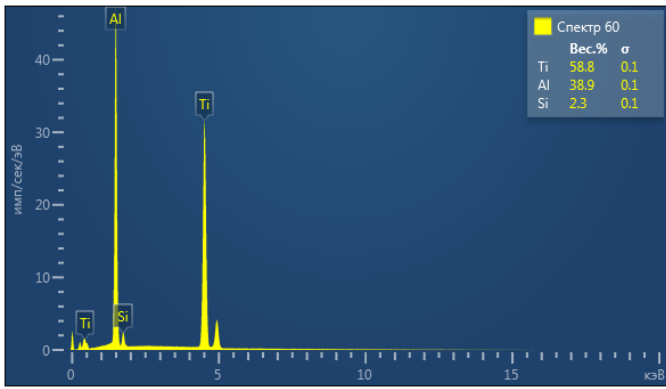


50µm

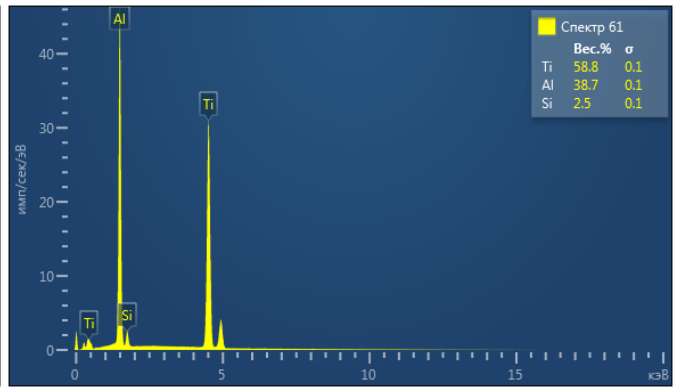
Si Kα1



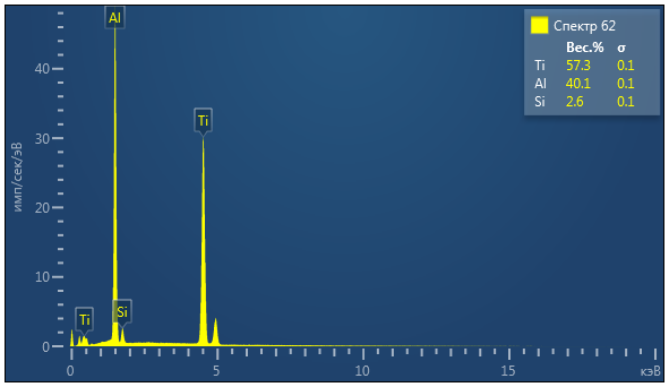
50µm



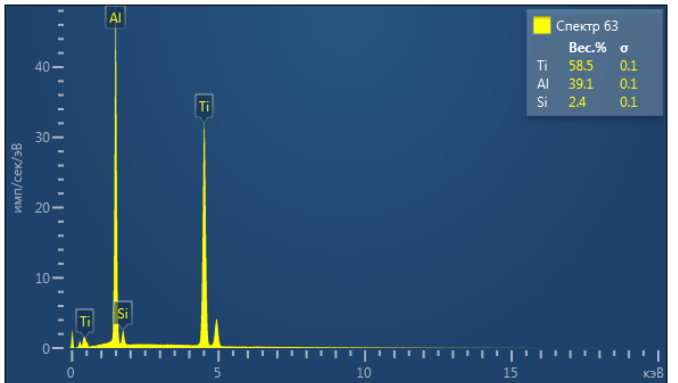
60



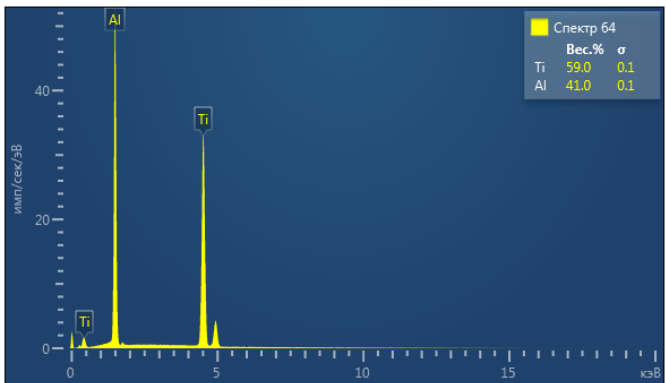
61



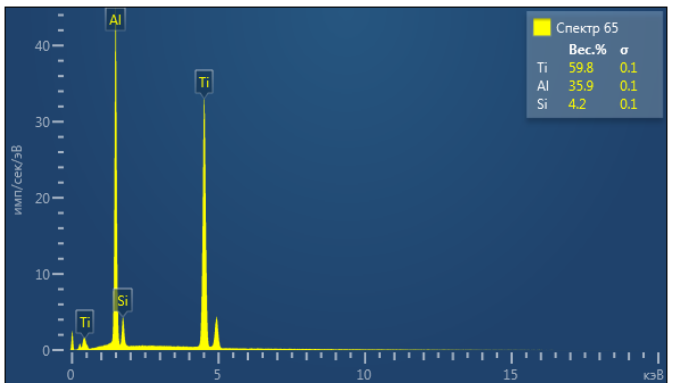
62



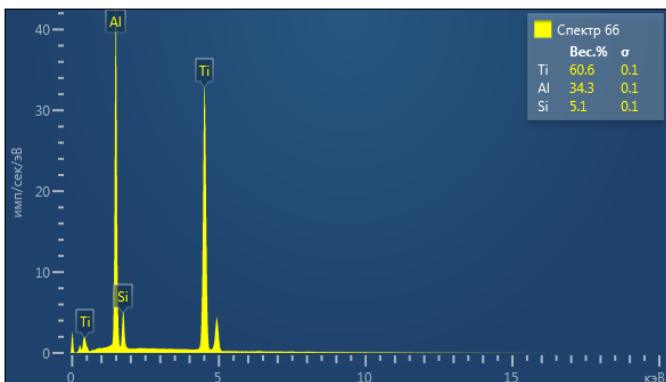
63



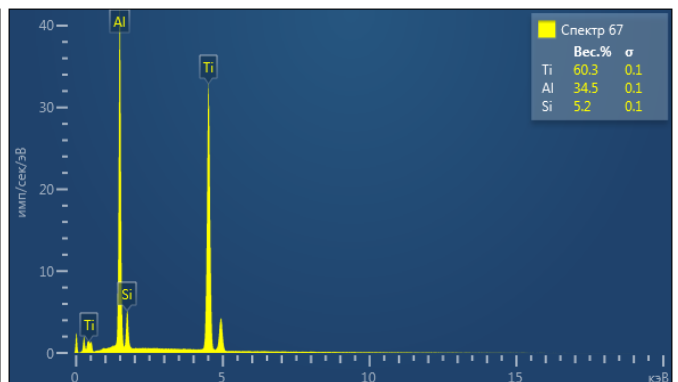
64



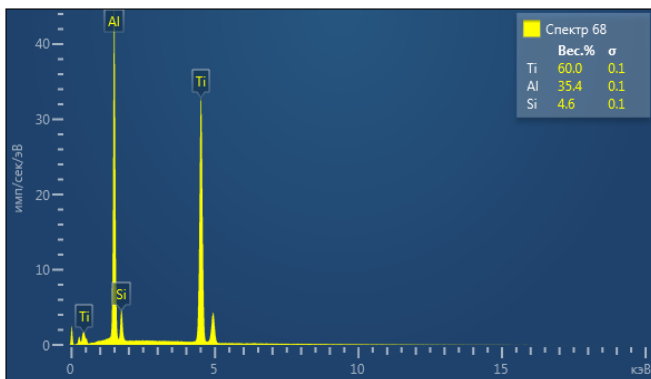
65



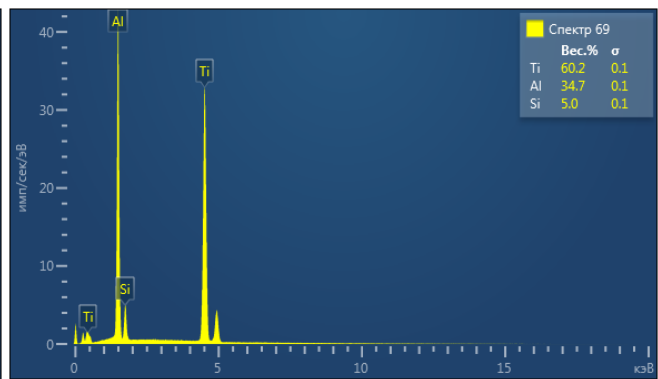
66



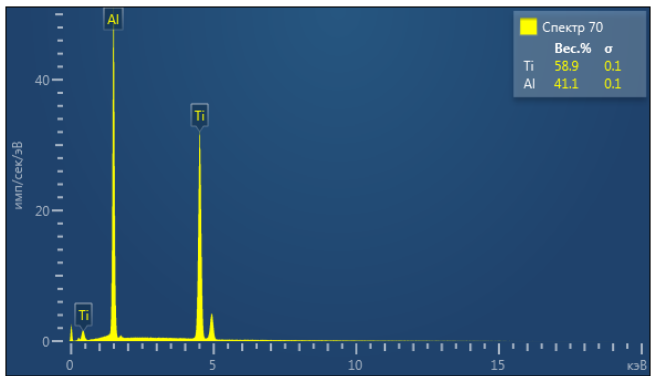
67



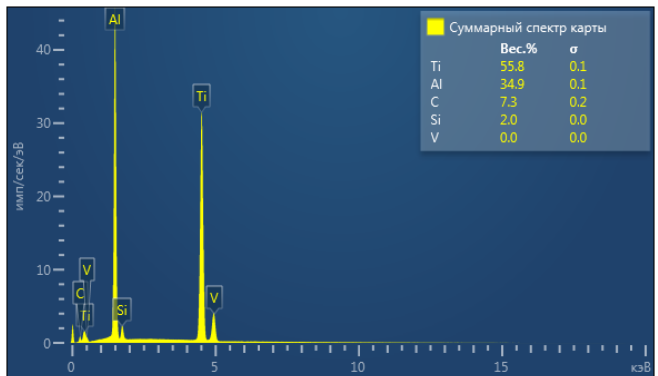
68



69



70

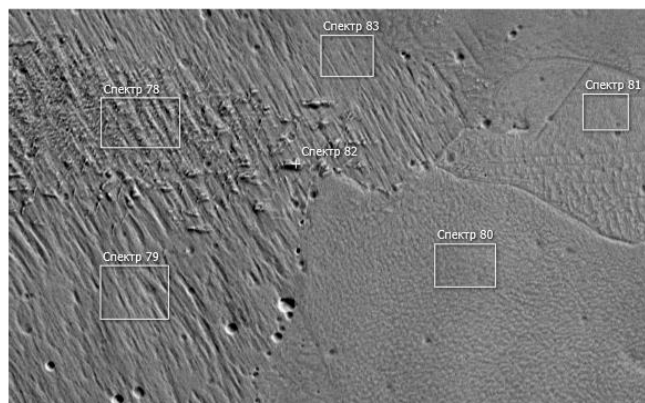
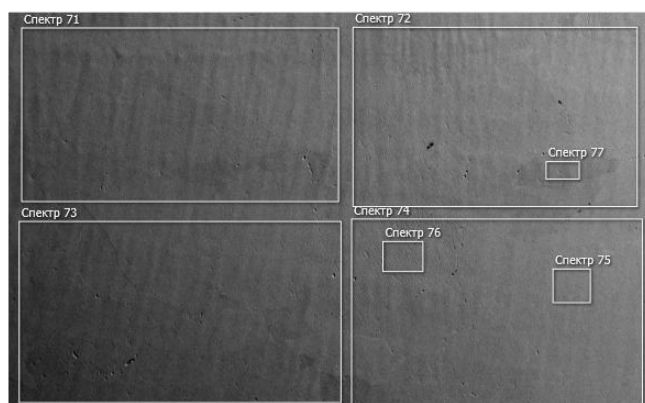


Суммарный

1.6 Химический состав образца №6

Электронное изображение 11

Электронное изображение 12

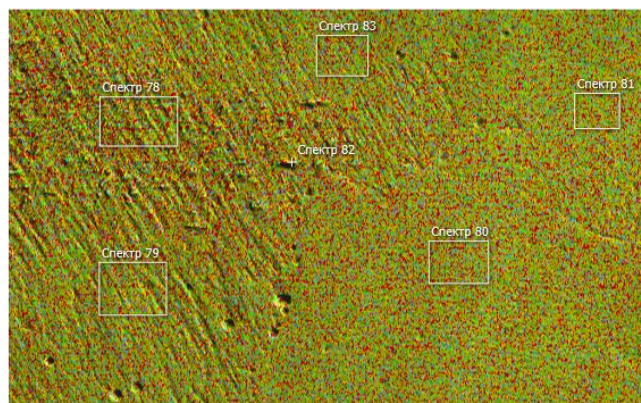


500µm

100µm

Многослойное изображение EDS 6

Ti Kα1

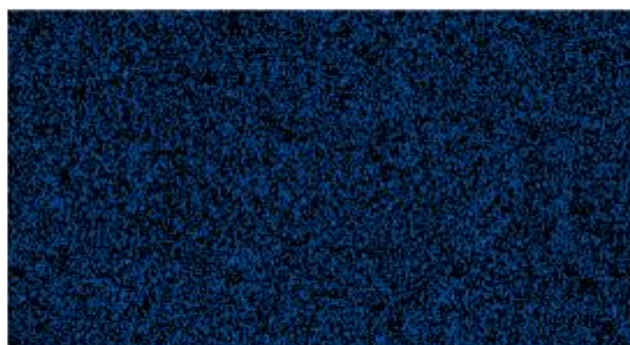
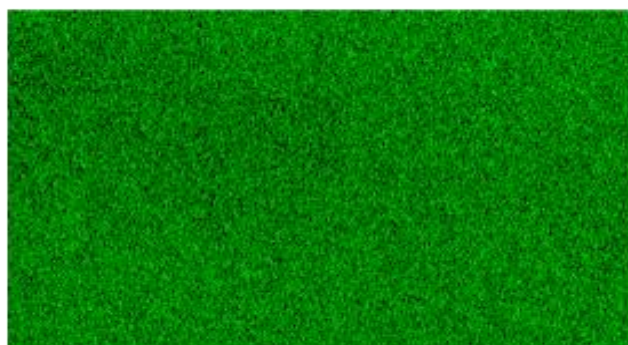


Si Ti Al Электронное
100µm

100µm

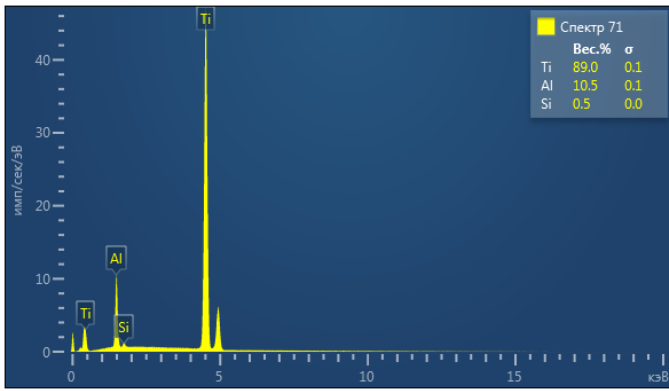
Al Kα1

Si Kα1

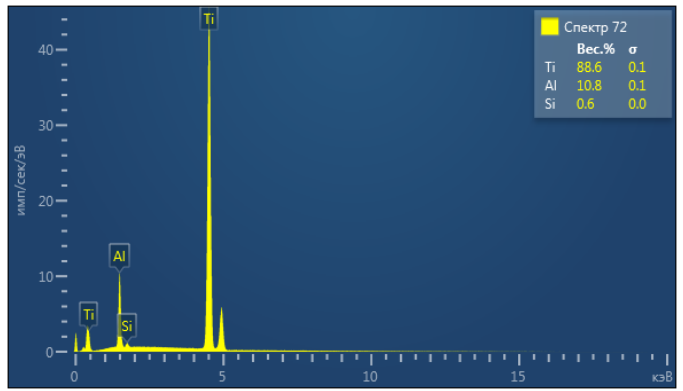


100µm

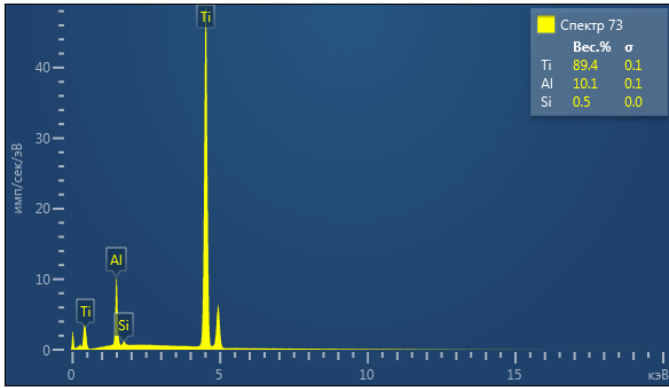
100µm



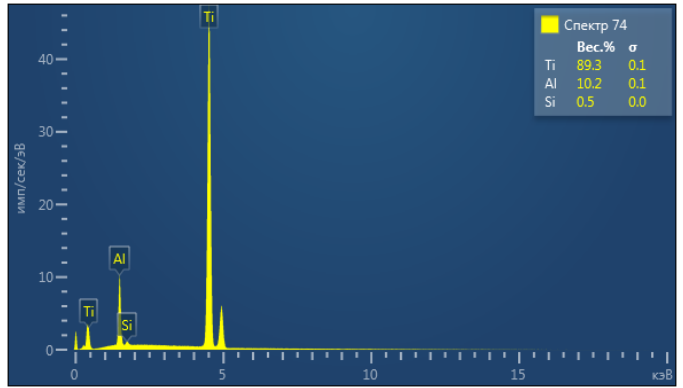
71



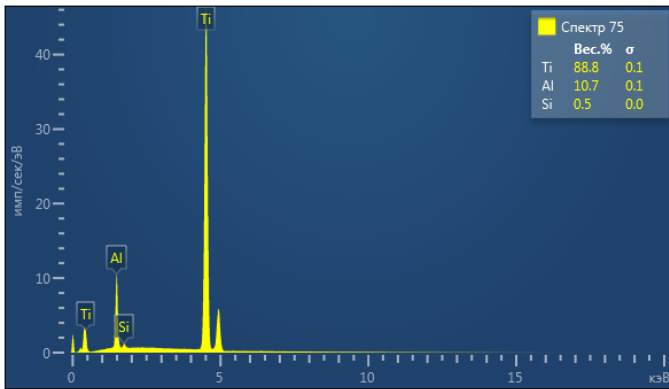
72



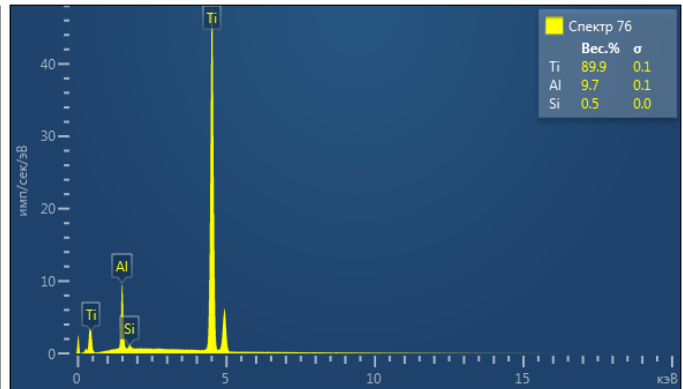
73



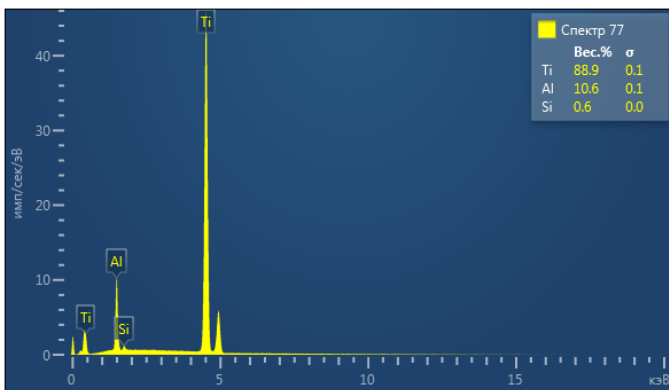
74



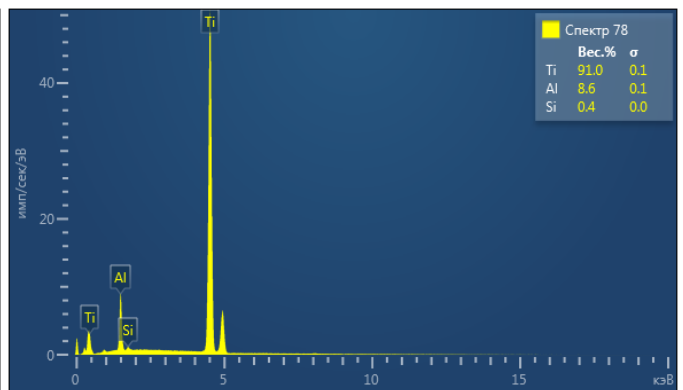
75



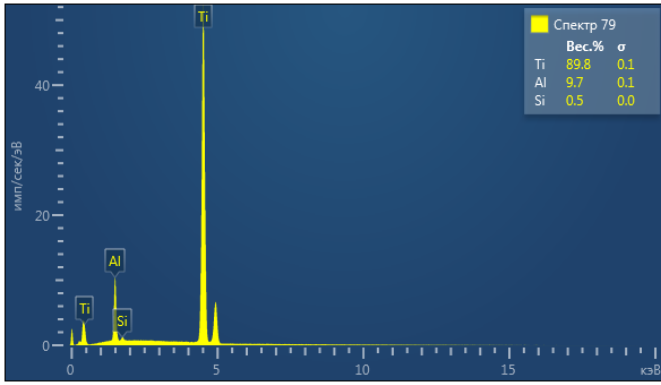
76



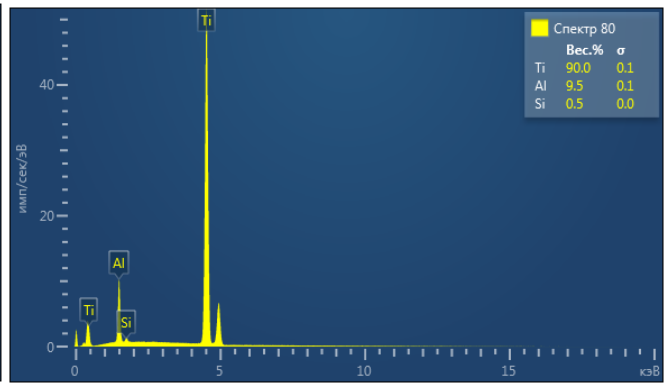
77



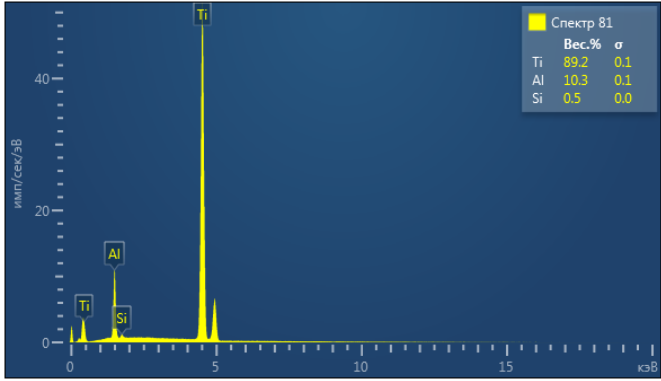
78



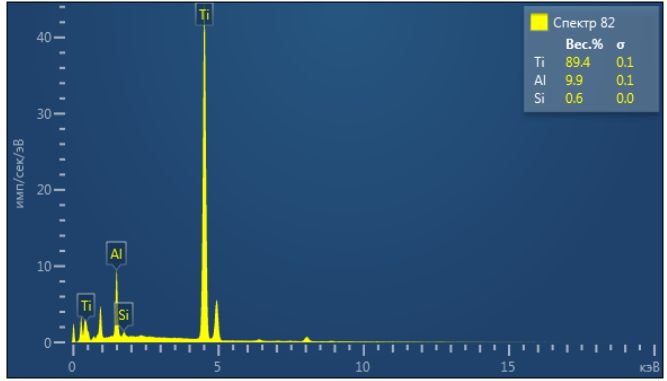
79



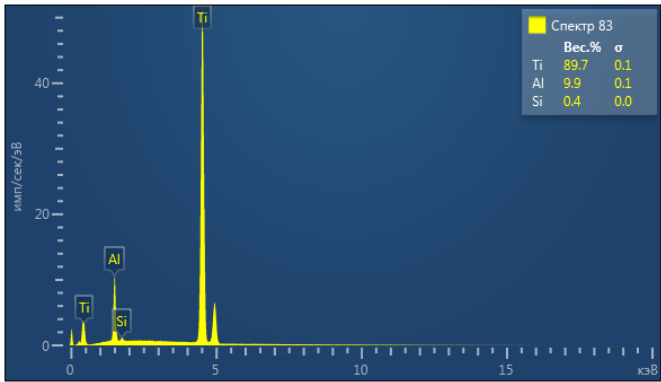
80



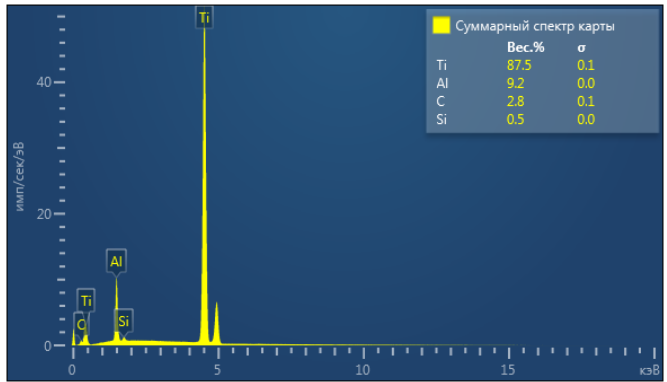
81



82



83



Суммарный