

Содержание

Введение	5
1 Образование интерметаллических фаз при алитировании	7
1.1 Структурообразование и свойства алюминидов железа	7
1.2 Свойства интерметаллических соединений системы железо-алюминий	11
1.3 Анализ методов алитирования стали	16
1.4 Анализ методов исследования процессов диффузионного алитирования и свойств алитированного слоя	22
1.4.1 Механические свойства	23
1.4.2 Износостойкость	25
1.4.3 Химический состав и структура наплавленного покрытия	28
2 Методика исследования процессов алитирования стали	31
2.1 Исследование влияния алюминия на свойства стали	31
2.2 Методика исследования процессов диффузионного отжига сталей с алюминиевым покрытием	35
2.3 Методика исследования процессов жидкофазного алитирования	35
2.4 Исследования твердости покрытий	36
2.5 Методика исследования электросопротивления покрытия	40
2.6 Методика исследования износостойкости покрытий	41
2.7 Методика исследования жаростойкости	42
3 Исследование процессов диффузионного отжига сталей с алюминиевым покрытием	44
3.1 Исследование влияния алюминия на свойства стали	44
3.2. Исследование влияние режимом диффузионного отжига на химический состав покрытия	46
3.3 Исследование твердости алитированного покрытия	53
3.4 Исследование электросопротивления покрытия	57
3.5 Исследование износостойкости алитированной стали с алюминиевым покрытием	60

3.6 Исследование процессов жидкофазного алитирования стали	62
Заключение	73
Список используемой литературы и используемых источников	74
Приложение А Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 700°C и времени выдержки 15 минут	77
Приложение Б Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 700°C и времени выдержки 30 минут	79
Приложение В Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 700°C и времени выдержки 60 минут	81
Приложение Г Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 750°C и времени выдержки 15 минут	83
Приложение Д Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 750°C и времени выдержки 30 минут	85
Приложение Е Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 750°C и времени выдержки 60 минут	87
Приложение Ж Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 800°C и времени выдержки 15 минут	89
Приложение И Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 800°C и времени выдержки 30 минут	91
Приложение К Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 800°C и времени выдержки 60 минут	93

Приложение Л	Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 850°C и времени выдержки 15 минут	95
Приложение М	Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 850°C и времени выдержки 30 минут	97
Приложение Н	Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 850°C и времени выдержки 60 минут	99
Приложение П	Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 900°C и времени выдержки 15 минут	101
Приложение Р	Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 900°C и времени выдержки 30 минут	103
Приложение С	Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига при температуре 900°C и времени выдержки 60 минут	105

Введение

«Износостойкость - сопротивление материалов деталей машин и других трущихся изделий износу» [1, с.5]. Процессы разрушения взаимно скользящих поверхностей твердых тел чрезвычайно многообразны и сложны. До сих пор далеко не ясным и мало изученным является механизм образования частицы износа. Ее возникновение, по-видимому, обусловлено схемой взаимодействия и возникающим напряженным состоянием, поведением материала (хрупкое, пластичное), физическими особенностями контакта (молекулярные силы, адгезия, схватывание), изменением самих физических условий в ходе трения и изнашивания (установление температурных полей, возникновение в зоне трения частиц износа). Наиболее простым видом изнашивания является абразивное, когда возникновение частицы износа происходит чисто механически. Разрушающими телами обычно являются минеральные высокотвердые частицы с неметаллическим типом межатомных связей, при которых адгезия и схватывание пренебрежимо малы. Распространенность абразивного изнашивания велика; оно не исключено в процессах обычного трения со смазкой. Борьба же с абразивным износом очень трудно. Поэтому вопрос о повышении сопротивляемости абразивному изнашиванию является весьма актуальным. Особо остро вопрос о повышении сопротивляемости абразивному изнашиванию стоит в горнодобывающей промышленности. Такие машины, как мельницы, щековые дробилки, транспортеры и т.д. работают в особо жестких условиях эксплуатации, т.к. находятся в постоянном контакте с минералами, вследствие чего, происходит быстрое изнашивание рабочих поверхностей, что влечет за собой дорогостоящий ремонт оборудования. Следовательно, увеличение срока службы горнодобывающего оборудования за счет повышения износостойкости рабочих поверхностей является актуальным.

В качестве износостойких покрытий весьма перспективно применение сплавов системы железо-алюминий. Эти сплавы, прежде всего, отличаются невысокой стоимостью и достаточно высокой твердостью при наличии в структуре промежуточных, интерметаллидных фаз. Современной промышленностью освоена технология производства стали с алюминиевым покрытием. При термической обработке (диффузионном отжиге) такого материала создаются условия образования на поверхности слоя интерметаллидных фаз, который должен отличаться высокой твердостью износостойкостью.

Таким образом, целью данной магистерской диссертации является: повышение износостойкости деталей из углеродистых сталей за счет формирования на их поверхности слоя алюминидов железа

1 Образование интерметаллических фаз при алитировании

1.1 Структурообразование и свойства алюминидов железа

Для понимания физико-химических процессов протекающих при жидкофазном или твердофазном алитировании необходимо знать фазовый состав и свойства образующихся алюминидов железа.

Фазовый состав сплавов железо-алюминий можно определить по равновесной диаграмме состояния. «При различном содержании компонентов в системе железо-алюминий образуются твердые растворы, ряд интерметаллических соединений и эвтектика. В алюминии при температуре 654°C растворяется не более 0,053% железа. Растворимость алюминия в железе составляет 32%. Эвтектика в системе железо-алюминий образуется при температуре 6540C и концентрации железа 1,8%. В системе железо-алюминий образуются химические соединения следующего состава: FeAl₃ (59,18% Al); Fe₂Al₇ (62,93% Al); Fe₂Al₅ (54,71% Al); FeAl₂ (49,13% Al); FeAl (32,57% Al)» [2, с.15-18; 3, с.144-148; 4, с.11-16].

Алюминий с железом не образуют непрерывный ряд твердых растворов. «С α -железом алюминий образует твердый раствор с максимальной растворимостью 53 ат.% при температуре 1103°C. При охлаждении из этого раствора образуются фазы: FeAl и Fe₃Al. Фаза FeAl имеет кубическую примитивную структуру типа CsCl с периодом $a = 2,903 \text{ \AA}$. Фаза Fe₃Al имеет кубическую гранцентрированную структуру DO₃ с периодом $a = 5,78 \text{ \AA}$. Перитектоидное превращение $\alpha + \alpha_2 \leftrightarrow \text{Fe}_3\text{Al}$ происходит при температуре 552°C и концентрации алюминия 26,8% (ат.). Упорядоченная фаза Fe₃Al образуется при концентрации алюминия 25-34% ат. Al при медленном охлаждении. При высоких скоростях охлаждения при указанной концентрации алюминия образуется фаза FeAl» [2, с.15-18; 3, с.144-148; 4, с.11-16].

При содержании алюминия более 50 ат. % в «системе железо-алюминий образуются фазы: FeAl_2 , Fe_2Al_5 , FeAl_3 ($\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$), а так же может образовываться метастабильная фаза FeAl_6 .

Фаза $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ (FeAl_3) имеет моноклинную элементарную структуру с периодом $a = 15,489 \text{ \AA}$; $b = 8,0834 \text{ \AA}$; $c = 12,476 \text{ \AA}$; $\beta = 107043'$. Интерметаллидная фаза Fe_2Al_5 имеет ромбическую элементарную ячейку с периодом $a = 7,68 \text{ \AA}$; $b = 6,40 \text{ \AA}$; $c = 4,20 \text{ \AA}$ » [2, с.15-18; 3, с.144-148; 4, с.11-16].

Свойства алюминидов железа приводятся в разных литературных источниках [5, с.26; 6, с.10]. «Прочность при растяжении порядка 3-4 кГ/мм^2 ; прочность на срез – до 7 кГ/мм^2 , ударная вязкость 0,008-0,01 $\text{кГ}\cdot\text{м/см}^2$ и др. Однако эти данные характеризуют свойства комбинированного соединения в целом, а не свойства материала, расположенного узкой прослойкой между алюминием и железом. Вместе с тем знание физических свойств интерметаллических соединений весьма важно, так как они определяют характер взаимодействия алюминия с железом, а, следовательно, прочность, тепло- и электропроводность, коррозионную стойкость комбинированного соединения в целом» [5, с.26]. Свойства алюминидов железа независимо от способа получения будут во многом определяться свойствами интерметаллидного соединения, которое образуется на границе стали алюминия.

Известно, что «интерметаллические соединения обладают рядом ценных свойств, например, имеют высокую точку плавления, значительную прочность, некоторые из них отличаются исключительной кислотостойкостью. В частности, TiNi имеет свойство удлиняться при комнатной температуре (7-10%) и к тому же обладает высокой ударной вязкостью» [7, с.14-16]. Высокая температура плавления, высокая жаростойкость и позволяют считать, что эти материалы могут успешно применяться при повышенных температурах.

Практическое применение интерметаллидных сплавов затруднено из-за повышенной хрупкости их и в особенности при низких температурах.

Известно, что «сплавы на основе железа особенно склонны к образованию интерметаллических соединений из твердых или жидких растворов, поскольку их электронная структура с незаполненной d-электронной оболочкой благоприятна для возникновения соединений с металлическим типом связи. В частности, хорошо известно образование соединений типа $Fe_n Al_m$ из твердого раствора двойной системы железо-алюминий. Такие соединения обнаруживаются на диаграммах состав – свойство (в том числе на диаграммах состав – механические свойства) благодаря характерным изменениям свойств» [5, с.27].

Сведения о механических свойствах алюминидов железа весьма противоречивы и очень ограничены [7, 8, 9]. Но все исследователи утверждают, что «интерметаллидные соединения хрупки при комнатной температуре, а при высоких температурах становятся более пластичными» [10, с.399; 11].

Для повышения механических свойств интерметаллидных сплавов применяют: легирование, модифицирование, микролегирование.

При легировании интерметаллидов происходит замещение одного из компонентов или сразу двух компонентов легирующим элементом. «В образующемся при таком легировании многофазном сплаве определяющее влияние второй фазы сводится к повышению механических свойств сплава за счет ее собственной прочности, особенно при повышенных температурах. При этом зависимость прочности (твердости) интерметаллической фазы от температуры выражается прямой линией, имеющей перегиб. Точка перегиба для этих соединений не равна половинному значению температуры плавления, как для чистых металлов, и расположена обычно в области $0,5-0,75 t_{пл}$, что для соединений $FeAl_3$ и Fe_2Al_5 составляет соответственно 460 и 450°C» [10, с.401-403; 12]. На основании этого высказана гипотеза «о различных механизмах деформаций интерметаллических фаз, действующих

по обе стороны от температурной точки перегиба t_k : ниже точки t_k преобладает процесс скольжения, и можно предположить, что атомы их соединены сильными локализованными связями. Скольжение или перемещение атомов относительно друг друга происходят гораздо легче при повышенных температурах вследствие ослабления межатомных связей в области выше температурной точки t_k » [12; 13].

Самыми распространенными «легирующими элементами для алюминия являются Si, Zn, Cu, Ti» [5, с.147-150]. По данным некоторых исследований, эти элементы повышают прочность сцепления слоев при работе на отрыв, а так же при их добавлении в расплав алюминия, величина переходного интерметаллидного слоя на границе алюминий- сталь снижается.

Для повышения прочности переходного слоя и уменьшения его толщины предложено его легирование третьими компонентами, за счет легирования алюминиевого расплава. Учитывая расположение интерметаллидных фаз переходного слоя в периодической системе Д. И. Менделеева в качестве легирующих элементов рассматривались Si, Cu, Ni, Ti, Zr, Zn, Co, Cr.

Легирующие элементы в интерметаллиде замещают один из компонентов или оба сразу. О характере замещения основных компонентов интерметаллидов третьим элементом и его влиянии на свойства можно судить по направлению протяженности областей гомогенности твердых растворов на изотермических сечениях тройных систем (рисунок 1.1). Наиболее протяженной областью гомогенности обладает фаза Fe_2Al_5 , легированная титаном и кобальтом, фаза Fe_4Al_{13} легированная, титаном, медью, никелем и хромом.

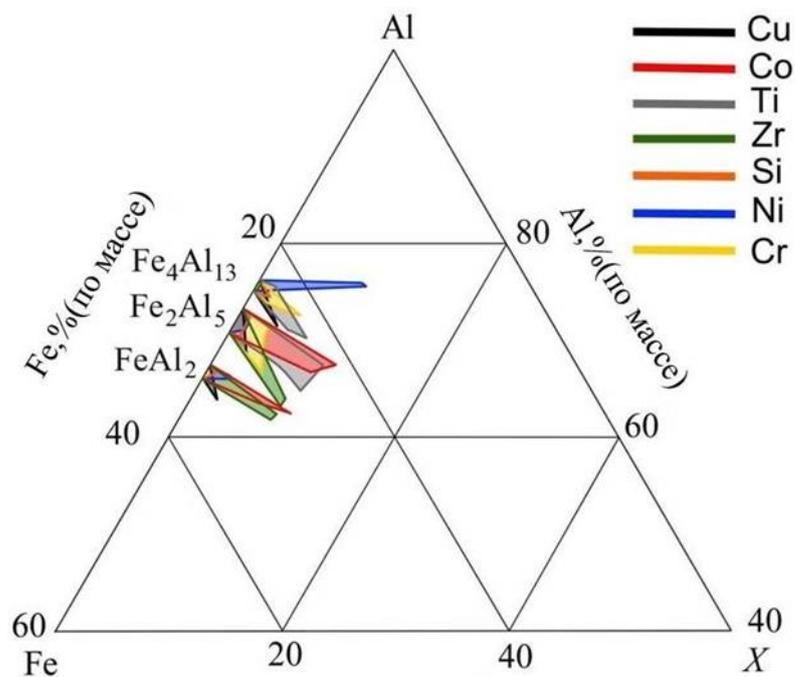


Рисунок 1.1 – Области гомогенности твердых растворов легирующих элементов в интерметаллидах Fe_2Al_5 , $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ и FeAl_2

1.2 Свойства интерметаллических соединений системы железо-алюминий

Сплав Fe_3Al однороден и характеризуется кубической объемно-центрированной решеткой типа α -железа.

Результаты расчета рентгенограмм сплава FeAl подтверждают данные об упорядочении α -фазы с образованием соединения FeAl , имеющего структуру типа CsCl .

Наряду с рентгенографическим и химическим анализом были проведены металлографические исследования структуры интерметаллидных фаз.

Полученные сплавы достаточно однородны, за исключением сплава Fe_2Al_7 . На снимке микроструктуры этого сплава между зернами интерметаллида наблюдаются незначительные по размеру участки второй фазы-алюминия.

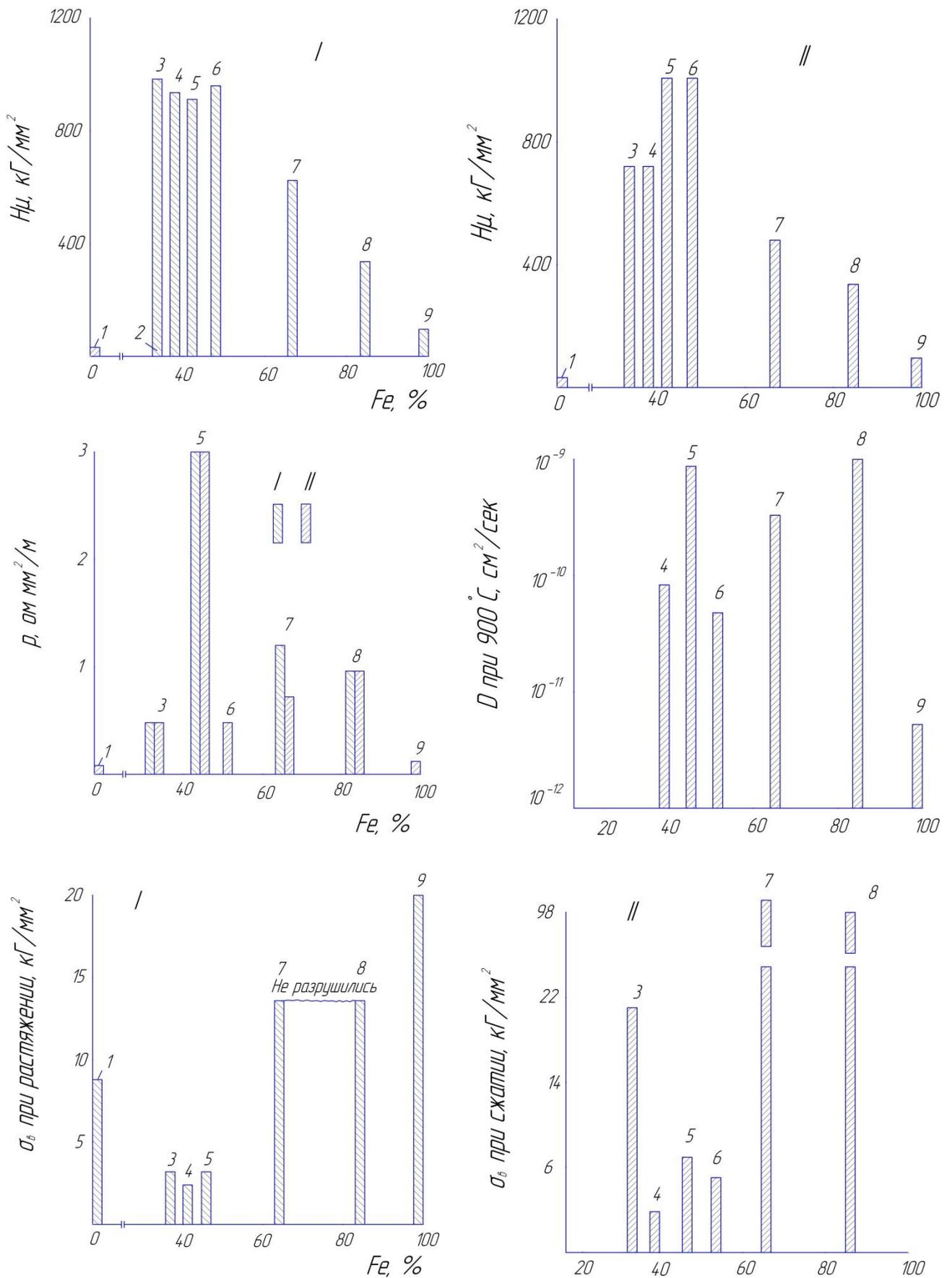


Рисунок 1.2 – Свойства алюминидов железа:
 «I – литое соединение; II – состояние после отжига:
 1 – Al; 2 – Al+FeAl; 3 – Fe Al; 4 – FeAl;
 5 – Fe Al; 6 – FeAl; 7 – FeAl; 8 – Fe Al; 9 – Fe» [5, с.35]

Фазы FeAl_3 , Fe_2Al_5 и FeAl_2 хрупки. «С увеличением содержания железа в сплавах FeAl и Fe_3Al зерна приобретают более правильную форму. Заметно увеличение размера зерна» [5, с.35].

Высокое качество сплавов (образцы термически не обработаны) позволило использовать их для определения микротвердости H_μ , электросопротивления ρ , коэффициентов диффузии D и механических характеристик (рисунок 1.2) [5].

Данные по микротвердости приведены на (рисунок 1.2 и рисунок 1.3).

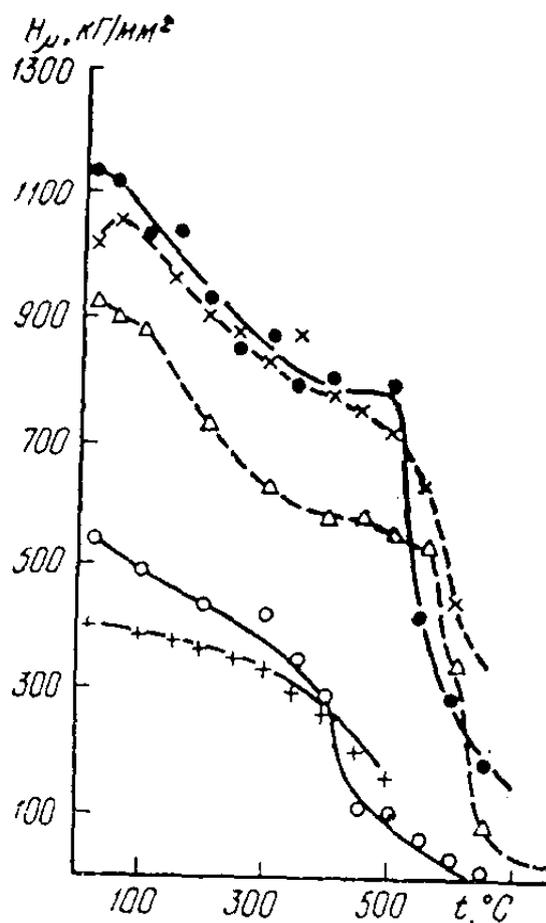


Рисунок 1.3 – Изменение «микротвердости алюминидов железа:
 \times – FeAl_3 , 600-550°C; \bullet – Fe_2Al_5 , 550-500°C;
 Δ – FeAl_2 , 600-550°C; o – FeAl , 450-400°C; $+$ – Fe_3Al » [5, с.36]

«Микротвердость сплавов независимо от их фазового состава значительно выше микротвердости исходных компонентов – алюминия и железа. Для фаз Fe_2Al_5 , Fe_2Al_7 , FeAl_3 и FeAl_2 H_μ колеблется в интервале 960 –

1150 кГ/мм^2 , с увеличением содержания железа она падает до 660 кГ/мм^2 для фазы FeAl и до 270 кГ/мм^2 для фазы Fe₃Al»[5, с.36].

Микротвердость интерметаллидных фаз системы Fe-Al при повышенных температурах определялась А.Н. Ереминой на высоковакуумной установке ИМАШ-9. На этой установке можно измерять микротвердость локальных участков на поверхности образцов в интервале температур от комнатной до 900° С. Образцы устанавливали в специальную оправку. Зажим вместе с ней шлифовали и полировали для приготовления шлифа. На подготовленном шлифе на приборе ПМТ-3 размечали рабочий участок, на котором алмазной пирамидой наносили контрольные отпечатки. Эти отпечатки в дальнейшем при испытании являлись ориентирами для вдавливания индентора установки ИМАШ-9 при измерении микротвердости.

Подготовленный таким образом образец помещали в вакуумную камеру установки и плотно закрепляли в захватах. К нему точечной сваркой приваривали три платинородий-платиновые термодпары (по краям и в центре образца) для контроля температуры. Полученные данные микротвердости приведены на (рисунке 1.3).

«Наибольшей твердостью при комнатной температуре обладает соединение Fe₂Al₅ (1150 кГ/мм^2). Твердость всех интерметаллических фаз при низких температурах уменьшается с ростом содержания железа, что согласуется с данными Вестбрука. С увеличением температуры микротвердость соединений падает. Точка перегиба в значениях микротвердости лежит в пределах 0,3-0,5 $t_{\text{пл}}$. Для фаз FeAl₃ и FeAl₂ разупрочнение наступает при 0,5 $t_{\text{пл}}$; фаза Fe₂Al₅ разупрочняется при 0,45 $t_{\text{пл}}$, фаза FeAl – при 0,33 $t_{\text{пл}}$. Наконец, для соединения Fe₃Al видимого перегиба кривой на графике не наблюдается – происходит постепенное снижение твердости» [5, с.37].

Испытанием на растяжение установлено, что фазы Fe₂Al₇, FeAl₃ и Fe₂Al₅ обладают наименьшей прочностью: соответственно 1,8; 1,5 и 1,7 кГ/мм^2 (рисунок 1.4), где приведены средние значения трех-пяти измерений.

Эти данные свидетельствуют об измеримом запасе прочности у исследуемых соединений, однако их прочность в три-шесть раз ниже, чем прочность алюминия. Прочность при сжатии соединения FeAl_3 оказалась наименьшей – $1,6 \text{ кГ/мм}^2$. Как видно из диаграммы, наблюдается отклонение в прочности на сжатие у фазы Fe_2Al_7 – 19 кГ/мм^2 , что, вероятно связано с появлением на границе зерен алюминиевой фазы с высокой пластичностью (рисунок 1.2).

Диаграмма разрушения образцов алюминидов приведена (на рисунке 1.4) «Всем интерметаллидам свойствен хрупкий характер разрушения. Хрупкость таких материалов объясняется их сложным кристаллическим строением, наличием ковалентной и ионной связей. При деформации подобных соединений скольжение быстро прекращается и при дальнейшей деформации полос оно не возникает. Искажение кристаллической решетки, вызывающее появление полос скольжения, кристаллографически ограничено, что и приводит неизбежно к хрупкому разрушению» [14, с.399-400; 5, с.38-39].

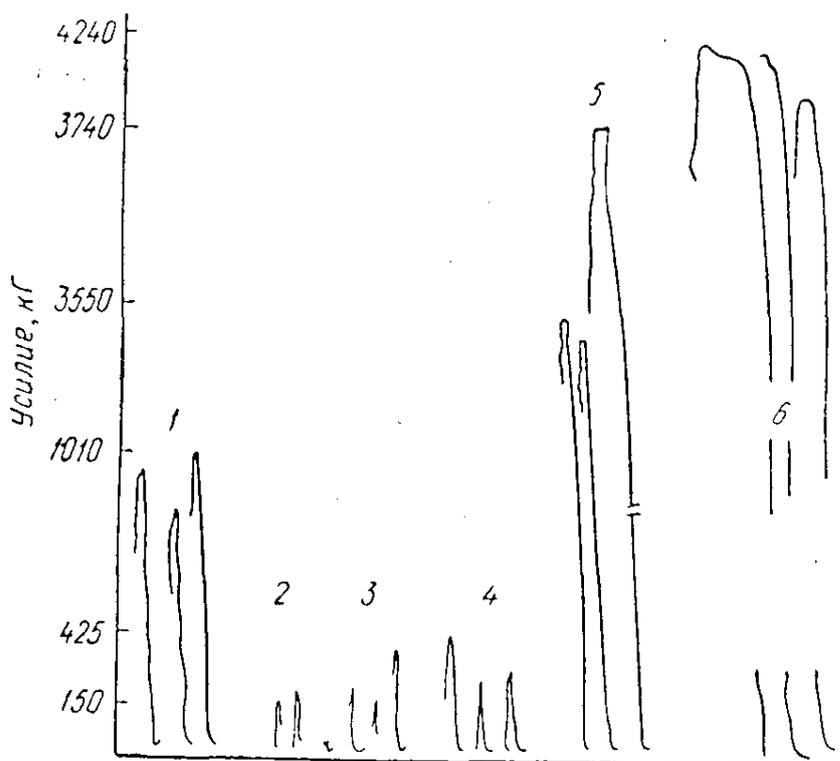


Рисунок 1.4 – Диаграмма разрушения алюминидов железа при сжатии: «1 – Fe_2Al_7 ; 2 – FeAl_3 ; 3 – Fe_2Al_7 ; 4 – FeAl_2 ; 5 – FeAl ; 6 – Fe_3Al » [5, с.37]

1.3 Анализ методов алитирования стали

Сущность алитирования заключается в насыщении поверхности металла алюминием. В ходе образования алюминидов железа на поверхности стали она приобретает высокую: окалиностойкость, сопротивление атмосферной коррозии, износостойкость и ряд других свойств.

«Технологию алитирования в порошкообразных смесях разработали в 1927-1930 гг. А.Н. Минкевич, Н.В. Агеев и О.И. Вер. В 1934 г. В.А. Плотников, Н.Г. Грицианский и К.Л. Маковец предложили метод электролизного алитирования. Алитирование в ваннах с расплавленным алюминием подробно изучено еще в 1932 г. Ф.Г. Никонозым. А.Н. Минкевич в 1935 г. исследовал метод газового алитирования стали» [5, с.16].

Алитирование проводят для сталей, чугунов. Реже для цветных металлов таких, как молибден, ниобий, титан, медь и др.

Применяются следующие «способы алитирования: алитирование в порошкообразных смесях (калоризация); 2) алитирование распылением и напылением (металлизация); 3) алитирование в вакууме; 4) газовое алитирование; 5) плакирование; 6) электролитическое покрытие и 7) алитирование погружением в расплавленный алюминий либо в его сплав» [5, с.17].

При алитировании в смесях порошков «прежде всего, алитируемую поверхность очищают от окалины и грязи, после чего изделия упаковывают в воздухонепроницаемые реторты, барабаны или в обычные цементационные ящики и засыпают алитирующей смесью. Смесью состоит из пудры или порошка алюминия либо ферроалюминия и добавок. В качестве добавок в смесь входят окись алюминия или молотая глина (для предотвращения спекания) и хлористый аммоний либо хлористый алюминий (для защиты изделий и алюминия от окисления).

Алитирование в порошкообразных смесях проводится при довольно высоких температурах (900-1080°C). Продолжительность обработки в зависимости от температуры и состава смеси составляет от 4 до 30 ч, в

результате чего получают слои толщиной от 0,03 до 1,5 мм. Поверхностный слой покрытия крайне хрупок из-за повышенного содержания алюминия (36-65%), поэтому после алитирования проводится высокотемпературный отжиг (815-1000°C), в результате которого содержание алюминия в поверхностном слое снижается до 20-30%, а общая толщина слоя увеличивается» [5, с.18]. Известен так же «способ алитирования стальных изделий в смеси порошков: алюминиевый порошок и хлорид алюминия» [15, с.39], а также «алитирование в смеси алюминиевого порошка, хлористого аммония и оксида алюминия» [16, с.93].

Алитирование в порошкообразных смесях применяется для деталей сложной конфигурации, а так же этот метод применяют для алитирования стальной проволоки [15, с.39].

Алитирование напылением является одним из способов диффузионного алитирования. «На предварительно очищенную поверхность наносится путем распыления определенный слой алюминия. Процесс покрытия состоит в плавлении металла (алюминия либо его сплава) и разбрызгивании его струей сжатого воздуха под давлением 2-4 атм. с помощью специальных (газовых, электрических или высокочастотных металлаторов). Частички металла во время полёта от металлатора до алитируемого изделия и, особенно при ударе о холодную поверхность его быстро теряют свое тепло и затвердевают. Между покрытием и сталью возможно получение простого механического сцепления.

Прочность сцепления низкая и составляет 0,2-2 кГ/мм². Для увеличения силы сцепления покрытия и основного металла рекомендуется увеличивать степень шероховатости поверхности, т.е. обрабатывать поверхность стали металлической крошкой, делать накатку резьбы и т. п. При этом способе алитирования сцепления не происходит не только между основным металлом и покрытием, но также и между отдельными слоями и частицами алюминия. Структура покрытия состоит из отдельных слоев и частиц алюминия, в результате чего напыленный слой обладает повышенной пористостью (до 20

микропор на 1 мм^2). Схватыванию отдельных частиц препятствует наличие окисных и адсорбированных пленок окислов» [5, с.18].

Алитирование напылением применяется для «защиты деталей контактирующих с открытым пламенем (колосниковые решетки, пароперегреватели, дымоотводящие системы)» [15, с.39].

Технология алитирования в вакууме схожа с предыдущей технологией алитирования. «При этом способе алюминий нагревают до температуры, при которой давление его паров выше, чем давление окружающего пространства. Стальную деталь вводят в атмосферу паров алюминия, которые осаждаются на более холодной поверхности стали. Для алюминирования требуются вакуумные камеры с давлением 10^{-3} - 10^{-5} мм рт. ст. Чистота осажденного слоя алюминия обеспечивается весьма малой скоростью испарения и конденсации, составляющей несколько микронов в секунду, благодаря чему включения посторонних газов очень незначительны. Для нагрева алюминия до 1400°C применяют электроннолучевые устройства. С помощью электроннолучевой пушки создают прямоугольный электронный луч высокой энергии, направляемый на алюминий, который плавится в пределах действия этого луча. Толщина получаемого покрытия (0,08-2,5 мкм) пропорциональна длительности испарения алюминия, а внешний вид зависит от поверхности материала основы. При этом способе нанесения алюминия покрытие получается равномерное, беспористое, не содержащее железоалюминиевого промежуточного слоя.

Высокое качество алюминиевых покрытий, надежное сцепление со стальной основой позволяют применять этот вид покрытий для деталей самого ответственного назначения» [5, с.19].

При газовом алитировании слой алюминиды железа формируется за счет насыщения поверхности стали алюминием из паров хлористого алюминия (AlCl_3). «Алитирование ведется в ретортах, в одном конце которых находится смесь, состоящая из 45% алюминия, 45% окиси алюминия и 10% хлористого аммония. Смесь нагревается до температуры

порядка 600° С. В другом конце реторты, нагретом до 900-1000°С, помещены алитируемые детали.

Насыщение стали алюминием идет по реакции



Образующийся атомарный алюминий диффундирует в сталь, образуя тонкий слой покрытия» [5, с.20].

Эта технология применяется для «нанесения алюминиевого покрытия из газовой фазы на лопатки газовых турбин, изготовленных из никелевых сплавов. По этой технологии алюминиевое покрытие наносили диффузионным способом по подслою гальванической платины с последующим отжигом. Новая технология позволила сократить время нанесения покрытия наполовину, при этом на наружных и внутренних поверхностях лопаток получены относительно равномерные по толщине слои алюминиевого покрытия» [15, с.39].

Процесс «электрохимического осаждения алюминия получил практическое применение для защиты изделий из стали, титана, других металлов и сплавов. Для этого используются только безводные электролиты: эфирно-гидридные, алкилбензолные и металлоорганические. Полученные покрытия отличаются высокой чистотой (99.99%), но своим физико-механическим свойствам близки к электрометаллургическим маркам алюминия. Физико химические свойства электролитических алюминиевых покрытий зависят от режимов электролиза. Микро твердость покрытия соответствует твердости чистого алюминия, количество углерода в покрытии незначительно (0.005%). Установлена зависимость пористости от толщины покрытия, минимальная пористость достигнута при толщине ~10 мкм. Алюминиевые покрытия, полученные электроосаждением, имеют незначительные внутренние напряжения, высокую электропроводность» [15, с.40].

«Электролит может состоять из 80% AlCl_3 и 20% NaCl , и тогда процесс ведут при температуре 175°С и плотности тока 1,6 а/дм². Если AlCl_3 и NaCl

взяты в молекулярном отношении 3:2, температура должна быть 160-200°C и плотность тока 1 а/дм². Если же электролит содержит 50% (мол.) AlCl₃, то алитирование проводят при температуре 380°C и плотности тока 1 а/дм².

Изделие перед покрытием должно быть хорошо очищено, обезжирено и протравлено в растворе соляной кислоты. Скорость осаждения алюминия крайне незначительна и равна около 0,3 г/а·ч, что соответствует толщине покрытия 0,01 мм за 30 мин при плотности тока 1,94 а/дм²» [5, с.21]. Некоторые авторы [17] рекомендуют давать дополнительный отжиг при 800°C, который, по их мнению, способствует получению более равномерного слоя.

Алитирование погружения или горячий способ является самым простым и дешевым способом [6].

«Сущность способа состоит в погружении стального изделия с чистой металлической поверхностью в жидкий алюминий или его сплав и выдержки в нем в течение определенного времени. При этом поверхностный слой металла растворяется в алюминии, вступает с ним во взаимодействие, образуя интерметаллические соединения типа Fe_nAl_m. Дальнейший рост переходного слоя интерметаллидов идет в результате диффузии алюминия в железе. При этом реакция и диффузия протекают очень быстро, благодаря чему слой толщиной 0,02-0,10 мм образуется в течение 1-15 мин. Процесс алитирования ведут при 700-800°C, т. е. при температуре более низкой, чем алитирование методом калоризации.

Алитирование погружением имеет и недостатки: 1) наличие хрупкой составляющей; 2) разъедание погружаемых изделий, так как алюминий в жидком состоянии очень легко вступает в реакцию с другими металлами; 3) довольно высокая температура процесса, что снижает стойкость тиглей; 4) местное налипание алюминия на слои алитирования; 5) неравномерность насыщения железа алюминием; 6) окисление железа во время погружения и 7) налипание пленки окиси алюминия [5, с.21-22]». Сравнительные данные различных способов алитирования представлены в (таблице 1.1).

Таблица 1.1 – Сравнительные данные различных способов алитирования

Процесс	Толщина покрытия, мм	Относительная стоимость	Отсутствие промежуточного слоя	Непрерывность покрытия
Горячий способ покрытия (погружение)	0,013-0,076	1*	2	2
Плакирование	0,010-0,127	2	3	1
Гальваническое покрытие	0,003-0,051	3	1	3
Металлизация	0,051-0,508	4	1	4
Калоризация**	0,254-1,016	3	1	–
* - Оценка единицей означает наилучшие результаты, ** - Включает все виды диффузионного покрытия в порошках				

«Чтобы устранить недостатки, свойственные алитированию погружением, предложено значительное число различных методов, которые можно свести к трем группам: 1) применение металлических защитных покрытий; 2) создание защитной газовой атмосферы и 3) применение покровных флюсов. В качестве предварительных металлических покрытий могут служить олово, цинк, свинец, кадмий, медь, серебро. Однако использование предварительных покрытий удорожает процесс алитирования, изменяет со временем состав ванн алитирования.

Создание защитной атмосферы (водорода, углекислого газа, диссоциированного аммиака и т.п.) при производстве биметаллических отливок крайне сложно и дорого. Кроме того, при применении водорода идет интенсивное насыщение и материала арматуры, что ухудшает образование переходного слоя и вызывает хрупкость стали» [5, с.22-23].

Для алитирования применяют ряд хлористых, фтористо-хлористых или фтористых флюсов [17, 18, 19, 20 и др.].

Влияние скорости охлаждения алитированной стали 08кп в расплаве алюминия с различным содержанием кремния при температурах 700, 750 и 800°С на структуру покрытия изучалось в работе [21].

«Были опробованы флюсы различных составов на основе хлористых солей лития, калия, натрия, цинка, фтористого и кремнефтористого натрия. Хорошие, плотные покрытия получили при алюминировании через слой расплавленного флюса, содержащего 47% KCl, 38% LiCl, 10% ZnCl₂ и 5% NaF, с предварительной обработкой образцов в водном растворе с концентрацией смеси солей 500 г/л (смесь состояла из 30% NaCl, 40% KCl, 20% ZnCl₂ и 10% Na₃AlF₆). Прочное сцепление покрытия с основой достигалось при выдержке образца в течение 10-15 сек в расплаве алюминия при температуре 700-710°C»[5, с.24].

Сущность плакирования состоит метод состоит в совместной прокатке листов стали и алюминия. «При плакировании прокаткой стальную ленту (толщина 2-5 мм) и тонкую алюминиевую ленту (толщина -0.2 мм) накладывают одну на другую и подвергают совместной обработке прокаткой с обжатием 25-60%. Обжатие при холодно прокатке обеспечивает повышение температуры пакета до 100-250°C, что вполне достаточно для получения биметалла (холодная сварка давлением). Полученную биметаллическую заготовку без промежуточного отжига прокатывают до требуемой толщины. В качестве плакирующего материала используют чистый алюминий. Алюминиевое покрытие может быть нанесено на одну или на обе поверхности ленты. Толщина покрытия на одной стороне обычно составляет 5-10% от общей толщины биметаллической ленты» [15, с.39].

1.4 Анализ методов исследования процессов диффузионного алитирования и свойств алитированного слоя

Т.к. износостойкие покрытия наносятся на поверхность с целью повышения ее и эксплуатационных характеристик, то для определения необходимо исследовать:

а) механические свойства. Т.к. при эксплуатации покрытия будут подвергаться механическим нагрузкам, в частности абразивному трению. Поэтому к исследуемым механическим свойствам в данном случае отнесем

твердость, прочность и пластичность. Исследование последних характеристик в тонких покрытиях не возможны, поэтому к механическим свойствам следует отнести твердость и микротвердость.

б) износостойкость. Т.к. целью данного проекта является увеличение срока службы изделий из углеродистых сталей за счет повышения износостойкости рабочих поверхностей, то износостойкость является главным критерием для получения износостойкого покрытия.

в) химический состав структура наплавленного покрытия. Для получения покрытия с одинаковыми эксплуатационными характеристиками по всей площади необходимо обеспечить полное перемешивание присадочного и основного металлов в ходе сварки.

1.4.1 Механические свойства

Как было сказано ранее, т.к. при эксплуатации покрытия будут подвергаться механическим нагрузкам, в частности абразивному трению. Поэтому к исследуемым механическим свойствам в данном случае отнесем твердость, прочность и пластичность.

Т.к. покрытие предназначено для повышения износостойкости наплавленной поверхности, то оно должно иметь большую твердость, чем наплавленная поверхность.

Твердость в большинстве случаев испытывается при статическом характере вдавливания индентора в виде шарика, конуса или пирамиды в тело исследуемого объекта или царапанием поверхностного слоя пирамидой из твердого материала.

В настоящее время существует более 30 методов измерения твердости, но наиболее широкое применения нашли методы Бринелля, Роквелла, Виккерса и метод измерения микротвердости.

Твердость по Бринеллю замеряют на приборах “ТШ” путем вдавливания стального закаленного шарика в испытуемый объект при определенных нагрузках. Величина твердости НВ есть отношение нагрузки Р

к площади F шаровой поверхности отпечатка от шарика. Практически величину твердости НВ не рассчитывают, а выбирают по таблицам в зависимости от диаметра отпечатка, определяемого с помощью лупы с градуированной шкалой в миллиметрах.

Твердость по Роквеллу измеряют на приборах “ТК” путем вдавливания алмазного конуса с углом при вершине 120 или стального шарика диаметром 1,58 мм в исследуемый объект.

Приборы для измерения твердости по методу Роквелла имеют три шкалы отсчета твердости – А, В, С. Число твердости по Роквеллу измеряется в условных единицах и является мерой глубины вдавливания индентора под определенной нагрузкой. По шкале А измеряют твердость в пределах 70 – 85 единиц, по шкале В – 25 – 120 единиц и по шкале С – 20 – 67 единиц.

Твердость записывают так: HRC 60, HRB 98, HRA 70.

Для определения твердости тонких слоев или тонких и мелких образцов используют прибор Супер – Роквелл, отличающийся от обычного прибора ТК меньшими нагрузками. Твердость записывают так: TRN (индентор – алмазный конус, нагрузка 150Н) и HRT (индентор – стальной шарик, нагрузка 450Н).

Твердость по Виккерсу измеряют путем вдавливания алмазной четырехгранной пирамиды с углом при вершине 136 в исследуемый объект при нагрузках 10 – 1000 Н с выдержкой под нагрузкой 10 – 15 с. После снятия нагрузки и удаления пирамид измеряют диагональ отпечатка, по размерам которой из таблиц получают твердость HV. Твердость по Виккерсу измеряют на приборах ТП и записывают так: HV 400. Значения твердости НВ и HV до 450 единиц очень близко совпадают.

Существуют универсальные приборы для измерения твердости, например твердомер УПТ – 1, который может выполнять замеры всеми тремя изложенными выше способами. Переход от одного метода к другому осуществляется сменой инденторов и грузов.

В экспериментах на ряду со сталью марки Ст3 мы будем использовать стали марок 09Г2С и 65Г, способные закаляться. Поэтому во избежания деформации вдавливаемого шарика (по Брюнеллю) о закаленный металл, мы будем исследовать твердость по Роквеллу и Викерсу.

1.4.2 Износостойкость

Т.к. покрытие предназначено для повышения износостойкости наплавляемой поверхности, то оно должно иметь большее сопротивление абразивному износу, чем наплавляемая поверхность. Существует множество способов исследования износостойкости, некоторые из которых описаны ниже.

Изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы на машине Х4-Б

Для изнашивания о закрепленные частицы широко применяют машину Х4-Б, которая обеспечивает проведение испытания металлов на абразивное изнашивание путем трения об абразивную поверхность. Методика разработана в ГосНИИ машиноведения М. М. Хрущовым и М. А. Бабичевым.

«Разрез машины Х4-Б представлен на рис.1. На конце вертикального вала 13 сидит металлический диск 12, на плоской поверхности которого натянута и удерживается при помощи съемного обода абразивная шкурка. Цилиндрический образец диаметром 2 мм и длиной около 15 мм зажимается в цанге 11 державки 9, свободно перемещающейся в направляющих головки штока. На заплечики державки 9 накладывается груз 8, определяющий вместе с собственным весом державки нагрузку на образец [22, с.9-10].

«Вертикальный вал 13 делает 60 оборотов в минуту. Он приводится во вращение через червячную передачу от горизонтального вала 14, на правом конце которого сидит приводной шкив 1, соединенный ремнем со шкивом электромотора; левый конец вала 14 соединен со стрелочным суммарным счетчиком оборотов. От горизонтального вала 14 при помощи второй такой же червячной передачи приводится промежуточный вертикальный валик 2 и

от него при помощи пары шестерен 3 и 5 приводится во вращение гайка 4, в которую ввертывается или из которой наворачивается резьбовая часть 6 штока 7 головки 10. При вращении диска образец получает радиальное перемещение, которое за один оборот диска составляет 1 мм.

Диаметр диска 250 мм, ход штока в радиальном направлении 100 мм. Испытания образца можно производить на поверхности диска на площади, ограниченной наибольшим радиусом 110 мм и наименьшим 10 мм. Переключением магнитного пускателя достигается вращение мотора, а следовательно, и диска в ту или иную сторону» [22, с.10].

Результат испытания на абразивное изнашивание на машине Х4-Б обычно выражается в виде относительной износостойкости:

$$\varepsilon = \Delta l_{\text{э}} / \Delta l_{\text{м}}, \quad (1)$$

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

$\Delta l_{\text{м}}$ – то же испытуемого металла.

При этом предполагается, что диаметры эталонного и испытуемого образцов одинаковы. Если они не одинаковы, то необходимо сделать приведение результатов к одинаковой удельной нагрузке, как указано ниже.

Если износ определяется по потере веса образцами, относительная износостойкость будет выражена:

$$\varepsilon = \Delta G_{\text{э}} / \Delta G_{\text{м}}, \quad (2)$$

где $\Delta G_{\text{э}}$ – весовой износ эталона;

$\Delta G_{\text{м}}$ – то же испытуемого металла.

В случае определения износа по потере массы (веса) не нужно приводить результаты к одинаковой удельной нагрузке, если диаметры образцов испытуемого материала и эталона не одинаковы.

Относительную износостойкость определяют исходя из потери массы (веса) тогда, когда удельные веса испытуемого материала и эталона практически одинаковы. В противном случае пользуются формулой (1), измеряя линейный износ микрометром.

Изнашивание при трении об абразивную прослойку на машине НК

«Машина НК (сокращенное обозначение названия машины «неподвижное кольцо») для испытания материалов на абразивное изнашивание путем трения об абразивную прослойку была разработана в лаборатории износостойкости ГосНИИ машиноведения Е. С. Берковичем.

Устройство машины видно из схемы. На дне неподвижного кольцевого сосуда 6 лежит закрепленное в нем плоское кольцо 9 из красной меди (его ширина 25, толщина 15, средний диаметр 403мм). По этому кольцу скользят одинаковые по форме и размерам эталонный 1 и испытуемый 8 образцы, сидящие в оправках на концах поперечины 2, вращающейся вместе с вертикальным валом 4. Оба эти образца прижимаются к кольцу одинаковыми грузами 5 и 3. Образец 8 укрепляется в башмаке 7 держателя так, чтобы скос расположился по направлению движения. Башмак и образец могут свободно качаться около оси 10, благодаря чему образец 8 и эталон 1 самоустанавливаются по радиусу шины. Скорость вращения вала 24,5 об/мин (скорость скольжения 0,5 м/сек). В кольцевом сосуде 6 находится вода с кварцевым песком (2 кг на 4 л воды в сосуде). Удельное давление на поверхности трения от 4 до 10 кГ/см². [22, с.14]

«Образец имеет в сечении форму, показанную на рис. 3, со скосом под углом 45°. Длина трущейся части 8 мм. Общая площадь трения 2 см². В результате изнашивания площадь трения несколько увеличивается, поэтому для точного учета площади трения и удельного давления после каждого опыта измеряется длина трущейся поверхности.

Песок, попадающий между металлическими поверхностями, постепенно измельчается, поэтому в каждом опыте он должен обновляться. Полная загрузка песка (2 кг) производится при первом опыте с данной нагрузкой. При повторном испытании той же нагрузкой добавляют 200г свежего песка для восстановления количества песка, ушедшего с проточной водой. Испытание ведут при удельной нагрузке 4,0 кГ/см², опыт повторяют

дважды. При смене образца из сосуда удаляют воду с абразивом, и перед новым испытанием сосуд вновь загружают кварцевым песком в количестве 2 кг. Каждый опыт проводится за 250 оборотов (по счетчику оборотов), что занимает примерно 10 мин. Процесс взвешивания, сушка, измерение ширины образца и повторная его установка на место занимают, помимо самого испытания, около 1 ч. Испытание проводится в проточной водопроводной воде. За один опыт вытекает 2 л воды и около 200 г измельченного песка.

Относительная износостойкость определяется аналогично тому, как это было изложено применительно к испытанию на машине Х4-Б. Поскольку для износа деталей машин имеет значение изменение размеров, то основным способом определения относительной износостойкости является ее выражение как отношение линейных износов эталона и испытываемого образца. Если поверхности трения обоих образцов будут несколько отличаться по своим размерам, а величины нагрузок на эталон и испытываемый образец одинаковы, то линейные износы следует привести к одинаковому удельному давлению (к номинальному). Сами линейные износы определяются путем вычисления, исходя из потери массы (путем взвешивания), учета удельного веса и изношенного объема (при поверхности трения, меняющейся из-за скоса образца). Если удельные веса эталона и испытываемого образца практически одинаковы, относительную износостойкость определяют как отношение потерь массы (уменьшение веса) эталона и испытываемого образца; в этом случае никакого приведения к одинаковым удельным нагрузкам или учета непостоянства поверхностей трения образцов не делают» [22, с.15-16].

1.4.3 Химический состав и структура наплавленного покрытия

Химический состав сплавов определяют с помощью химического и рентгеноспектрального анализа. Химический анализ дает точное содержание химических элементов, но он длительный по времени. Рентгеноспектральный анализ не обеспечивает большой точности, но дает результаты в течение

нескольких минут и часто используется для экспресс – анализа сплавов в процессе их плавки в металлургических и литейных цехах.

Рентгеноструктурный анализ позволяет вычислить расстояние между атомами в кристаллической решетке и установить их расположение, т.е. получить представление о конструкции и параметрах кристаллической решетки, соответствующих определенным химическим элементам.

Рентгеноструктурный анализ

Рентгеновский фазовый анализ проводили на установке “Дрон - 3” в CoK_{α} , - излучение с (3 – фильтром). Съемка проводилась со скоростью 2 град/мин в интервале $2\Theta = 30 - 130$.

Рентгеноспектральный анализ

Рентгеноспектральный анализ (РСА) отличается высокой точностью, благодаря тому, что измерение интенсивности аналитических линий происходит с относительно небольшой погрешностью. В современных спектрометрах эта ошибка не превышает десятых долей процента.

Принцип, положенный в основу метода, состоит в использовании спектра характеристических рентгеновских лучей, возбуждаемых при бомбардировке ее сфокусированным пучком электронов.

Разложение кристалл – анализатором характеристического излучения в спектр дает возможность определить наличие того или иного элемента. Присутствующие в анализируемом микрообъеме элементы будут давать пики интенсивности на спектрограмме излучения. Зная длину волн обнаруженных пиков интенсивности, определяют наличие элементов в анализируемом объеме.

В зависимости от способа получения, обработке и отображения информации об объекте, РСА подразделяется на два основных направления – качественный и количественный анализ.

Цель качественного анализа – определить наличие или отсутствие тех или иных химических элементов в образце без каких – либо количественных оценок. Достигается это при сканировании по длинам волн (непрерывного

или дискретного, с заданным шагом) с записью интенсивности излучения в каждый момент сканирования и с одновременным графическим изображением.

В настоящей работе для изучения распределения химических элементов по толщине слоя покрытия применялся способ получения изображений во вторичных электронах в характеристическом рентгеновском излучении. В результате на экране компьютера или на распечатке появляется рисунок снятого спектра в виде графика, где по одной оси отложена шкала длин волн, а по другой интенсивность излучения.

Проанализировав все вышесказанное можно выделить следующие задачи, необходимые для достижения цели проекта:

- 1) Разработать оборудование для проведения исследований эксплуатационных свойств покрытий.
- 2) Разработка методики исследований наплавленных покрытий.

2 Методика исследования процессов алитирования стали

2.1 Исследование влияния алюминия на свойства стали

В литературе не много исследований посвященных влиянию алюминия на механические свойства стали и ее износостойкость, поэтому была проведена серия экспериментальных работ по установлению зависимостей твердости и структуры стали от содержания алюминия. Исследовали только влияние алюминия на твердость стали, исходя из того, что износостойкость практически пропорциональна твердости металлов [5].

Предварительно получали слитки стали с различным содержанием алюминия. Для этого сплавляли заготовки стали 10 с алюминием марки А5 (таблица 2.2). Количество компонентов оценивалось на весах с точностью 0.1г. Готовили сплавы с содержанием алюминия от 0,5 до 90% с учетом 10% угара алюминия [23].

Сплавы с содержанием алюминия до 50 % плавил под флюсом системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ (рисунок 2.1). Флюсы этой системы распространены, не дефицитны и обеспечивают минимальное химическое взаимодействие с исследуемыми сплавами и, прежде всего, минимальное окисление алюминия при плавке и заливке [9]. Учитывая, что температура ликвидус этих сплавов находится выше 1250°C , необходимо применять флюсы с более низкой температурой плавления. Минимальной температурой плавления в данной системе обладает флюс содержащий 38% CaO , 22% Al_2O_3 , 40% CaF_2 (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Инвариантные точки системы CaO-Al₂O₃-CaF₂ [24, 25, 26]

Точка	Фазы	Процесс	Состав, вес, %			Температура, °С
			CaO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	
E ₁	CaO·Al ₂ O ₃ +3CaO·3Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ + CaO·2Al ₂ O ₃ +жидкость	Эвтектика	31.0	61.0	8.0	< 1498
E ₂	CaO·2Al ₂ O ₃ +CaO·6Al ₂ O ₃ +CaF ₂ + жидкость	»	0.4	2.0	97.6	~ 1390
E ₃	3CaO·3Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ +CaO·2Al ₂ O ₃ + CaF ₂ +жидкость	»	0.9	2.5	96.6	~ 1385
E ₄	CaO+11CaO·7Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ +CaF ₂ + жидкость	»	38.0	22.0	40.0	1230
E ₅	CaO·Al ₂ O ₃ +11CaO·7Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ + 3CaO·3Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ +жидкость	»	35.0	58.5	6.5	< 1475
P ₁	3CaO·3Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ +11CaO·7Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ +CaF ₂ +жидкость	Перитектика	6.0	6.0	88.0	1355
P ₂	CaO+3CaO·Al ₂ O ₃ +11CaO·7Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ +жидкость	»	56.2	42.5	1.3	1455
M	} 3CaO·3Al ₂ O ₃ ·CaF ₂ +CaO· 2Al ₂ O ₃ + жидкость M+ жидкость M'	Четырехфазное монотектическое превращение }	18.0	48.5	33.5	1472
M'			1.5	4.0	94.5	1472
N	} CaO·2Al ₂ O ₃ +CaO·6Al ₂ O ₃ + жидкость N+ жидкость N'	Четырехфазное монотектическое превращение }	8.0	45.0	47.0	1515
N'			1.0	6.0	93.0	1515

Сплавы с содержанием алюминия более 50% плавил под бескислородными флюсами хлористо-фтористых солей, так как они практически не окисляют алюминий в печи [9]. Несмотря на их невысокую технологичность, они имеют более низкую температуру плавления и обеспечивают хорошую защиту от окисления алюминия.

Тигель предварительно нагревался до 1500-1600⁰С и вводились компоненты сплава и флюсы. Температура контролировалась термопарой платинородий-платина с вторичным прибором. После расплавления компонентов тигель извлекался из печи, и расплав заливался в металлическую форму с цилиндрической полостью диаметром 30 мм. Заливка проводилась без удаления флюса с поверхности расплава, что уменьшала окисления металла.

Сплавы алюминия с железом (до 10% Fe) приготавливались в печи сопротивления СШОЛ с температурой перегрева на 100°С выше линии ликвидус сплавов (рисунок 2.2) Плавку вели в шамотных тиглях. Шихтовые материалы использовали аналогичные, те же что и при дуговой плавки. Плавку вели под слоем хлористо-фтористого флюса, содержащего 45%NaCl и 55KCl [27].

Расплав алюминиевого сплава заливался в металлическую форму с цилиндрической полостью диаметром 30мм. Учитывая, что плотность интерметаллидной фазы FeAl₃, образующейся в интервале концентраций железа до 45,29% значительно больше плотности алюминиевой фазы перед разливкой расплав интенсивно перемешивали.

Из полученных слитков готовили микрошлифы для металлографического анализа и образцы для измерения твердости и микротвердости.

Таблица 2.2 – Химический состав первичного алюминия марки А5 (по ГОСТ 11069-74)

Марка	Химический состав, %			
	Al	Примеси, не более		
		Fe	Si	Всего
А5	99,5	0,30	0,30	0,50

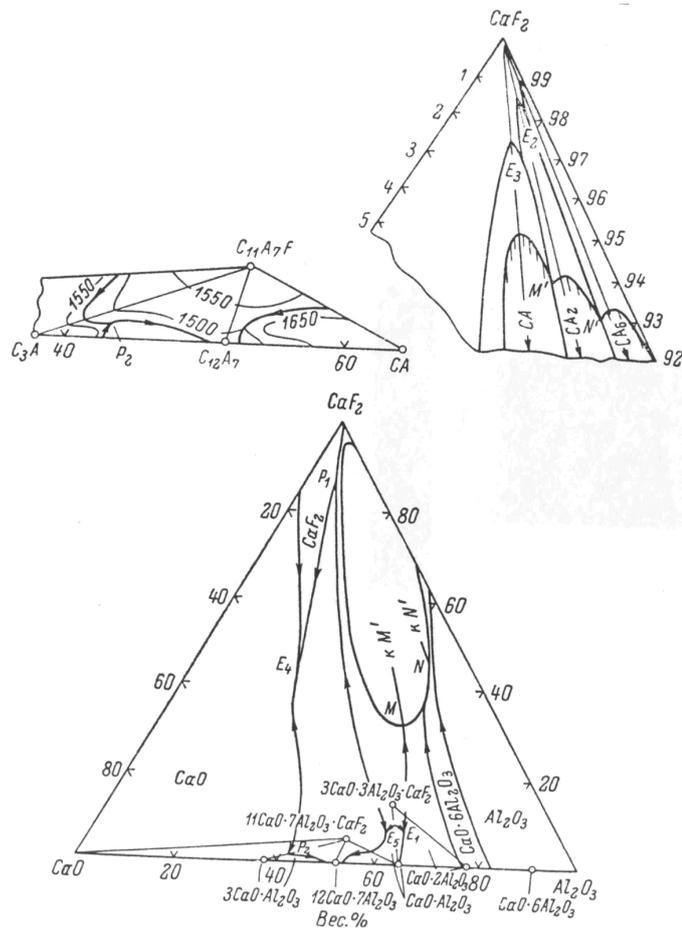


Рисунок 2.1 – Диаграмма состояния системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaF}_2$ (по Чаттерджи и Жмойдину)

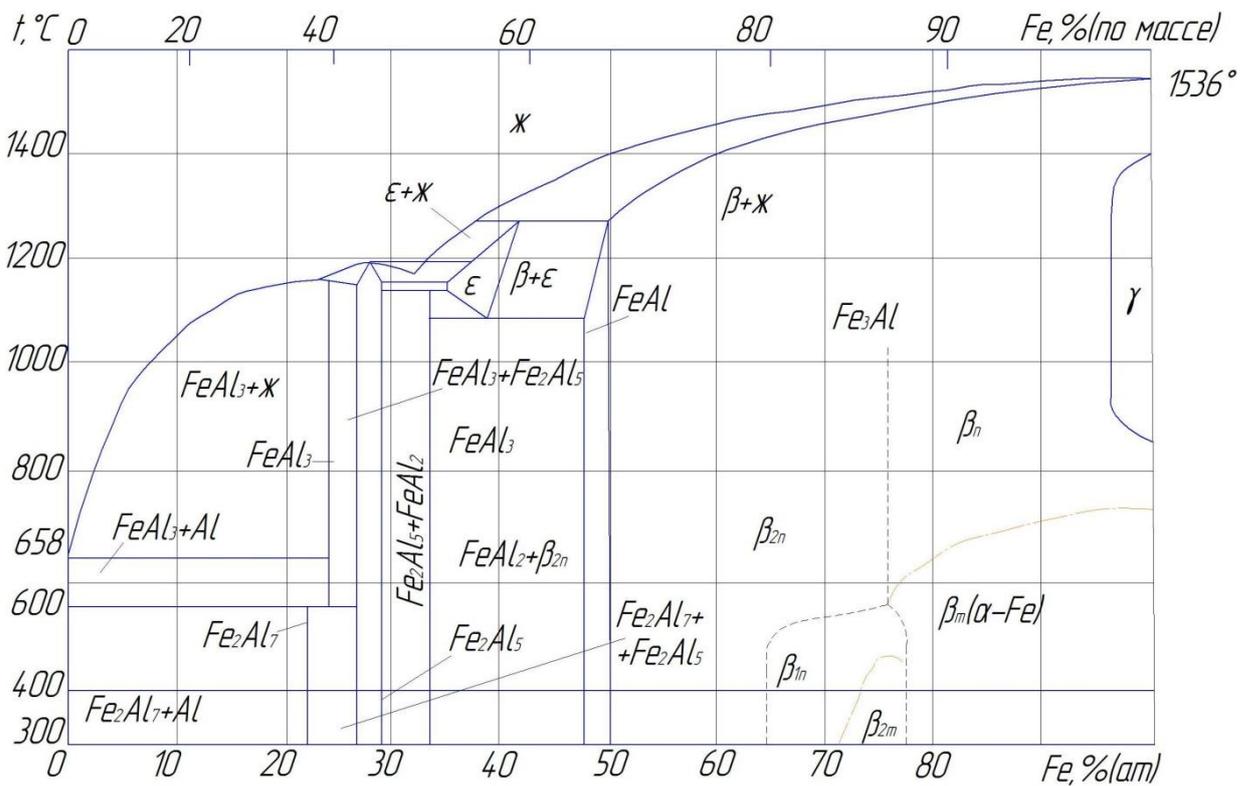


Рисунок 2.2 – Температура заливки сплавов системы алюминий - железо

2.2 Методика исследования процессов диффузионного отжига сталей с алюминиевым покрытием

Целью диффузионного отжига является формирования слоя интерметаллидов на поверхности сталей, который обладает определенными эксплуатационными свойствами. В конкретном случае требуется повышенная износостойкость покрытия. Процессы взаимодействия алюминия со сталью с образованием промежуточных фаз заметно протекают при температурах выше 600°C, поэтому при исследовании использовали температуры выдержки с 600 до 1000°C с шагом 50°C. Время выдержки при исследованиях задавали 15, 30 и 60 минут. Время фиксировалось с момента установки образцов и до их извлечения.

Для проведения исследований использовали образцы из алюминированной стали размером 20x50 мм. Образцы устанавливались в приспособление, а затем устанавливались в печь. Через необходимый интервал времени извлекались образцы из печи и охлаждались на воздухе.

2.3 Методика исследования процессов жидкофазного алитирования

Для жидкофазного алитирования использовали образцы стали Ст3 размером 50x20 мм толщиной 1,5мм. В образцах просверливалось отверстие диаметром 5 мм для крепления проволоки и извлечения их из печи.

Образцы предварительно зачищались с целью удаления окалины и ржавчины. Затем обезжиривались в 20% растворе едкого натрия. После промывки в горячей и холодной воде образцы просушивались, для этого использовали шкаф.

После сушки к образцам крепилась проволока, и образцы использовали для жидкофазного алитирования.

Для алитирования использовали расплавы алюминия марки А5 и расплавы алюминия с 5% легирующих элементов. В качестве легирующих элементов использовали распространенные металлы: медь, кремний, железо, никель, титан. Плавку проводили под слоем защитного флюса содержащего

45% хлористого натрия и 55% хлористого калия. Флюс прокаливался при температуре 150°C в течении 2 часов и вводился в печь при расплавлении шихты.

Легирующие элементы вводились в алюминиевой фольге под зеркало расплавленного металла.

Жидкофазное алитирование проводили при температуре 850°C. Время выдержки образцов варьировалось в пределах 15-60 минут. После выдержки образцы извлекались из печи и механически удаляли с их поверхности алюминий. Окончательную очистку проводили химическим методом в растворе NaOH. Травленные образцы очищали от продуктов взаимодействия металлической щеткой и использовали для исследований механических и эксплуатационных свойств алитированной поверхности.

2.4 Исследования твердости покрытий

Измерение твердости проводили при температурах $(20_{-10}^{+15})^{\circ}\text{C}$. При разногласиях в результатах измерение твердости проводят при температурах $(23\pm 5)^{\circ}\text{C}$.

Опорные поверхности столика для измерения твердости и подставки, а также опорные и рабочие поверхности образца (или изделия) очищены от посторонних веществ (окалины, смазки и др.)

Образец установлен на столике или подставке устойчиво во избежание его смещения и прогиба во время измерения твердости. При измерении твердости прибор защищался от вибрации и ударов.

Расстояние от центра отпечатка до края образца было не менее 2,5 диаметра отпечатка (но не менее 1 мм). На опорной поверхности образца не наблюдалось следов деформации от отпечатка.

Число твердости по Роквеллу определяется по шкале индикатора с округлением до 0,5 единицы твердости.

Количество отпечатков при измерении твердости для объективной оценки выбиралось не меньше пяти. Затем рассчитывалось среднее значение.



Рисунок 2.3 – Испытуемые образцы

Измерение микротвердости производили с помощью прибора ПМТ-3. На предметный столик прибора устанавливали испытуемые образцы (рисунок 2.3) таким образом, чтобы исследуемая поверхность была параллельна плоскости столика и обращена вверх. Для обеспечения необходимой параллельности необходимо использовать специальный ручной пресс, входящих в комплектацию твердомера. Установленный микрошлиф (образец) просматривали через окуляр, для перемещения микрошлифа и выбора на нем участка необходимого для измерения твердости использовали два винта, с помощью которых предметный столик перемещается в двух перпендикулярных направлениях. Микротвердость измерялась в каждой фазовой зоне покрытия. Выбранный для измерения участок размещали в

середине поля зрения микроскопа, т.е. точно в вершине угла неподвижной сетки.

Установить грузы.

Поворачивая с помощью ручки столик на 180° (от одного упора до другого) подвести выбранный участок образца под алмазную пирамиду (рис.2.10).

Медленным поворотом ручки (в течение 10-15 с.) приблизительно на 180° опустить штوك с алмазной пирамидой так, чтобы алмаз коснулся образца.

В таком положении выдержать образец под нагрузкой в течение 5-10 с.

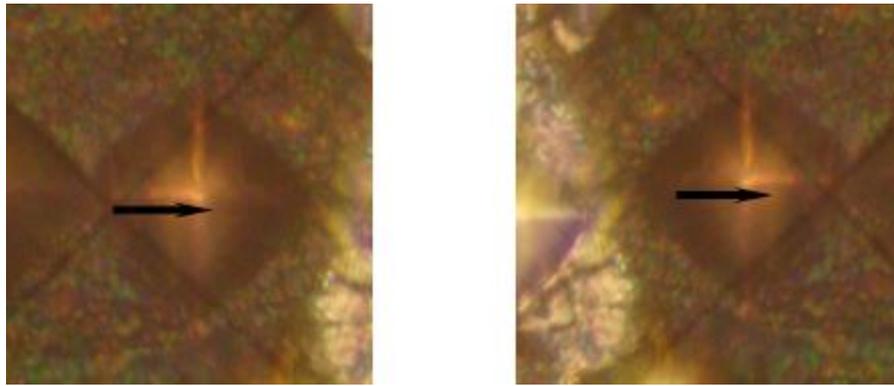
После чего, поворачивая ручку в исходное положение, поднять шток с алмазом.

Поворачивая столик на 180° вернуть образец в исходное положение под объектив микроскопа

Измерить диагонали отпечатка:

вращением юстировочных винтов подвести отпечаток к угольнику неподвижной сетки таким образом, чтобы вершина треугольника совпала с левым углом отпечатка, а пунктирные линии угольника совпали с гранями левой части отпечатка (рисунок 2.4, а);

– вращая микрометрический барабан окуляра подвести вершину треугольника подвижной сетки к противоположному углу отпечатка, тогда пунктирные линии подвижной сетки совместятся с гранями правой части отпечатка (рисунок 2.4, б);



а)

б)

Рисунок 2.4 – Измерение диагонали отпечатка алмазной пирамидки

– при таком положении сеток деления микроскопического барабанчика указывают длину диагонали отпечатка (d_1) (рисунок 2.5);

– поворачивая окуляр на 90^0 , определить также длину второй диагонали (d_2) (рисунок 2.5);

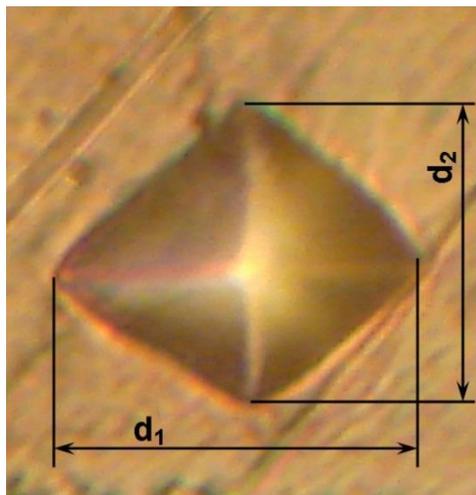


Рисунок 2.5 – Измерение диагоналей отпечатка

– вычислить среднюю длину диагонали по формуле:

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

Полученную величину перевести по таблице на число микротвердости.

Числа твердости по Виккерсу в таблице вычислены по формуле:

$$H = \frac{P}{S} = \frac{2 \cdot \sin \alpha / 2}{d^2} \approx 1,854 \cdot \frac{P}{d^2}$$

где d – средняя диагональ отпечатка, в м или мм;

α – пространственный угол в вершине;

P – нормальная нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику, в Н или кг.

Указанные измерения полученного отпечатка провести не менее 2-3 раз при работе с каждым образцом.

Провести измерения твердости различных зон, диффузионной зоны, имеющих прослоек и отдельных фаз. Расстояние между соседними точками измерения твердости было не менее трех диаметров ближайшего отпечатка.

2.5 Методика исследования электросопротивления покрытия

Электросопротивление покрытия исследуются с целью оценки толщины и свойств покрытия. Перед измерением электросопротивления с поверхности пластин удаляли слой окарины механической щеткой. Для исследования электросопротивления покрытия исследуемый образец устанавливался в тиски с обеих сторон прижимались пластины из стали Ст3 толщиной 1,5 мм. Пластины использовались во всех случаях одинаковые, поэтому их вклад в общее электросопротивление одинаков. Промежуточные пластины использовали с целью уменьшения ошибки измерения. Значительные усилия клещей могут разрушить тонкий слой интерметаллидов и, таким образом, повлиять на точность проводимых исследований. Схема измерения электросопротивления приведена на (рисунок 2.6).

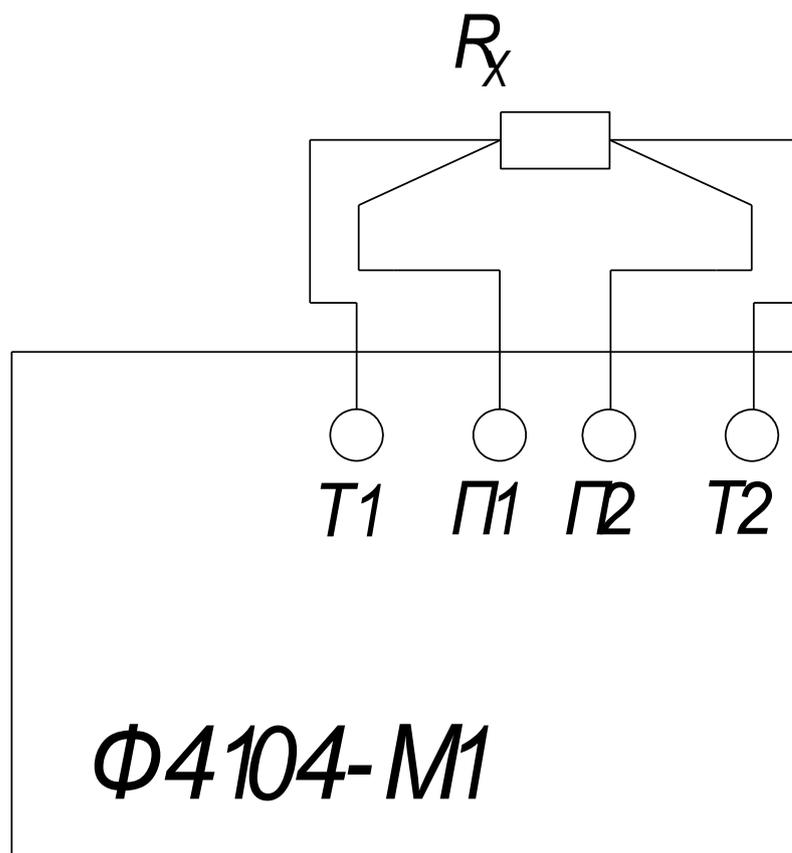


Рисунок 2.6 – Схема замера электросопротивления

2.6 Методика исследования износостойкости покрытий

Износостойкость покрытий при абразивном изнашивании определяется способностью ее поверхностных слоев противостоять внедрению абразивных частиц. Критерием такой сопротивляемости может служить твердость материала. В связи с этим в работе определены зависимости износостойкости наплавов от их твердости и в дальнейшем для сравнения износостойкости используются значения твердости.

Абразивный износ покрытия исследовали на предварительно подготовленных образцах размером 20х 25 мм. Одновременного, для сравнения износостойкости, испытывались образцы и из основного металла.

Для исследования износостойкости была разработана экспериментальная установка, позволяющая проводить стабильные экспериментальные исследования с постоянной частотой вращения образца. Частота вращения образца составляла 2300 об/мин. Абразивный износ

имитировался при трении исследуемого образца об абразив в процессе вращения образца.

Образцы после проведения диффузионного отжига устанавливали в зажимное приспособление, которое крепилась к патрону. Образец с зажимным приспособлением вводился в емкость с абразивным материалов. Емкость фиксировалась в тисках установки. Время испытаний образцов было определено в ходе проведения предварительных экспериментов и составляло 5 ч.

Износостойкость при абразивном изнашивании выражается в виде относительной износостойкости:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{м}}};$$

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

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

Линейный износ эталона и испытываемого образца измеряли микрометром с точностью 10мкм.

Износ образцов также определяли по потере веса образца, относительная износостойкость при этом определяется по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta G_{\text{э}}}{\Delta G_{\text{м}}};$$

где $\Delta G_{\text{э}}$ – весовой износ эталона;

$\Delta G_{\text{м}}$ – весовой износ испытываемого образца.

2.7 Методика исследования жаростойкости

Испытания проводились в условиях печной атмосферы при температуре 900°C. Образцы загружают в печь, имеющую заданную температуру. Окончанием испытаний считают момент выгрузки образцов из горячей печи.

Продолжительность испытаний, определяемая в зависимости от срока службы материала с защитным покрытием, составляла 100 часов. Для

определения жаростойкости защитного покрытия периодический отбор образцов должен производиться по ГОСТ 6130 через 5, 10, 20, 50, 100 (экспериментальные точки). Количество экспериментальных точек должно быть не менее пяти.

Примечание. Для сравнительной оценки при выборочных испытаниях допускается устанавливать время испытаний менее указанного (на 2% от срока службы).

Количество образцов на каждую экспериментальную точку было не менее трёх. Соприкосновение образцов с подставкой или тиглем было только в отдельных точках. В случае преждевременного разрушения покрытия не коррозионного происхождения (сколы, сквозные трещины, отслаивание и др.) на нескольких параллельно исследуемых образцах вся партия снимается с испытаний. Определение концентрации элементов в покрытии проводят на микрошлифах через промежутки времени, указанные выше. Микрошлиф изготавливают в оправке, которая должна плотно прилегать к внешней поверхности образца.

3 Исследование процессов диффузионного отжига сталей с алюминиевым покрытием

3.1 Исследование влияния алюминия на свойства стали

В литературе не много исследований посвященных влиянию алюминия на механические свойства стали и ее износостойкость, поэтому была проведена серия экспериментальных работ по установлению зависимостей твердости и структуры стали от содержания алюминия. Исследовали только влияние алюминия на твердость стали, исходя из того, что износостойкость практически пропорциональна твердости металлов [5]. Проведенная серия экспериментов показала, что твердость пропорциональна содержанию алюминия в стали. При введении в сталь до 5% алюминия твердость повышается до 280 НВ (рисунок 3.1). С повышением содержания алюминия до 20% твердость линейно возрастает до значений 350НВ. Дальнейшее повышение содержания алюминия до 50% приводит к повышению твердости до 600 НВ. Эти значения твердости ниже значений микротвердости интерметаллидных фаз, полученных в исследованиях Рябова. Это может быть объяснено невысокой твердостью межфазных границ структуры металла.

Прочностные свойства сплавов системы железо-алюминий определяются количеством интерметаллидных фаз в составе сплава и их характером. Достаточно подробные исследования по этому вопросу были проведены Рябовым В.Р. Им было указано, что прочность интерметаллидов системы железо-алюминий не превышает 12 МПа.

В ряде исследований было указано, что алюминий значительно снижает ударную вязкость сталей при содержании последнего более 0,28%. Для исследования ударной вязкости были отлиты образцы с различным содержанием алюминия. Образцы после охлаждения фрезеровались и шлифовались (рисунок 3.2). Характер разрушения образцов после испытания хрупкий (рисунок 3.3). С содержанием алюминия более 2% резко снижается

ударная вязкость стали. Контрольная серия образцов была подготовлена и передана на испытания ударной вязкости в ОАО «Азотреммаш». Исследования показали, что ударная вязкость образцов при содержании алюминия 1-2% снижается в 1,5 раза. Дальнейшее повышение содержания алюминия до 10% приводит к снижению ударной вязкости в 5-10 раз. Таким образом, это подтверждает, что покрытия системы железо-алюминий обладают не высокой ударной вязкостью и область их применения изделия, работающие в условиях абразивного износа. Применение для изделий, работающих при ударно-абразивном износе, будет не целесообразно из-за скалывания покрытия при воздействии контртел.

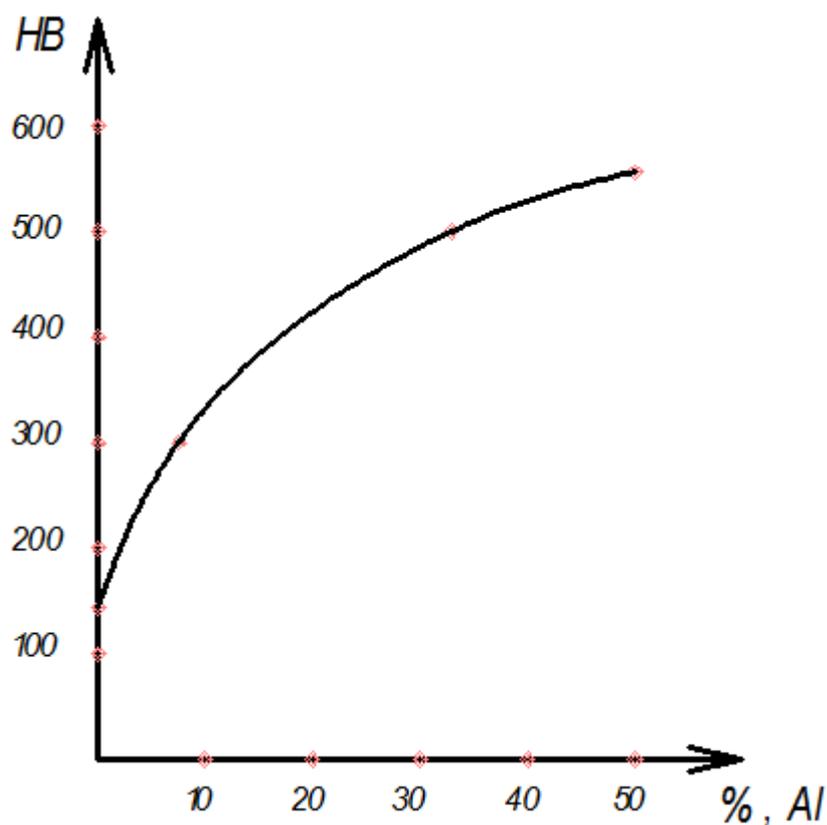


Рисунок 3.1 – Зависимость твердости от содержания Al в стали

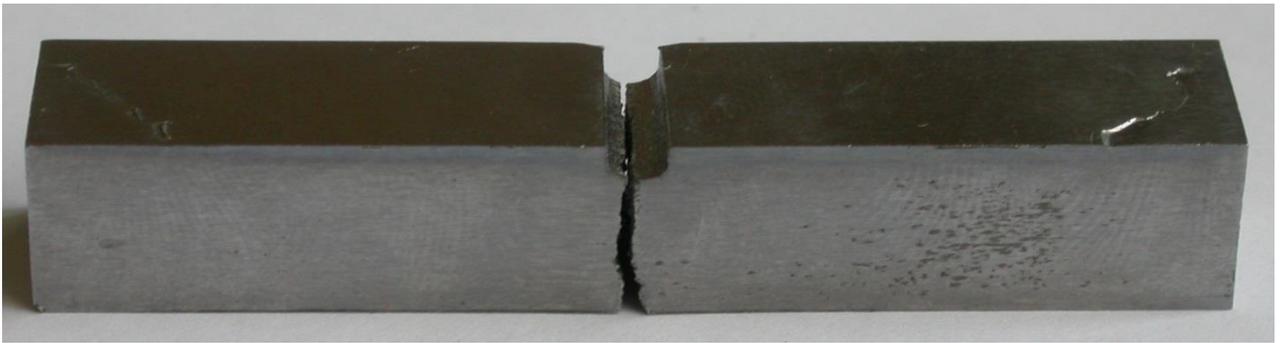


Рисунок 3.2 – Образец для испытаний ударной вязкости

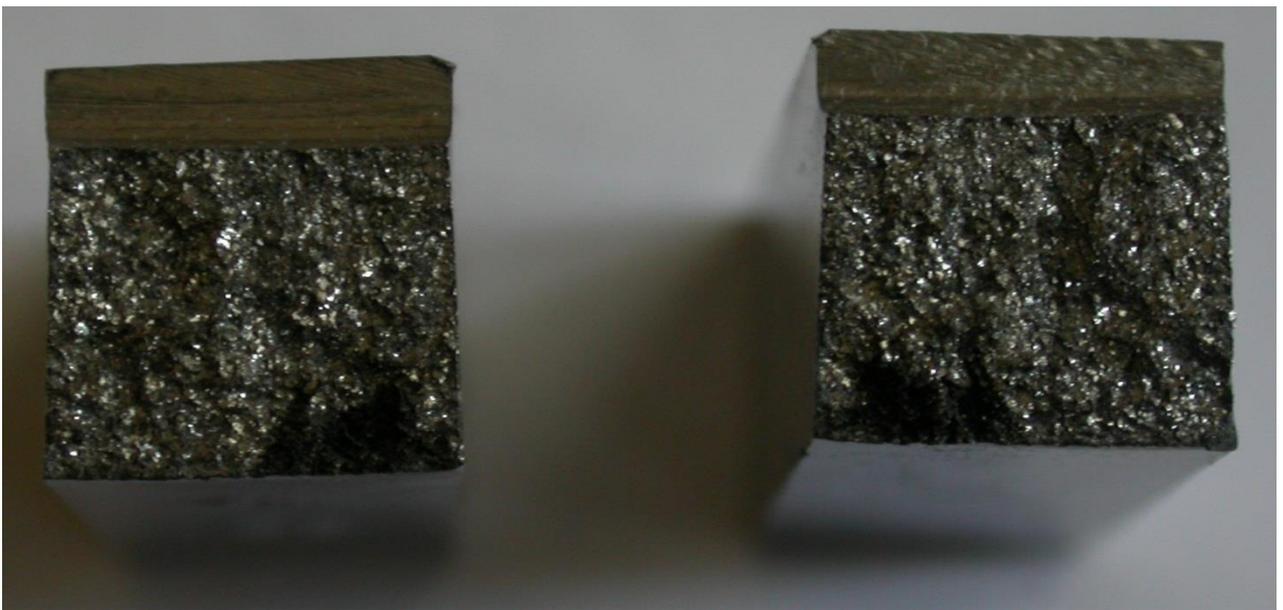


Рисунок 3.3 – Фрактограмма образцов после испытаний на ударную вязкость

3.2. Исследование влияние режимом диффузионного отжига на химический состав покрытия

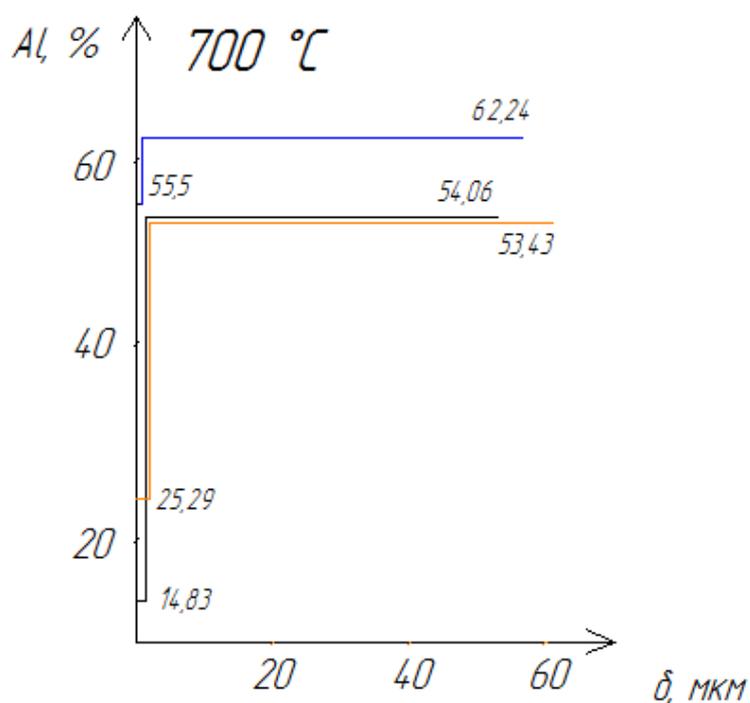
Основными режимными параметрами диффузионного отжига является время и температура выдержки образцов. Для исследования структуры и химического состава покрытий после отжига была проведена серия экспериментальных исследований, при которых образцы стали 08кп-У по ГОСТ 1050-74, покрытой с двух сторон слоем алюминия толщиной 40 мкм, изготовленного по ТУ 1881-033-07528141-2002, выдерживались при температурах 700-900°C в течение 15-60 мин. В обработанных образцах контролировался химический состав по сечению покрытия. Рентгеноспектральный анализ проводился на комплексе сканирующего

электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500.

Исследования химического состава показали, что поверхность образцов, выдержанных при 700°C в течение 15 минут, содержит 4 характерные области (Приложение А). Наружный слой покрытия содержит до 1,8% (по массе) (Приложение А, таблица А.1) железа. В алюминиевой фазе наблюдаются иглообразные включения железосодержащей фазы $FeAl_3$. Слой оксида алюминия на поверхности отсутствует. Вероятно, он был разрушен в процессе приготовления образцов. Толщина первого слоя находится в пределах 10 мкм (рисунок 3.4а). Второй слой содержит около 62% железа. Примерно такое содержание железа имеет интерметаллидная фаза $FeAl_3$. Толщина этого слоя составляет порядка 5 мкм. Граница этого слоя с предыдущим представляет разорванную поверхность иглообразными включениями интерметаллидной фазы. Третий слой содержит около 55% алюминия и является фазой Fe_2Al_5 . Толщина этого слоя составляет порядка 35 мкм. Этот слой содержит незначительное включение фазы содержащей большее количество железа, что ясно прослеживается на (Приложение А, рисунок 4), так как их цвет более красный, чем цвет основной фазы. Предположительно исходя из дальнейших исследований это включения фазы Fe_3Al . Внутренний слой покрытия, исходя из структуры образцов выдержанных в течение 30 минут, толщиной не более 1 мкм, содержит до 14% железа и представляет фазу Fe_3Al .

С увеличением времени выдержки до 30 минут покрытие становится двухслойным (Приложение Б). Внутренний слой покрытия составляет около 1.3 мкм (рисунок 3.4б) и представляет фазу Fe_3Al , так как содержание алюминия в этом слое порядка 14% (Приложение Б, таблица Б.1). Наружный слой - фаза Fe_2Al_5 с содержанием алюминия около 54%. и внутренний слой - Fe_3Al . Выдержка в течение одного часа (Приложение В) привела к увеличению слоя интерметаллидной фазы Fe_3Al (рисунок 3.4в). Содержание

алюминия составила по результатам анализа 25% (Приложение В, таблица В.1). Наружный слой содержит 53% и представляет фазу Fe_2Al_5 . Толщина этого слоя составляет около 45 мкм. Таким образом, увеличение времени выдержки при отжиге при температуре $700^{\circ}C$ приводит к вырождению слоя алюминия и слоя интерметаллидной фазы $FeAl_3$. Увеличивается толщина слоя Fe_3Al .



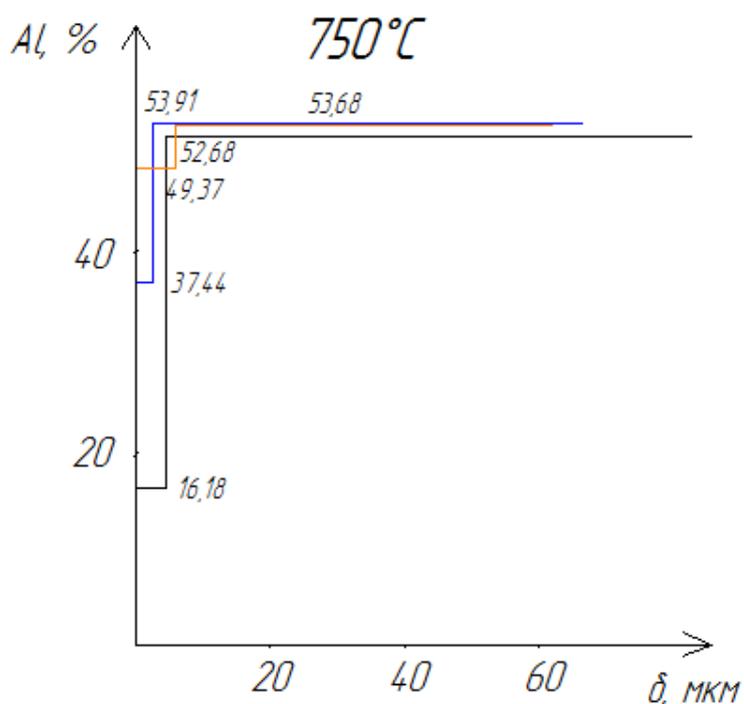
Зависимость химического состава от температуры при времени выдержки:

- a) — 15 минут
- б) — 30 минут
- в) — 60 минут

Рис. 3.4 – Химический состав покрытия после диффузионного отжига при $700^{\circ}C$

Выдержка при $750^{\circ}C$ в течении 15 минут приводит к образованию двухслойного покрытия (Приложение Г). Толщина внутреннего слоя составляет порядка двух мкм (рисунок 3.5а). Содержание алюминия в этом слое по результатам анализа около 18% (Приложение Г, таблица Г.1).

Наружный слой содержит до 53% алюминия и является также фазой Fe_2Al_5 . При увеличении времени выдержки до 30 минут (Приложение Д) увеличивается толщина внутреннего слоя фазы Fe_3Al до (рисунок 3.5б) 3.5 мкм. Содержание алюминия в наружном слое такое же, как и в предыдущих образцах (Приложение Д, таблица Д.1). Выдержка в течение 1 часа увеличила (Приложение Е) толщину внутреннего слоя до 5,3 мкм (рисунок 3.5в). Таким образом, увеличение температуры выдержки до $750^{\circ}C$ приводит к образованию двухслойного покрытия и увеличению толщины внутреннего слоя в 2-3 раза по сравнению с выдержкой при $700^{\circ}C$.

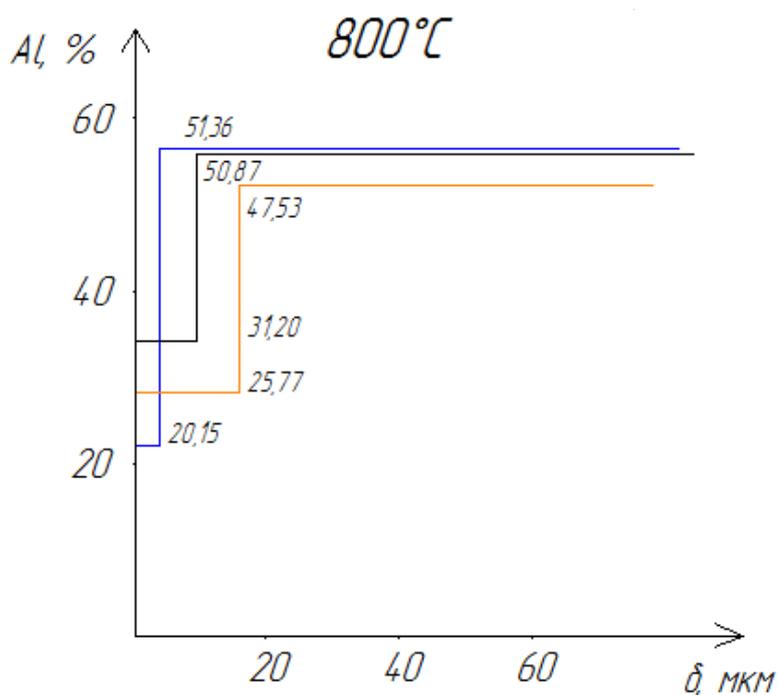


*Зависимость химического состава
от температуры при времени выдержки:*

- a) — 15 минут
- б) — 30 минут
- в) — 60 минут

Рисунок 3.5 – Химический состав покрытия после диффузионного отжига при $750^{\circ}C$

Диффузионный отжиг при 800°C в течении 15 минут (Приложение Ж) привел к образованию двухслойного покрытия такого же состава, как и в предыдущем образце (Приложение Ж, таблица Ж.1). Толщина внутреннего слоя составила 3,4 мкм, что в 1,7 раза больше чем при температуре 750°C (рисунок 3.6а). Выдержка в течение 30 минут (Приложение И, таблица И.1) увеличивает толщину слоя Fe₃Al до (рисунок 3.6б) 5 мкм. В структуре появляются на границе покрытия и основного металла крупные включения этой фазы. При времени выдержки в течение 60 минут (Приложение К) толщина внутреннего слоя возрастает до 14 мкм (рисунок 3.6в). Структура внутреннего слоя становится при такой температуре пористой, размер пор (скорее всего газовых) до 3 мкм.

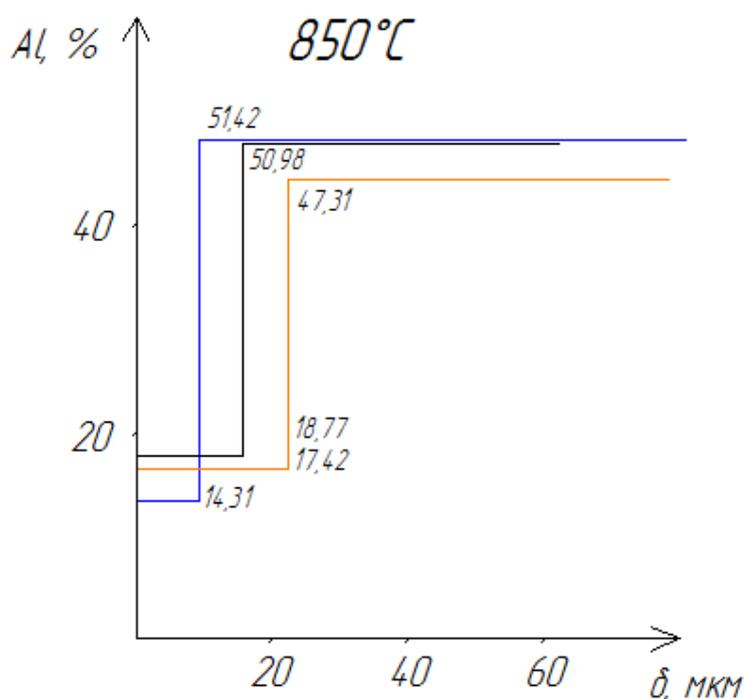


Зависимость химического состава от температуры при времени выдержки:

- a) — 15 минут
- б) — 30 минут
- в) — 60 минут

Рисунок 3.6 – Химический состав покрытия после диффузионного отжига при 800°C

Увеличение температуры до 850°C приводит к увеличению слоя Fe₃Al до 5,4 мкм (Приложение Л) (рисунок 3.7а). Слой интерметаллидной фазы пористый. При чем цепочка пор располагается в центральной части слоя. Слой имеет языкообразную форму, что соответствует данным по исследованиям кинетики формирования переходного слоя Рябова. Толщина слоя Fe₂Al₅ значительно меньше, чем в предыдущих случаях. При выдержке в течение 30 минут увеличивается толщина внутреннего слоя и его пористость (Приложение М). Толщина внутреннего слоя составляет 10,8 мкм (рисунок 3.7б). Увеличение времени выдержки приводит к увеличению толщины слоя Fe₃Al до 20 мкм (Приложение Н), (рисунок 3.7в).

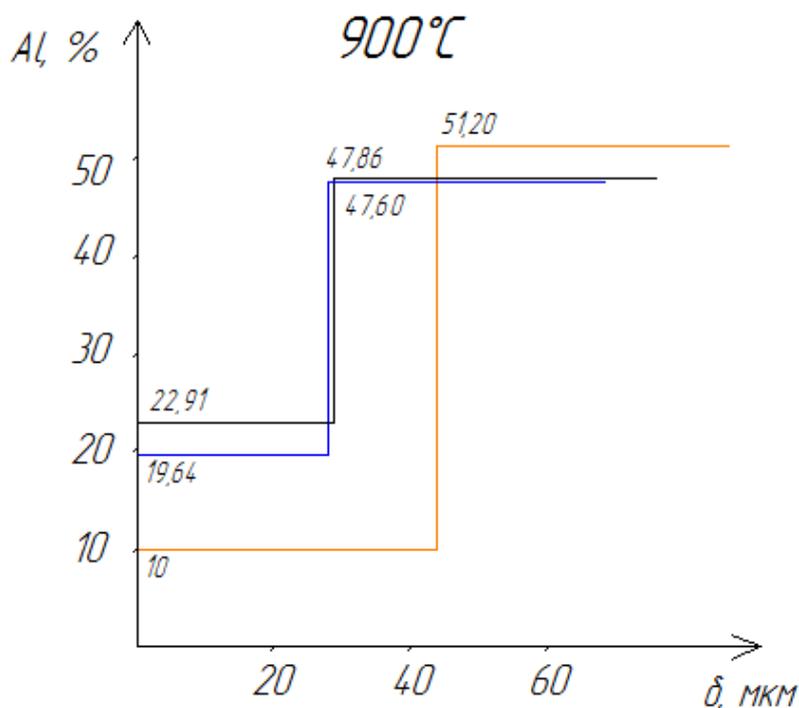


Зависимость химического состава от температуры при времени выдержки:

- a)* — 15 минут
- б)* — 30 минут
- в)* — 60 минут

Рисунок 3.7 – Химический состав покрытия после диффузионного отжига при 850°C

При температуре 900°C в течении 15 минут формируется двухслойное интерметаллидное покрытие. По химическому составу подобное предыдущим случаям. Отличие заключается в увеличении толщины внутреннего слоя с содержанием алюминия до 19% (Приложение П) до 17 мкм (рисунок 3.8а). Увеличение выдержки до 30 минут приводит к образованию слоя интерметаллида Fe₃Al толщиной 25 мкм (Приложение Р) (рисунок 3.8б), а при выдержке в течение 60 минут толщина внутреннего слоя покрытия составляет 42 мкм (Приложение С) (рисунок 3.8в). Содержание алюминия по сечению слоя изменяется с 10 до 30%(Приложение С, таблица С.1).



Зависимость химического состава от температуры при времени выдержки:

- а) — 15 минут
- б) — 30 минут
- в) — 60 минут

Рисунок 3.8 – Химический состав покрытия после диффузионного отжига при 900°C

3.3 Исследование твердости алитированного покрытия

Износостойкость – пропорциональна твердости металла. В связи с этим исследования твердости покрытия позволяют сделать вывод о работоспособности изделий в условиях абразивного износа. Для исследования твердости использовали ультразвуковой твердомер, позволяющий измерять твердость различными методами: Роквелла, Бринелля, и Виккерса. Учитывая высокую твердость покрытий, использовали метод Роквелла. Проводились две серии экспериментов. В первой серии температура отжига составляла 700-900°C, что выбиралось исходя из температуры плавления алюминия и данных Рябова.

Вторая серия экспериментов проводилась при температурах 600-700°C и 900-1000°C. эта серия экспериментов позволила расширить область исследования влияния кинетики нагрева биметалла на свойства покрытий.

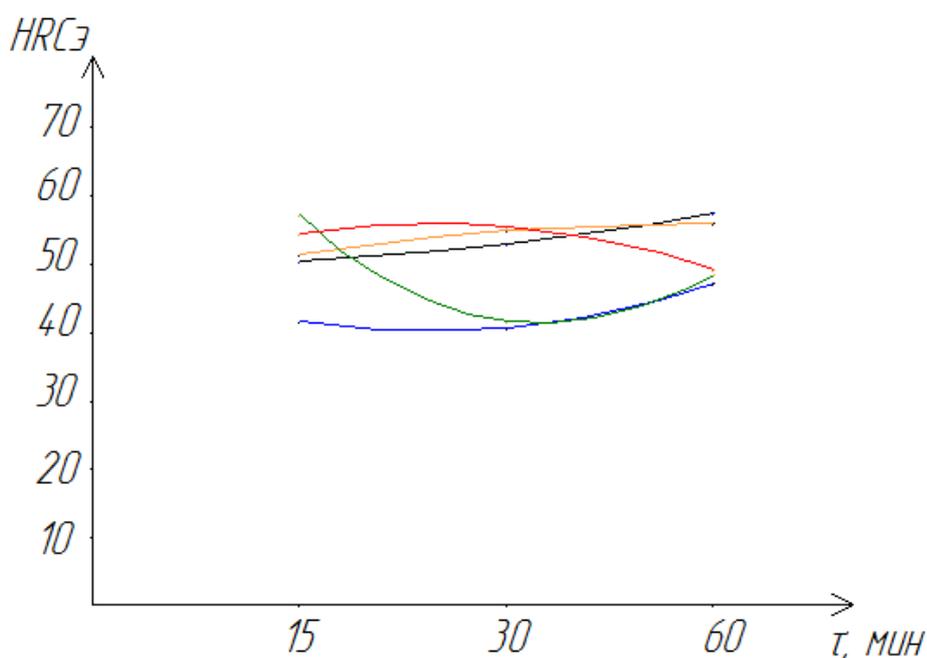
Как показали данные исследований, твердость покрытий зависела как от температуры диффузионного отжига, так и от времени выдержки. Эта зависимость не однозначная. Выдержка при 700°C позволяет добиться твердости поверхности покрытия от 41HRC (рисунок 3.9, рисунок 3.10) при выдержке в течении 15 минут до 47 HRC при выдержке в течении 60 минут. Таким образом, при этой температуре значения твердости изменяются незначительно и эти изменения связаны с увеличением количества фазы Al_3Fe в поверхности покрытия, которая отличается высокой твердостью по данным Рябова. Выдержка при 750°C позволяет повысить твердость до 51-57 HRC (рисунок 3.9, таблица 3.1). Повышение твердости связано с образованием фазы Al_5Fe_2 и полным отсутствием алюминиевой фазы. Нагрев до 800°C значительно не изменяет твердости при разной выдержки образцов. Значения твердости по результатам экспериментов остались в пределах 51-56 HRC. Повышение температуры до 850°C повышает незначительно твердость при выдержке в течении 15-30 минут. При дальнейшей выдержке заметно снижение твердости, что вероятно связано со снижением содержания

алюминия в покрытии и появлении в структуре интерметаллидных фаз богатых железом. Подобная картина наблюдается и при отжиге при 900°C.

Исходя из твердости поверхности оптимальным режимом является температура 800-850°C с временем выдержки 15-30 минут.

Таблица 3.1 – Исследование твердости покрытия после диффузионного отжига (первая серия экспериментов)

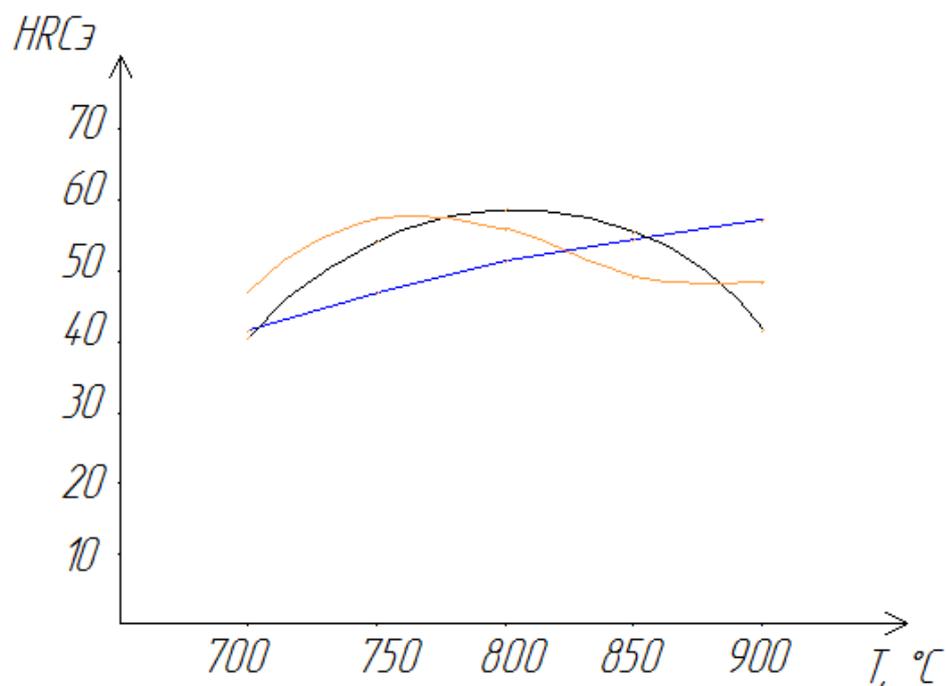
№ п/п	Температура диффузионного отжига, °С	Время выдержки, t мин.		
		15	30	60
1.	700	41,5	40,5	47
2.	750	50,3	52,6	57,1
3.	800	51,2	54,6	55,6
4.	850	54,1	55,2	49
5.	900	56,9	41,5	48,1



Зависимость твердости от времени выдержки при температурах:



Рисунок 3.9 – Исследование твердости покрытия



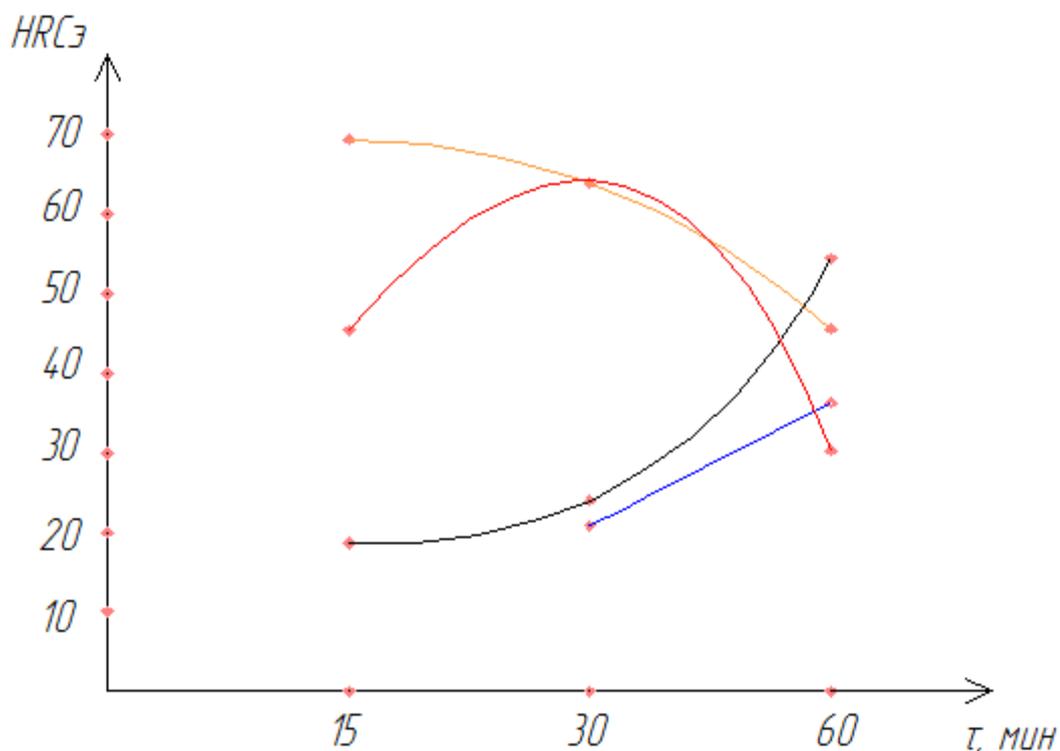
Зависимость твердости от температуры при времени выдержки:

- 15 минут
- 30 минут
- 60 минут

Рисунок 3.10 – Исследование твердости покрытия

Таблица 3.2 – Исследование твердости покрытия после диффузионного отжига (вторая серия экспериментов)

№ п/п	Температура диффузионного отжига, °C	Время, τ мин.		
		15	30	60
1.	600	-	20,8	36,3
2.	650	18,7	24	54,4
3.	950	69,4	63,9	45,6
4.	1000	45,4	64,2	30,3



*Зависимость твердости
от времени выдержки при температурах:*

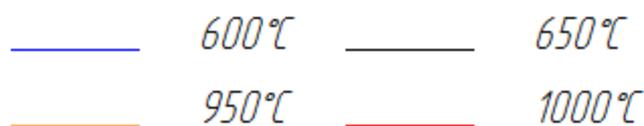


Рисунок 3.11 – Исследование твердости покрытия

Вторая серия экспериментов позволила уточнить особенности взаимодействия алюминия со сталью при нагреве биметалла (таблица 3.2). Характер изменения твердости при нагреве до температуры 600-650°C алюминия изменяется не значительно, чем при нагреве до 700°C. более высокие значения твердости наблюдаются при времени выдержки более 30 минут. Замечено, что при длительной выдержке до температуры плавления происходит отслаивание покрытия. Причиной может служить интенсивное окисление на поверхности покрытия и незначительные скорости реакции образования интерметаллидов. Отслаивание таким образом происходит на границе раздела оксидов с интерметаллидами алюминия (рисунок 3.12).



Рисунок 3.12 – Внешний вид образцов после диффузионного отжига при температуре 600°C и времени выдержки 60 минут

3.4 Исследование электросопротивления покрытия

Целью данных исследований являлось определение зависимости электросопротивления покрытия от режимов диффузионного отжига, а, следовательно, и толщины и состава покрытия. При измерении электросопротивления образец после диффузионного отжига помещался между двумя стальными пластинами толщиной 1,5 мм. Для уменьшения погрешности измерения использовали одни и те же технологические образцы. Схема измерения представлена на (рисунок 3.13). Для измерения электросопротивления использовали микроомметр Ф4104-М1.

Исследование электросопротивления показало, что при отжиге при 700°C с увеличением времени выдержки электросопротивление возрастает (рисунок 3.14, рисунок 3.15), что хорошо согласуется с данными металлографии, так как увеличивается толщина интерметаллидного слоя и уменьшается толщина алюминиевого слоя. Таким образом, при температуре 700°C существует прямая зависимость между электросопротивлением и временем выдержки при диффузионном отжиге. При 750°C значения сопротивления выше, чем при отжиге при 700°C не более чем на 1 мкОМ. При увеличении времени выдержке заметно незначительное увеличение

электросопротивления, что так же можно объяснить уменьшением количества фазы Al_3Fe .

При температуре 800-850°C электросопротивление возрастает при выдержке до 30 минут, а последующая выдержка приводит к снижению электросопротивления. В данном температурном интервале происходит рост интерметаллидного слоя $AlFe_3$ увеличение его пористости, что и могло явиться причиной отмеченной зависимости.

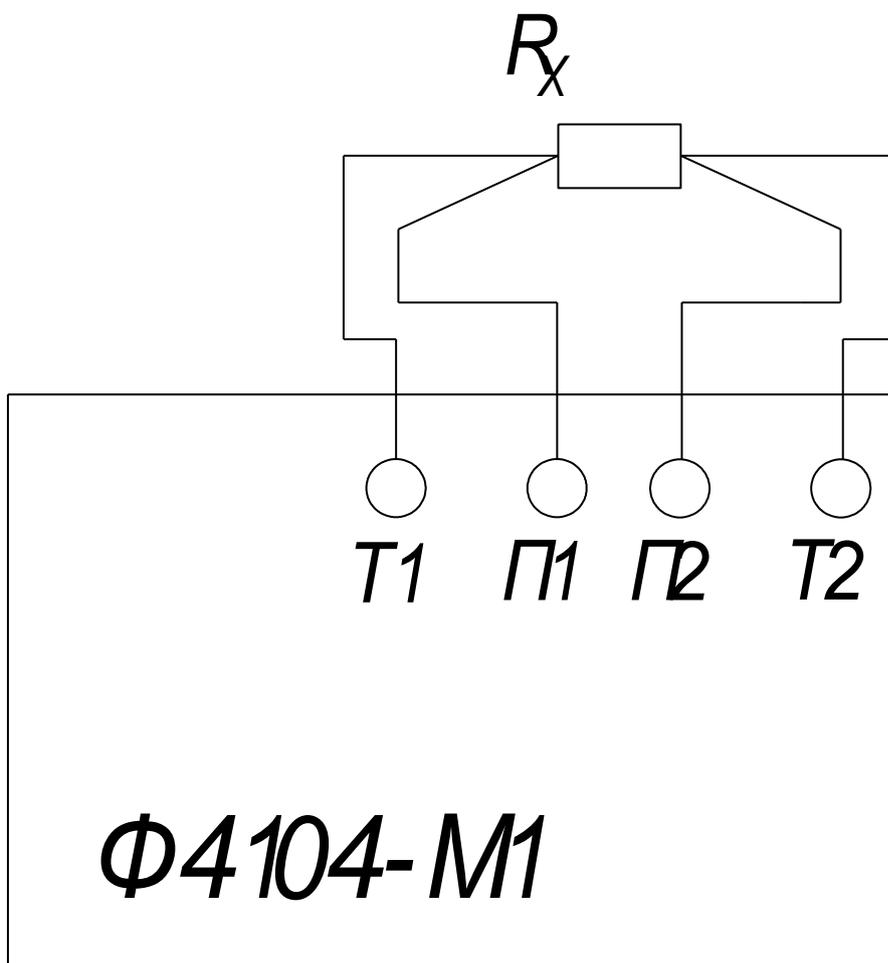


Рисунок 3.13 – Схема замера электросопротивления

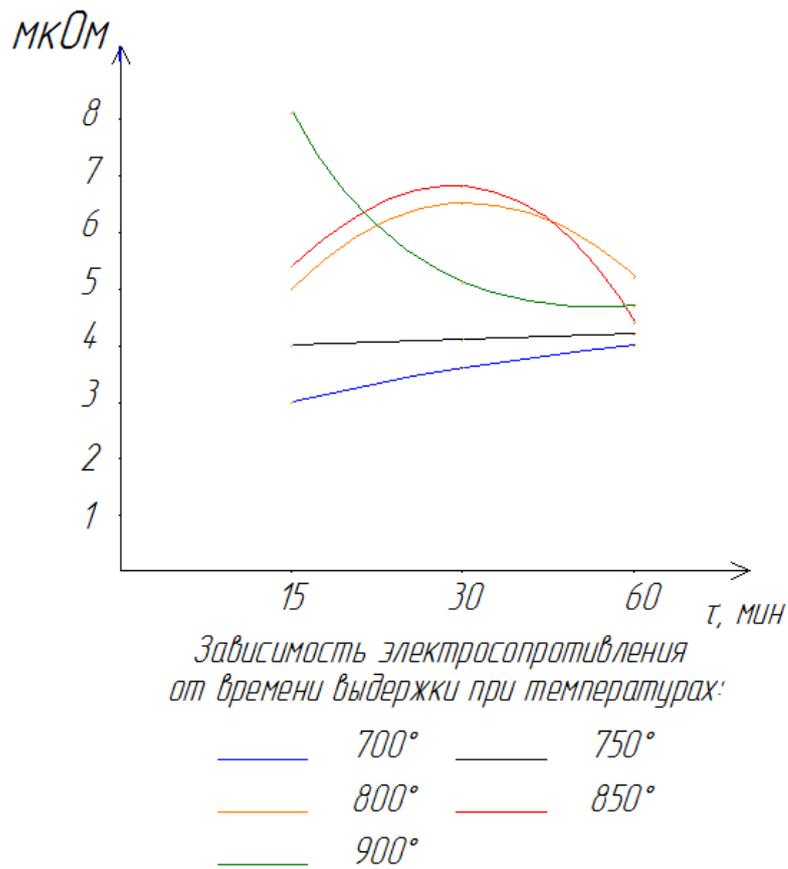


Рисунок 3.14 – Исследование электросопротивления образцов

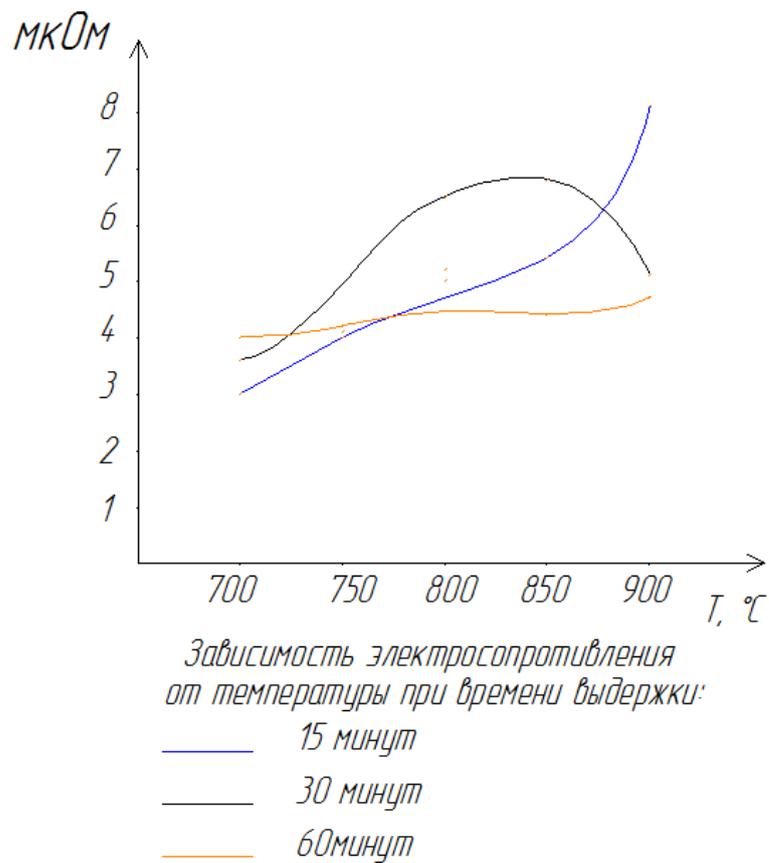


Рисунок 3.15 – Исследование электросопротивления образцов

3.5 Исследование износостойкости алитированной стали с алюминиевым покрытием

Для изделий работающих в условиях абразивного износа износостойкость является одним из самых важных эксплуатационных характеристик. Износостойкость - сопротивление материалов деталей машин и других трущихся изделий износу. Износостойкость при абразивном изнашивании выражается в виде относительной износостойкости:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l_{\text{э}}}{\Delta l_{\text{м}}};$$

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

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

Линейный износ эталона и испытуемого образца измеряли микрометром с точностью 10мкм.

Износ образцов также определяли по потере веса образца, относительная износостойкость при этом определяется по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\Delta G_{\text{э}}}{\Delta G_{\text{м}}};$$

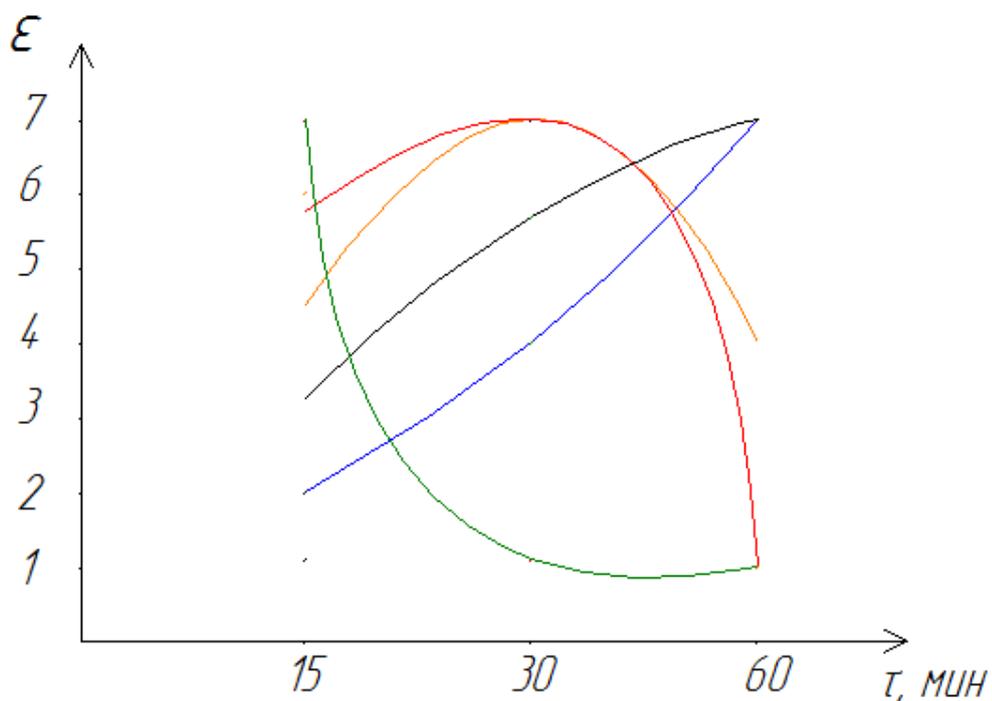
где $\Delta G_{\text{э}}$ – весовой износ эталона;

$\Delta G_{\text{м}}$ – весовой износ испытуемого образца.

В связи с тем, что Изменения веса образцов было незначительным, поэтому точно измерить вес было затруднительно. Исходя из этого в качестве критерия износостойкости, выбрали изменение линейного размера образцов.

Износостойкость при проведенных испытаниях определялась при абразивном трении об абразивный материал. Максимальная относительная износостойкость наблюдалась при температурах 700-800°C и времени выдержки более 30 минут (рисунок 3.16, рисунок 3.17). При температурах 800-900°C износостойкость максимальная при выдержки не более 30 минут. Высокая износостойкость при таких режимах объясняется образованием более фазы Al_3Fe_2 , которая по проведенным исследованиям и исследованиям

Рябова В.Р. обладает более высокой твердостью. Пониженные значения твердости при температурах 700-800°C и времени выдержки до 30 минут обусловлена образованием эвтектики алюминий - Al_3Fe . Наличие алюминиевой фазы снижает твердость сплавов. Снижение износостойкости при высоких температурах обусловлено образованием Al_3Fe , твердость которой ниже твердости фазы Al_5Fe_2 . Таким образом оптимальными режимами можно считать нагрев до 700-800°C с временем выдержки более 30-60 минут; нагрев до 800-900°C с временем выдержки 15-30 минут.



Зависимость износостойкости от времени выдержки при температурах:

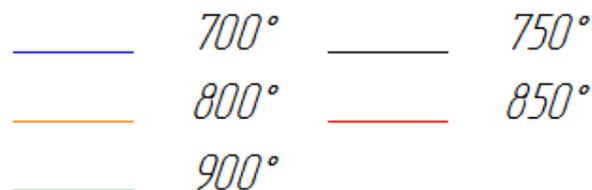
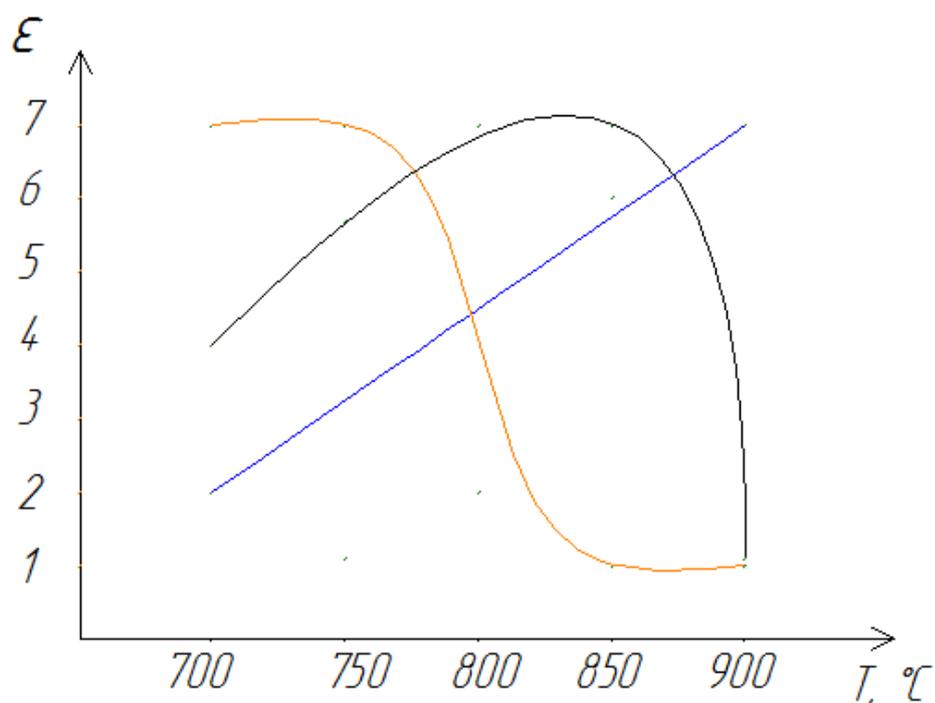


Рисунок 3.16 – Исследование износостойкости покрытия



*Зависимость износостойкости
от температуры при времени выдержки:*

- 15 минут
- 30 минут
- 60 минут

Рисунок 3.17 – Исследование износостойкости покрытия

3.6 Исследование процессов жидкофазного алитирования стали

Преимуществами жидкофазного алитирования по сравнению с диффузионным отжигом плакированных сталей является невысокая стоимость, высокая производительность и возможность обработки сложных деталей. Одним из самых значимых недостатков этого способа эрозия рабочих поверхностей обрабатываемых изделий. Для уменьшения эрозии поверхности деталей было предложено насыщать расплавленный алюминий компонентами, обеспечивающими снижения растворимости железа в алюминии. В качестве таких компонентов использовали медь, титан, никель, железо и кремний. Эти металлы довольно распространены. И, к тому же, титан и никель образуя при диффузии в сталь тройные сплавы, обладающие

повышенной твердостью и жаростойкостью. При введении железа в алюминиевый расплав уменьшается растворимость железа изделий и снижается эрозия поверхности изделий.

Влияние легирующих элементов на структуру и фазовый состав алитированного слоя можно определить исходя из тройных диаграмм состояния Fe-Al-Le (легирующий элемент).

Тройная диаграмма состояния Fe-Al-Cu отличается широкой областью существования фазы B2 (рисунок 3.18). С увеличением содержания алюминия эта область расширяется [28, с.59-64; 29, с.449-452]. Увеличение содержания меди до 30 ат. % также способствует расширению этой области. Растворимость меди в железе незначительная, легирование алюминием увеличивает растворимость меди в алюминии.

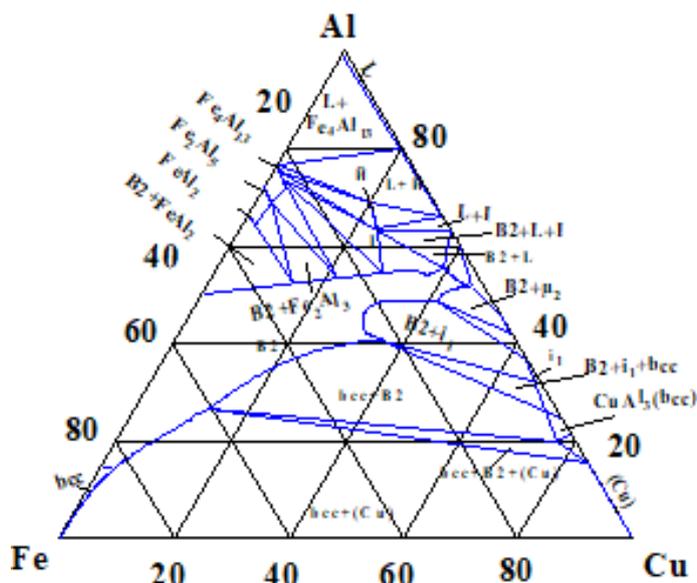


Рисунок 3.18 – Диаграмма состояния Fe–Al–Cu при 800°C [28, с.59-64]

Тройные сплавы системы Fe–Al–Ni отличаются широкой областью существования твердых растворов на основе железа и/или никеля (рисунок 3.19) [30, с.70-71; 31, с.489-490; 32, с.180-184; 33, с.85-88; 34, с.375-377].

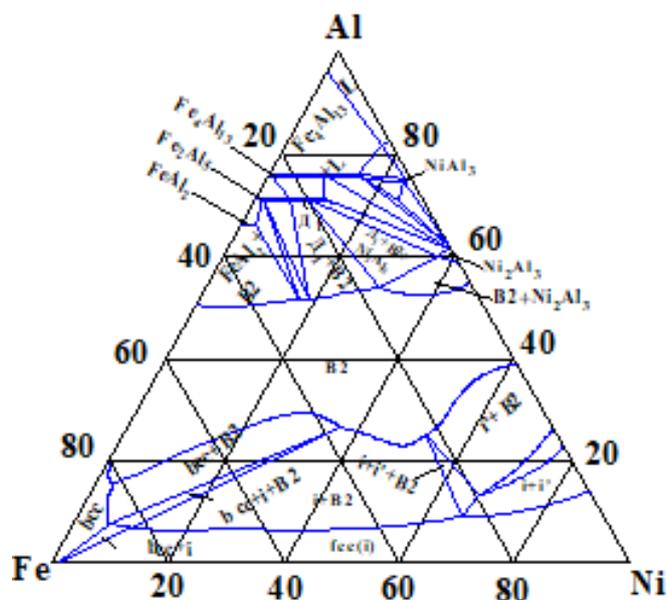


Рисунок 3.19 – Изотермическое сечение тройной системы Fe–Al–Ni при 850°C [28]

Для алитирования использовали Алюминий технической чистоты А5 (ГОСТ 11069-74), сталь Ст3 (ГОСТ 380-94) для легирования железом, Никель Н-4 (ГОСТ 849-70), Медь М3 (ГОСТ 859-78), Титан ВТ1-00 (ГОСТ 19807-74), Кремний Кр3 (ГОСТ 2169-69). При алитировании в алюминиево-кремниевом расплаве использовали в качестве основы алюминиевый сплав АК12 (ГОСТ 2685-93), а для получения расплава с более низким содержанием кремния расплав долегиrowали алюминием технической чистоты А5.

Результаты исследований показали, что при алитировании чистым алюминием при выдержки в течение 15 минут твердость поверхности составляет около 22 HRC (таблица 3.3 , рисунок 3.18) с увеличением времени выдержки твердость повышается до 65 HRC. Однако увеличение времени выдержки приводит к интенсивному растворению поверхности образцов в алюминиевом расплаве. При времени выдержки около 60 минут толщина образца растворяется практически на 50 % (таблица 3.4).

Таблица 3.3 – Исследование твердости образцов в алюминиевом расплаве

№ п/п	Химический состав расплава	Время, τ мин.		
		15	30	60
1.	Al 100%	22.6	40.5	65
2.	Al 95%, Cu 5%	54.7	32.4	38.7
3.	Al 95%, Ti 5%	41	55.1	67.7
4.	Al 95%, Ni 5%	55.7	39	40.1
5.	Al 95%, Fe 5%	70	49.4	43
6.	Al 97%, Si 3%	49,28	54,3	69,2
7.	Al 94%, Si 6%	43,23	53,4	38,43
8.	Al 88%, Si 12%	25	28,31	59,65

Таблица 3.4 – Исследование изменения толщины образцов при выдержке в алюминиевом расплаве при температуре 850°C

№ п/п	Химический состав расплава	Толщина до испытаний	Время, τ мин.		
			15	30	60
1.	Al 100%	1,8	1,79	1,71	0,85
2.	Al 95%, Cu 5%	1,94	1,94	1,93	1,72
3.	Al 95%, Ti 5%	1,8	1,8	1,74	1,67
4.	Al 95%, Ni 5%	1,8	1,8	1,8	1,22
5.	Al 95%, Fe 5%	1,8	1,8	1,8	1,8
6.	Al 97%, Si 3%	1,93	1	1,15	0
7.	Al 94%, Si 6%	1,93	1,15	1,25	0,1
8.	Al 88%, Si 12%	1,93	1,5	1,3	0

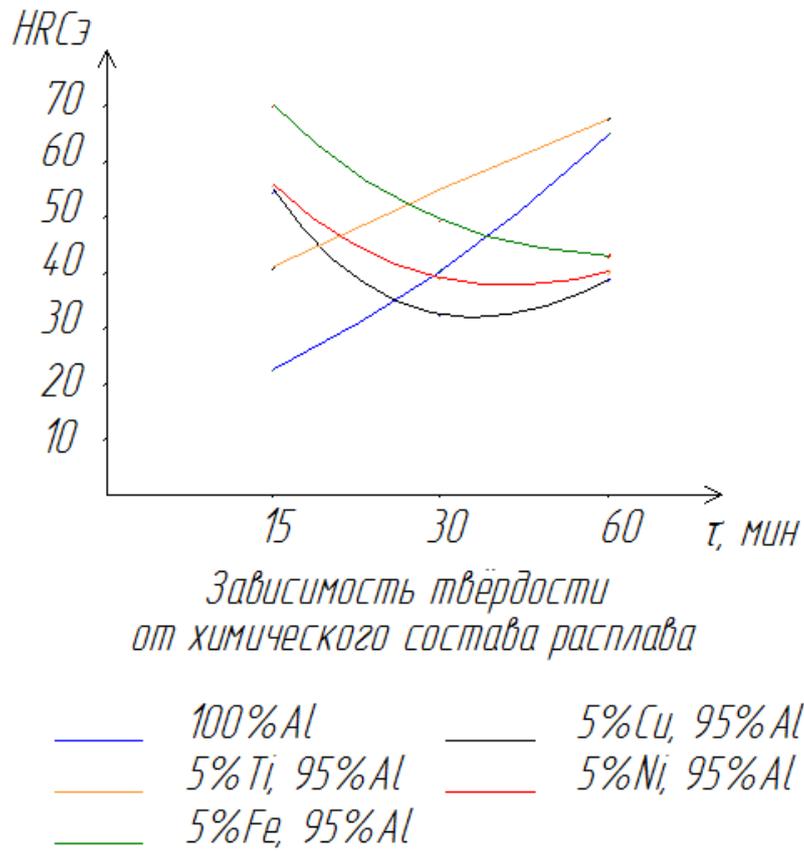


Рисунок 3.20 – Исследование твердости покрытия после алитирования погружением

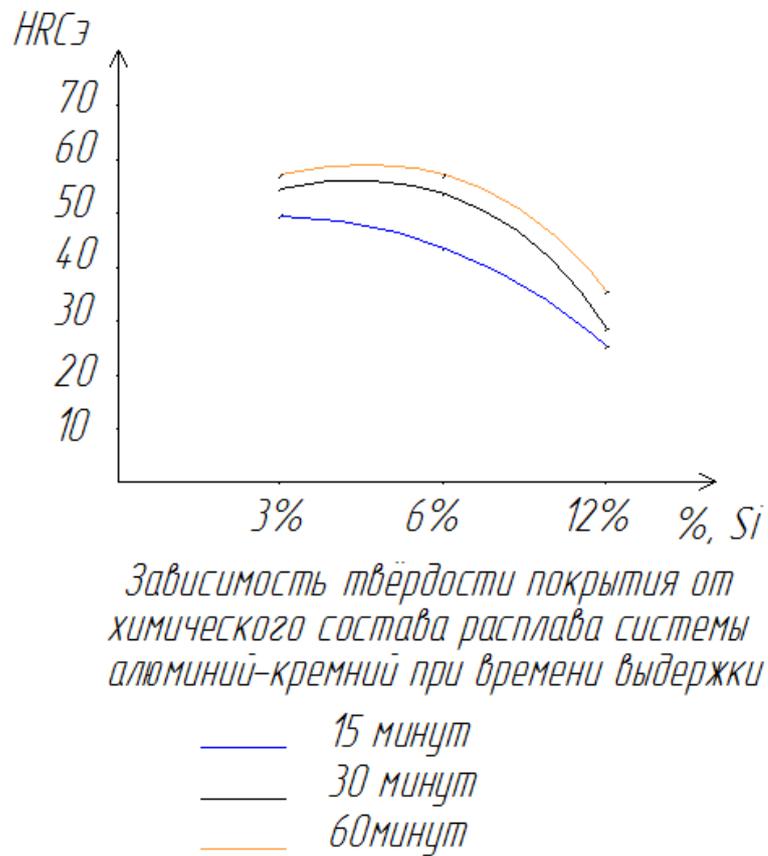


Рисунок 3.21 – Исследование твердости покрытия после алитирования погружением

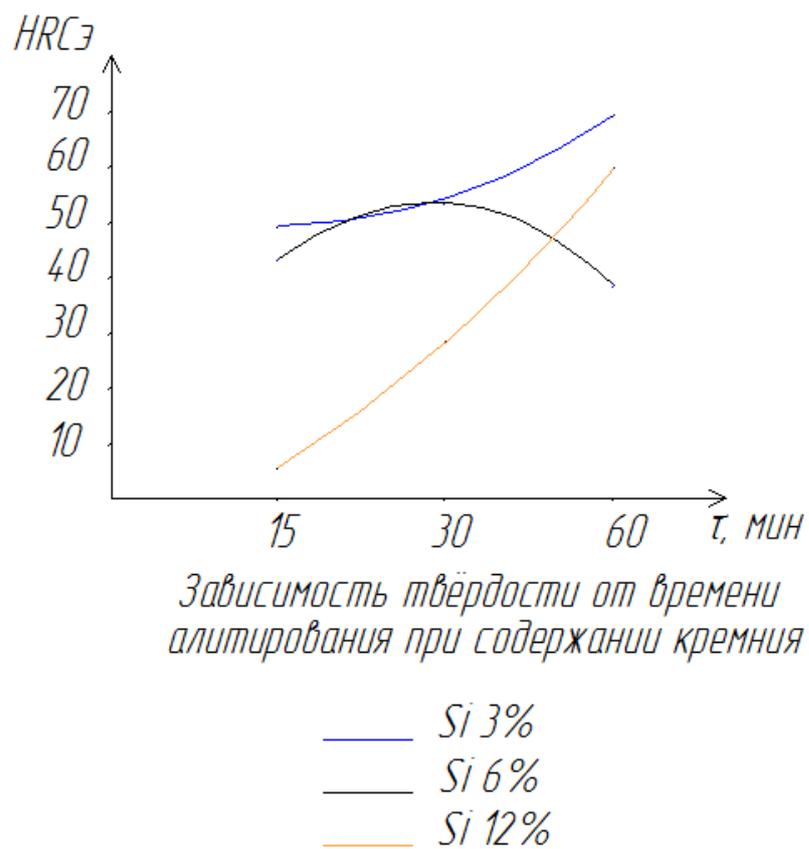


Рисунок 3.22 – Исследование твердости покрытия после алитирования погружением

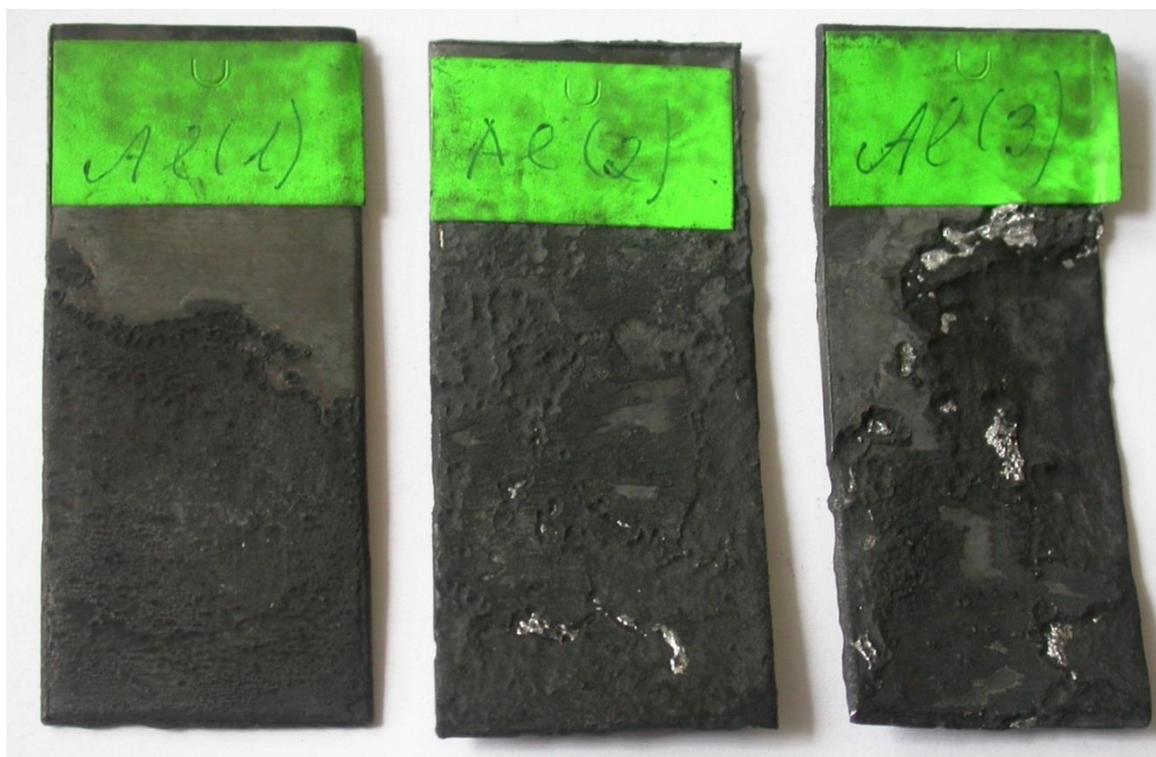


Рисунок 3.23 – Внешний вид образцов после алитирования в алюминиевом расплаве

При составе ванны для алитирования $Al+5\%Cu$ твердость с увеличением времени выдержки снижается с 54 до 38 HRC, что связано с насыщением поверхности образцов медью. Размеры образцов при времени выдержки в течение 60 минут практически не изменились (рисунок 3.24). Следовательно, медь можно рекомендовать в качестве компонента в ванны для жидкофазного алитирования для снижения эрозии материала основы.

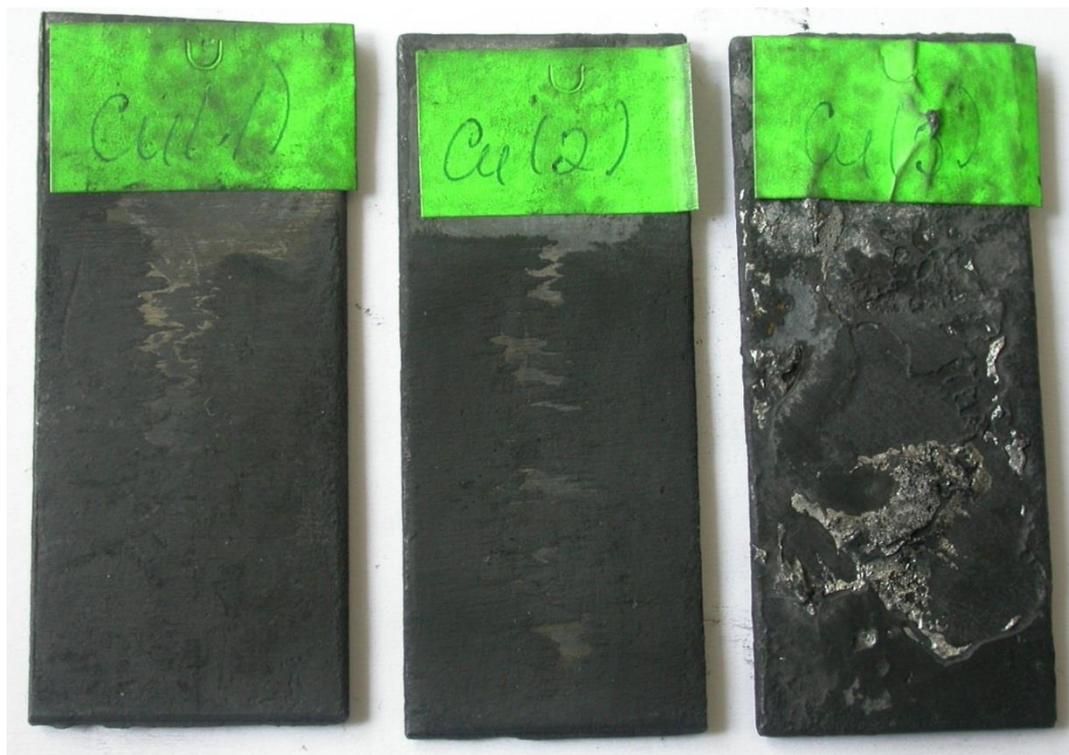


Рисунок 3.24 – Внешний вид образцов после алитирования в расплаве $Al+5\%Cu$

Введение в ванну для алитирования титана при увеличении времени выдержки приводит к повышению твердости с 41 до 67 HRC. При этом размеры образцов практически не изменяются (рисунок 3.25). Таким образом, титан повышает твердость покрытия и замедляет растворение основного элемента в расплавленной алюминиевой ванне. По литературным данным известно, что интерметаллиды алюминия и титана к тому же обладают высокой жаростойкостью.

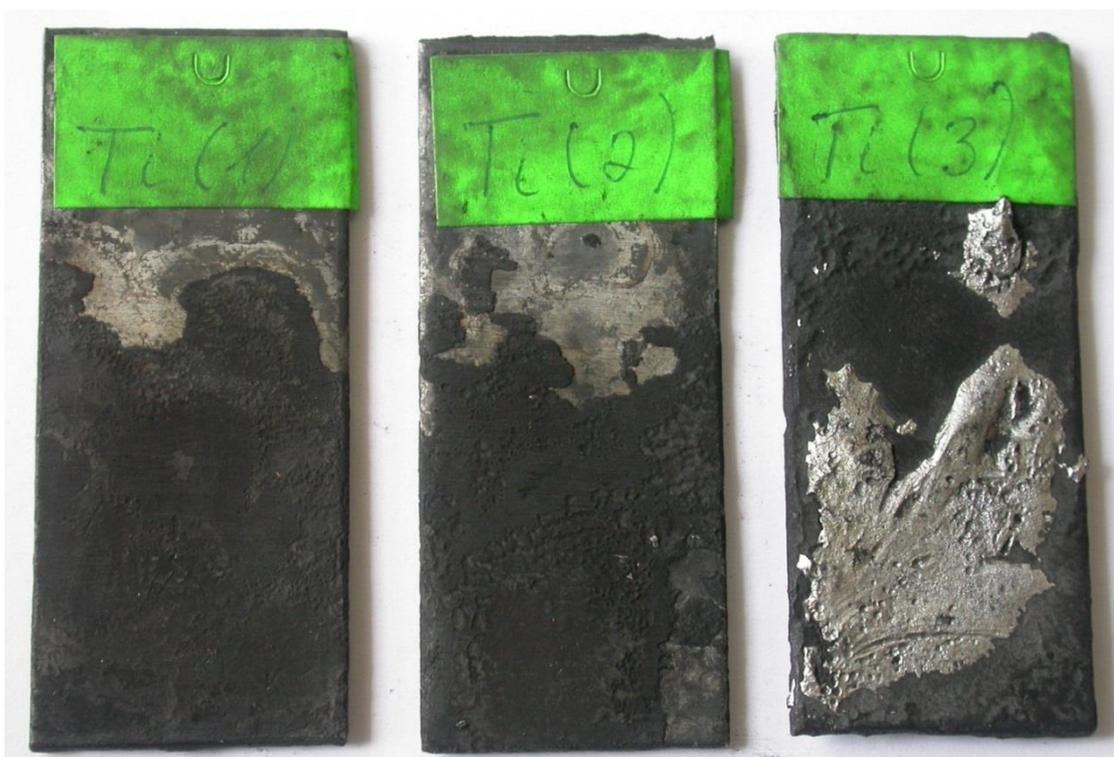


Рисунок 3.25 – Внешний вид образцов после алитирования в расплаве Al+5%Ti

Использование для алитирования расплава алюминия с 5% никеля позволило повысить твердость поверхности образцов до 57 HRC при времени выдержки 15 минут. Значительного растворения никеля при этом не наблюдается (рисунок 3.26). Увеличение времени выдержки снижает твердость покрытий и при выдержки более 30 минут толщина образца уменьшается на 40%. Таким образом, при алитировании в алюминиево-никелевом расплаве время выдержки должно быть незначительным. Применение никеля в качестве легирующего элемента в ваннах для алитирования может быть обусловлено высокой жаростойкостью покрытий этой системы.

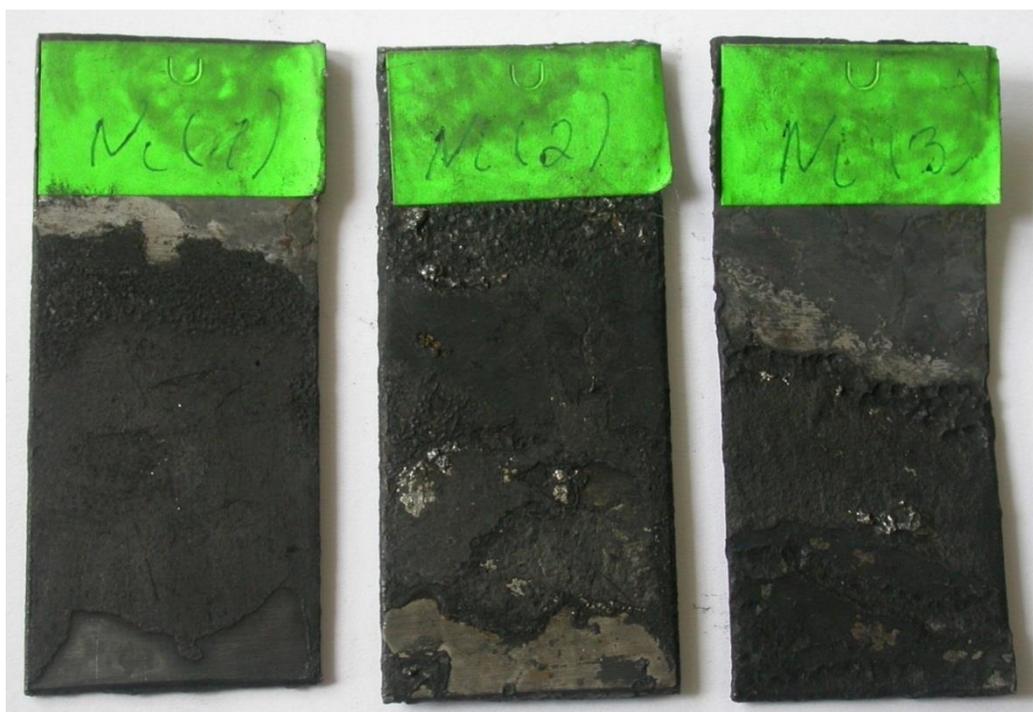


Рисунок 3.26 – Внешний вид образцов после алитирования в расплаве Al+5%Ni

Алитирование в ванне содержащей 5 % железа значительно снижает растворимость поверхности образцов в алюминии (рисунок 3.27). Твердость при этом может достигать значений порядка 70HRC. С увеличением времени выдержки твердость снижается, что обусловлено появлением в покрытиях более богатых железом фаз.



Рисунок. 3.27 – Внешний вид образцов после алитирования в расплаве Al+5%Fe

Применение для алитирования сплавов системы алюминий-кремний обусловлено распространенностью этих сплавов. Однако растворимость образцов в этих расплавах самая значительная, намного выше растворимости в чистом алюминии (рисунок 3.28-3.30). Значение твердости поверхности достигали до 60 HRC (рисунок 3.21, 3.22)

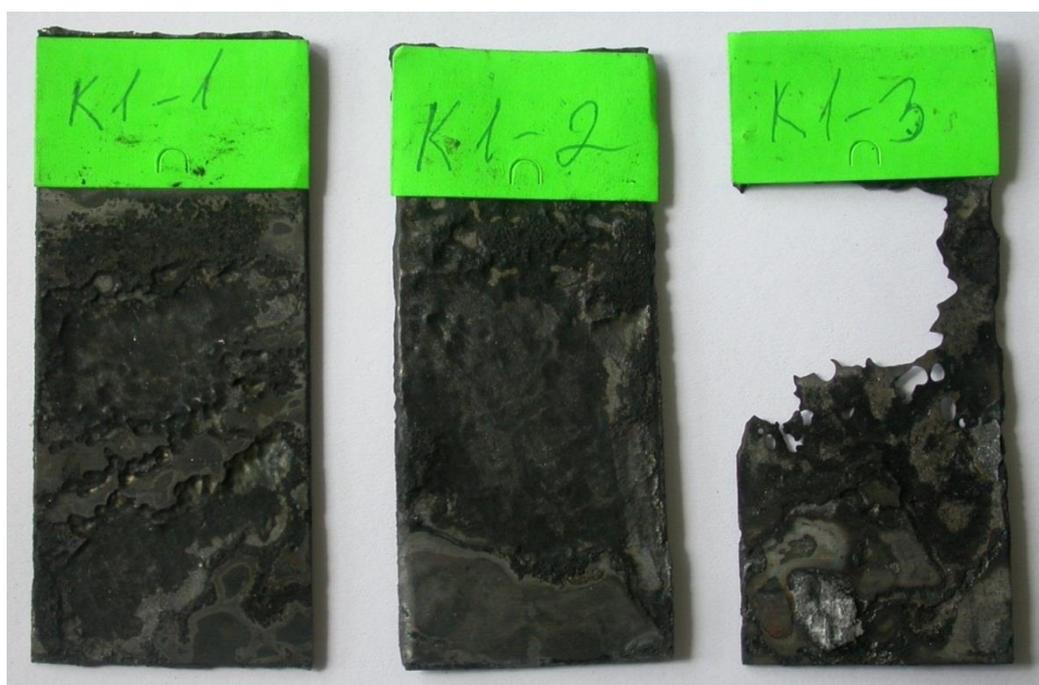


Рисунок 3.28 – Внешний вид образцов после алитирования в расплаве Si 3%



Рисунок 3.29 – Внешний вид образцов после алитирования в расплаве Si 6%



Рисунок 3.30 – Внешний вид образцов после алитирования в расплаве Si 12%

Таким образом, с целью повышения твердости алитированного слоя и снижения растворимости поверхности при алитировании целесообразно использовать расплавы, легированные железом, никелем и титаном. Применение никеля и титана может быть обусловлено возможностью получения покрытий обладающих более высокой жаростойкостью.

Заключение

1. Разработано оборудование, и методика проведения исследований влияния алюминия на механические свойства стали.

2. Скомпоновано оборудование и разработана методика исследований процессов формирования покрытий диффузионным отжигом сталей с алюминиевым покрытием и жидкофазным алитированием.

3. Разработана методика и изготовлено оборудование и оснастка для исследования механических и эксплуатационных свойств покрытий системы железо-алюминий.

4. На основании проведенных исследований установлено, что алюминий повышает твердость сталей и снижает ударную вязкость. Так твердость стали с 10% алюминия составляет 300НВ, а с 50% алюминия 550НВ. Ударная вязкость при содержании алюминия до 10% снижается в 5 раз.

5. Диффузионный отжиг сталей с алюминиевым покрытием в интервале температур 600-1000С при времени выдержки 15-60 минут приводит к формированию на границе раздела интерметаллидного слоя состоящего из интерметаллидных фаз Al_3Fe ; Al_5Fe_2 ; $AlFe_3$. Оптимальными режимами, с точки зрения достижения высокой износостойкости, можно считать нагрев до 700-800°С с временем выдержки более 30-60 минут; нагрев до 800-900°С с временем выдержки 15-30 мину.

6. Жидкофазное алитирование сталей в алюминиевых расплавах с легирующими элементами: никель, железо, медь, титан снижает эрозию поверхности образцов и повышает твердость алитированного слоя. Максимальной твердостью обладает алитированный слой, полученный при легировании алюминия титаном или железом.

Список используемой литературы и используемых источников

1. Хрущов М. М., Бабичев М. М. Абразивное изнашивание. – М.: Наука. 1970. Hrushov M. M., Babichev M. M. Abrazivnoe. – М.: Наука. 1970. Hrushov M. M., Babichev M. M. Abrazivnoe.
2. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа. /О. Кубашевски. - Пер. с англ. М.: Metallurgia, 1985. -184 с.
3. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Д44 Справочник: В 3 т.: Т. 1 / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1966. – 992 с.
4. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа; Справ.изд./Баннх О.А.,Будберг П.Б., Алисова С.П. и др. М.: Metallurgia.1986.440 с.
5. Рябов В.Р. Алитирование стали./ В.Р. Рябов. М.: «Металлургия»,1973, 240 с.
6. Кейз С. Алюминий в чугунах и сталях. /С. Кейз, В. Горн. – М. : Metallurgizdat, 1959.
7. Интерметаллические соединения.: перев. с англ., под ред. И.И. Корнилова. – М. :Изд-во «Металлургия», 1970.
8. RobInson P.M. Acta metallurgia / P.M. RobInson, M.V. Bever. – М. :, 1966, v. 14, № 6, p. 693-702.
9. Новиков И.И. Физика металлов и металловедение. / И.И. Новиков и др. – М. : 1963, т. 15, № 6, с. 813.
10. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – 4-е изд. - М.: МИСИС, 2005. – 432с.
11. A. Handbook of lattice spacings and strutures of metals and alloys. Ed. W. Pearson, London, 1961.
12. Pett y E.R. Metals. / E.R. Pett y, J. Instit. – М. :, 1960/61, v. 89, № 9, p. 343-349.
13. Garcia J. Reviu aluminium, 1962, v. 39, № 296, p. 327-331.

14. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учеб. для вузов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – 3-е изд. - М.: МИСИС, 1999. – 416с.
15. Ильин В.А., Панарин А.В. Алюминиевые покрытия и способы их получения. Авиационные материалы и технологии, 2014, №4, с. 37-42.
16. Даненко В.Ф., Гуревич Л.М. Влияние алитирования на свойства углеродистой стали при высоких температурах. Физика и химия обработки материалов, 2015, №4, с 92-95.
17. Ващенко К.И. Биметаллические отливки железо-алюминий / К.И. Ващенко и др. – М. : Изд-во «Машиностроение», 1966.
18. Лакедемонский А.В. Биметаллические отливки / А.В. Лакедемонский. – М. : Изд-во «Машиностроение», 1964.
19. Аксенова Э.В. Сталь / Э.В. Аксенова и др. – М. : 1970, № 9, с. 830.
20. Буше М.Е. Литейное производство. / М.Е. Буше, А.К. Семенов. – М.: 1962, № 2, с. 14.
21. Аксенова Э.В. Сб. «Защитные покрытия металлов». / Э.В. Аксенова и др. – М. : Тр. УралНИИчермет. Т. 13. Свердловск, 1972, с. 81.
22. Износостойкость и структура твердых наплавов. Хрущов М.М. и др. М., «Машиностроение», 1971.
23. Король В.К. Основы технологии производства многослойных металлов. / В.К. Король, М.С. Гильденгорн. – М. : Изд-во «Металлургия», 1970.
24. Савицкий Е. М. Влияние температуры на механические свойства металлов и сплавов. / Е.М. Савицкий. – М. : Изд-во АН СССР, 1957.
25. Корнилов И.И. Металлиды и взаимодействие между ними. / И.И. Корнилов. – М. : Изд-во «Наука», 1964.
26. Вестбрук Д.Х. Механические свойства металлических соединений. / Д.Х. Вестбрук. – М. : Metallurgizdat, 1962.
27. Засуха П.Ф. Биметаллический прокат. / П.Ф. Засуха. – М. : Изд-во «Металлургия», 1970.

28. Al-Cu-Fe (Aluminum-Copper-Iron)/ V.Raghavan//Jornal of Phase Equilibria and Diffusion.-2005.-Vol.26, №1. -P. 59-64.
29. Al-Cu-Fe (Aluminum-Copper-Iron)/ V.Raghavan//Jornal of Phase Equilibria and Diffusion.-2010.-Vol.31, №5. -P.449-452.
30. Al-Fe-Ni (Aluminum-Iron-Nickel)/ V.Raghavan//Jornal of Phase Equilibria and Diffusion.-2005.-Vol.26, №1. -P.70-71.
31. Al-Fe-Ni (Aluminum-Iron-Nickel)/ V.Raghavan//Jornal of Phase Equilibria and Diffusion.-2006.-Vol.27, №5. -P.489-490.
32. Al-Fe-Ni (Aluminum-Iron-Nickel)/ V.Raghavan//Jornal of Phase Equilibria and Diffusion.-2008.-Vol.29, №2. -P.180-184.
33. Al-Fe-Ni (Aluminum-Iron-Nickel)/ V.Raghavan//Jornal of Phase Equilibria and Diffusion.-2009.-Vol.30, №1. -P.85-88.
34. Al-Fe-Ni (Aluminum-Iron-Nickel)/ V.Raghavan//Jornal of Phase Equilibria and Diffusion.-2009.-Vol.30, №4. -P.375-377.
35. Чарухина К.Е. Биметаллические соединения / К.Е. Чарухина и др. – М. : Изд-во «Металлургия», 1970.
36. Карпенко Г.В. Влияние диффузионных покрытий на прочность стальных изделий. / Г.В. Карпнко. - М.: Киев, изд-во «Наукова думка», 1971.
37. Рябов В.Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений, М., «Металлургия», 1975. 283 С.

Приложение А
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 700°C и времени выдержки 15 минут

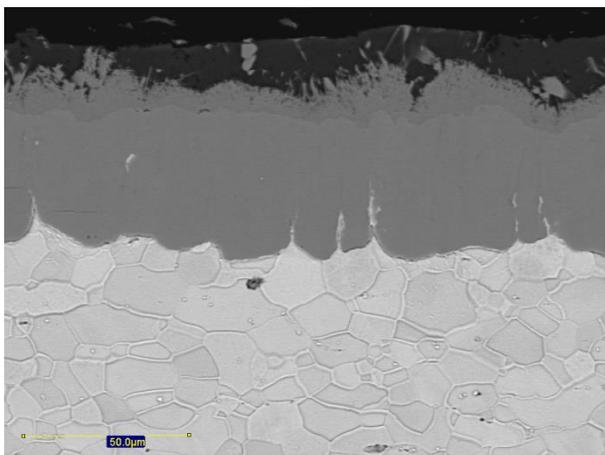


Рисунок 1 – Структура покрытия

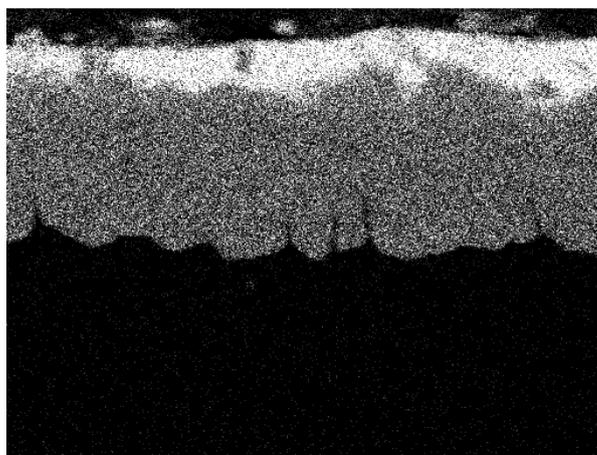


Рисунок 2 – Al Ka g

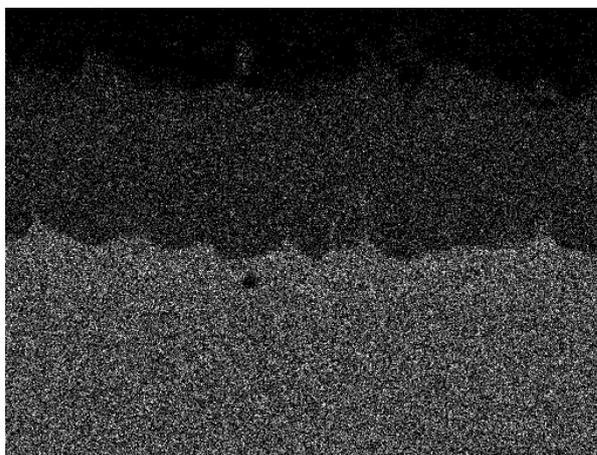


Рисунок 3 – Fe Ka r

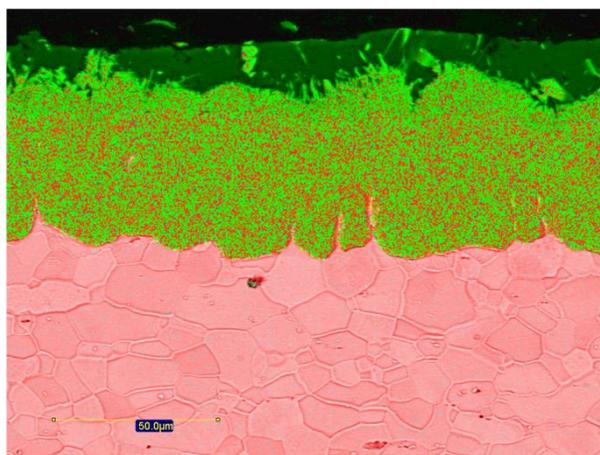


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо
Зелёный цвет – Алюминий

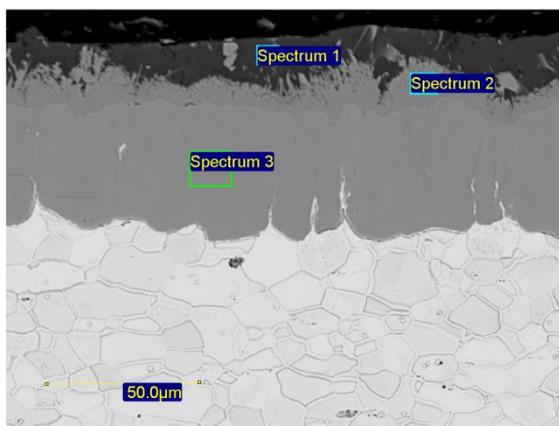


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения А

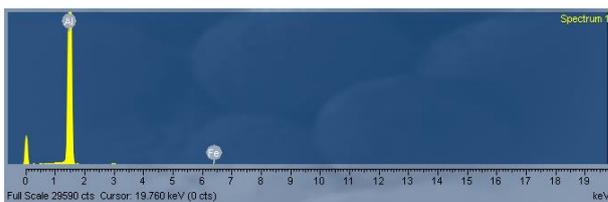


Рисунок 6 – Spectrum 1

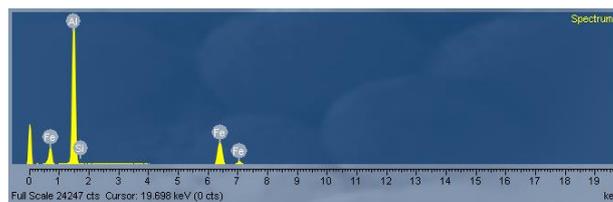


Рисунок 7 – Spectrum 2

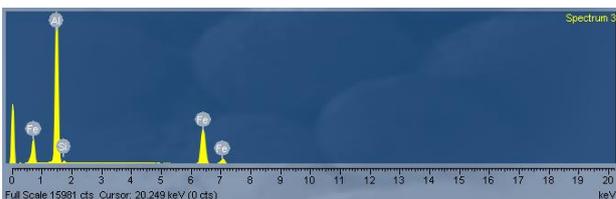


Рисунок 8 – Spectrum 3

Таблица А.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	98.81	-	1.19	100.00
Spectrum 2	62.24	0.49	37.26	100.00
Spectrum 3	55.50	1.09	43.41	100.00

Таблица А.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	98.81	1.09	43.41
<i>Min</i>	55.50	0.49	1.19

Приложение Б
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 700°C и времени выдержки 30 минут

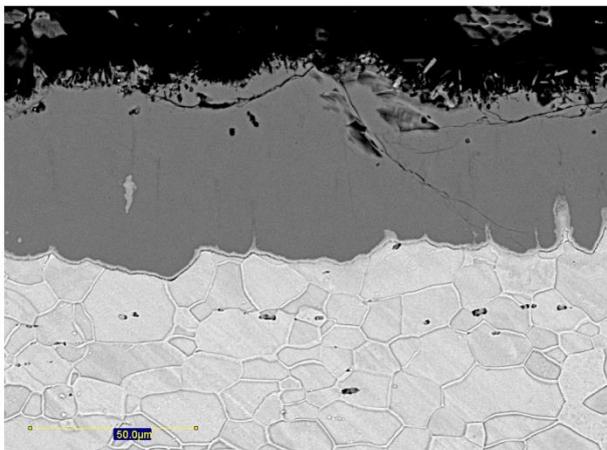


Рисунок 1 – Структура покрытия

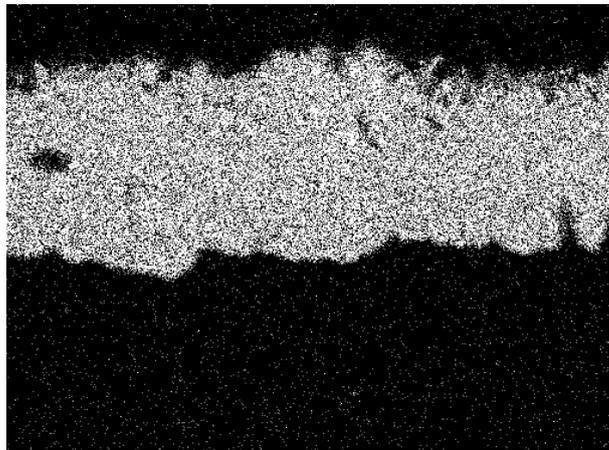


Рисунок 2 – Al Ka g

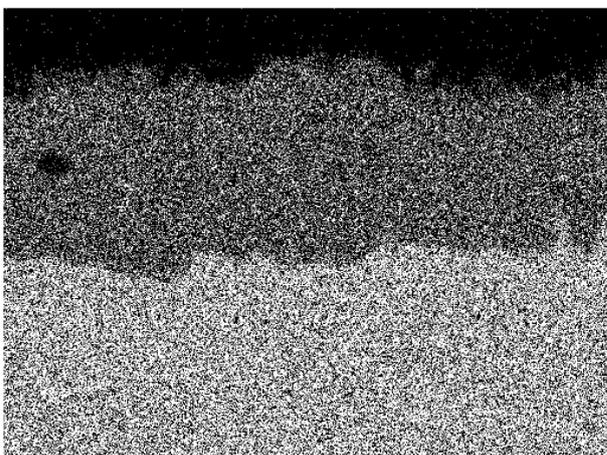


Рисунок 3 – Fe Ka g

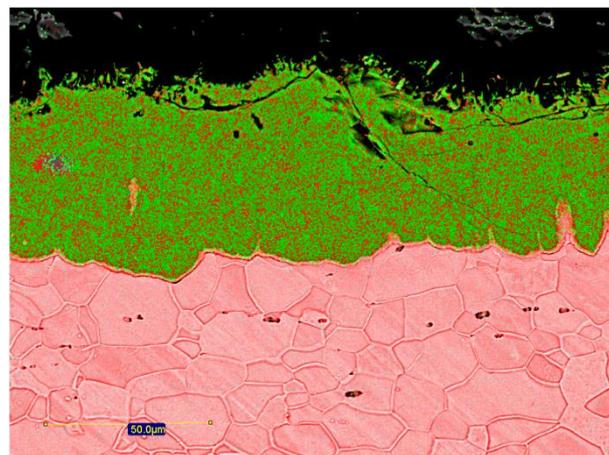


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо
Зелёный цвет – Алюминий

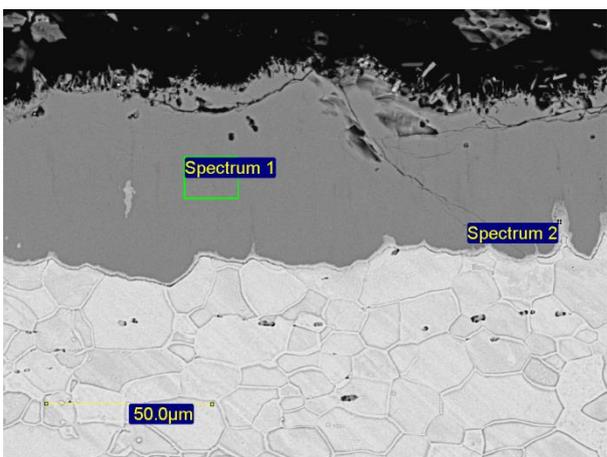


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Б

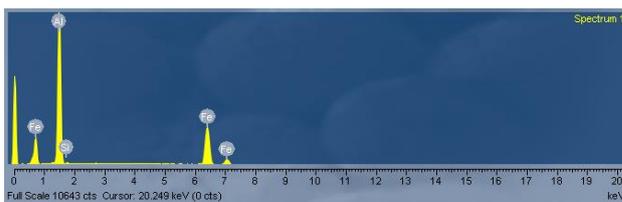


Рисунок 6 – Spectrum 1

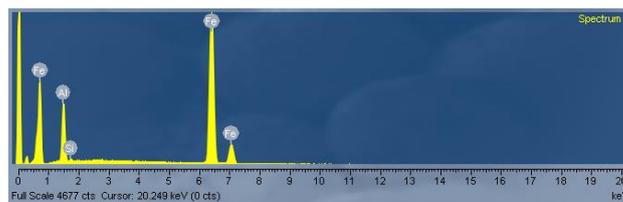


Рисунок 7 – Spectrum 2

Таблица Б.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	54.06	0.63	45.30	100.00
Spectrum 2	14.83	0.59	84.58	100.00

Таблица Б.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	54.06	0.63	84.58
<i>Min</i>	14.83	0.59	45.30

Приложение В
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 700°C и времени выдержки 60 минут

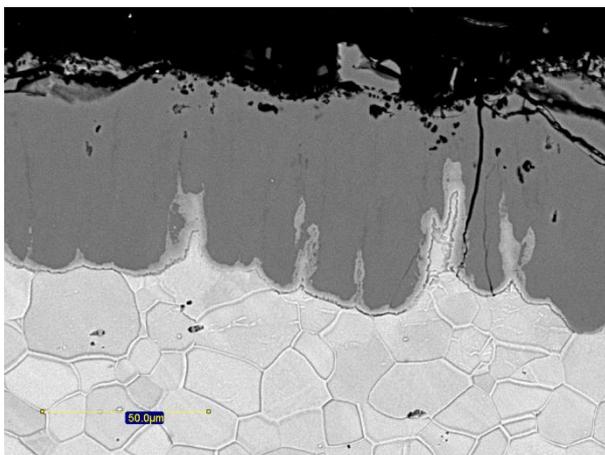


Рисунок 1 – Структура покрытия

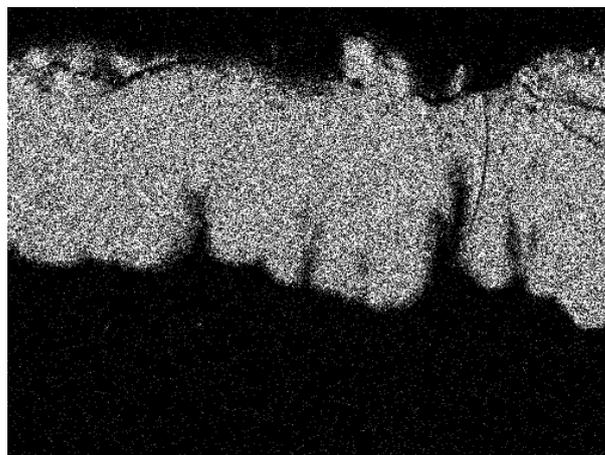


Рисунок 2 – Al Ka g

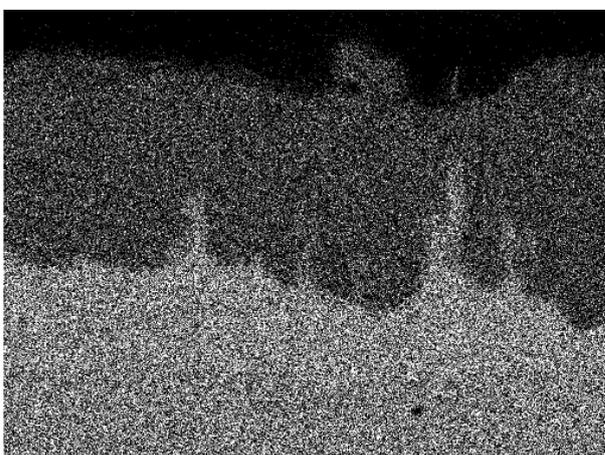


Рисунок 3 – Fe Ka r

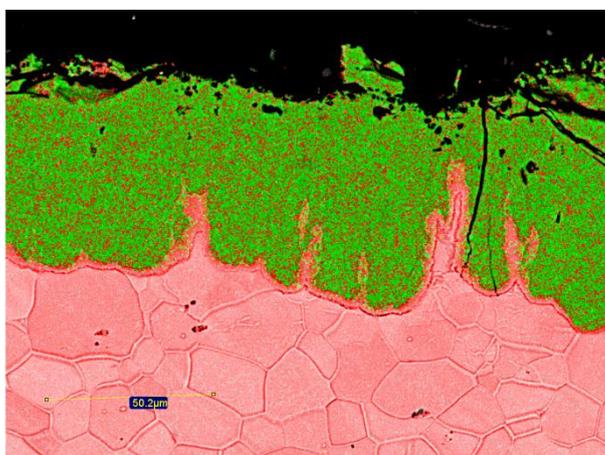


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

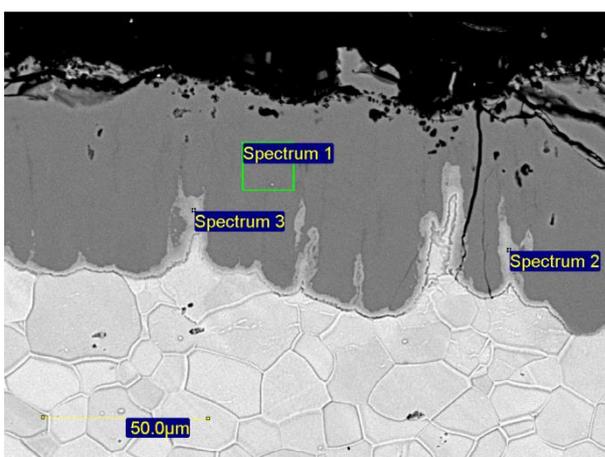


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения В

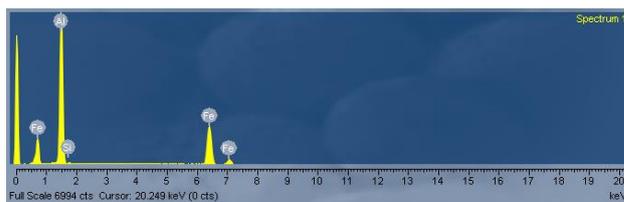


Рисунок 6 – Spectrum 1

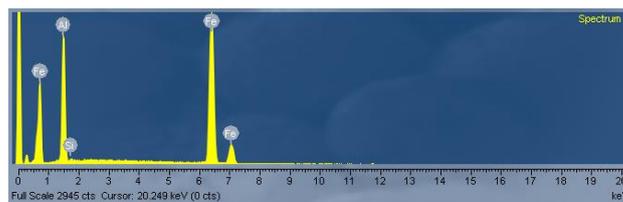


Рисунок 7 – Spectrum 2

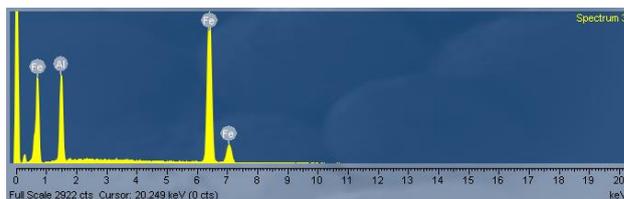


Рисунок 8 – Spectrum 3

Таблица В.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	53.43	0.53	46.04	100.00
Spectrum 2	25.29	0.53	74.19	100.00
Spectrum 3	20.34	-	79.66	100.00

Таблица В.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	53.43	0.53	79.66
<i>Min</i>	20.34	0.53	46.04

Приложение Г
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 750°C и времени выдержки 15 минут

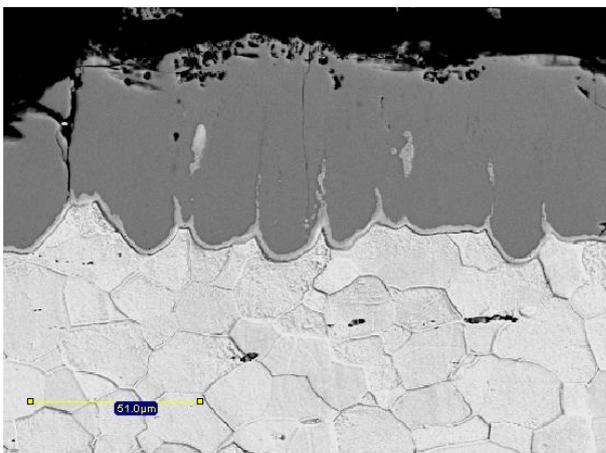


Рисунок 1 – Структура покрытия

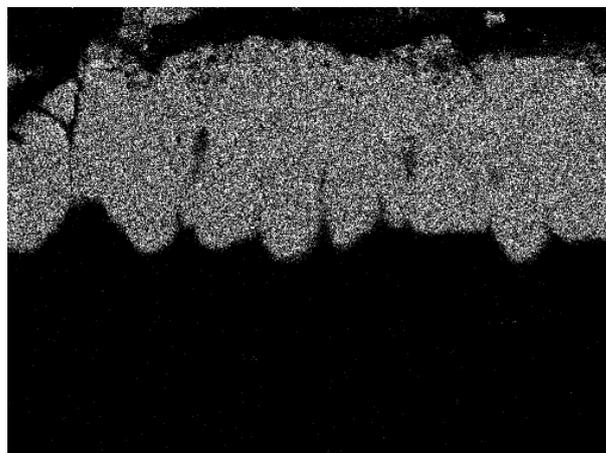


Рисунок 2 – Al Ka g

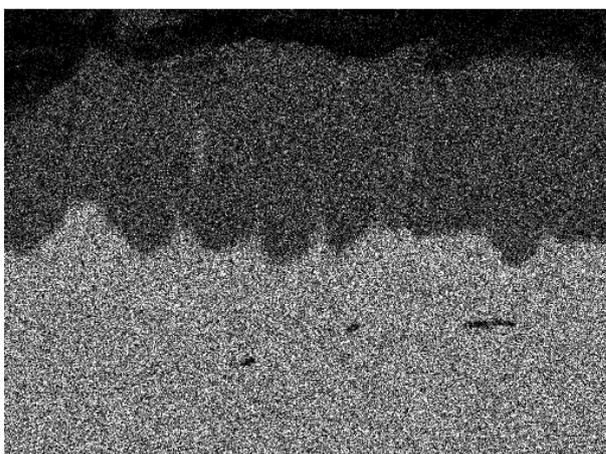


Рисунок 3 – Fe Ka g

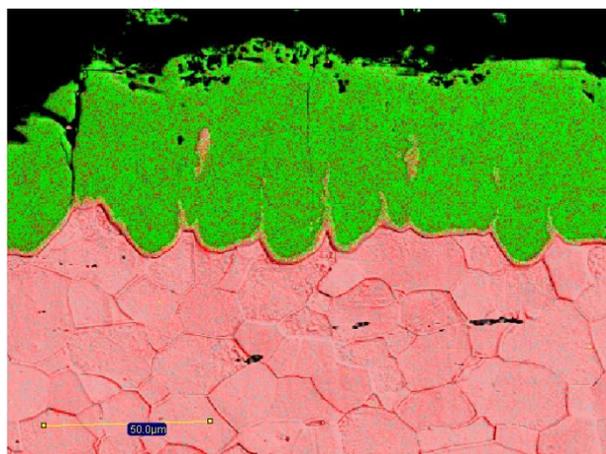


Рисунок 4 – MIX-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

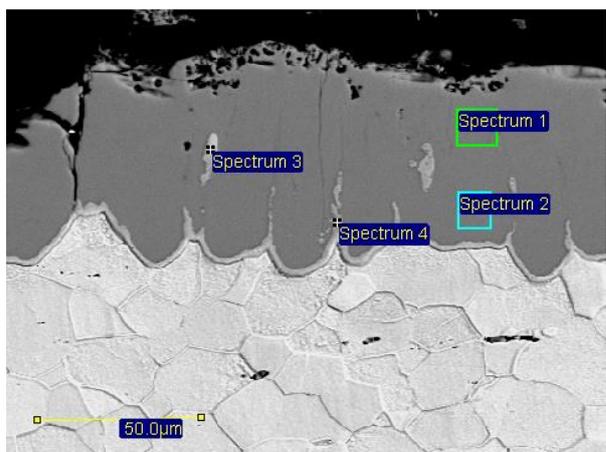


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Г

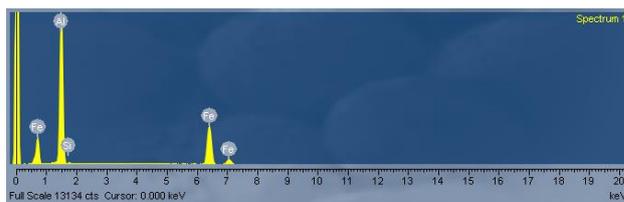


Рисунок 6 – Spectrum 1

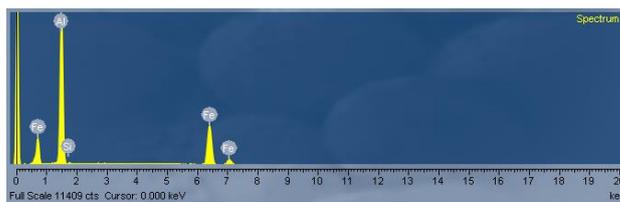


Рисунок 7 – Spectrum 2

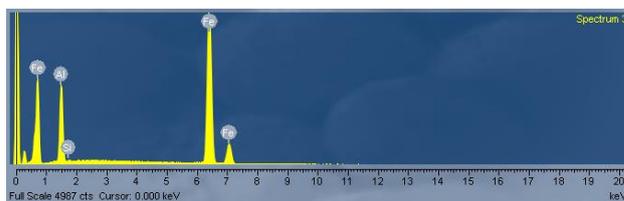


Рисунок 8 – Spectrum 3

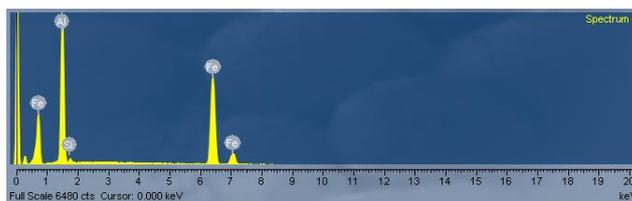


Рисунок 9 – Spectrum 4

Таблица Г.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	53.98	0.66	45.36	100.00
Spectrum 2	53.91	0.45	45.64	100.00
Spectrum 3	18.34	0.35	81.31	100.00
Spectrum 4	37.44	1.22	61.34	100.00

Таблица Г.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	53.98	1.22	81.31
<i>Min</i>	18.34	0.35	45.36

Приложение Д
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 750°C и времени выдержки 30 минут

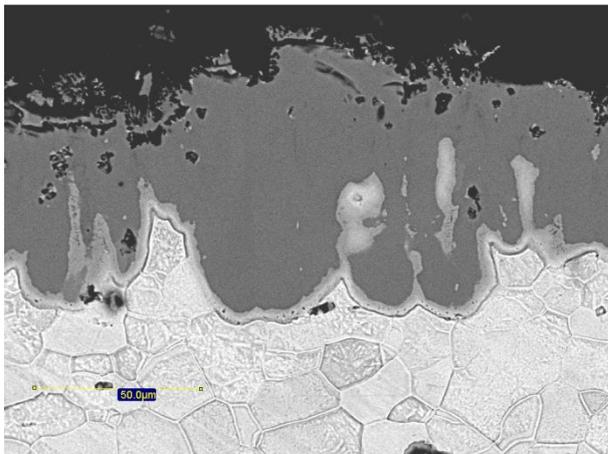


Рисунок 1 – Структура покрытия

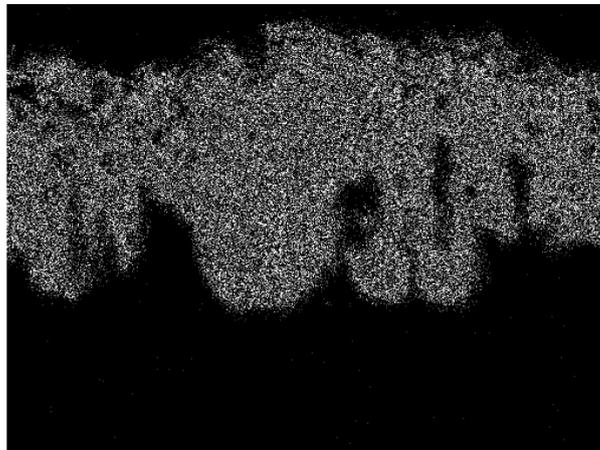


Рисунок 2 – Al Ka g

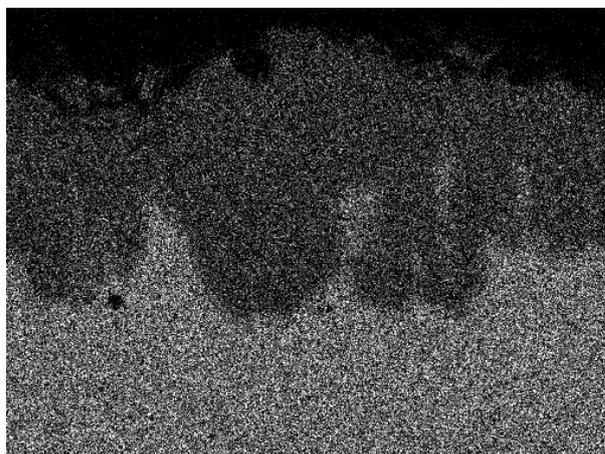


Рисунок 3 – Fe Ka r

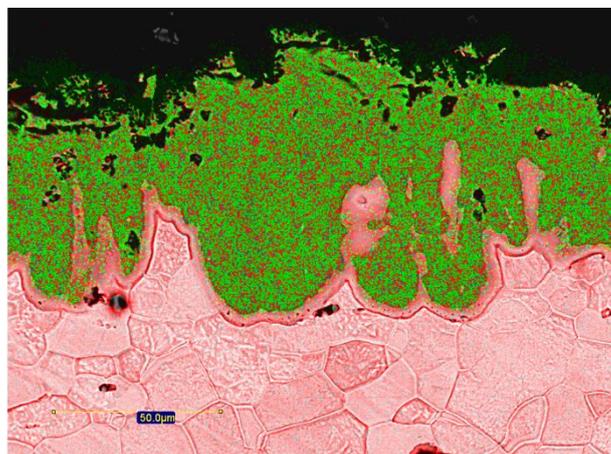


Рисунок 4 – MIX-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

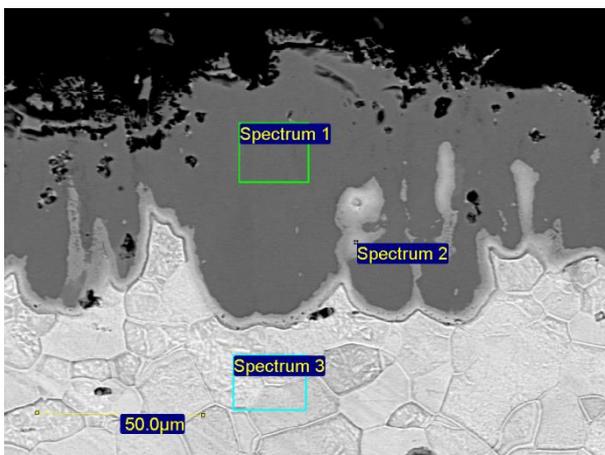


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Д

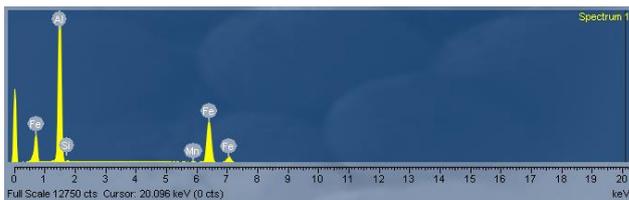


Рисунок 6 – Spectrum 1

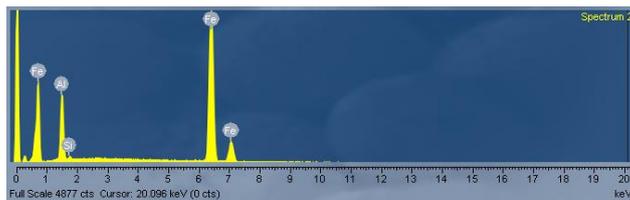


Рисунок 7 – Spectrum 2

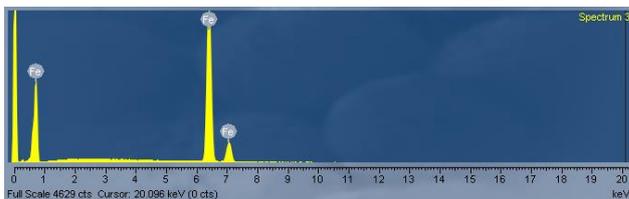


Рисунок 8 – Spectrum 3

Таблица Д.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Mn	Fe	Total
Spectrum 1	52.68	0.70	0.28	46.35	100.00
Spectrum 2	16.18	0.66	-	83.17	100.00
Spectrum 3	-	-	-	100.00	100.00

Таблица Д.2 – Химический состав

	Al	Si	Mn	Fe
<i>Max</i>	52.68	0.70	0.28	100.00
<i>Min</i>	16.18	0.66	0.28	46.35

Приложение Е
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 750°C и времени выдержки 60 минут

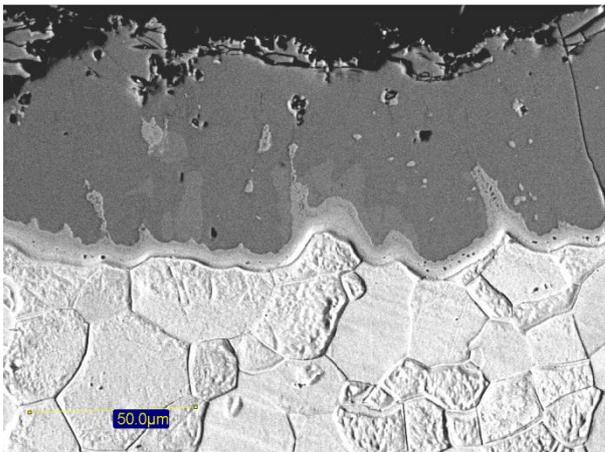


Рисунок 1 – Структура покрытия

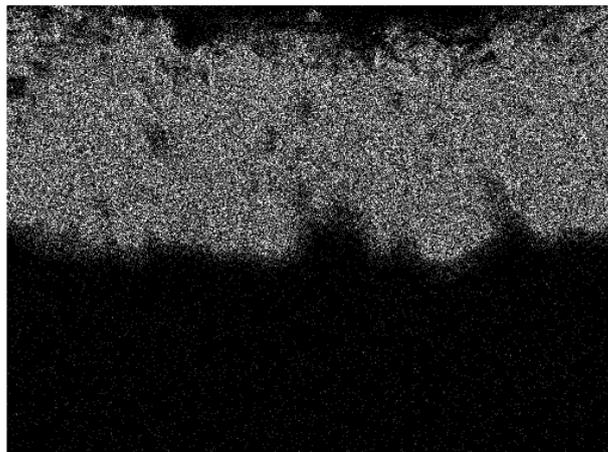


Рисунок 2 – Al Ka g

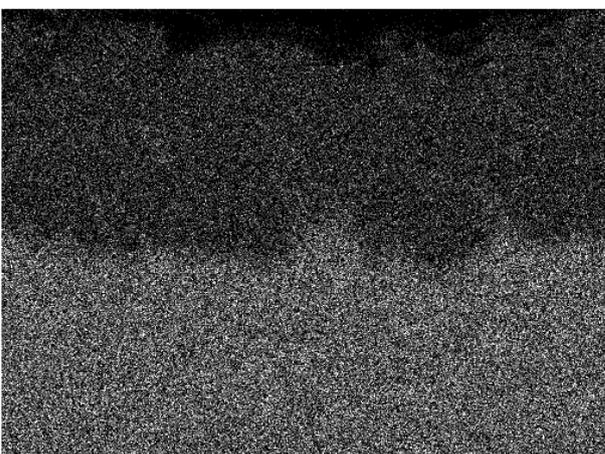


Рисунок 3 – Fe Ka r

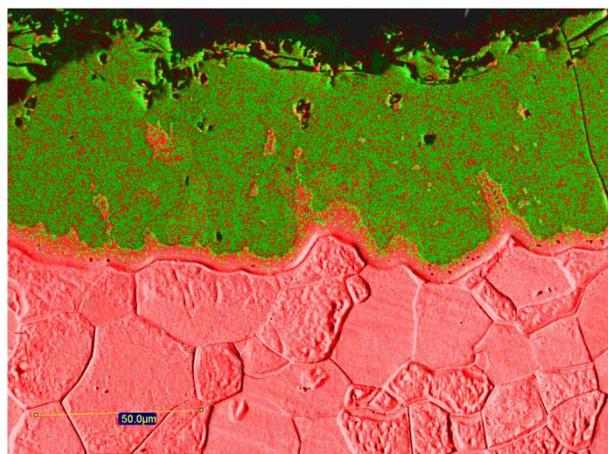


Рисунок 4 – MIX-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

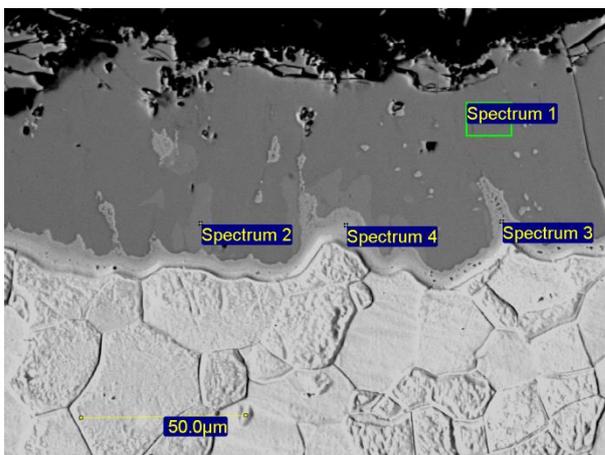


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Е

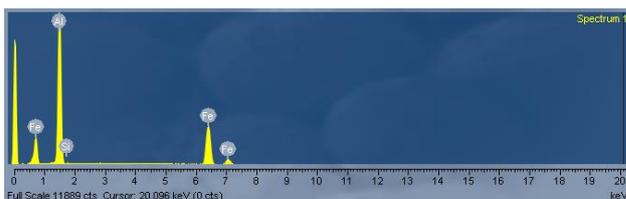


Рисунок 6 – Spectrum 1

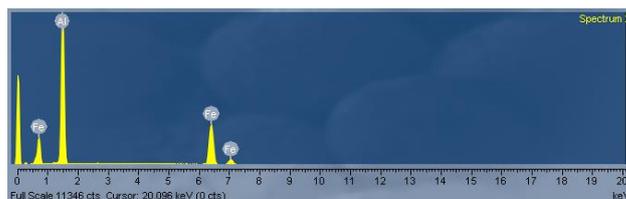


Рисунок 7 – Spectrum 2

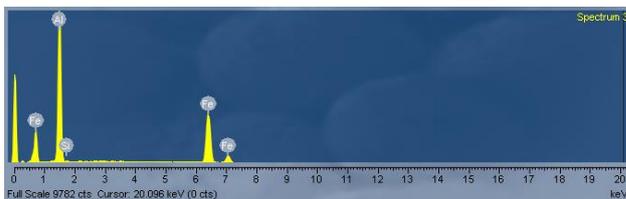


Рисунок 8 – Spectrum 3

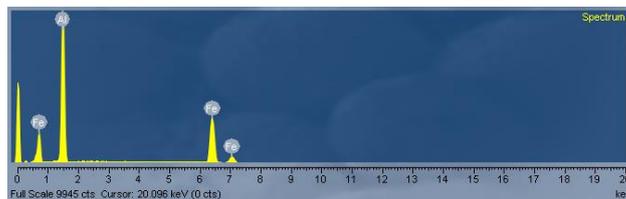


Рисунок 9 – Spectrum 4

Таблица Е.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	53.68	0.31	46.01	100.00
Spectrum 2	53.75	-	46.25	100.00
Spectrum 3	49.37	0.44	50.19	100.00
Spectrum 4	50.92	-	49.08	100.00

Таблица Е.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	53.75	0.44	50.19
<i>Min</i>	49.37	0.31	46.01

Приложение Ж
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 800°C и времени выдержки 15 минут

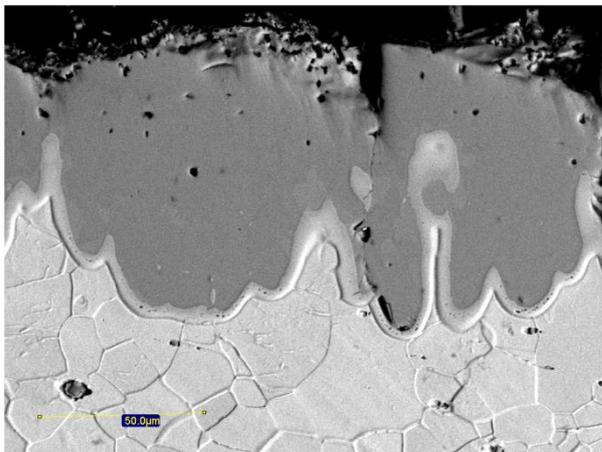


Рисунок 1 – Структура покрытия

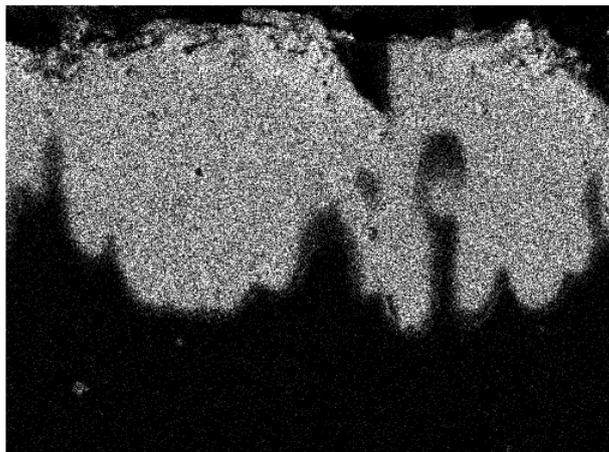


Рисунок 2 – Al Ka g

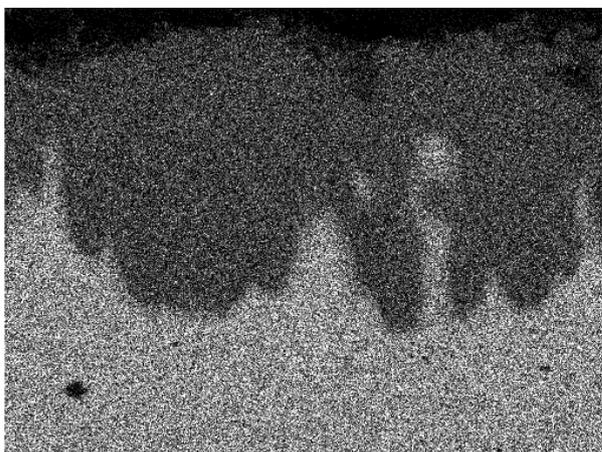


Рисунок 3 – Fe Ka r

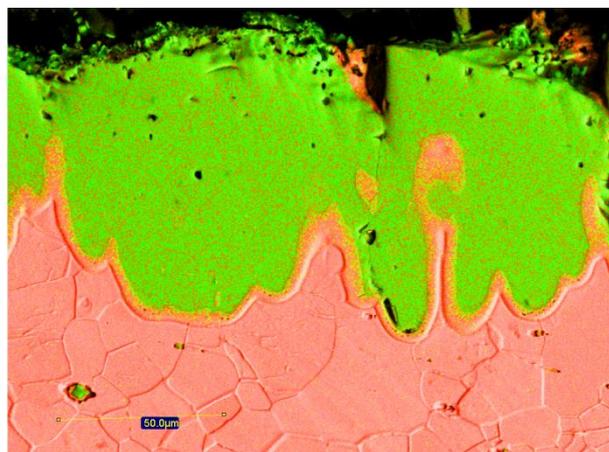


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

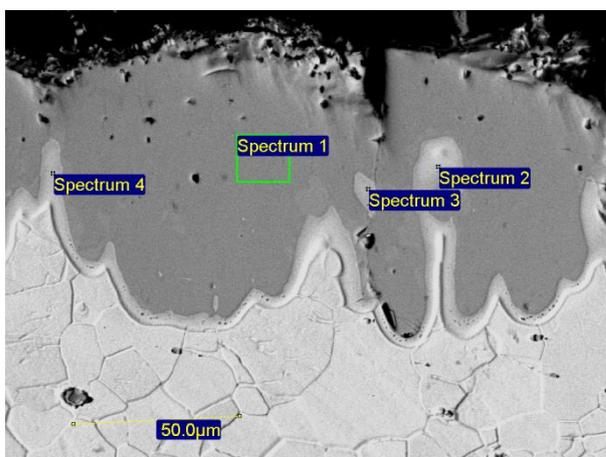


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Ж

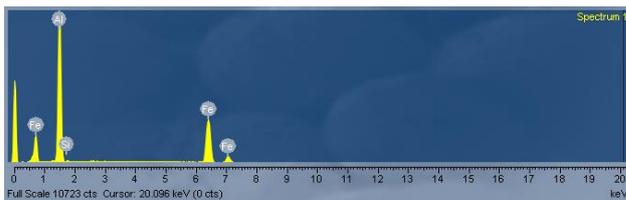


Рисунок 6 – Spectrum 1

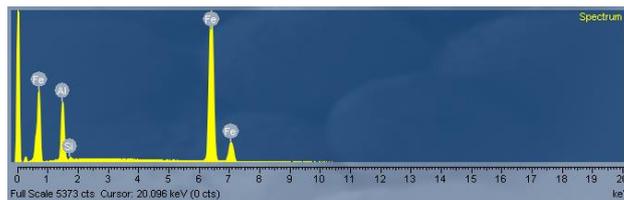


Рисунок 7 – Spectrum 2

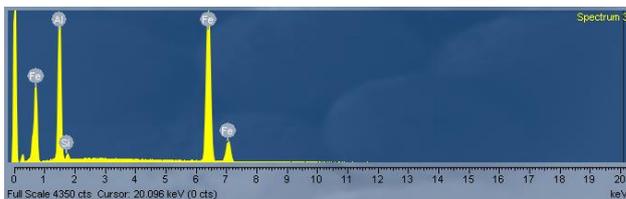


Рисунок 8 – Spectrum 3

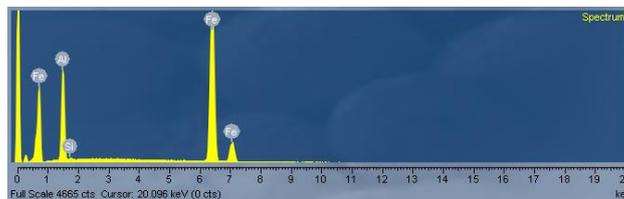


Рисунок 9 – Spectrum 4

Таблица Ж.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	51.36	0.49	48.15	100.00
Spectrum 2	14.76	0.55	84.68	100.00
Spectrum 3	27.15	1.07	71.78	100.00
Spectrum 4	20.15	0.32	79.53	100.00

Таблица Ж.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	51.36	1.07	84.68
<i>Min</i>	14.76	0.32	48.15

Приложение И
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 800°C и времени выдержки 30 минут

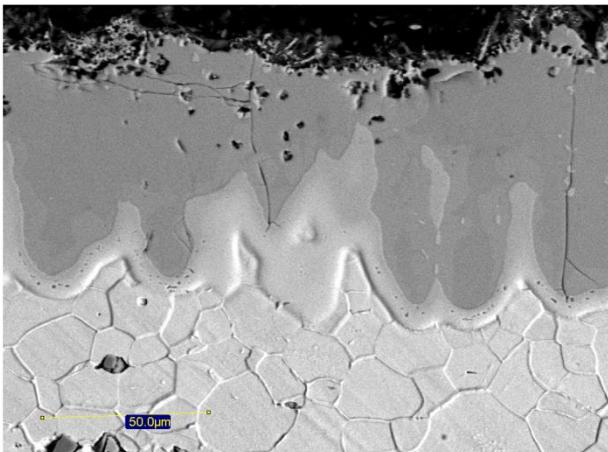


Рисунок 1 – Структура покрытия

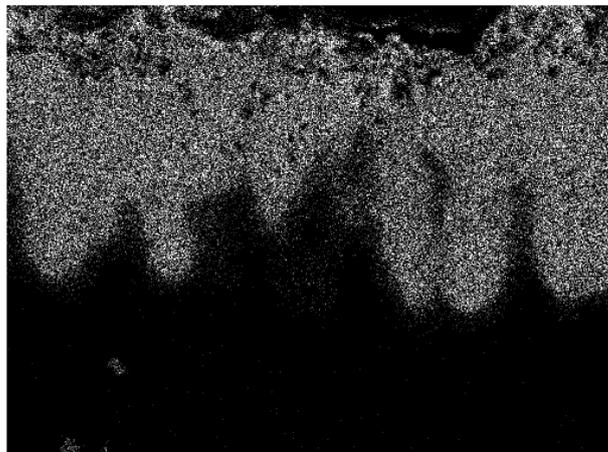


Рисунок 2 – Al Ka g

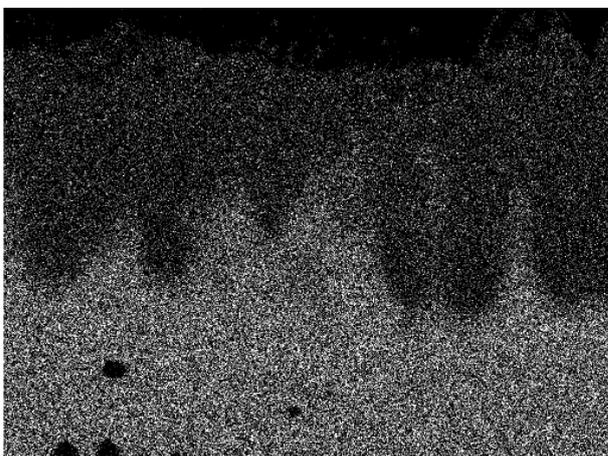


Рисунок 3 – Fe Ka r

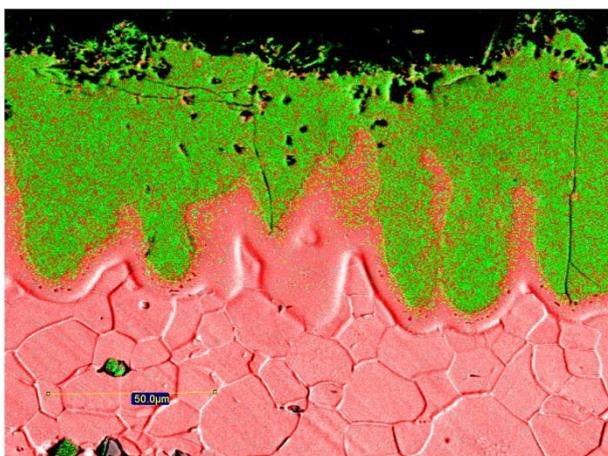


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

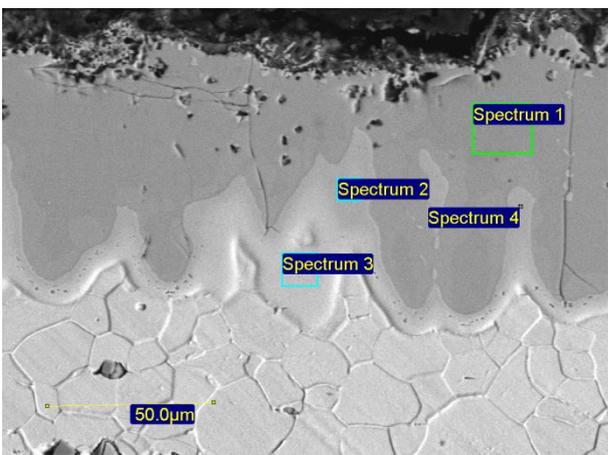


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения И

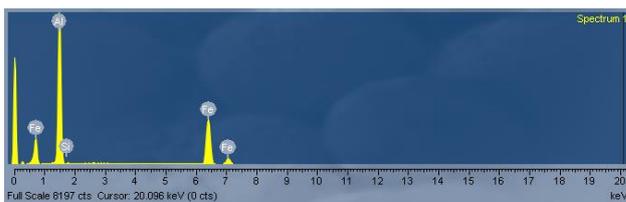


Рисунок 6 – Spectrum 1

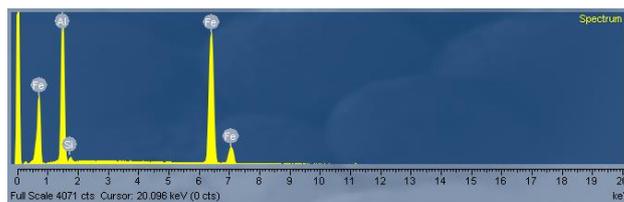


Рисунок 7 – Spectrum 2

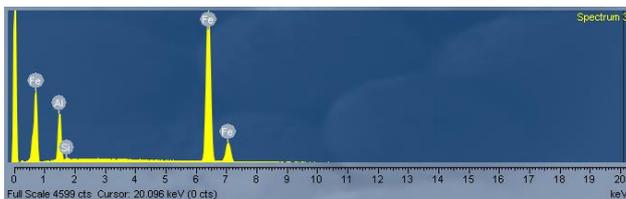


Рисунок 8 – Spectrum 3

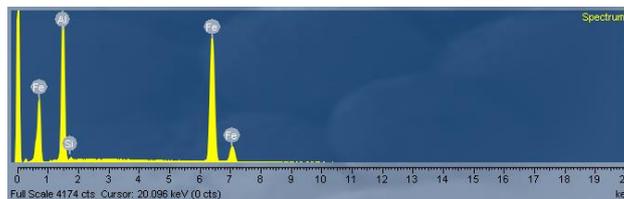


Рисунок 9 – Spectrum 4

Таблица И.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	50.87	0.40	48.73	100.00
Spectrum 2	30.24	0.95	68.82	100.00
Spectrum 3	12.66	0.52	86.82	100.00
Spectrum 4	31.20	0.61	68.19	100.00

Таблица И.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	50.87	0.95	86.82
<i>Min</i>	12.66	0.40	48.73

Приложение К
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 800°C и времени выдержки 60 минут

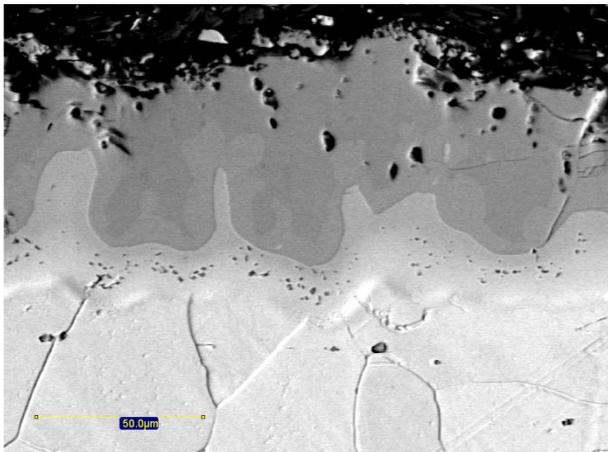


Рисунок 1 – Структура покрытия

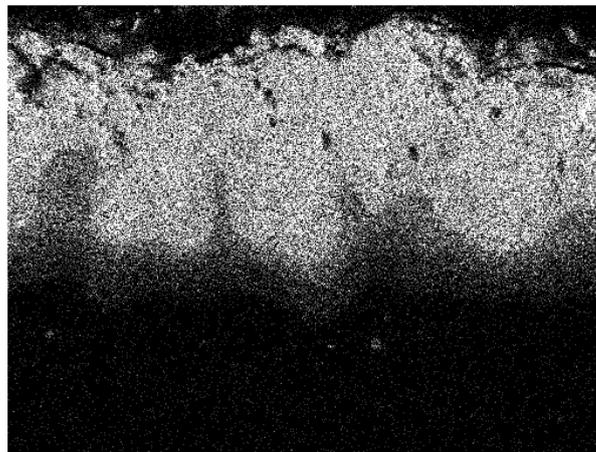


Рисунок 2 – Al Ka g

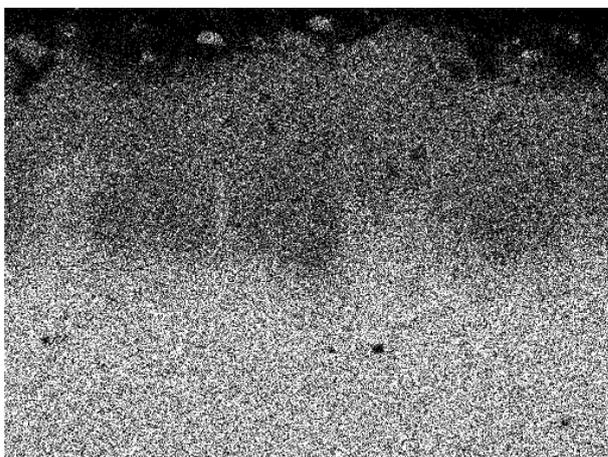


Рисунок 3 – Fe Ka r

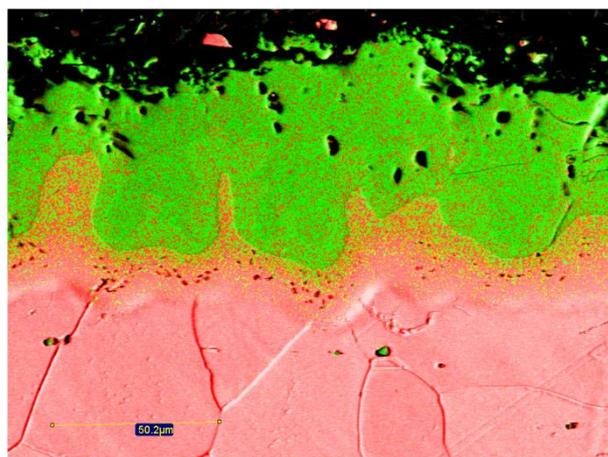


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

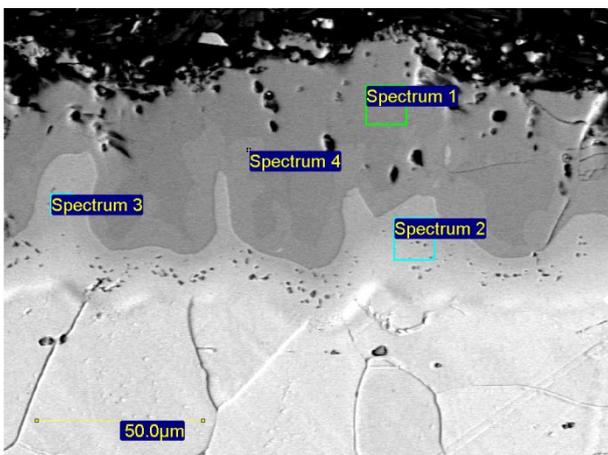


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения К

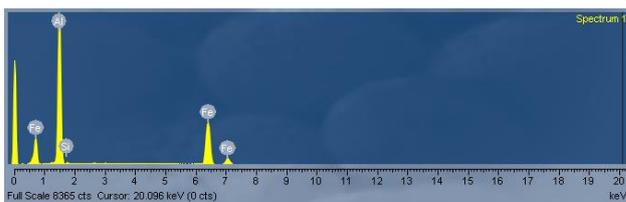


Рисунок 6 – Spectrum 1

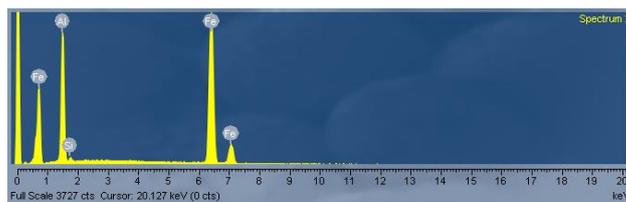


Рисунок 7 – Spectrum 2

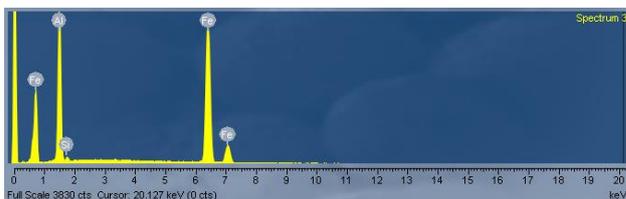


Рисунок 8 – Spectrum 3

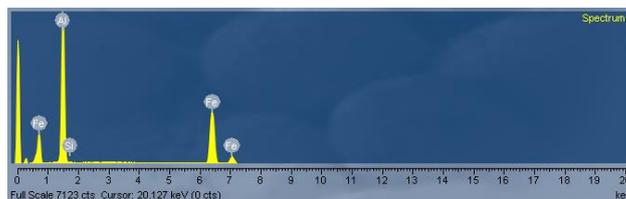


Рисунок 9 – Spectrum 4

Таблица К.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	51.74	0.44	47.83	100.00
Spectrum 2	25.77	0.78	73.45	100.00
Spectrum 3	29.00	0.74	70.26	100.00
Spectrum 4	47.53	0.48	51.99	100.00

Таблица К.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	51.74	0.78	73.45
<i>Min</i>	25.77	0.44	47.83

Приложение Л
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 850°C и времени выдержки 15 минут

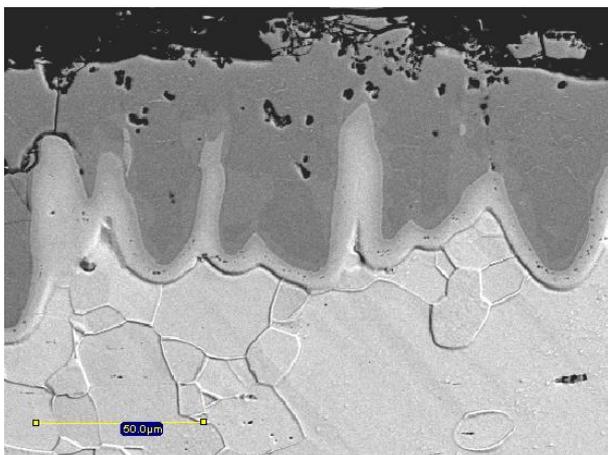


Рисунок 1 – Структура покрытия

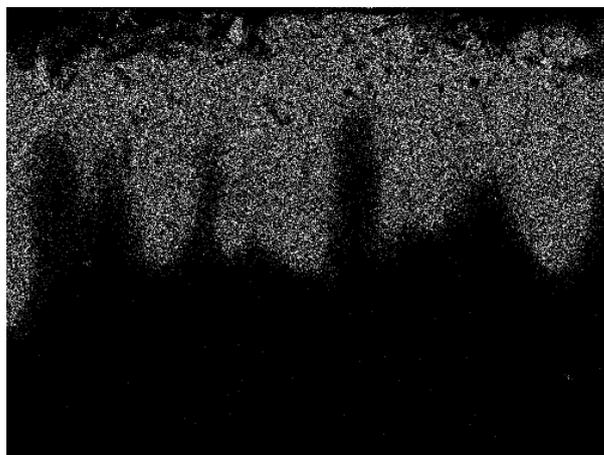


Рисунок 2 – Al Ka g

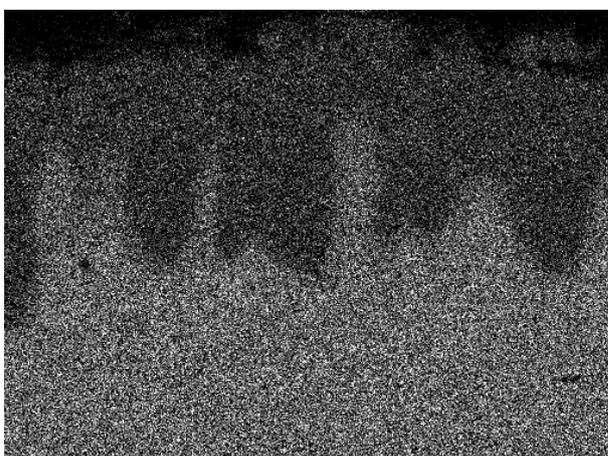


Рисунок 3 – Fe Ka r

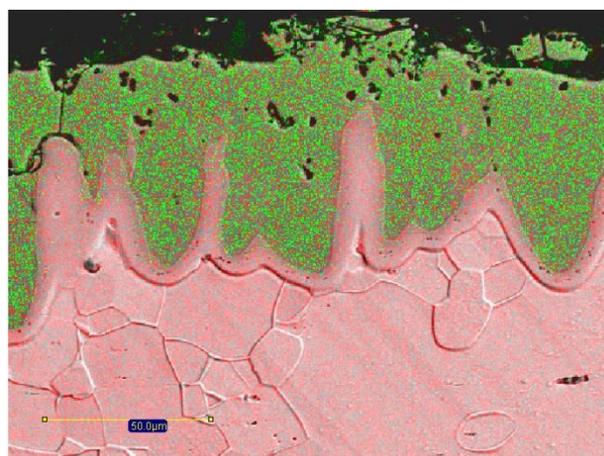


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

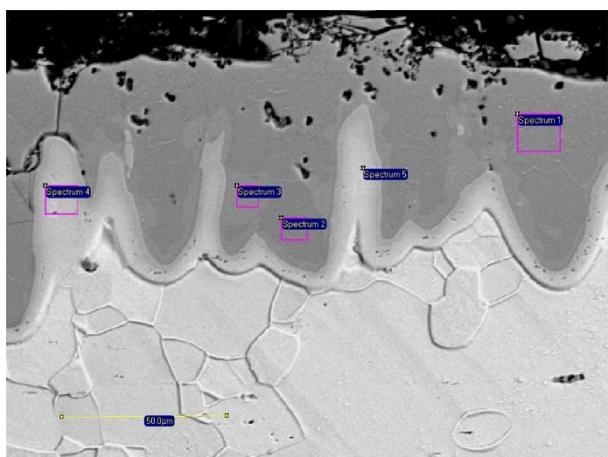


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Л

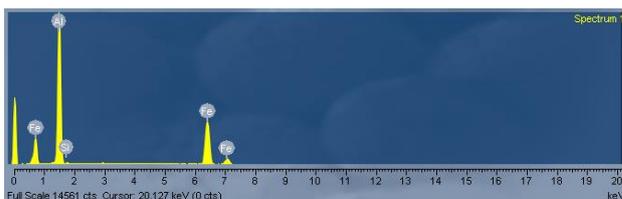


Рисунок 6 – Spectrum 1

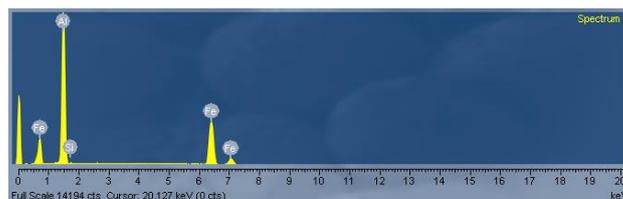


Рисунок 7 – Spectrum 2

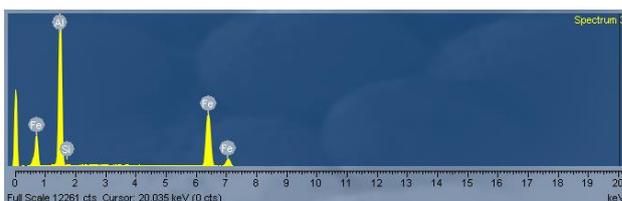


Рисунок 8 – Spectrum 3

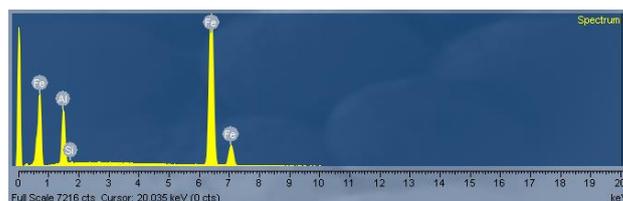


Рисунок 9 – Spectrum 4

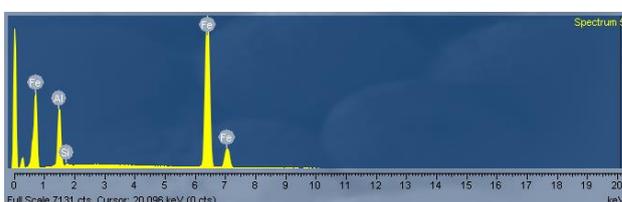


Рисунок 10 – Spectrum 5

Таблица Л.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	51.49	0.42	48.09	100.00
Spectrum 2	51.42	0.34	48.24	100.00
Spectrum 3	47.29	0.41	52.30	100.00
Spectrum 4	13.72	0.36	85.92	100.00
Spectrum 5	14.31	0.34	85.35	100.00

Таблица Л.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	51.49	0.42	85.92
<i>Min</i>	13.72	0.34	48.09

Приложение М
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 850°C и времени выдержки 30 минут

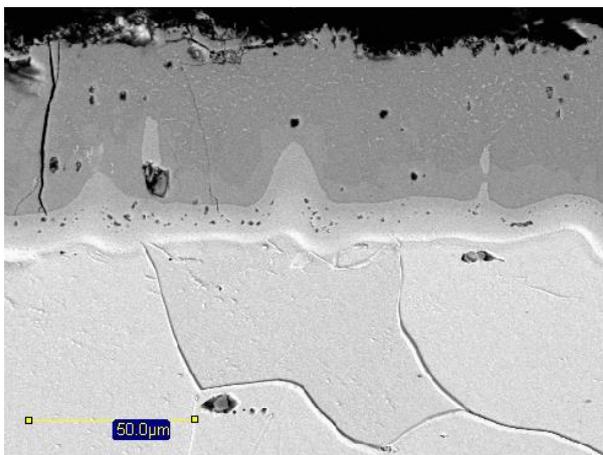


Рисунок 1 – Структура покрытия

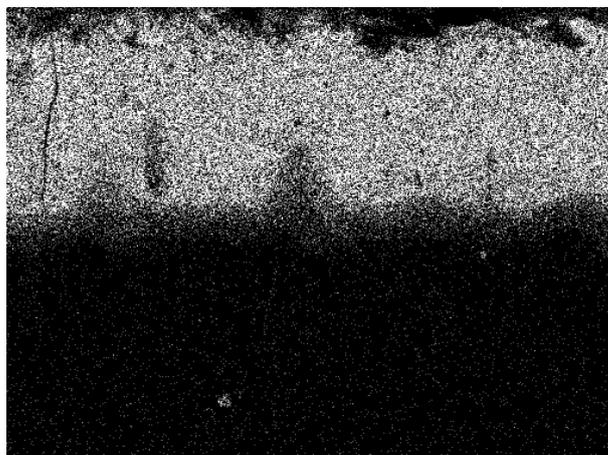


Рисунок 2 – Al Ka g

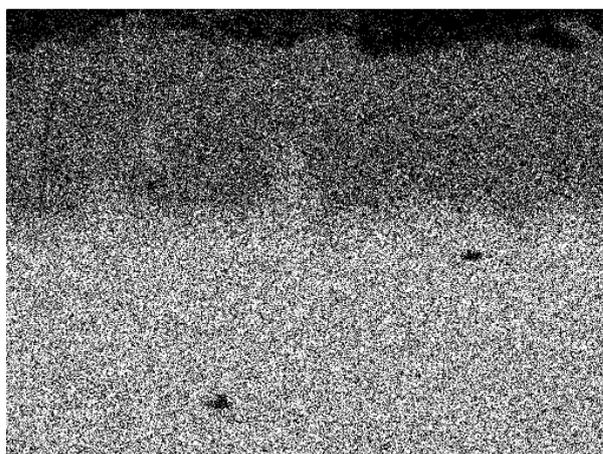


Рисунок 3 – Fe Ka r

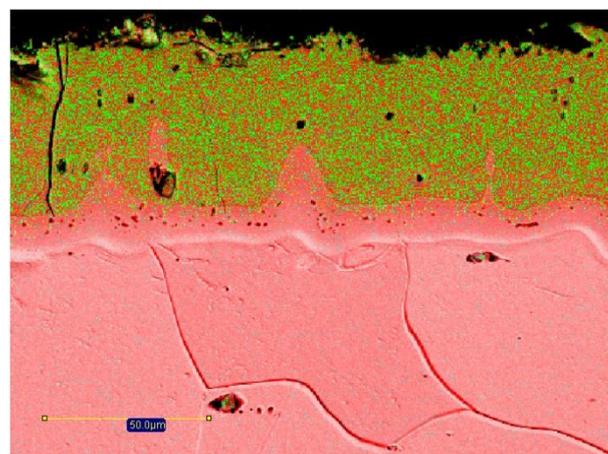


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

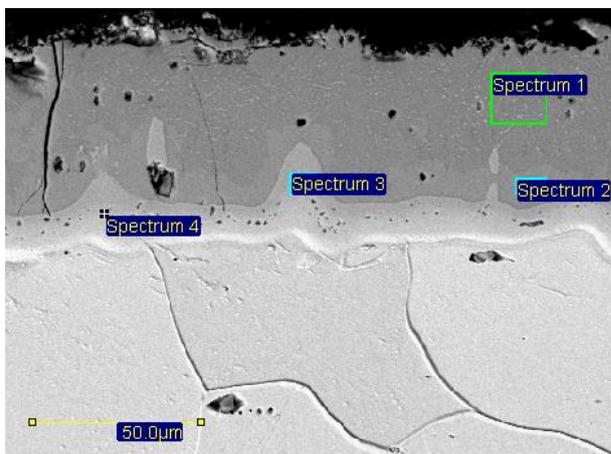


Рисунок 5 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения М

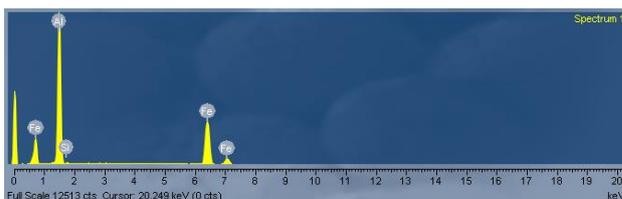


Рисунок 6 – Spectrum 1

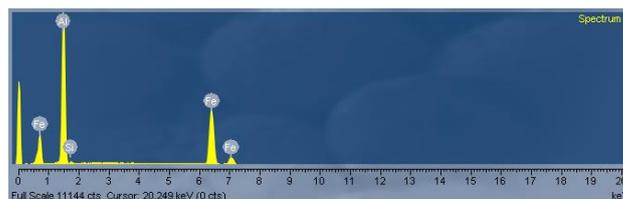


Рисунок 7 – Spectrum 2

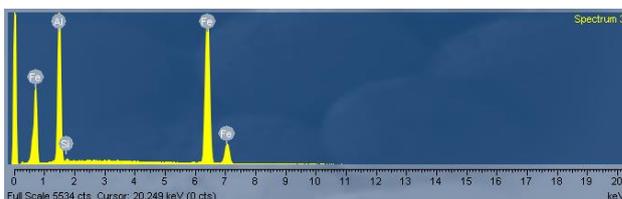


Рисунок 8 – Spectrum 3

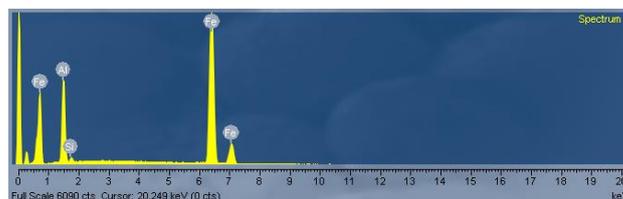


Рисунок 9 – Spectrum 4

Таблица М.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	50.98	0.65	48.37	100.00
Spectrum 2	46.89	0.77	52.34	100.00
Spectrum 3	28.67	0.63	70.70	100.00
Spectrum 4	18.77	0.95	80.29	100.00

Таблица М.2 – Химический состав

	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	50.98	0.95	80.29
<i>Min</i>	18.77	0.63	48.37

Приложение Н
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 850°C и времени выдержки 60 минут

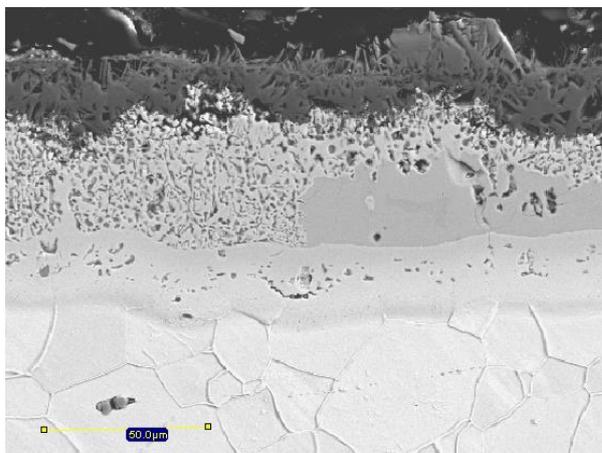


Рисунок 1 – Структура покрытия

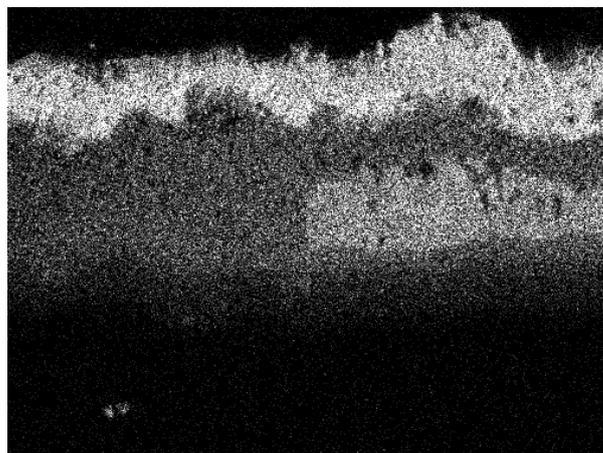


Рисунок 2 – Al Ka g

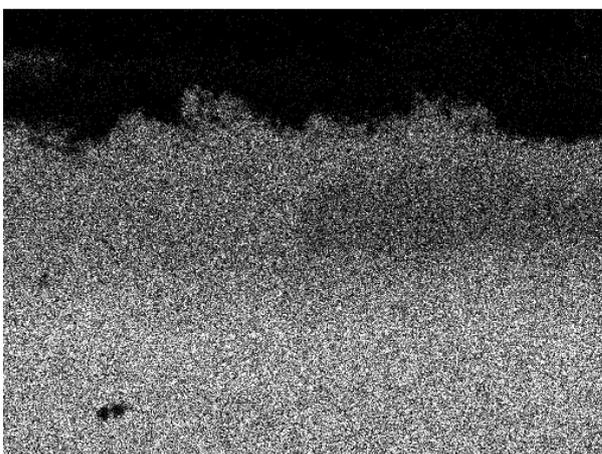


Рисунок 3 – Fe Ka r

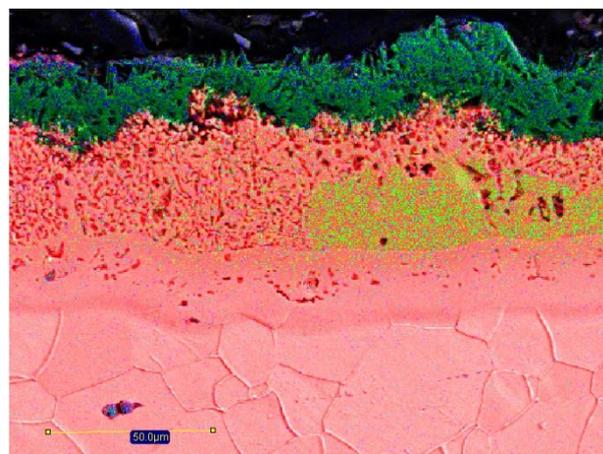


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий

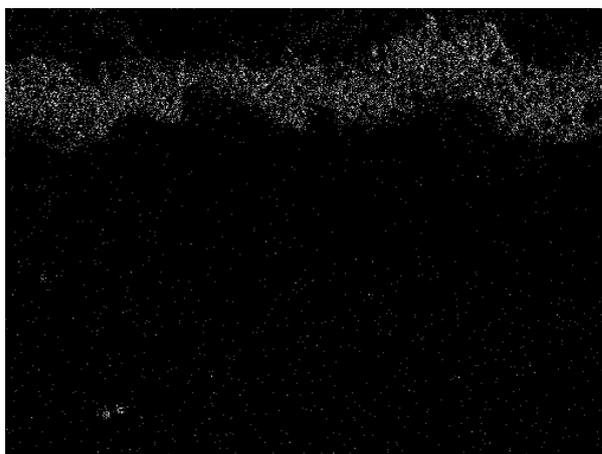


Рисунок 5 – O Ka b

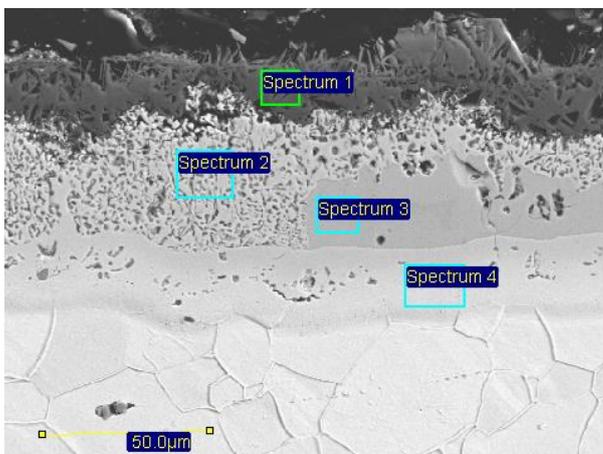


Рисунок 6 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Н

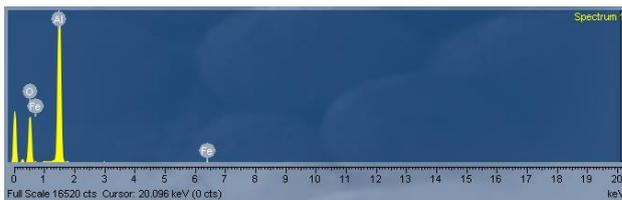


Рисунок 7 – Spectrum 1

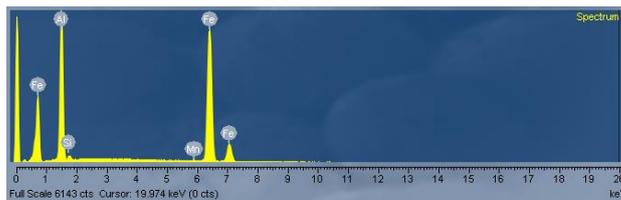


Рисунок 8 – Spectrum 2

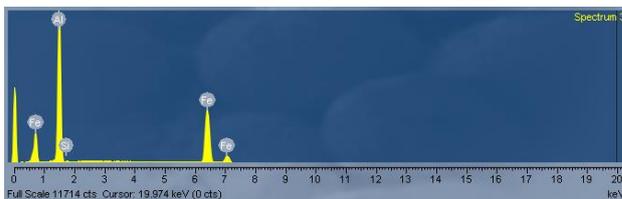


Рисунок 9 – Spectrum 3

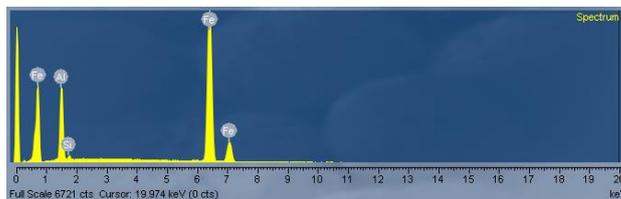


Рисунок 10 – Spectrum 4

Таблица Н.1 – Химический состав

Spectrum Label	O	Al	Si	Mn	Fe	Total
Spectrum 1	51.31	47.74	-	-	0.95	100.00
Spectrum 2	-	29.63	0.96	0.26	69.15	100.00
Spectrum 3	-	47.31	0.37	-	52.33	100.00
Spectrum 4	-	17.42	0.87	-	81.71	100.00

Таблица Н.2 – Химический состав

	O	Al	Si	Mn	Fe
<i>Max</i>	51.31	47.74	0.96	0.26	81.71
<i>Min</i>	51.31	17.42	0.37	0.26	0.95

Приложение П
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 900°C и времени выдержки 15 минут

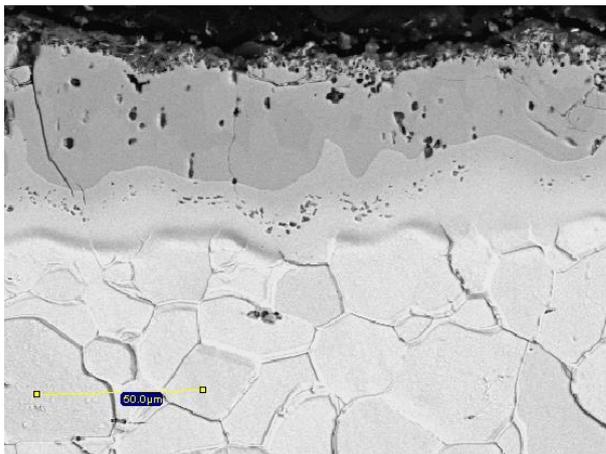


Рисунок 1 – Структура покрытия

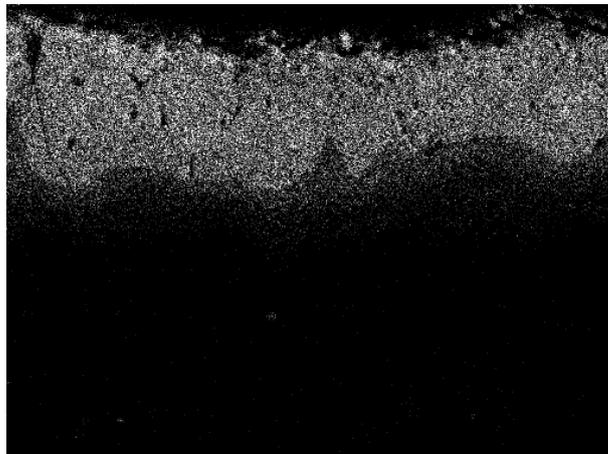


Рисунок 2 – Al Ka g

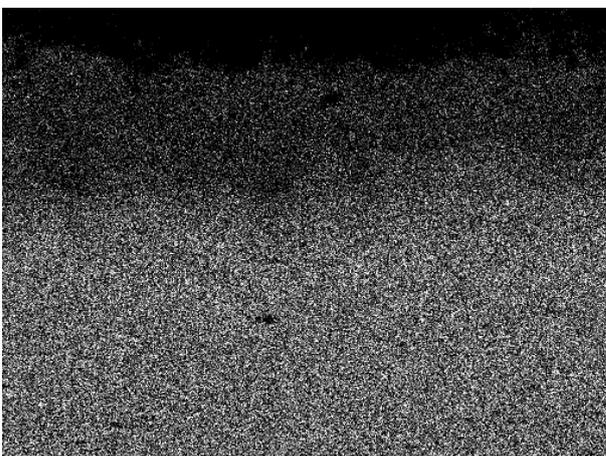


Рисунок 3 – Fe Ka r

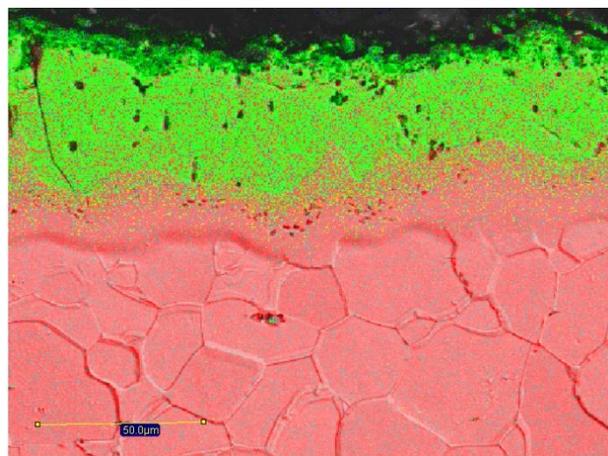


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий



Рисунок 5 – O Ka b

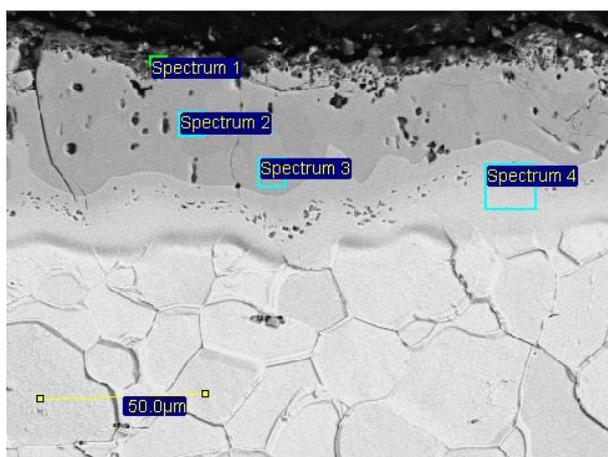


Рисунок 6 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения П

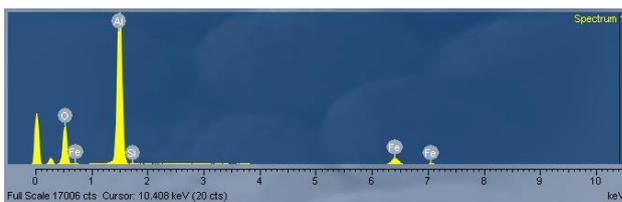


Рисунок 7 – Spectrum 1

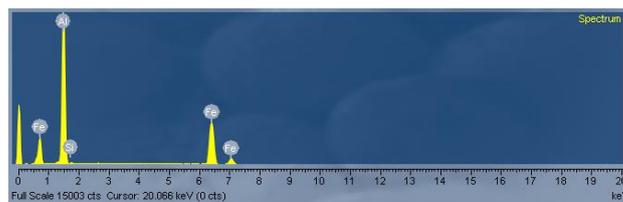


Рисунок 8 – Spectrum 2

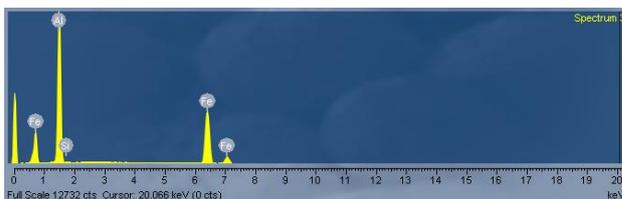


Рисунок 9 – Spectrum 3

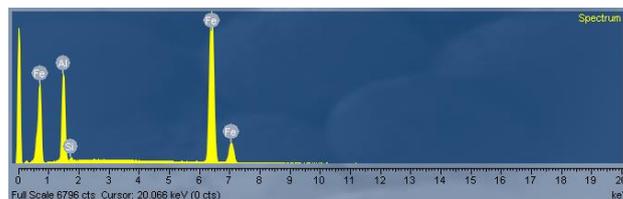


Рисунок 10 – Spectrum 4

Таблица П.1 – Химический состав

Spectrum Label	O	Al	Si	Fe	Total
Spectrum 1	42.14	48.65	0.36	8.85	100.00
Spectrum 2	-	51.74	0.53	47.73	100.00
Spectrum 3	-	47.60	0.46	51.94	100.00
Spectrum 4	-	19.64	0.63	79.73	100.00

Таблица П.2 – Химический состав

	O	Al	Si	Fe
<i>Max</i>	42.14	51.74	0.63	79.73
<i>Min</i>	42.14	19.64	0.36	8.85

Приложение Р
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 900°C и времени выдержки 30 минут

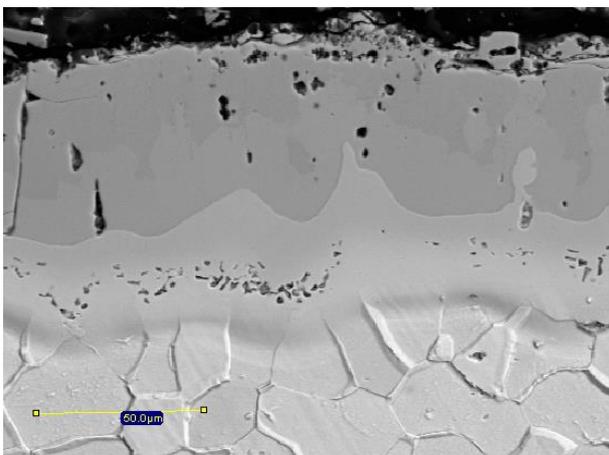


Рисунок 1 – Структура покрытия

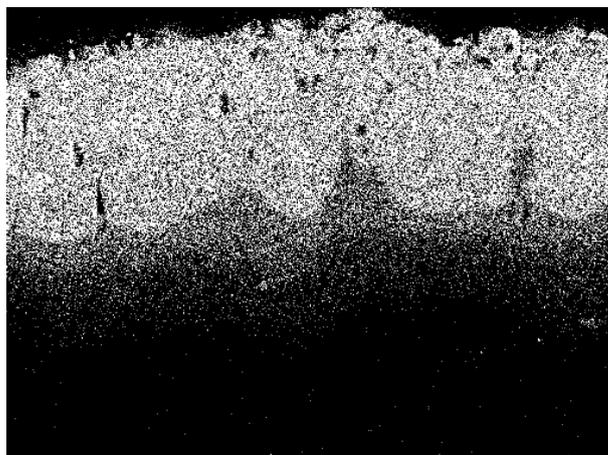


Рисунок 2 – Al Ka g

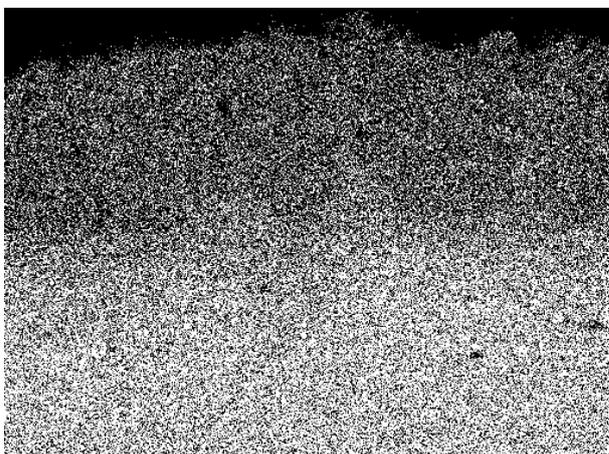


Рисунок 3 – Fe Ka r

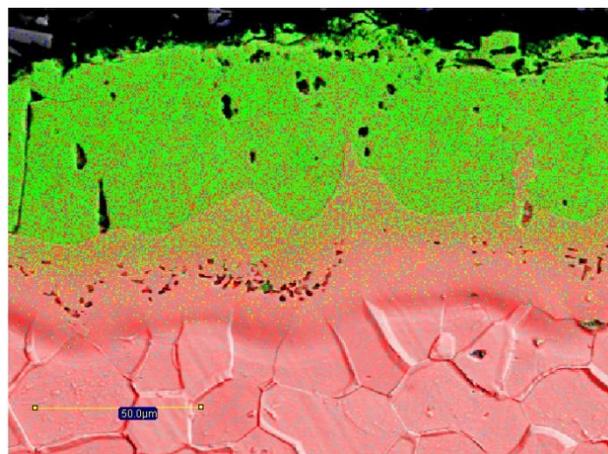


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий



Рисунок 5 – O Ka b

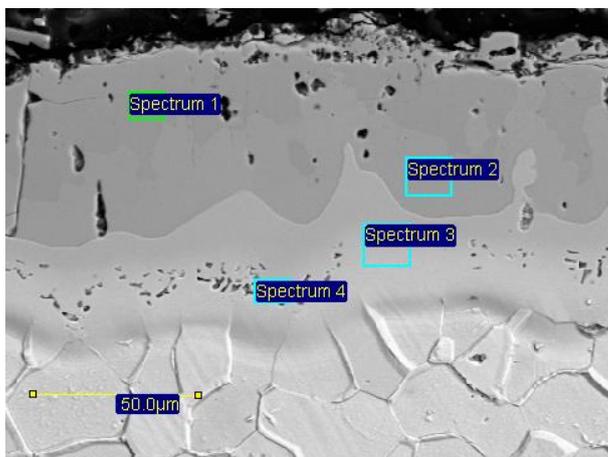


Рисунок 6 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения Р

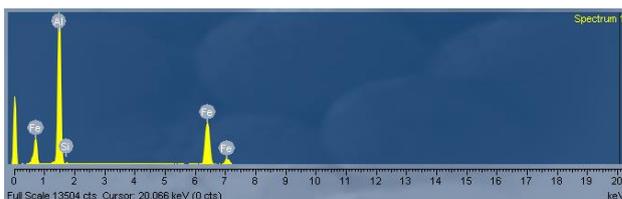


Рисунок 7 – Spectrum 1

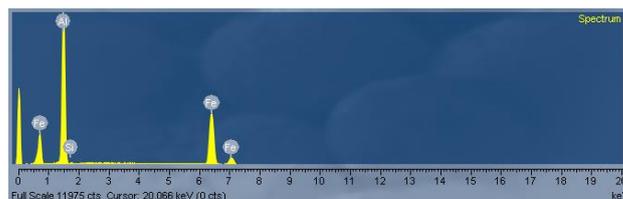


Рисунок 8 – Spectrum 2

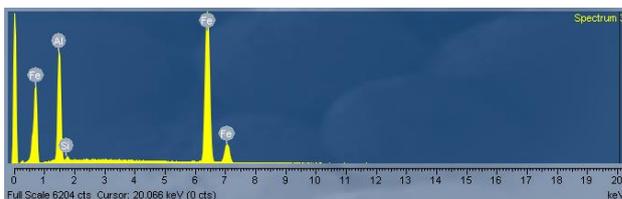


Рисунок 9 – Spectrum 3

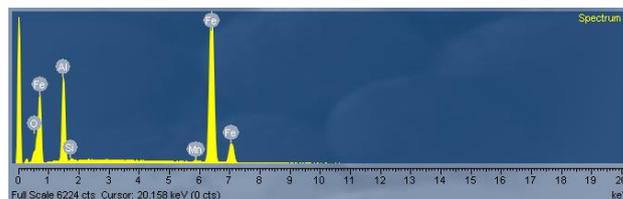


Рисунок 10 – Spectrum 4

Таблица Р.1 – Химический состав

Spectrum Label	O	Al	Si	Mn	Fe	Total
Spectrum 1	-	51.74	0.40	-	47.87	100.00
Spectrum 2	-	47.86	0.55	-	51.59	100.00
Spectrum 3	-	22.91	0.80	-	76.28	100.00
Spectrum 4	3.94	17.75	0.41	0.52	77.38	100.00

Таблица Р.2 – Химический состав

	O	Al	Si	Mn	Fe
<i>Max</i>	3.94	51.74	0.80	0.52	77.38
<i>Min</i>	3.94	17.75	0.40	0.52	47.87

Приложение С
Структура и химический состав покрытий после диффузионного отжига
при температуре 900°C и времени выдержки 60 минут

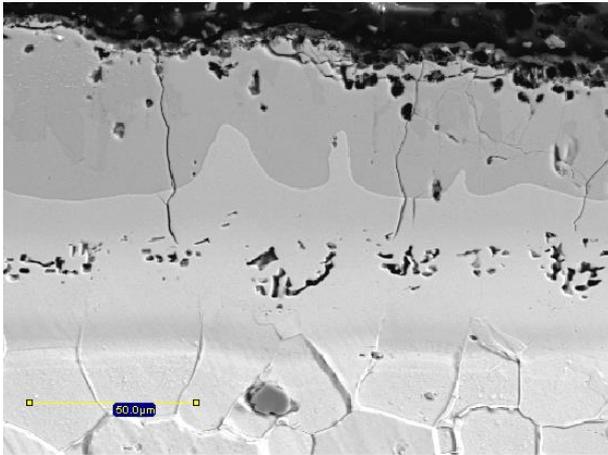


Рисунок 1 – Структура покрытия

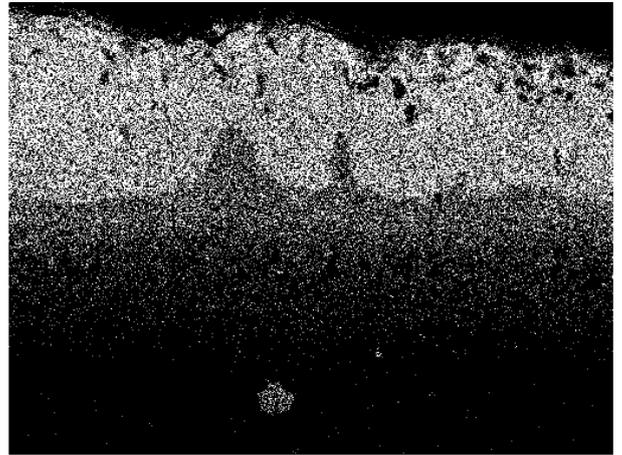


Рисунок 2 – Al Ka g

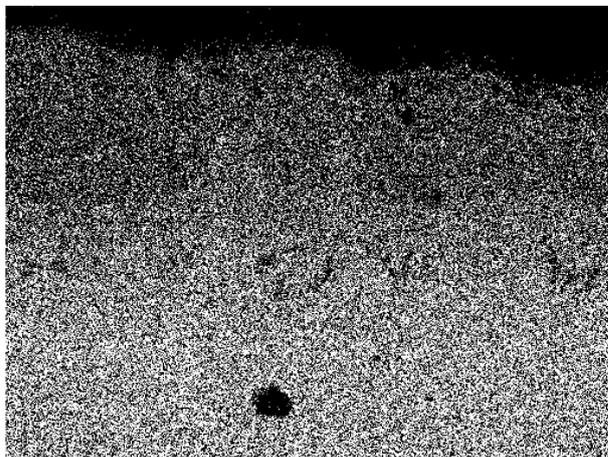


Рисунок 3 – Fe Ka r

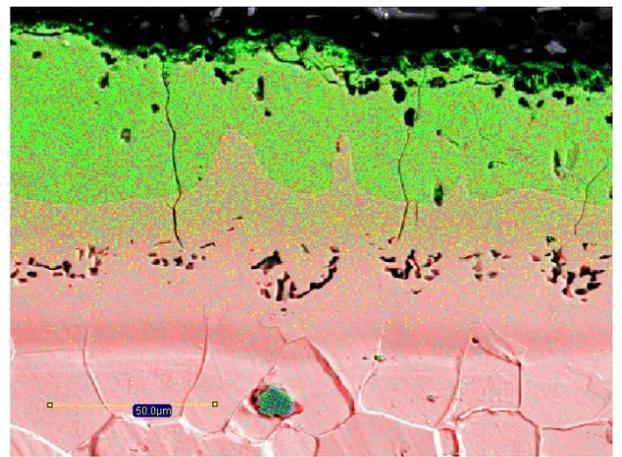


Рисунок 4 – Mix-1
Розовый цвет – Железо;
Зелёный цвет – Алюминий



Рисунок 5 – O Ka b

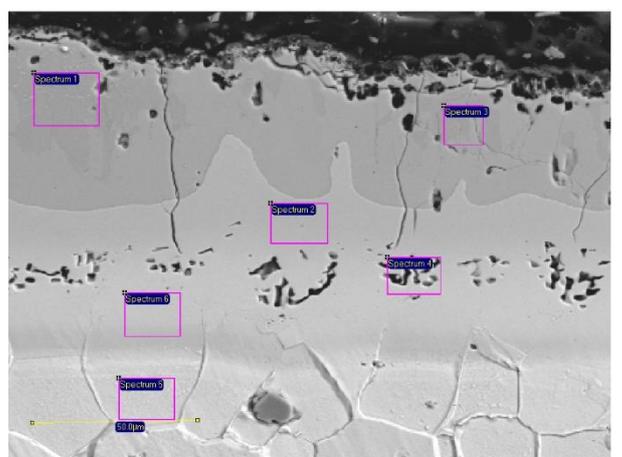


Рисунок 6 – Места отбора проб на
химический состав

Продолжение Приложения С

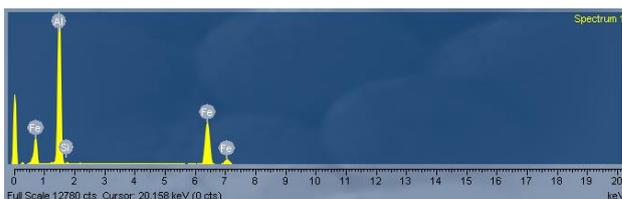


Рисунок 7 – Spectrum 1

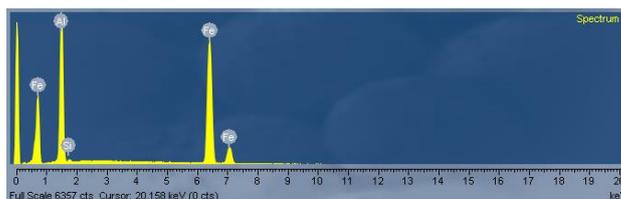


Рисунок 8 – Spectrum 2

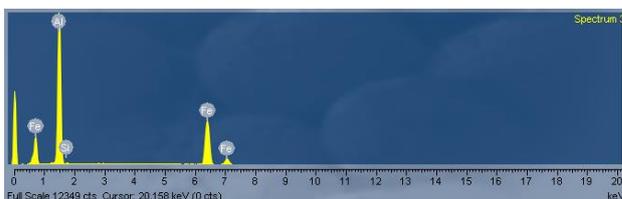


Рисунок 9 – Spectrum 3

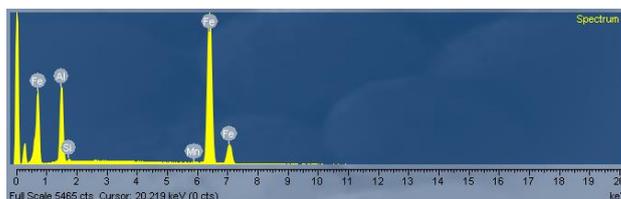


Рисунок 10 – Spectrum 4

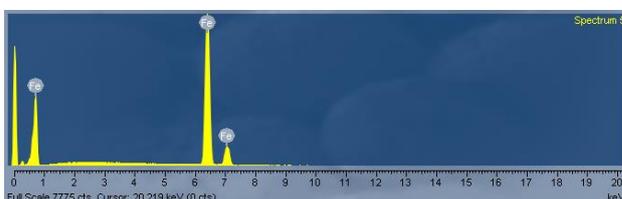


Рисунок 11 – Spectrum 5

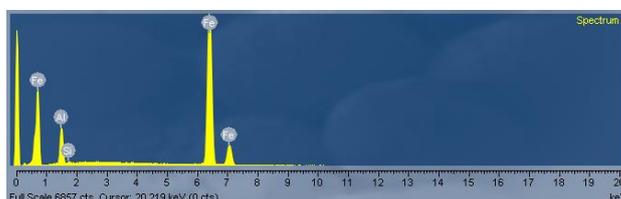


Рисунок 12 – Spectrum 6

Таблица С.1 – Химический состав

Spectrum Label	Al	Si	Mn	Fe	Total
Spectrum 1	52.21	0.44	-	47.35	100.00
Spectrum 2	31.30	0.56	-	68.14	100.00
Spectrum 3	51.20	0.37	-	48.44	100.00
Spectrum 4	17.84	0.50	0.32	81.34	100.00
Spectrum 5	-	-	-	100.00	100.00
Spectrum 6	10.00	0.30	-	89.70	100.00

Таблица С.2 – Химический состав

	Al	Si	Mn	Fe
Max	52.21	0.56	0.32	100.00
Min	10.00	0.30	0.32	47.35