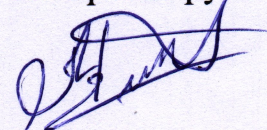


НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК ТАДЖИКИСТАНА
ГНУ «ИНСТИТУТ ХИМИИ им. В.И. НИКИТИНА»

На правах рукописи



МАХМУДЗОДА МУЪМИНДЖОН

СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ
Al-Al₂O₃ ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРОДУВКИ РАСПЛАВА АК7
КИСЛОРОДОМ

Специальность: 2.6.17 – Материаловедение (технические науки)

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание учёной степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук,
доцент

Эшов Бахтиер Бадалович

Душанбе 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА I. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ: МЕТОДЫ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ, КЛАССИФИКАЦИЯ И СФЕРЫ ПРИМЕНЕНИЯ. АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С КРЕМНИЕМ И КОМПОЗИТЫ НА ИХ ОСНОВЕ (обзор литературы).....	11
1.1. Структура и свойства алюминиевых сплавов с кремнием	11
1.2. Композиционные материалы, определение, получение и классификация.....	18
1.3. Применение композиционных материалов	26
1.4. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы	34
1.5. Влияние вязкости на структуру расплавов	39
1.6. Особенности окисления алюминиево-кремниевых сплавов	51
1.7. Выводы по литературному обзору. Постановка задачи	58
ГЛАВА II. ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ПРОДУВКИ АЛЮМИНИЕВОГО РАСПЛАВА КИСЛОРОДОМ.....	59
ГЛАВА III. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Al-Al₂O₃ «ОКСИДАЛЬ».....	70
3.1 Микроструктура и исследование композиционного материала системы Al-Al ₂ O ₃ на твердость.	71
3.2. Испытания композиционного материала на прочность.....	81
ГЛАВА IV. ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Al-Al₂O₃.....	89
4.1. Вязкость жидкого алюмоматричного композита 7% Si + 5% Al ₂ O ₃	89
4.2. Исследование анодного поведения композиционного материала системы Al-Al ₂ O ₃ «Оксидаль»	101

4.3. Кинетика окисления композиционного материала системы Al-Al ₂ O ₃ «ОКСИДАЛЬ»	117
ВЫВОДЫ	129
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ	131
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	132
ПРИЛОЖЕНИЕ	143

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Быстрый прогресс техники и технологии в сегодняшнем мире требует от ученых активных действий в сфере разработки и созидания новых материалов, с улучшенными физико-химическими, механическими и другими характеристиками. Примером таких материалов, обладающих комплексом эксплуатационных свойств, который не может быть достигнут на базе традиционных материалов, являются композиционные материалы. В промышленности применяют композиционные материалы на основе практически всех технически важных металлических материалов. Однако наибольшее распространение получили композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов, содержащие в качестве наполнителя дисперсные высокопрочные, высокомодульные керамические частицы. Дисперсно-наполненные алюмоматричные композиционные материалы характеризуются повышенными значениями удельной прочности и жёсткости при сохранении высокой демпфирующей способности, электро- и теплопроводности, и малого удельного веса, что обеспечивает снижение массы изделий при одновременном повышении надёжности и ресурса работы. По результатам исследований отечественных и зарубежных учёных можно сделать вывод, что при соответствующем выборе материала матрицы, размера, доли и типа армирующих частиц можно получить композиционные материалы обладающими низкими значениями коэффициента трения, а также высокой износостойкостью и задиростойкостью в широком интервале температур. Эти композиционные материалы имеют хорошие литейные свойства, возможность пластической и механической обработки, малый вес и низкую стоимость, которые обеспечивают перспективность и экономическую целесообразность применения таких материалов в машиностроении, особенно в подвижных сопряжениях механизмов и машин. Композиционные материалы с матрицами из сплавов алюминия получают преимущественно жидкофазными методами, обеспечивающими более прочную межфазную

связь по сравнению с твердофазными методами и, как следствие, имеют лучшие свойства.

Для получения композиционных материалов в промышленности чаще всего используют методы твердофазного, или твердофазно-жидкофазного получения композиционных материалов. Этот метод позволяет получить композиты с высокой прочностью и износостойкостью. Однако, этот метод имеет некоторые недостатки, которые возможно решить при получении композиционного материала жидкофазным методом, а именно методом продувки алюминиевого расплава кислородом и получения в результате композиционного материала с упрочняющей оксидной фазой.

В связи с этим актуальной задачей являются создание новых композиционных материалов с улучшенными характеристиками и исследование их свойств для определения области их использования.

Цель работы заключается в получении нового композиционного материала системы Al-Al₂O₃, методом продувки расплава алюминиевого сплава АК7 кислородом, определении его твердости, прочности и кинематической вязкости, установлении кинетики и механизма процесса окисления и электрохимического поведения.

Для достижения поставленной цели решены следующие **задачи**:

- Изучен перечень существующих композиционных материалов и методов их получения.
- Разработана технологическая схема получения композиционного материала системы Al-Al₂O₃;
- Получен композиционный материал системы Al-Al₂O₃ методом продувки расплава алюминиевого сплава АК7 кислородом.
- Исследованы механические свойства полученного композиционного материала системы Al-Al₂O₃;
- Выявлен механизм формирования композиционного материала и изучена структура композиционного материала системы Al-Al₂O₃;

- Проведено испытание композиционного материала системы Al-Al₂O₃ методом крутильных колебаний и выявлены зависимости.
- Изучено анодное поведение композиционного материала системы Al-Al₂O₃;
- Изучен механизм процесса окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль».

Научная новизна работы.

-Разработан и получен новый композиционный материал на системы Al-Al₂O₃ методом продувки расплава алюминиевого сплава АК7 кислородом.

-Установлено, что продувка расплава кислородом приводит к незначительному изменению микроструктуры;

-Исследованы механические свойства полученного композиционного материала. Методом Бринелля были проведены измерения твёрдости исходного материала и полученного композиционного материала, и пришли к выводу что твердость и прочность полученного композиционного материала выше чем твердость и прочность исходного сплава АК7. А исследования на разрыв показали значительное повышение значения параметров прочности на разрыв у композиционного материала системы Al-Al₂O₃ относительно исходного сплава, что связано расположением оксидов по границам фаз.

-Изучено анодное поведение алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» потенциостатическим методом в потенциодинамическом режиме со скоростью развертки потенциала 2 мВ/с в электролитической среде раствора NaCl разной концентрации. Установлены, что коррозионная стойкость композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» выше чем исходного материала, алюминиевого сплава АК7.

-Изучен механизм процесса окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» гравиметрическим

методом. Установлены закономерности изменения энергетических и кинетических параметров процесса окисления исследованных материалов, в твёрдом состоянии, в воздушной среде. Зависимость скорости окисления от температуры показывает, что с ростом температуры значения окисления увеличиваются, при этом скорость окисления исходного сплава - алюминиевого сплава АК7 выше, чем у композиционного материала Al-Al₂O₃ «Оксидаль».

Практическая значимость работы.

В результате проведенных исследований, был получен новый композиционный материал системы Al-Al₂O₃ и были проведены исследования по определению его свойств. Исходя из результатов исследований можно сказать что полученный композиционный материал «Оксидаль» может стать дешёвой альтернативой спечённым алюминиевым порошкам (САП), получаемым методами порошковой металлургии, а также литым композиционным материалам, получаемым методом замешивания порошка в расплав (ex-situ) которые являются технологически намного сложнее и требуют больших финансовых затрат.

На основании полученных результатов свойств полученного композиционного материала можно рекомендовать его использование в качестве материала корпусных деталей транспортных средств, не подверженных ударному воздействию.

Разработанные композиционные материалы возможно использовать как коррозионностойкий материал, который также имеет высокие показатели по твердости и прочности. Также из данного композиционного материала возможно изготовление деталей различной формы и размеров из-за его хороших литейных свойств.

На основе проведённых исследований был получен малый патент Республики Таджикистан под номером TJ № 1404, от 12.04.2023.

Методология и методы исследования:

- метод крутильных колебаний, измерение кинематической вязкости в вязкозиметре;
- метод термогравиметрии, изучение кинетики окисления (катетометр КМ-8);
- потенциостатический метод исследования сплавов (потенциостат ПИ-50.1.1).
- испытание на растяжение (разрывная машина Instron-3382), проведение механических испытаний на растяжение
- метод Бринелля для определения твёрдости металлов (твердомер марки ТШ-2)

Для решения поставленных задач использовались современные методы исследования, в частности метод сканирующий электронный микроскоп CarlZeiss AURIGA CrossBeam и было совмещено с формированием карт разориентаций кристаллитов (EBSD-анализ), определение химического состава на искровом спектрометре SPECTROMAXx, для исследования микроструктуры использовали микроскоп марки БИОМЕД-1, также определили состав исходного сплава в рентгеновском дифрактометре XRDynamic 500, для составления карты распределения элементов использовали растровую электронную микроскопию.

Положения, выносимые на защиту:

- получение композиционного материала методом продувки расплава кислородом.
- результаты микроструктурного анализа и механических свойств композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль».
- измерение вязкости композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль»
- коррозионно-электрохимические исследования композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в среде жидкого раствора электролита NaCl различной концентрации;

-механизм и закономерности твердофазного окисления композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль»;

Личный вклад автора заключается в непосредственном участии на всех этапах исследований: разработке плана диссертации, определении целей и задач исследования и выбора методологии проведения исследований, проведении литературного обзора и анализе существующих научных работ по выбранной теме, проведении экспериментальных работ по получению композиционного материала, сборе и обработке экспериментальных данных, анализе и интерпретации полученных результатов, формулировании выводов и практических рекомендаций на основе полученных результатов, написание и оформление диссертации в соответствии с установленными требованиями ВАК, участии в научных конференциях, публикации статей по теме исследования и представление результатов работы.

Апробация результатов работы и публикации. Результаты проведенных исследований доложены и опубликованы в материалах следующих международных и республиканских научных симпозиумах, семинарах и конференциях: Всероссийская науч.-тех. конф. с межд. уч. «Наследственность в литейно-металлургических процессах VIII» (Самара 2018); Межд. науч.-тех. конф., посвящённой 150-летию факультета «Машиностроительные технологии» и кафедры «Технологии обработки материалов» Инновационные технологии в литейном производстве (Москва 2019); Шестая ежегодная конф. кафедры истории науки и техники «История науки и техники в современной системе знаний» УрФУ (Екатеринбург 2016); The Ninth International Conference on Material Technologies and Modeling MMT-2016 (Израиль 2016); Респ. науч.-практ. конф. «Современные проблемы естественных наук», РТСУ (Душанбе 2021); VI Межд. науч.-практ. конф. «Роль молодых учёных в развитии науки, инновации и технологии» (Душанбе 2021); Межд. науч.-практ. конф. «Роль Российско-Таджикского (Славянского) университета в становлении и развитии науки и инновационного образования в республике Таджикистан» (Душанбе 2021);

Науч. Практ. конф. «Фундаментальная наука – основа совершенствования технологий и материалов» (Душанбе 2021); Межд. науч.-практ. конф. «XII Ломоновские чтения» (Душанбе 2022); Материалы II межд. науч. Конф. «Инновационное развитие науки» (Душанбе 2022); XVII Нумановские чтения, «Результаты инновационных исследований в области химических и технических наук в XXI веке» (Душанбе 2022) и других международных и республиканских конференциях.

По теме диссертации опубликовано 19 работ, из них 4 статьи в журналах, рекомендованных ВАК Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, и получен один малый патент Республики Таджикистан (ТJ №1404 от 12.04.2023).

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, заключения и приложения. Изложена на 146 страницах компьютерного набора, включает 38 рисунков, 22 таблицы и списка литератур из 122 наименований.

Автор выражает искреннюю признательность и благодарность сотрудникам Уральского федерального университета им. Первого президента России Б.Н. Ельцина; кафедре ЛПиУТ и лично д.т.н., профессору А.Б. Финкельштейну за помощь и научную консультацию при проведении научных исследований.

ГЛАВА I. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ: МЕТОДЫ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ, КЛАССИФИКАЦИЯ И СФЕРЫ ПРИМЕНЕНИЯ. АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С КРЕМНИЕМ И КОМПОЗИТЫ НА ИХ ОСНОВЕ (обзор литературы)

1.1. Структура и свойства алюминиевых сплавов с кремнием

Закономерное изменение показателей прочности и характеристики пластичности бинарных алюмо-кремнистых сплавов в зависимости с температурой проведенных испытаний, а также их состава можно посмотреть на рисунке 1.1. Приведенные в работах [1, 2] результаты опытов получили на сплавах, прошедших процесс модификации и деформации, при температуре равной от 240 до 260 градусов Цельсия, и со значением обжатия 86,5%. Такой процесс обработки сплавов может придать такие характеристики как высокая равномерность распределения и стабильность размеров кремниевых включений в матрице и исключение влияния остаточных напряжений.

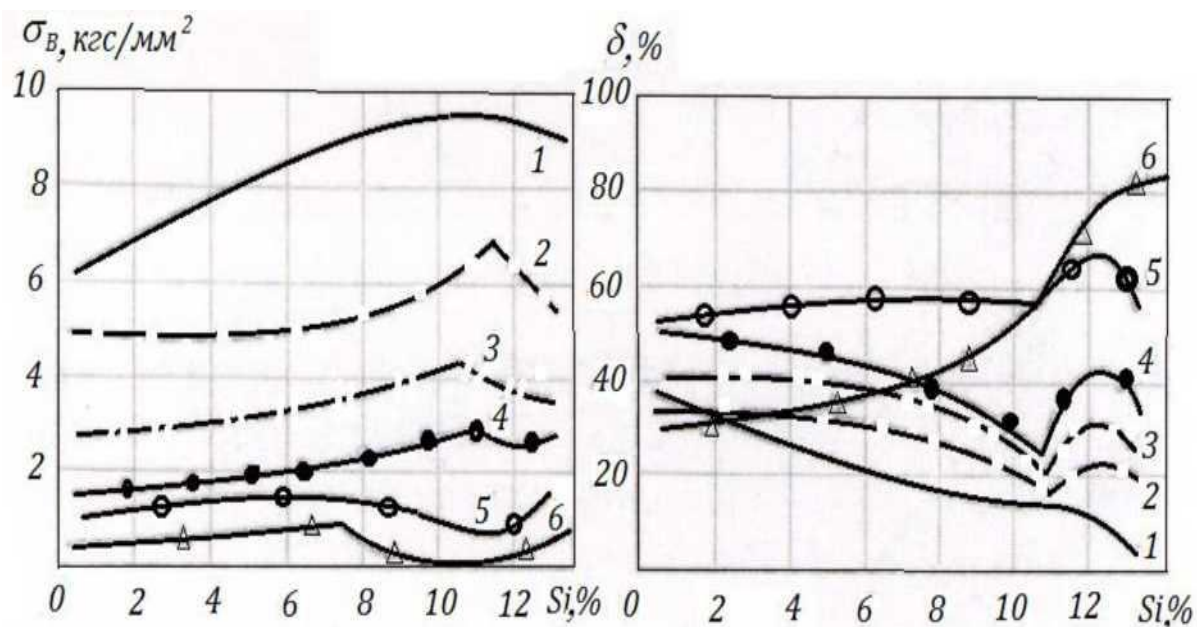


Рисунок 1.1. Роль содержания Si и Т на прочность и пластичность
1 – 20 °С; 2 – 100 °С; 3 – 200 °С; 4 – 300 °С; 5 – 400 °С; 6 – 500 °С.

Увеличение предела прочности в доэвтектической области наблюдается при комнатной температуре с ростом концентрации кремния, пластичность снижается, к тому же чем ближе к точке эвтектики приращение прочности с ростом концентрации Si понижается. При повышении температуры испытания сочетается со значительным падением параметров прочности, но с повышением пластичности. На первый взгляд, это происходит из-за растворения частиц в затвердевшей фазе (кремний), а с иной стороны - с интенсификацией диффузионных процессов, которая устраняет препятствия на пути движения дислокаций [1].

В текущее время не существует общей модели, которая была бы достаточно надежной, и полностью объясняла бы повышение у силуминов прочностных характеристик с увеличением содержания кремния в их составе. Относительно литейных сплавов, предположено, что такая зависимость связана с увеличением относительного объема эвтектических колоний, параметры этих колоний кратно больше чем у таких же характеристик первичных α -Al кристаллов. Что касается эвтектических колоний, а точнее эвтектических колоний силуминов, прошедших модификацию, по причине большей дисперсии находящегося кремния и относительно того, что расстояние между включениями (упрочнителями) в этой фазе невелико, допускается, по всей видимости, применение тип дислокационного усиления, которые могут иметь более одной фазы, и увеличение механических свойств которых происходит в результате ограничения дислокаций, находящихся рядом с частицами другой фазы [1, 3, 4].

Если брать в расчет хорошую пластичность α Al и, то что кремний является хрупким материалом сам по себе, можно допустить что относительно сплавов Al-Si происходит реализация примитивного процесса зарождения разрушения и появления микроскопических трещин в хрупкой фазе, а точнее в кристаллах Si. Начальным фактором при данных условиях может быть сдвиг в матрице являющийся незавершённым.

Экспериментальные исследования [1, 5] подтверждают эту физическую характеристику разлома силумина, в этих работах приводятся, что в первую очередь трещины появляются в кристаллах кремния имеющую субструктуру в виде слоев. Появляющиеся трещины расширяются главным образом по спайным плоскостям, и если возникают подходящие для этого условия то далее переходят в матричную часть, образуя магистральную трещину. Необходимо подчеркнуть, что большее количество микротрещин, ограничиваются этим кристаллом и далее не распространяются. Данный факт можно легко проверить при проведении металлографического анализа тех зон, которые прилегают к главной трещине [1, 5, 6].

По мере увеличения количества включений, вызывающих хрупкое растрескивание, сплошность материала естественным образом снижается, что повышает вероятность образования магистральных трещин и полного разрушения. Исследования связи между структурно-концентрационными свойствами силумина и количеством кристаллов кремния имеющих трещины показали, что риск разрушения таких включений возрастает с увеличением приложенной силы, расширением частиц и снижением общего объема кремния в материале [1, 6].

Факторы, влияющие на разрушение частиц кремния в силуминах разного состава и содержания, были исследованы при механических испытаниях образцов, отожженных при 520°C в течение длительного времени, и было получено несколько различных эмпирических уравнений [1, 7]. В этих работах было выяснено что возможность разрушения частиц кремния тесно связана со уровнем деформированности исследуемых образцов в ходе испытания (ϵ) и размером включений кремния(d):

$$P = K\epsilon^n d, \quad (1.1)$$

где: K и n - постоянные, значение n равно 0.6 для сплавов эвтектических и заэвтектических и равен 1.0 для доэвтектических сплавов [1-7].

В какой-то степени достоверностью приведенной теории влияния структурных и концентрационных моментов на параметры прочности сплавов могут быть экспериментальные данные [1, 8], свидетельствующие о влиянии литья с разными темпами охлаждения на предел прочности, и пластичности сплавов разного состава, также в тех случаях, когда модифицирование щелочными металлами было выполнено. В случае если модифицирование и литье проходит с ускоренным охлаждением, то возрастает предел прочности, у сплавов и материалов, имеющих одинаковый состав, вдобавок эти же процессы приводят к тому что значительно уменьшаются размеры кристаллов Si, а также пространство между кристаллами значительно сокращается [1, 8].

В сравнении со сплавами с доэвтектическим и околоэвтектическим составом, в литых α -эвтектических алюмокремниевых сплавов повышение содержания кремния и соответствующее увеличение объема кристаллов кремниевой части не приводит к превышению предела прочности. Помимо этого, если содержание кремния растет, то значения предела прочности снижаются. Предполагается, что в такой ситуации происходит проявление свойства кремниевых частиц, быть концентраторами напряжений, и в зависимости от размера данных кристаллов и большей разницы их строения от правильных полиэдров, то тем больше они накапливают в себе напряжения [1-8].

Абсолютно иной характер могут иметь проявление этих свойств кремния, в случае изготовления алюмокремниевых сплавов другими способами, например, порошковой металлургии [1, 9]. При этом прочность на разрыв заэвтектического сплава не снижается, а продолжает расти с увеличением концентрации кремния.

Данная взаимозависимость механических параметров и состава прежде всего происходят из-за большой дисперсности начальных кристаллов Si, размеры которых достигают размеров эвтектических кристаллов, если для получения исходного порошка используются метод распыления жидкого

материала. Также при этом, первичные кристаллы кремния теряют свою эффективность как собирателя точек напряжений. Тогда рост объемной доли кремния и уменьшение расстояния между включениями в этой фазе становятся приоритетными, и прочность сплава может быть увеличена в соответствии с вышеизложенной концепцией [1-9].

Малый эффект термообработки бинарных силуминов объясняется, главным образом, большой диффузионной способностью кремния в твердом алюминии и не когерентностью частиц кремния, осажденных из раствора, по отношению к матрице.

Согласно найденным в литературе данным [1, 10], экспериментально показано, что полное разложение пересыщенного твердого раствора кремния в алюминии осуществляется за 100 часов при 100 °С, 40 минут при 280 °С и 20 минут при 340 °С. В других же работах, с помощью электронной микроскопии было определено, что раствор кремния твердой фазы, который находится в алюминии, полностью распадается в течении 7-8 минут при значениях температуры 250-260 °С. В работах [11-12] приводится о тенденции кластерообразования в жидком состоянии.

Таблица 1.1 содержит информацию об уровне растворимости кремния в алюминии при разных температурах [1,13-16].

Таблица 1.1

Растворимость кремния в твёрдом алюминии

Температура, °С	577	552	527	477	427	377	327	277	227
% (по массе)	1.65	1.30	1.10	0.70	0.45	0.25	0.10	0.04	0.01
% (атомные)	1.58	1.25	1.05	0.67	0.44	0.24	0.10	0.04	0.01

Не вызывает доверия информация о растворимости алюминия в кремнии; они показывает значения начиная от 0,01% при температуре 1326 °С до 1,2% при температуре 996 °С. Общепринятая температуры эвтектики

равна 576-577 °С, но необходимо помнить, что содержание кремния может быть в пределах 11,7-14,5%, близкой к истине считается содержание 12,5 % [17].

Главным фактором гарантирования высокой или иного материала усадочным напряжениям согласно академику А.А. Бочвар [18] является присутствие значительного объёма эвтектики (в пределах от 15 до 25%) или иной составляющей, кристаллизующаяся при стабильной температуре в заключительную очередь. Резкое увеличение сопротивляемости напряжениям происходит при тех количествах компонентов в сплаве, с которой в ходе процесса кристаллизации не выявляется линейная усадка. Процесс кристаллизации эвтектики проходит при константе температуры, другими словами, новые точки напряжений не появляются и движется между дендритными осями в отсутствии напряжений. Трещинки, которые появляются в эвтектических сплавах, тут же не наполняются жидкостью и также не развиваются до полной кристаллизации [19].

При повышении концентрации кремния в алюминиевых сплавах он создает эвтектику кремнием в алюминии. Эвтектическую смесь образует алюминий, который содержит 11.8% Si. В структуре эвтектического сплава (при содержании кремния больше 11.7%) кристаллы свободного кремния выделяются, и их объем растёт параллельно увеличению его содержания. Помимо существования эвтектики, важную роль играет пластичность сплава при значениях температур меньше чем температура при котором он затвердевает.

В таблице 1.2 приведены параметры сплавов на основе алюминия при различных значениях температуры зависимости от температуры. Согласно данным из этой таблицы, с повышением температуры значительно возрастает и удлинение силуминов [20].

Из значения удлинения можно сделать такой вывод, что сплав Al+12% Si это легированный сплав, который был отлит в песчаной форме. Удлинение при невысоких значениях температуры будет чуть меньше у сплавов,

которые были отлиты под давлением. Сплавы алюминия с кремнием содержащие значительный объем эвтектики, обладают хорошими показателями пластичности и при высоких температурах данные сплавы не подвержены к горячему и холодному растрескиванию [17-19].

Таблица 1.2

Механические свойства сплавов на основе алюминия при высоких температурах

Температура, °С	Сплав Al+8%Si		Сплав Al+12%Si	
	Предел прочности, кг/мм ²	Удлинения, %	Предел прочности, кг/мм ²	Удлинения, %
25	15.3	1	18.6	8.0
100	14.8	-	16.8	10.5
150	13.9	-	13.4	12.8
200	12.3	-	10.1	13.0
250	11.4	-	7.7	15.0
300	7.7	2.5	5.5	21.5

Силумины имеют хорошую пластичность в нагретом состоянии уже при таких содержаниях кремния как 4,5 %. При большем содержании кремния (около 1-3,5%) в сплавах системы Al – Si в каждом случае пластичность этих сплавов становится лучше. Добавление кремния в алюминиевых сплавах способствует повышению некоторых свойств этих сплавов, например, улучшение жидкотекучести и снижение усадки.

Большее содержание кремния в силуминах улучшает их жидкотекучесть и вблизи эвтектической точки (11,7% Si) находится в максимальных показателях этих свойств. При литье в песчаную форму алюмокремневые сплавы обычно имеют грубокристаллическую игольчатую структуру [18].

Самым главным и самым распространённым из способов повышения механических свойств в сплавах — это модификация. Модификация — это процесс добавления в сплав химических реагентов с целью измельчения структуры. В случаях литья под давлением модифицирование не применяется, из-за того, что сплав выдерживается продолжительное время в котле машины или раздаточной печи, из-за того, что в этом случае возможен обратный процесс де-модифицирование. Последующим, при литье под давлением и интенсивным его охлаждении образуются значительное количество центров кристаллизации и, следовательно, содержащийся кремний не успевает прогрессировать до игольчатого или пластинчатого размера; что в итоге приводит к повышенной прочности и твёрдости силуминов. Модифицирование, увеличивая характеристики прочности сплава, также и увеличивает его относительное удлинение; но в случае литья под давлением относительное удлинение чаще всего падает и у силумина он имеет значения в пределах 1,5 – 3,0% [18-21].

1.2. Композиционные материалы, определение, получение и классификация

Все те металлы и материалы и детали, изготовленные из них, которые используются в промышленности в наше время можно сказать по большей части достигли своего предела своих свойств, например, прочности твердости и других свойств. Быстрое развитие техники и технологии требует создания изделий, отвечающим возрастающим требованиям, без отказа и без потери свойств, работающих в непростой комбинации силовых и температурных полей, высоких давлений, под воздействием агрессивных сред, различных излучений и глубокого вакуума. На практике не редко встречаются требования к материалам, имеющие противоречия друг к другу. Композиционные материалы могут стать решением таких задач, а именно, достижение таких особых свойств которых классический сплав или металл не имеют.

Композиционный материал — это материал, состоящий из двух или более компонентов, которые имеют отличающийся друг от друга химический состав и/или природу. Эти компоненты обычно сочетаются для создания материала с определенными свойствами, которые превосходят свойства отдельных компонентов.

Набор характеристик этих композиционных материалов таков, что каждый компонент входящий в композиционный материал в отдельности не может показывать такие характеристики свойств. В композиционных материалах возможно сочетание разнородных частей для получения особенных свойств, другого порядка. Основным моментом является то что в композиционном материале проявляются достоинства каждого из компонентов, но не их слабая сторона [22].

Для более детального ознакомления с материалами подобного типа разберём следующий пример. Металлический алюминий, хорошо проводит электричество, имеет высокие показатели пластичности и теплопроводности, но, при этом низкие показатели твёрдости. Оксид алюминия (корунд) — керамика, имеет диэлектрические свойства, также имеет низкие показатели теплопроводности, по твёрдости же уступает только алмазу (по шкале Мооса), в то же время, абсолютно не пластичный материал, имеет хрупкий характер разрушения. В результате соединения этих материалов был получен композит типа $Al-Al_2O_3$ — кермет, который одновременно комбинирует в одном материале преимущества металла и керамики — пластичность, но также сохраняя достаточно высокую твёрдость. Также характер разрушения этого композиционного материала хрупким не является. По характеристике электропроводности может быть диэлектриком, или же проводником, исходя из значений соотношения фаз Al/Al_2O_3 . Как и теплопроводные качества, можно менять в широком диапазоне меняя состав и соотношение фаз.

Композиционные материалы по своей структуре представляют матрицу (основной компонент) и наполнитель (или армирующие элементы). Матрица непрерывна и простирается по всему композитному материалу. Армирующие

элементы или наполнители - это компоненты или элементы, которые отделены друг от друга и прерываются матрицей. Значение слова "армирующий" – это "добавленный в материал для изменения его свойств", но оно не является односложной заменой слова "упрочняющий".

У этих компонентов имеется граница раздела, которая отделяет одну фазу от другой. Матрицы в композиционном материале должно быть не меньше 50% от общего объема композита. Армирующая фаза имеет заданную ориентацию в пространстве и также равномерно распределена по всему основному материалу.

На основе сказанного выше, можно отметить общие признаки композитов, в частности то что композиты являются продуктом объемной комбинации различных составляющих, один из компонентов обладает хорошей пластичностью (матрица, связующее), а другой характеризуется высокой прочностью и жесткостью (армирующая часть, наполнитель) [22].

Материалы в независимости от того какой они природы, какие имеют свойства и как были получены могут использоваться как в роли матрицы, так и наполнителя. Существуют композитные материалы на основе керамики, углерода, стекла, пластика и, конечно, металла. На самом деле, используемые современные материалы — это композиты так как в чистом виде металл или другой материал применяется крайне редко. По этой причине данный термин часто используется для обозначения материала сложных систем, содержащих множество компонентов.

Композитные материалы классифицируются по следующим свойствам:

- Матрица и материал упрочнителя;
- Структурно: геометрия и расположение структурных компонентов;
- Технология изготовления;
- Область применения;

Возможность предугадать свойства композита при наличии знаний о исходных материалах которые будут использованы для получения

композита, то есть матрицы и наполнителя, являются преимуществом при поиске материалов нужного параметра и характеристики.

В основе композиционных материалов могут быть разные материалы и их разделяют по видам на:

1) Композитные материалы на основе металлов или сплавов. Металлический алюминий и его сплавы часто используются для изготовления таких композиционных материалов благодаря своим необходимым свойствам, но не менее широко используются металлический магний, титан, медь и их сплавы.

2) Композиты на основе интерметаллических соединений. Матрица у таких композиционных материалов в основном состоит из химических соединений вида металл-металл. Этот тип композита является относительно новым, а матрицей для него обычно служат жаропрочные интерметаллические соединения, такие как Ti_3Al , $TiAl$, $NiAl$ и Ni_3Al .

3) Керамические композиты. Этот тип композитных материалов характеризуется тем, что матрица представляет собой неорганическое соединение, такое как оксид, нитрид или карбид. Этот тип материала, сочетает в себе прочность и твердость керамики с упругостью и эластичностью композитных материалов. Керамические композиты имеют большой потенциал стать в будущем основным примером жаропрочных и сверхжаропрочных материалов.

4) Композиты на основе неметаллических компонентов. Композиты на основе углерода считаются наиболее перспективными конструкционными материалами, особенно если в составе композита присутствуют углеродные волокна [22-24].

5) Полимерные матричные композиты.

Терморезистивные смолы, такие как эпоксидные и полиэфирные смолы, а также полимерные термопласты являются наиболее широко применяемыми образцами такой обширной группы материалов, которые используются в конструкционной сфере. Компонентами для изготовления данного типа

композитов чаще всего являются твердые компоненты, в том числе непрерывные, а также прерывистые волокна, которые могут иметь различную природу и свойства, также тканые и нетканые полотна на их основе. В промышленности и абсолютно в различных областях используются материалы матрица которых состоит из пластика а наполнителем внутри являются органические вещества стекло углеродные волокна и другими видами волокон.

Можно сказать, что ключевым в определении дальнейших свойств композиционного материала является свойства используемого наполнителя. Для изготовления композитов чаще всего используются такие армирующие компоненты как:

- Чистые металлы, сплавы (титан, вольфрам, сталь, бериллий);
- Неметаллы (углерод и бор);
- Керамика (Al_2O_3 , SiC, TiB_2 , TiC, AlN);
- Стекла (стекло E и стекло S);
- Органические вещества (полиэтилен, кевлар, лавсан).

Также существует такая классификация композиционных материалов, зависящая от структуры, то есть геометрию и то как расположены наполнители внутри матричного материала.

Согласно данному виду деления, композиционные материалы могут быть включены в одну из групп композитов:

- Дисперсно-упрочненные и армированные частицами;
- Волокнистые;
- Слоистые.

Все эти классы в свою очередь подразделяются на подклассы с учетом размера и распределения дополнительных компонентов и армирующих компонентов [22-24].

Ниже приведем описание некоторых композитов исходя из их морфологии фаз и форм наполнителей.

1. Композиционные материалы, упрочненные дисперсными частицами (рисунок 1.2). С точки зрения геометрии, эти композиты имеют отношение к единому классу, поскольку армирующие элементы являются нульмерными элементами и все три измерения имеют одинаковый порядок.

Беспорядочное расположение упрочняющей частицы по всему объему в зависимости от их количества могут усиливать матрицу, задерживая начало скольжения дислокаций при экстремальной сжимающей нагрузке, либо "разгружают" матрицу, поглощая часть приложенной нагрузки.

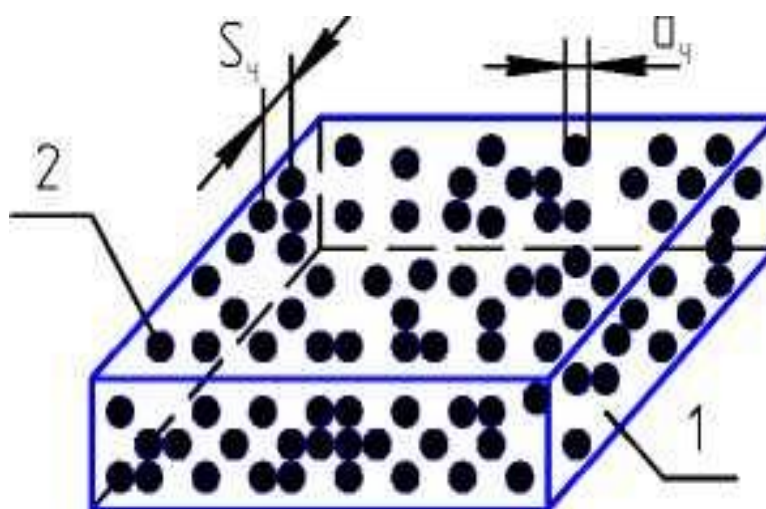


Рисунок 1.2. Схематическое изображение микроструктуры композиционных материалов, содержащих армированные частицы:

1 - матрица; 2 - армирующие частицы диаметром $d_{ч}$; $S_{ч}$ - расстояние между частицами.

Для композитов упрочненными дисперсными частицами размер частиц составляет $dH \ll 1$ мкм (субмикроструктурные композиты), а объемная доля - 1-15%. Ключевыми факторами в эффективности упрочнения являются такие параметры как размеры этих частиц и расстояние, на котором они расположены друг от друга.

Наилучшие показатели упрочнения достигаются, когда размер частиц меньше 0,1 мкм, расстояние между частицами S_c находится в пределах от 0,01 до 0,3 мкм, а объем частиц составляет около 15% [22-24].

Функция, которую выполняют упрочняющие частицы не ограничивается упрочнением матрицы, но и равномерно распределять наложенную нагрузку на матрицу и упрочняющие частицы. Ну и матрица в свою очередь, испытываемую нагрузку передает наполнителю. Было определено что если процентное содержание упрочнителя находится в пределах 25%, то функционирование такой схемы распределения нагрузок между матрицей и наполнителем, гарантируется.

2. Волокнистый композит – данный композит также, как и другие состоит из двух или более различных компонентов, но особенностью этого вида является то что один из компонентов, а именно наполнитель выполнен в виде волокон. Волокна обычно обладают высокой прочностью на разрыв и изготавливаются из различных материалов, включая углерод, стекло, арамид и базальт.

Волокнистые композиционные материалы обычно состоят из пластичной матрицы, армированной или упрочненной волокнами высокой прочности. Толщина волокон может варьироваться от нескольких микрометров до сотен микрометров, в зависимости от требуемых свойств материала и применения.

3. Слоистые («сэндвичевые») КМ. Этот вид композиционных материалов выделяется тем что, каждая фаза или компонент входящий в композицию расположен послойно. Каждый слой может быть составлен из природного материала, металла или сплава, пластических масс, керамики, искусственных волокон и других видов материалов.

Систематизация композиционных материалов на основе методов получения представлена на рисунке 1.3. в котором можно увидеть общую систематизацию композиционных материалов металлического типа [25]. Исходя из того в каком агрегатном состоянии находится материал матрицы в

ходе изготовления композиционных материалов, их делят на твердофазные, жидкофазные, газо- и паро- фазные, а ещё комбинированные методы по изготовлению композитов. Данный вид систематизации, а именно разделение на основе методов по которым получают композиционные материалы в какой-то мере условная и временная, которая показывает степень технического прогресса нашего времени, но все же имеет место быть.

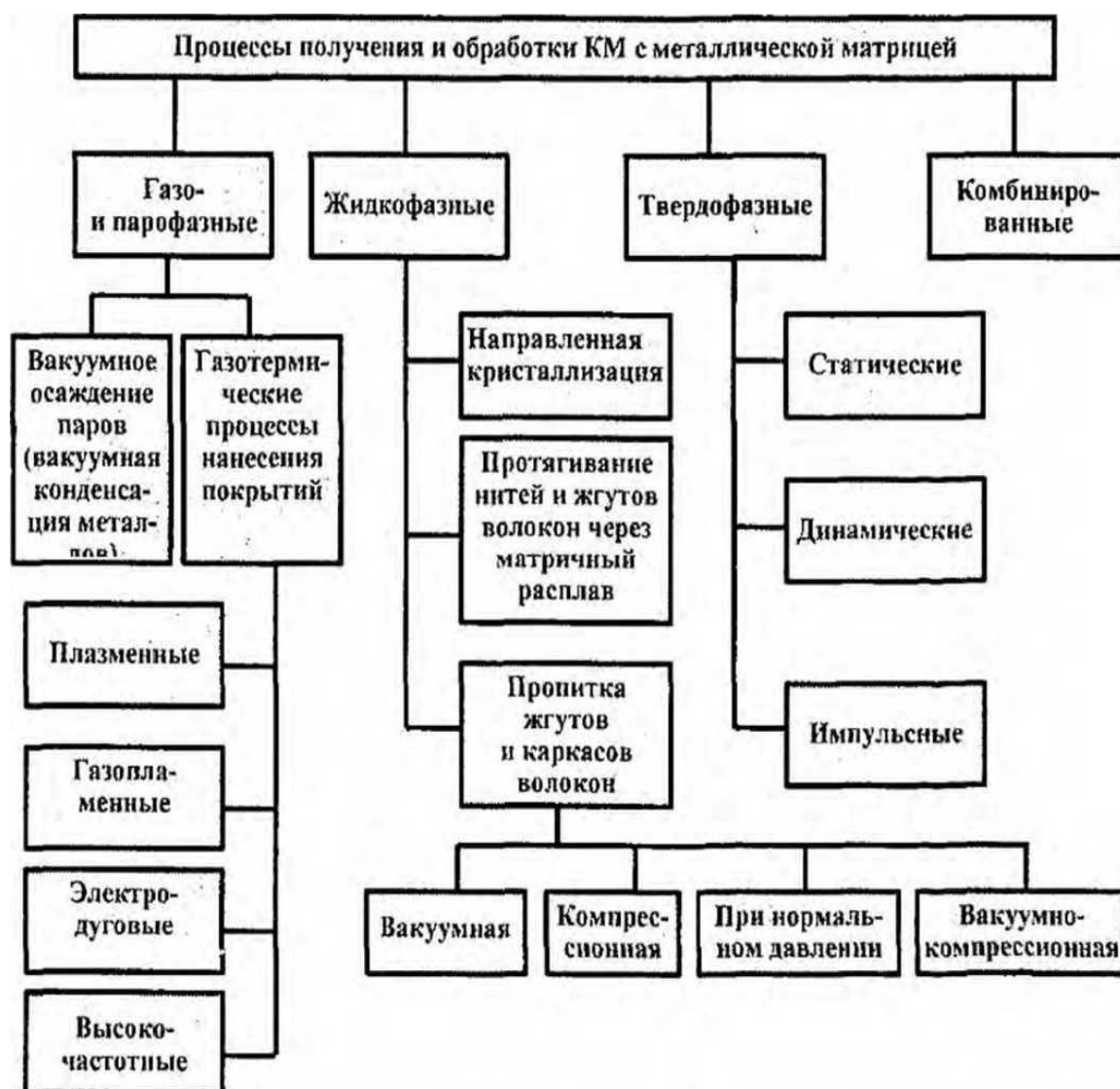


Рисунок 1.3. Общая классификация методов композитов на металлической основе.

Существующие в литературах [22,32,33] сведения предлагают классификацию металлических композитов, что в достаточной мере имеет отношение и к другим видам композитных материалов.

1.3. Применение композиционных материалов

Композиты используются в широком диапазоне сфер промышленности и техники различного назначения из-за своих высоких эксплуатационных характеристик, которые в определенной мере превосходят характеристики материалов и сплавов, которые традиционно используются. Хорошо себя показали композиты в деталях и частях агрегатов, используемых при значениях температуры выше 1000 °С, где они могут функционировать под действием термомеханических напряжений, ударных нагрузок и влияния газообразных сред. Композитные материалы имеют хорошую комбинацию свойств таких как высокие показатели прочности и удельной жесткости, низкую чувствительность к концентрации напряжений, отличную устойчивость к усталостному разрушению, высокую ударную, термическую и износостойкость. Более этого, композиты также могут иметь улучшенные электрофизические, антифрикционные, термические, эрозионные, радиопередающие и хорошие показатели по радио поглощению. Композитные материалы применяются в следующих отраслях в авиации, ракетах и космической сфере. Американские конструкторы провели исследования с целью определить влияния композитных материалов в авиастроении и показали, что использование композитных сплавов Boral в фюзеляже самолета F-106A даст возможность уменьшить вес фюзеляжа самолета F-106A с примерно 3900 кг до 3000 кг, или на 23%. Фюзеляж и пластина стабилизатора, ранее сделанные из классических сплавов алюминия, также заменили на композитных. Это изменение дало возможность снизить общий вес фюзеляжа и пластины стабилизаторов около 30%, крылья самолета стали на 25% легче, а массу элеронов на примерно 10-12%. Данные действия по облегчению массы самого самолета позволило

увеличить грузоподъемность на 115% и улучшить скоростные характеристики без снижения скорости полета и максимальное расстояние полета. В этот же период сплавы титана и алюминия, упрочненные бором и борными волокнами, использовались в обшивке фюзеляжа грузового самолета, закрылках шасси и панелях крыльев F-111, в обшивке верхней части и нижней части самолетов и переборках законцовок крыльев Northrop F-5, крыльях F-4 McDonnell Douglas, закрылках крыла Lockheed C-5A, обшивке горизонтального стабилизатора истребителя F-14 и элеваторах CV1101C. Обратите внимание, что для компенсации анизотропии алюминиевого композита боралюминия он армирован проволокой высокой прочности изготовленной из нержавеющей стали для увеличения поперечной прочности и продольными борными волокнами для восприятия основных нагрузок [22].

Композитные материалы, такие как алюмоматричные (сплавы алюминия), упрочненные бериллиевыми или борными волокнами, также могут сыграть роль бронированной защиты в самолетостроении. В аэрокосмической сфере особое внимание придают материалам с высокой стойкостью к сопротивлению знакопеременным и циклическим нагрузкам. К композиционным материалам, отвечающим этим требованиям, относятся материалы, у которых алюминиевая матрица - стальная проволока, алюминиевая матрица - борные или бериллиевые волокна. Эти материалы чаще находят применение в изготовлении корпусов ракет и топливных баков.

Инженеры из Америки Дж. С. Тоз, В. Д. Brentnall и Г. Д. Менке разработали конструкционные узлы, подвергающиеся воздействию тепла реактивных двигателей в космических кораблях, кабин под давлением, усиливающие компоненты для солнечных панелей батарей, обшивки, части реактивного двигателя, надставки, промежуточных конструкций ступеней баллистических ракет. Результаты расчетов показали, что использование бор-алюминиевого композита в орбитальной ступени космического корабля в качестве панели корпуса размером 1200 x 1500 мм, состоящей из 11 балок и

обшивки, снижает его вес на 1200 кг. В 68-ом году прошлого века композиты бор-алюминий были впервые применены для конструкций переходного отсека большой ракеты Atlas диаметр которого 1200 мм, а высота 2100 мм. Это дало возможность сократить массу на 45%, ранее использовали конструкции из алюминиевых сплавов чья масса была значительно выше [22, 34].

Ученый из Японии Тошиясу Фурута исследовал потенциальные возможные использования углеродно-алюминиевых композитов. Он заявил, что такие композитные материалы возможно использовать как структурные элементы в самолетах благодаря их низкой стоимости по сравнению с традиционными металлическими сплавами. В результате есть возможность использования их в виде усилителей жесткости вертолетов СН-47 и производства компонента ракет Trident. Углеродистый алюминий может пригодиться для производства крыльев, самолетной обшивки и пропеллеров, лопасти и винтов вертолетов. Особая термостойкость углеродистого алюминия делает его пригодным для применения в корпусах газотурбинных двигателей для авиации и компонентах лопастей компрессора. Нужно подчеркнуть, что композиты чья матрица состоит из алюминия и которые армированы высокопрочными высокомодульными углеродными волокнами, показывают гораздо более высокий модуль упругости даже при низкой плотности (2300 кг/м³ вместо 2750 кг/м³), но незначительно превышают наибольшую прочность на разрыв сплава алюминия промышленного назначения. Удельная прочность углеродно-алюминиевых композитов составляет 35 км, сплавов алюминия – не более 20 км. Удельная жесткость углеродно-алюминиевого композита превышает значения классических сплавов алюминия в разы, а точнее 2,5 раза (6250 км вместо 2550 км) [22].

Исходя из данных ученого из Америки Вульфа, в конструкции "Шаттла" было применено примерно 300 панелей теплозащиты из композитного дисперсно-армированного материала ТД – нихром. На космическом корабле было сделано примерно 250 трубчатых тумбообразных

алюминиевых опор и стабилизаторов, использованных в центральной части конструкции фюзеляжа. Сокращение веса на 45% было достигнуто за счет замены данными компонентами соответствующей алюминиевой конструкции. Алюминиевые компоненты были приварены диффузионной сваркой к фланцам из сплавов титана, далее фланцы были приварены электронно-лучевой сваркой к титановым фитингам. Общий вес замененных деталей был снижен на более 80 кг.

Значительно также применение композитных деталей в авиационном двигателестроении. Это обуславливается тем, что даже небольшое повышение температуры газа перед входом в турбину может естественным образом увеличить эффективность газотурбинных двигателей (ГТД). Самыми термонагруженными частями газотурбинного двигателя являются рабочие и сопловые лопатки турбины, на них воздействуют газы имеющие высокую температуру, и они требуют особой осторожности, так как их температура регулярно выше температуры плавления классических жаропрочных сплавов. Сплавы на основе никеля которые считаются наиболее жаропрочными можно использовать только до 1050 °С, а 1100 °С (0,8 от температуры плавления), вероятно, является пределом. При случаях если температура в рабочей среде достигает 1200-1300 °С возникает необходимость применения различных методов и технологий для охлаждения конструкций из никель-кобальтовых сплавов в газотурбинных двигателях. В результате геометрия рабочих и сопловых лопаток турбины усложнится, а размеры и мощность компрессора двигателя увеличатся. Таким образом, очевидно, что функционирование газовой турбины без охлаждения или, как минимум, с применением охлаждения без значительного усложнения конструкции ГТД возможна при изготовлении деталей и частей из специальных композиционных материалов, устойчивых к высоким температурам [22].

В металлургическом производстве композитные огнеупоры применяют для футеровки печей (чаще всего, керамические композиты с матрицей из Al_2O_3 , ZrO_2 , SiC , Si_3N_4 , SiO_2), оболочек и чипов термопар, погруженных в расплавленный металл (ZrO_2 - Mo). Целесообразность использования этих материалов прежде всего – это то что они способны продлевать срок эксплуатации оборудования и в следствии исправность и долговечность производственных единиц металлургии.

В горнодобывающей сфере нашли применение композиты основу которых составляют тугоплавкие соединения (WC-Co , SiC , ZrO_2). Эти материалы отлично показывают себя в изготовлении деталей и инструментов для буровых станций. Например, буровые коробки, детали буровых коронок и конвейеров. Преимущество использования является в высокой стойкости к износу и фрикционной стойкости данного рода композиционных материалов [22-24].

Композиционные материалы, изготовленные из свинца и упрочненные углеродными волокнами, нашли широкое применение в химической промышленности. Из них делают аккумуляторы и батареи, которые в последнее время особо востребованы из-за популяризации транспорта на электродвигателе и уменьшению использования машин на двигателях внутреннего сгорания. Они также особенно важны для получения особых конструкционных свойств. Например, предел прочности при растяжении и модуль упругости свинца составляют 14 МПа и $14 \cdot 10^3$ МПа. При армировании свинцового сплава волокнами углерода эти характеристики значительно улучшаются. В следствии этого область использования свинцовых композиционных материалов могут быть расширены до химической промышленности, строительства и машиностроения. Они используются для производства оборудования и устройств, которые демонстрируют высокую стойкость в агрессивных средах, подавляют звуковую вибрацию, поглощают гамма-излучение и также имеют дополнительные улучшенные свойства [24].

В автомобилестроении также не менее значительна роль композиционных материалов, синтезированных из различных металлов, прежде всего в легковых и грузовых автомобилях. С целью снижения веса автомобиля они эффективно используются в коробках передач, поршнях цилиндров, механизмах трансмиссии, трубчатых элементах, облицовывающих стальной сердечник приводных валов двигателей, рессорах и шасси с армирующими элементами. Чаще всего, композиты, армированные волокнами, состоят из матрицы алюминиевого сплава с борными или стальными волокнами. Смысл использования композитных деталей прежде всего в облегчении веса, улучшении показателей прочности, улучшении грузоподъемности и проходимости автомобиля, снижении расхода шин и топлива и, в конечном счете, продлении времени безотказной функционирования автомобиля и экономии как материального сырья, так и общих расходов на использовании транспортного средства. Автомобильная промышленность одна из главных потребителей композиционных материалов. Главные преимущества этих композитов перед классическими сплавами в том, что в них сочетается несколько характеристик нужных для использования. Например, такие параметры как высокая жесткость, циклическую прочность и виброустойчивость с низкой плотностью. Использование частей из композитов вместо стальных деталей может увеличить удельную прочность и жесткость в два-три раза и существенно снизить расход материала на конструкцию автомобиля [22-24].

В сельскохозяйственной сфере композиционные материалы тоже широко применяются, в основном при производстве режущих частей плугов, дисковых косилок и деталей тракторов. Это обеспечивает лучшее функционирование, более длительный срок использования сельскохозяйственной техники и в следствии повышение КПД самого оборудования и финансовую выгоду владельцев.

В сфере электротехнического производства композитные материалы востребованы в электрических контактах, электродах, магнитах,

электроизоляционных материалах, линиях электропередач, железнодорожной сигнализации, автомобильных блоках и других электрических проводах. В высоковольтных линиях электропередачи использование стальной проволоки и борных волокон в медном сердечнике провода повышает прочность провода и снижает расход меди. Это также уменьшает случаи, когда провода провисают, и повышает надежность и срок использования.

В машиностроении композиты широко используются как уплотнительные, фрикционные и износостойкие материалы. Примером могут стать молибденовые и стальные каркасы, пропитанные медью или серебром, являющиеся отличными уплотнительными материалами, выдерживающими давление 32 МПа при температуре 650 °С. Антифрикционные композиты на основе свинца, армированные 20% проволокой из нержавеющей стали, стали или оловянной бронзы, также выгодно использовать для производства подшипников без смазки. В космической среде, где смазочные материалы невозможно применять в фрикционных деталях, возможно применение металлической матрицы или металлографитовые композиты, армированные нитевидными кристаллами Al_2O_3 . Металломатричные композиты, усиленные нитевидными кристаллами или волокнами SiC, могут использоваться как износостойкий материал в редукторах, дисковых муфтах, направляющих стартерах и других высоконагруженных механизмах [34].

Алюмоматричные керамические композиты, армированные частично стабилизированными включениями нитевидных кристаллов диоксида циркония или карбида кремния, используют для изготовления металлорежущих инструментов, также известных как индексируемые невзаимозаменяемые пластины. Эти инструменты обеспечивают высокоскоростную обработку металлов и сплавов на токарных станках без использования охлаждающей жидкости.

В медицине при производстве различных компонентов оборудования, медицинских приборов и инструментов для протезирования зубов используется композиционные материалы. Металлокерамические протезы -

еще один явный образец успешного применения композитных материалов в медицине.

Строительство было одним из тех сфер где с древнейших времен использовались композиционные материалы. Одним из ярких примеров может стать бетон. Ни одно строительство невозможно вообразить без бетона, он применяется везде и в огромных количествах. Кроме того, сегодня с помощью композиционных материалов изготавливают стекла и металлические композиты для высокоэтажных зданий. Использование КМ в строительстве очень целесообразно. Например, панели с алюминиевым каркасом, наполненные углеродными материалами, используются в транспортабельных элементах зданий промышленного и жилого назначения. У этих панелей имеется ряд преимуществ по сравнению с классическими строительными материалами. Они легкие и поэтому транспортабельные, более того их можно нагревать благодаря электропроводности углеграфитового наполнителя. Они также обладают отличными тепло- и звукоизоляционными свойствами.

В производстве бытовой техники композитные материалы используются в рамках современных велосипедов, лыжных досках для снегоходов, спортивном оборудовании, мотоциклетных шлемах, деталях стиральных машин и бытовых приборов.

В зависимости от характеристик КМ разработано большое количество технологических процессов и произведен достаточно широкий ассортимент продукции. Детали таких процессов очень часто являются результатом длительных исследований, стоят очень дорого и поэтому редко освещаются в научно-технической литературе, обеспечивая прорыв в развитии наукоемких оборонных отраслей, таких как аэрокосмическая, оружейная, оборонная и военная промышленность.

В конце нужно подчеркнуть, что выше приведены основные области где нашли применения композиционные материалы, если посмотреть все сферы где применяется данный тип материала, то можно сказать что почти

во всех сферах мы видим использование композитных материалов. В настоящее время композиционные материалы используются очень эффективно, и нет сомнений, что в ближайшем будущем композиционные материалы будут все шире внедряться в различных отраслях промышленности. Однако во многих случаях применение КМ требует создания новых технологий изготовления деталей, изменения принципов проектирования деталей и конструктивных частей.

1.4. Дисперсно-упрочненные композиционные материалы

Дисперсно-упрочненные композиты (ДУКМ) - это тип композитных материалов, которые упрочняются путем добавления в матрицу очень мелких частиц, называемых дисперсными. Эти частицы равномерно распределены в материале и служат барьером против движения дислокаций. При этом стоит отметить, что эти две фазы между собой не взаимодействуют.

Одним из типичных примеров являются материалы, полученные путем введения в полимерную матрицу порошков нанотрубок, фуллеренов и нанопорошков оксидов металлов. Введенные в матрицу частицы нано размера меняют характеристики вязкости и прочности в положительную сторону. Дисперсные частицы наполнителя вводят в матрицу специальными технологическими приёмами [22].

Очевидно, что частицы не должны активно идти в реакцию с материалом матрицы, и тем более растворяться до достижения температуры плавления. Механизм упрочняющего действия от включения дисперсных частиц в матрице различается для разных типов дисперсно-упрочненных композиционных материалов.

Основным методом, которым получают дисперсно-упрочненные композиты является метод порошковой металлургии. Основной операцией при изготовлении композитов этим методом, является выбор исходных материалов матрицы и наполнителя, которые смешиваются и далее

подвергаются термической обработке. Используя пресс-формы различного размера и формы, можно получать образцы различного фасона.

Преимущества вышеуказанных типов соединений заключаются в следующем:

- Высокий модуль упругости;
- Сравнительная невысокая плотность;
- Низкая вероятность к реагированию с матрицей;
- Широкая распространенность и, следовательно, дешевизна (Al_2O_3 и SiO_2).

В дисперсно-упрочненных композитах матрица является основной частью, на которую и приходится вся нагрузка, а частицы упрочнителя останавливают движение дислокаций при высокой нагрузке на материал и тем самым препятствуют деформации. Прочность композиционного материала зависит от того насколько эти упрочняющие частицы способны противостоять давлению. Также на прочность композиционного материала влияют от объема упрочняющей фазы в материале, в форме и размере упрочняющих частиц, равномерности и расстоянии между упрочняющими частицами.

Преимуществом композитов, армированных дисперсионными частицами, является их изотропность в отличие от волокнистых материалов.

Основными дисперсно-упрочненными композиционными материалы на основе металлов, которые нашли широкое использование в промышленности, являются композиты матрицы которых является такие металлы как никель и алюминий.

Самым известным представителем является композиционный материал матрица которой состоит из алюминия, а упрочняющей фазой оксид алюминия. Данный материал имеет высокую удельную прочность, жаростойкость, высокая стойкость к коррозии и не теряет своих свойств даже

при высоких температурах, вплоть до 500 °С. Коротко эти материалы называют САП-ами (спеченная алюминиевая пудра).

В таблице приведены параметры 4 видов этого вида композитов, которые производятся для промышленного использования.

Технология получения порошка алюминия состоит из распыления расплавленного алюминия, и дальнейшее измельчение его размера в шаровых мельницах. Размер частиц может достигать 1 мкм, а при повышении продолжительности этого процесса размер порошка становится еще меньше и содержание оксида алюминия увеличивается так как процесс проходит в присутствии кислорода.

Таблица 1.3

Механические свойства САП

Материал	Содержание Al ₂ O ₃ , %	σ_b , МПа	$\sigma_b/(\rho \cdot g)$, км	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	E , ГПа	$E/(\rho \cdot g) 10^{-3}$, км
САП-1	6-8	300	11	220	7	67	2.1
САП-2	9-12	350	13	280	5	71	2.6
САП-3	13-17	400	15	320	3	76	2.8
САП-4	18-22	450	17	370	1.5	80	2.9

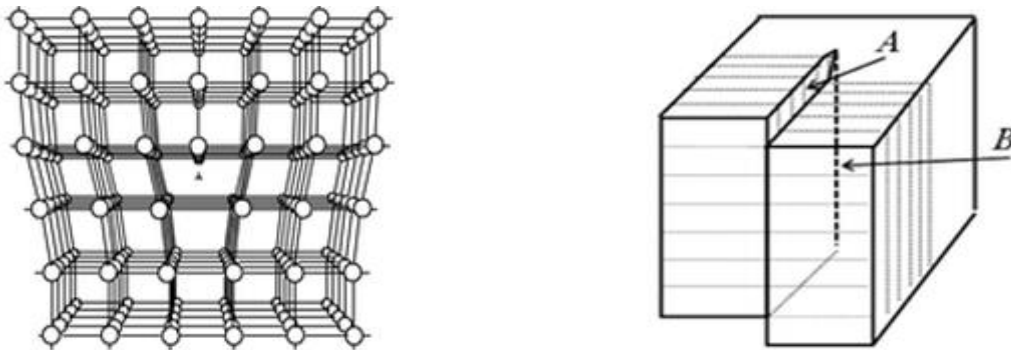
Для получения деталей эти порошки прессуются без нагрева, далее проходят предварительное спекание, потом горячее спекание, процесс прокатки или же выдавливание детали в формах, далее при необходимости детали могут быть подвергнуты термической обработке.

Материалы САП имеют высокую термостойкость, лучшей, чем все деформируемые алюминиевые сплавы: например, при температуре 500 °С они имеют прочность не менее 60 МПа. Термостойкость указывается ролью дисперсных упрочняющих частиц, подавляющих процесс рекристаллизации.

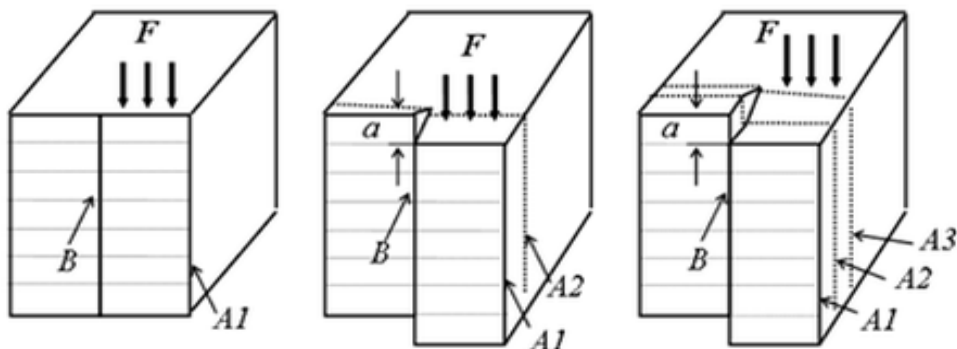
Прочностные характеристики сплавов САП довольно впечатлительны. Длительные испытания сплавов типа САП-3 на прочность в течение двух лет показали, что и при комнатной температуре, и даже нагрев до 500 °С не оказывают существенного влияния, то есть они остаются такими же прочными [38].

Данные виды материалов обширно используют в аэрокосмической сфере и самолетостроении. Из них производят детали, имеющие высокую удельную прочность и высокую коррозионную стойкость. Эти материалы преимущественно используют для изготовления лопатки компрессоров, штоки поршней, оболочки тепловыделяющих элементов.

Основной причиной деформации материала является движение дислокаций и их рождение внутри материала, который испытывает деформацию. На рисунке 1.5 приведено пояснение данного процесса. В таблице 1.4 приведены основные преимущества и недостатки дисперсно-упрочненных композиционных материалов.



Основные виды дислокаций



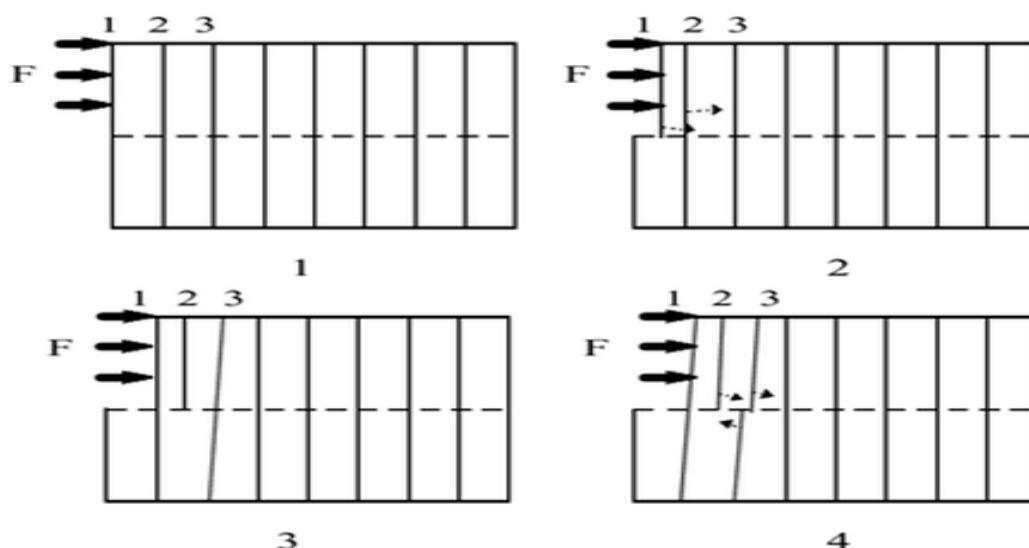


Рисунок 1.5. Схемы деформации скольжением краевой (а) и винтовой (б) дислокаций.

Таблица 1.4

Достоинства и недостатки методов получения ДУКМ

№	Метод	Преимущества	Недостатки
1	Механическое смешивание	Универсальность Подходит для получения композитов любого состава	Плохая смешиваемость, сложно обеспечить оптимальные размеры частиц. Возможно загрязнение
2	Внутреннее окисление	Получение дисперсных частиц с размером упрочняющей фазы 0,01-0,02мкм	Сложно изготовить исходные дисперсные порошки. трудоёмкий

Если же внутри материала существует еще фаза, состоящая из мелкодисперсной фракции, то в данном случае это может стать дополнительной преградой к движению дислокаций и тем самым увеличивая прочность материала. Дислокации можно разделить на следующие виды: винтовые и краевые

Дисперсно-упрочненные композиты в основном получают двумя методами, первый метод, механическое смешивание и второй внутреннее окисление. В таблице 1.4 приведены их основные преимущества и недостатки.

1.5. Влияние вязкости на структуру расплавов

Вязкость и текучесть одни из ключевых параметров, влияющих на физические свойства жидкостей. Вязкостные свойства близко связаны со структурой жидкости и взаимное влияние частиц определяет их [39-48], иными словами, взаимодействием атомов, молекул и ионов, из которых и состоит жидкость. Важнейшей характеристикой вискозиметра как метода физико-химического анализа является его чувствительность. Не часто можно встретить случаи, когда проходящие внутри расплава взаимодействия и перенос между молекулами не отмечаются вязкостными изотермами. Наоборот, довольно распространены случаи, когда из всех анализируемых свойств только вязкость указывается как единственное изменение, происходящее в системе [49].

Поэтому вязкость считается одним из наиболее чувствительных к структуре свойств жидкостей, а изучение вязкости вместе с другими физическими и химическими свойствами дает возможность выяснить структуру металлических расплавов, а также природу и силу взаимодействия между различными фазами внутри расплава. Дает возможность определить связь материала в различных состояниях, в твердом и жидком.

Вязкость оказывает решающее влияние на режим литья и формирования деталей. Существует взаимосвязь характеристики вязкости расплавов с процессами кристаллизации, а значит, и свойствами твердых металлов.

Первым такое понятие было отмечено Ньютоном. В своем предположении он отмечал что во время движения жидкости движущаяся сила уравнивается силами внутреннего трения [50].

$$F = \eta \cdot S \cdot \left(\frac{d\vartheta}{dZ} \right) \quad (1.2)$$

где, S - площадь поверхности слоя, на которую рассчитывается сила внутреннего трения;

$$\frac{d\vartheta}{dZ} - \text{градиент скорости};$$

η - коэффициент пропорциональности, который называется коэффициентом внутреннего трения или коэффициентом динамической вязкости, зависящий от давления и характеристик расплава.

Коэффициент динамической вязкости устанавливает скорость передачи импульса от одной части потока к другой. Так как скорость потока равна импульсу, деленному на массу, скорость выравнивания потока определяется η/ρ . ρ - это плотность, т. е. масса жидкости в единице объема.

Соответственно величину эту

$$v = \eta/\rho \quad (1.3)$$

иногда называют кинематической вязкостью или же коэффициентом кинематической вязкости.

Курнаков первым показал связь между вязкостью и изменением структуры жидкости в своих работах [45]. В частности, он обнаружил, что образование химических соединений в системе характеризуется концентрационной зависимостью вязкости.

Позже эти предположения были исследованы методами дифракционных исследований и эксперименты подтвердили их обоснованность.

Дальнейшее изучение параметров, которые считаются структурно-чувствительными, продемонстрировали, что существуют хорошие корреляции между изменениями вязкости, структурных параметров и других свойств металлических жидкостей [43-44].

Также в этом направлении работал советский физик Бачинский А.И., который в 1912 году предложил уравнение, которое связывает вязкость и свободный объем:

$$\eta = c / (V - b) \quad (1.4)$$

здесь c - const, V - удельный объем жидкости, b - const, схожий с собственным объёмом молекул.

Согласно приведенному выше уравнению, вязкость напрямую зависит только от свободного объема жидкости. С ростом расстояния между молекулами, и соответственно со снижением сил взаимодействия между молекулами, вязкость жидкости снижается.

Используется формула (1.4) только как интерполяционная зависимость для небольших температурных диапазонов, а коэффициент b определяется по экспериментальным данным. Е.Г. Швидковским проверяя данную теорию, пришел к выводу что связь с изменением структуры расплава являются причиной расхождения в формулах 1.2 и 1.4.

Существует также другой метод, который основу берет от уравнения Ньютона [52].

Определение вязкости с помощью уравнения:

$$F = \frac{\eta(v_1 - v_2)}{xS} = \eta dv/dxS \quad (1.5)$$

Где F – приложенная сила;

η – Коэффициент вязкости;

v_1, v_2 – скорости движения двух слоёв;

x – пространство между слоями;

dv/dx – градиент скорости движения.

Соответственно коэффициент вязкости отсюда имеет вид

$$\eta = \left(\frac{F}{S}\right) / \left(\frac{dv}{dx}\right) \quad (1.6)$$

Размерность вязкости [Па·с] можно вычислить, используя несколько методов которые основываются на законе Стокса, —закручивание упругой нити, падение шарика в вязкой среде, истечение из окошка определенного размера.

Взаимосвязь вязкости от температуры может быть рассчитана с помощью следующего уравнения:

$$\eta = A e^{\frac{E\eta}{RT}} \quad (1.7)$$

Где $E\eta$ – значение энергии активации вязкости.

Отсюда можно уверенно сказать, что с ростом температуры, значения вязкости также усиленно снижается.

Взаимозависимость вязкость-химический состав нуждается в глубоком анализе, но определенно можно сказать что чем больше содержание оксидов кремния и алюминия (SiO_2 , Al_2O_3) тем больше вязкость.

Вязкость и коэффициент диффузии связаны уравнение

$$D\eta = const \quad (1.8)$$

Отсюда можно сделать предположение что, если вязкость снижается, увеличивается коэффициент диффузии атомов и ионов. Также, коэффициент диффузии и подвижность ионов и атомов связаны соотношением Нернста-Эйнштейна

$$D = kTV, \quad (1.9)$$

здесь V - подвижность атомов (ионов), kT -фактор Больцмана.

Анализ приведенных формул и значений подталкивает нас к выводу что с ростом температуры активность и мобильность структурных компонентов расплава возрастает.

Основываясь на общепринятой системе, основные способы исследования вязкости можно разделить на следующие [39,46,59]:

- 1) Стационарный метод
- 2) Нестационарный метод.

К стационарным методам в основном имеют отношения такие методы как метод капиллярного истечения, метод падающего шарика, метод вращающихся цилиндров и методы, основывающиеся на вибрации.

К нестационарным относятся, методы, имеющие принцип фиксации крутильных колебаний системы, связанной с исследуемой жидкостью.

Необходимо принимать во внимание особые свойства и характеристики материалов при выборе того или иного метода исследования. Такими особенностями могут быть: химическая активность, малая вязкость, существование примесей нерастворимых внутри и так далее. Необходимо чтобы выбранный метод имел незначительное возмущающее влияние на исследуемую жидкость.

Нестационарные методы исследования, соответствуют этим требованиям, с положительной стороны показавшие себя для исследования вязкости расплавов, и лучше всего подходят для решения этих задач. Широко используется для проведения опытов метод крутильных колебаний тигля с расплавленным металлом. Стоит отметить про технологичность конструкции вискозиметра и простоту. Также не менее важным преимуществом этого метода является то что, можно проводить исследования с малым количеством материала. При исследовании образцов меньшего размера меньше затраты для изготовления опытных образцов, также упрощается процесс контроля параметров системы, таких как вакуумирование, герметизация, и т.д., что в свою очередь приводит к точности полученным результатам.

Теоретические основы метода крутильных колебаний

Период колебаний и логарифмический декремент затухания определяются экспериментально методом крутильных колебаний. Математическим способом описываются взаимосвязь наблюдаемых параметров и вязкости.

Сегодня на практике применяются ряд математических теорий этого метода. Хотя и основные входные данные и сходные положения у них являются аналогичными, но все же методы являются иными [39].

Е.Г. Швидковский внедрил ряд подходов, которые ощутимо облегчили уравнения движения жидкости, и создал аппарат для расчета, позволяющий определять абсолютное значение кинематической вязкости жидкости по наблюдаемым в ходе эксперимента параметрам. Е.Г. Швидковский понимая силы, действующие на подвесную систему, делит их на три типа:

1. Упругий момент противодействия нити подвеса крутильному движению.
2. Момент сил внутреннего трения в жидкости, содержащейся в чашке жидкость, приводящая к ослаблению крутильных колебаний, в то же время усиливает период колебаний системы подвеса, создавая некоторую «добавочную массу».
3. Момент силы, вызванный присутствием окружающей атмосферы и несовершенством подвесной нити.

Теория получила основу на положениях, которые признаны и используются для проведения исследований, они:

1. Отсутствие скольжения на поверхности между жидкостью и внутренней поверхностью тигля;
2. Рассмотрение колебаний в состоянии, когда регулярный режим установился;
3. малое значение амплитуды колебания тигля и имеют значения в долях радиана;

4. уравнение Навье – Стокса в довольно высоком уровне объясняет движение расплава внутри тигля, для жидкостей, которые не сжимаются, не беря в расчет нелинейные члены.

Считается что внутри тигля расплавленный материал движется концентрическими слоями, следовательно, нелинейные части в уравнении гидродинамики соответственно превращаются в ноль. Данное предположение случается, когда значения амплитуды небольшие и частоты колебания системы тоже имеют небольшое значение.

В таком случае, движение расплава в тигле стоит оформить в следующем виде

$$\frac{d^2\vartheta}{dr^2} + \frac{1}{r} \cdot \frac{d\vartheta}{dr} + \frac{d^2\vartheta}{dZ^2} - \frac{\vartheta}{r^2} = \frac{1}{\vartheta} \cdot \frac{d\vartheta}{dt} \quad (1.10)$$

Решив данное уравнение, можно найти выражение для определения угловой скорости расплава, та в свою очередь позволит найти момент силы трения, которая действует на поверхность используемого тигля.

$$P = L * \frac{d\alpha}{d\tau} \quad (1.11)$$

здесь, α - угловое смещение тигля с образцом; L – функция трения, соответствующая

$$L = -2 \cdot \pi \cdot \eta \cdot R^2 \cdot H \cdot \beta \cdot \frac{J_2(\beta)}{J_1(\beta)} + 8 \cdot \pi \cdot \eta \cdot R^2 \cdot \frac{K^2}{v^2} \cdot \sum_{n=1}^{\infty} \frac{th(\vartheta_n \cdot H / 2)}{\mu_n^2 \cdot \vartheta_n^3} \quad (1.12)$$

где β - аргумент бесселевых функций, соответственно

$$\beta = R \cdot \sqrt{\frac{\delta + 2\pi_i}{\tau \cdot v}} \quad (1.13)$$

включает экспериментально измеренные в ходе испытаний значения δ и τ ; δ/τ - коэффициент ослабления колебаний; $2\pi/\tau$ - частота циклов; μ_n - функции чисел.

По причине того, что уравнение (1.12) трудно применяемо для расчетов испытаний, было проведено упрощение, используя несколько приближений,

определяющих по существу области использования формул и накладывают условия на их геометрические объемы.

Первое приближение функции трения - это обстоятельство, гарантирующее идеальное демпфирование вязких волн, начинающихся в двух закрытых концах тигля, а именно дно и крышка. При данных изменениях, вязкие волны не имеют никакого влияния на то как и с какой быстротой происходит распространение на этих поверхностях. Данные приближения гарантируют что соотношение между высотой расплава внутри тигля ($2 \cdot H$) и его внутреннего радиуса (R) обеспечиваются.

$$2 \cdot H \geq 1,85R \quad (1.14)$$

Между тем, учитывая первое приближение, получившееся выражение для функции трения включало вязкость в комплексный аргумент бесселевых функций. Чтобы далее облегчить использование уравнения, Швидковский Е.Г. использовал асимптотическое представление для бесселевых функций и согласился со следующим предположением, в соответствии с которым параметр метода y , согласовывающий радиус тигля с частотой колебаний τ и кинематической вязкостью ν , равен:

$$y = \frac{2\pi \cdot R^2}{\tau \cdot \nu} \geq 100 \quad (1.15)$$

Удовлетворяющих данные требования жидкости были определены как слабвязкие. Жидкости, которые удовлетворяют этому условию, были названы слабвязкими. Это же понятие относится и к расплавленным металлам и сплавам.

Учитывая приведенные выше факторы, была получена формула, с помощью которой можно определить значения кинематической вязкости исходя от видимых значений крутильных колебаний используемой системы.

$$\nu = \frac{1}{2\pi} \cdot \left(\frac{K}{MR^2}\right)^2 \cdot \frac{(\delta - \tau / \tau_0 \cdot \delta_0)^2}{\tau \cdot \sigma^2} \quad (1.16)$$

Где, M - масса жидкости; K - момент инерции системы $\text{г} \cdot \text{см}^2$; δ и δ_0 - логарифмический декремент затухания колебаний с жидкостью и без жидкости; τ и τ_0 - периоды колебаний, сек; σ - значения, в котором учитывается воздействие поверхностей тигля, а именно крышки и дна на колебание.

Следующее уравнение может служить для определения σ

$$\sigma = 1 - \frac{3}{2} \cdot x - \frac{3}{8} \cdot x^2 - a + \frac{4R}{2H} \cdot (b - cx) \quad (1.17)$$

тут, $x = \delta/2\pi$; a, b, c - коэффициент.

Уравнение (1.17) корректно для тиглей с крышкой, другими словами с двумя соприкасающимися торцевыми поверхностями. Если используется тигель без крышки, коэффициент $4 \cdot R / 2 \cdot H$ нужно сократить в два раза.

Чтобы рассчитать значение кинематической вязкости, необходимо сначала экспериментально определить логарифмическое уменьшение затухания и период колебаний системы в не загруженном состоянии и системы, когда внутри содержится жидкость.

Момент инерции подвесной системы K можно определить, используя эталонный материал, у которого уже известен момент инерции:

$$K = \frac{K_{\text{э}} \cdot \tau_0^2}{\tau_{\text{эм}}^2 - \tau_0^2} \quad (1.18)$$

здесь $K_{\text{э}}$ – момент инерции эталонного образца, τ_0 - период колебаний подвесной системы, $\tau_{\text{эм}}$ - период колебаний системы с эталонным образцом.

Эталонным материалом в данной работе был определен диск, у которого момент инерции составлял $K_{\text{эм}} = 455,005 \text{ г} \cdot \text{см}^2$.

Используя метод последовательного приближения, можем вычислить вязкость при помощи уравнений (1.16) и (1.17). Первым шагом необходимо вычислить значение $\nu = \nu^*$ используя уравнение (1.16) при σ равной единице.

Далее необходимо найти коэффициенты a , b , c исходя из значений y и далее по уравнению (1.17) рассчитывается значение σ . На рисунке 1.6 показаны значения коэффициентов, a , b , c по отношению к y . Если значение σ не равно единице, то этим же методом можно найти следующее приближение v . Расчет значений σ необходимо провести вплоть до того момента, когда полученная величина не будет равна принятой. Только при этих условиях возможно получить истинное значение v :

$$v = v^* / \sigma_{\text{кон}}^2 \quad (1.19)$$

Зависимость значений δ от $y^{0.5}$ в относительных единицах приведена на рисунке 1.7.

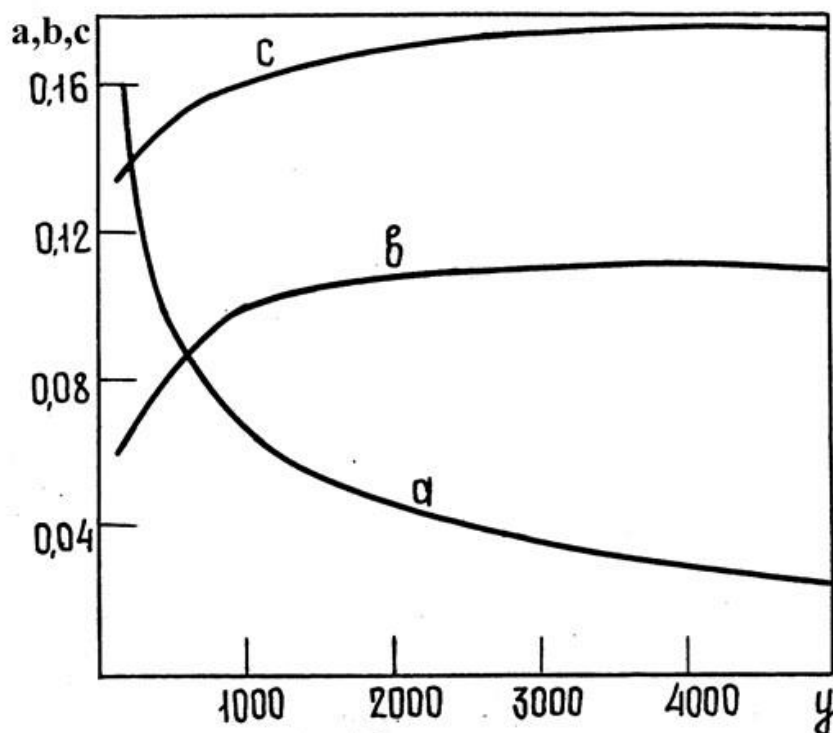


Рисунок 1.6. Графики для определения коэффициентов a , b , c , в формуле (2.6).

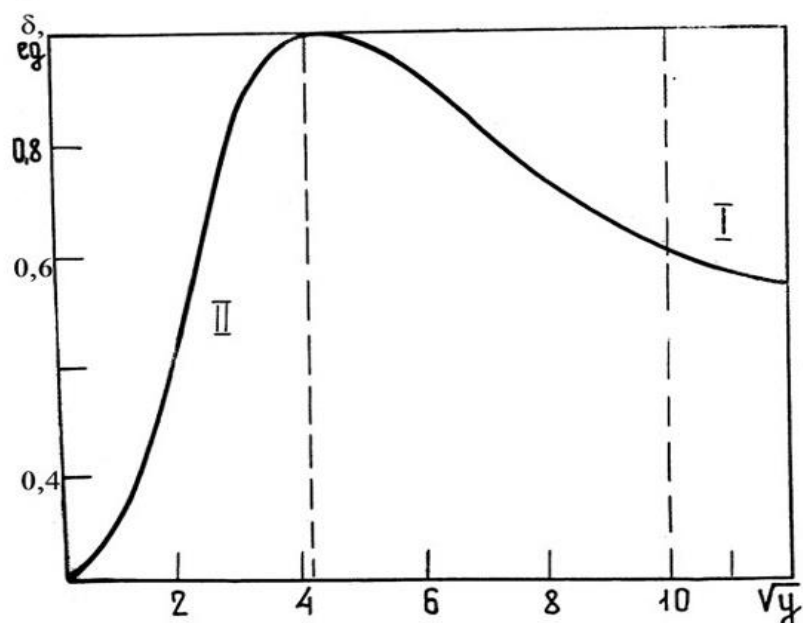


Рисунок 1.7. Зависимость декремента затухания δ от $\sqrt{\gamma}$ (по оси ординат отложены условные единицы).

Из-за того, что ν обратно пропорционально y , согласно рисунку видно, что декремент затухания стремится к 0 при разных значениях ν , максимальное значение достигается при $y^{0,5}=4,3$.

Для получения уравнения расчета слабовязких жидкостей ввели ограничение $y \geq 100$, нами была рассмотрена ниспадающая часть кривой δ ($y^{0,5}$). Для удобства проведения исследования сотрудниками уральского политехнического института была разработана программа, с помощью которой рассчитывалась кинематическая вязкость металлических жидкостей [55]. Значения y для подвесных систем, использовавшихся в экспериментах, варьировались от 100 до 250.

Были получены формулы для коэффициентов b и c в этой области измерения y .

$$b = 0.086 - 4 / y \quad (1.20)$$

$$c = 0.1 + 0.00015 y \quad (1.21)$$

В работе [54] предложены формулы для поиска значений b и c для значений y лежащих в пределах 300-700.

$$v=1.1051-9/y \quad (1.22)$$

$$c=0.13+0.00004y \quad (1.23)$$

Применение этой детали для измерения высоковязких жидкостей с большими значениями v делает условия эксперимента практически неприемлемыми.

Восходящая часть кривой $\delta(y,0,5)$ (рис. 1.6) хорошо подходит для расчета v для жидкостей с высокой вязкостью. Тогда формула для расчета вязкости принимают следующую форму:

$$v = \frac{0.8225 \cdot MR^2 / 2 \cdot R^2 \sigma}{\tau \cdot \left[\left(K + \frac{MR^2}{2} \right) \cdot \delta - K \cdot \frac{\tau}{\tau_0} \cdot \delta_0 \right]} \quad (1.24)$$

$$\text{где } Z = R^2 / \tau v \quad (1.25)$$

$$\sigma = 1 + 0.25 \cdot Z \cdot \delta - 0.076 \cdot \delta^2 - 0.1645 \cdot Z^2 - 0.4924 \cdot R/2 \cdot H \quad (1.26)$$

Критерий возможности использования уравнения (1.24) $y^{0,5} \leq 1,0-1,2$.

Уравнение (1.26) по своей структуре существенно различается от (1.16). Если δ имеет малое значение, в соответствии с первым, вязкость обратно пропорциональна затуханию, а в соответствии со вторым, вязкость прямо пропорциональна квадрату убывания.

Устройство подвесной системы следует обеспечивать, в соответствии с уравнением (1.15), значения исходного параметра y равно или больше ста. Это условие выполняется при выборе материала. Длины используемой нити, его диаметра и момента инерции системы подвеса. Взаимосвязь момента инерции (K) и периода колебания можно описать следующим уравнением [39]:

$$K = \frac{\tau^2 \cdot N}{4\pi^2} \quad (1.27)$$

тут N - коэффициент жёсткости подвесной нити

$$N = \pi D^4 \cdot G / 32L \quad (1.28)$$

G - Модуль сдвига материала нити; D - диаметр нити; L - длина нити.

Используя N , уравнение для периода колебания получает вид

$$\tau = \sqrt{\frac{128\pi \cdot L \cdot K}{G \cdot D^4}} \quad (1.29)$$

Данное уравнение было взято для создания подвесных систем.

1.6. Особенности окисления алюминиево-кремниевых сплавов

Как известно алюминийевые и кремниевые межатомные связи отличаются. У алюминия имеет металлический вид связи, а у кристаллического кремния ковалентного типа. В работах [56, 57] было определено что металлический вид ковалентной связи имеет при нагревании до температуры плавления и даже выше. По причине того, что процесс окисления является энергозатратным, в таких системах наблюдаются отрицательные отклонения от закона Рауля и большие значения энтропии смешения [56, 58]. Эти системы также демонстрируют асимметрию термодинамических значений, а их экстремальные значения соответствуют эвтектическому составу [56, 59]. Калориметрическими методами исследования было определено, что интеграл теплоты смешения отрицателен в течении всего диапазона составов. Максимально большое значение равно 800 кал/г атома [56, 60].

Si в данной системе играл роль поверхностно активного вещества. Если концентрация кремния достигнет до 15 масс. % 750 °C это может привести к уменьшению поверхностного натяжения с 870 до 854 мДж/м² [56, 61, 62]. По приведенном ниже формуле можно определить коэффициент диффузии кремния в жидком алюминий:

$$D_{Si} = 0.11 \exp\left(-\frac{11330 + 1700}{RT}\right) \quad (1.26)$$

Методами центрифугирования при значении температуры 700 градусов и значения центробежной силы 63 g была изучена структура жидких сплавов силуминов [56, 63].

Диаграмма состояния системы алюминий-кремний показывает ограниченную растворимость в твердом состоянии, а линия ликвидус характеризуется отсутствием химических соединений [56, 64]. Диаграмма $Al_2O_3-SiO_2$ приведенная в работе [65] показывает, что большинство пленок, которые при окислении образуются, можно заметить в твердом состоянии.

На рисунках 1.8-1.11 приведены результаты экспериментальных изысканий по окислению сплавов данного содержания в жидком состоянии по данным авторов работ [56-66].

На рис. 1.8 представлена зависимость скорости окисления от состава, которая достигает максимума при 48,9 масс. % и минимума при 27,6 и 76,2 масс. %. Значения энергий активации и констант скорости окисления приведены в таблице 1.5.

На рисунке 1.9 показаны результаты исследования продуктов окисления трех сплавов алюминия с кремнием, исследованных ИК-спектром.

Окисление жидких сплавов Al-Si изучалось в работах [67, 68]. Некоторые результаты исследования окисления силуминов в жидком состоянии представлены в таблице 1.6.

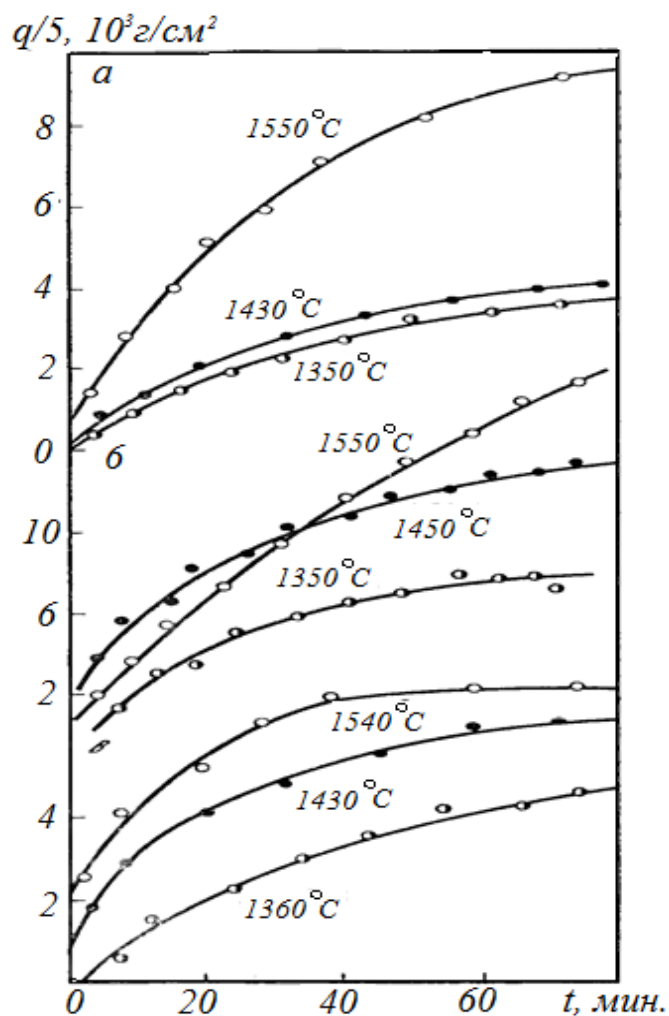


Рисунок 1.8. Кинетические кривые окисления сплавов системы Al-Si, масс. %: а - 27.6Al + 72.4Si; б - 48.9Al + 51.1Si; в – 76.1Al + 18.9Si.

Таблица 1.5

Кинетические параметры окисления сплавов системы Al-Si

Состав сплава, мас%	K, г ² /см ⁴ ·с						E, ккал/моль
	1350°C	1360°C	1430°C	1450°C	1540°C	1550°C	
Al (76.1) ÷ Si (18.9)	–	7.5·10 ⁻⁹	1.2·10 ⁻⁸	–	2.1·10 ⁻⁸	–	33.15
Al (48.9) ÷ Si (51.1)	3.8·10 ⁻⁹	–	3.9·10 ⁻⁸	–	–	5.2·10 ⁻⁸	68.90
Al (27.6) ÷ Si (72.4)	–	2.1·10 ⁻⁹	–	2.8·10 ⁻⁹	–	2.6·10 ⁻⁸	8.98

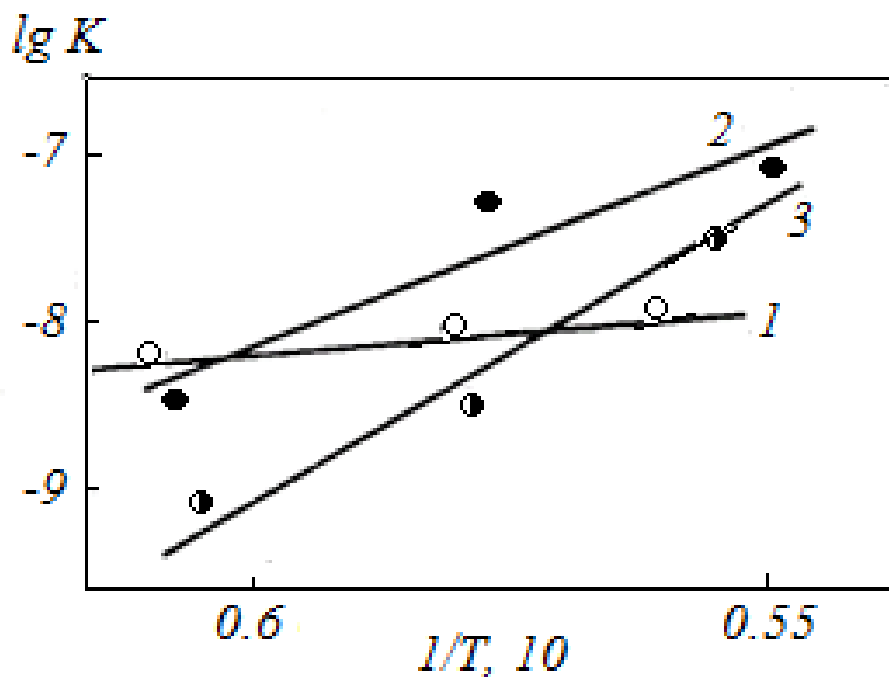


Рисунок 1.9. Зависимость $\lg K$ - $1/T$ для сплавов Al-Si 1-3 для составов, содержащих 18.8; 50.1; 71.8 масс. % Si.

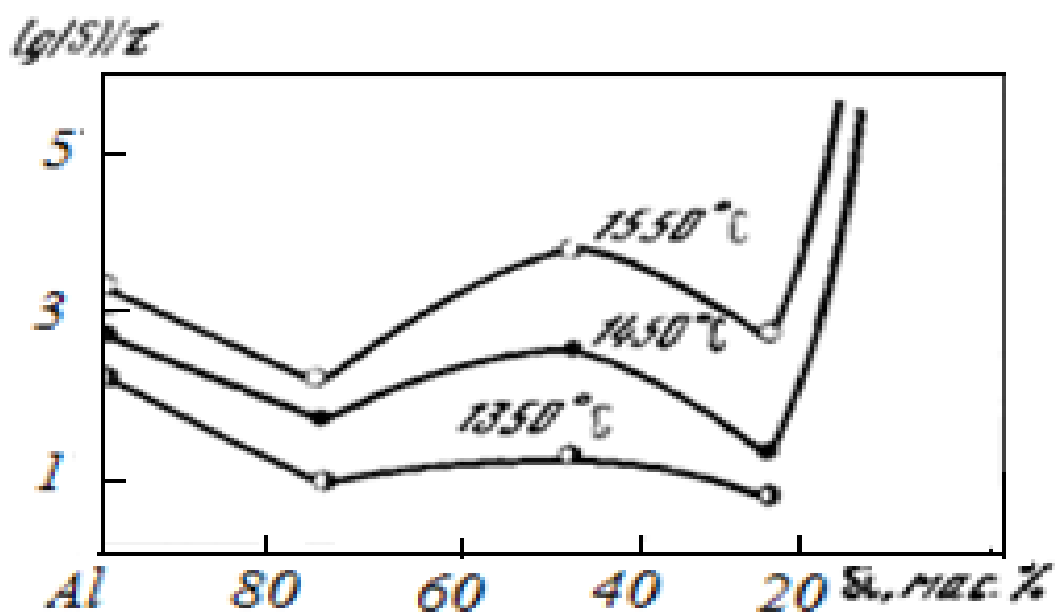


Рисунок 1.10. Диаграмма состояния и зависимость скорости окисления сплавов Al-Si от состава.

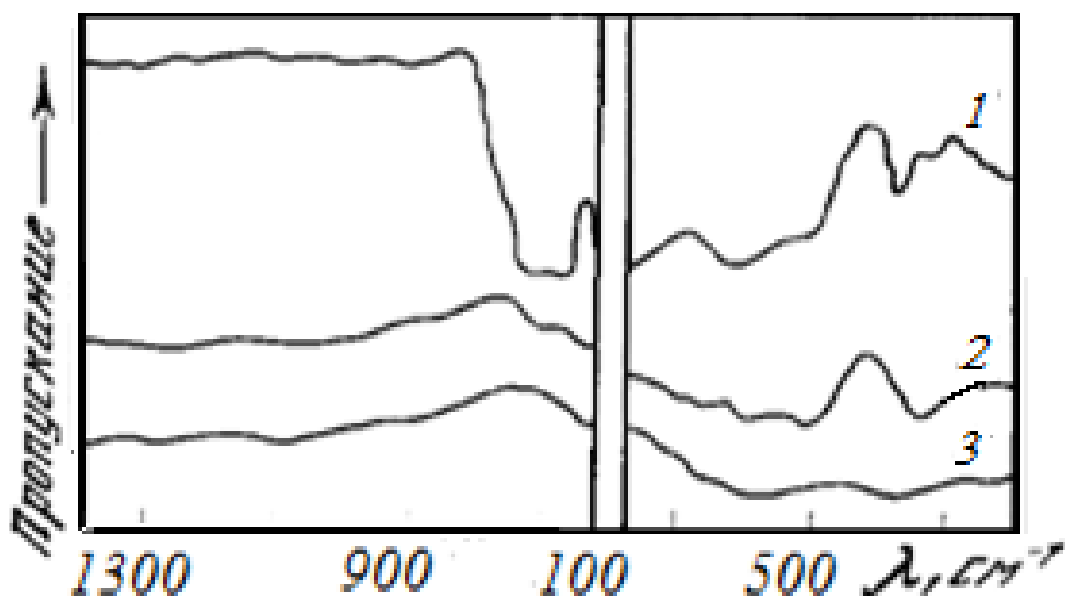


Рисунок 1.11. ИК-спектры продуктов, полученных при окислении сплавов Al-Si. Кривые 1-3 соответственно для сплавов, содержащих 18.8; 50.1; 71.8 масс. % Si.

Сплавы содержащие составы близкие к эвтектическому и заэвтектическому, больше подвергается окислению.

В начале процесса окисления, отмечается высокая скорость окисления этих сплавов, однако при прохождении примерно от 15 до 20 минут можно заметить замедление этого процесса, это свидетельствует о полностью сформированной оксидной защитной пленки. Данный процесс характеризуется значением энергии активации равной 51.08 кДж/моль (таблица 1.6) [67,68]. Следовательно, при анализе особенностей окисления при одинаковой температуре (973 К) было замечено, что скорость окисления для чистого алюминия и сплава имеющий эвтектический состав при увеличении в алюминии содержания кремния также увеличивается, близко к эвтектическому составу.

Кинетические и энергетические параметры процесса окисления
алюминиевых сплавов в жидком состоянии

Al	Si	Температура окисления, К	Средняя скорость окисления $K \cdot 10^{-4}$, $\text{кг} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$	Эффективная энергия активации, кДж/моль
масс. %				
1	2	3	4	5
100	0	973	2.79	74.48
		1023	4.73	
		1073	6.58	
96	4	973	3.61	64.90
		1023	5.78	
		1073	9.20	
84	16	973	6.12	68.67
		1023	10.65	
		1073	12.62	
75	25	1073	16.59	87.30
		1073	2.07	
		1123	8.28	
50	50	1173	12.18	137.83
		1373	8.32	
		1423	12.52	
40	60	1473	22.29	138.78
		1423	9.41	
		1473	12.30	
20	80	1523	20.09	158.56
		1573	12.49	
		1623	16.60	
0	100	1673	24.89	179.87
		1703	6.66	
		1853	18.82	

При повышении скорости окисления происходит снижение значений энергии активации с 74.48 до 51.08 кДж/моль (соответственно, для металла, не подвергнувшегося легированию и силуминов эвтектического состава). Таким образом, при модифицировании алюминия незначительными количествами кремния структура защитной оксидной плёнки значительно ухудшается.

Приведенные опыты в работах [69-72] показали, что в расплавах металлов линия жидкой фазы ближнего порядка с ростом температуры обрывается в области выше 30-80 °С, что представляет собой превращение типа II.

Структурное превращение происходящее перед процессом кипения, приводит к тому что физические свойства претерпевают интенсивное изменение, а именно трансформация статической упаковки (с.у.) атомов, временной промежутков стабильной жизни атомов которого равен промежутку времени перемещения атомов.

Изучение диаграммы состояния проводились в работе [73], в котором указывается, что в результате взаимодействия Al_2O_3 и SiO_2 образовывается лишь одно соединение - муллит ($Al_6Si_2O_{13}$ ($3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$)). Изучения, проведенные в работах [67,68], показали образование силлиманита и $\alpha-Al_2O_3$ при температурах 923-1853 К.

Коррозионная стойкость сплавов Al-Si с невысоким содержанием Si и имеющего состав близкий к эвтектическому несколько ниже, чем у сплавов на основе магния используемых для литья, но тем не менее является удовлетворительной. Коррозионная стойкость Al-Si сплавов незначительно влияет на количество эвтектики в структуре сплавов и содержание кремния, как основного регулирующего элемента. В сплавах силуминов отмечается зависимость коррозионной стойкости данных сплавов от эвтектического строения.

1.7. Выводы по литературному обзору. Постановка задачи

Проведённый анализ литературы относительно применения и исследования свойств композиционных материалов показал, что эти материалы являются особо перспективными. Композиционные материалы могут дать промышленности те характеристики и качества, в материале, которые невозможно получить с помощью классических сплавов и металлов или же это потребует больших финансовых затрат и являются технически сложными. В промышленности используются множество видов композиционных материалов, которые имеют особые показатели физико-химических, механических, электрохимических и других свойств, удовлетворяющих растущие требования техники и технологий. Следовательно, можно сделать вывод что сфера композиционных материалов является востребованной в промышленности, следовательно, исследование и разработка новых материалов с особыми свойствами могут стать толчком для развития как науки, так и промышленности.

Анализ литературы также показал, что исследования по данному аспекту, а именно получение композиционных материалов методом продувки расплава кислородом которые планируется исследовать в данной диссертационной работе, ранее не проводились.

На основе изложенного, безусловно, ставится задача – синтезировать композиционный материал системы Al-Al₂O₃, провести испытание различных свойств полученных композиционных материалов и установить закономерности и механизмы протекания этих процессов.

ГЛАВА II. ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ПРОДУВКИ АЛЮМИНИЕВОГО РАСПЛАВА КИСЛОРОДОМ

Основной операцией для получения любого вида композиционного материала считается процесс соединения упрочняющей фазы с матрицей. Для этих целей применяют как распространённые и обычные для металлургии технологии как метод порошковой металлургии, так и иные способы, и технологии, используемые для того чтобы получить такого рода материалы. Особенность способа изготовления композита это, то что в процессе производства т.е. соединения двух компонентов можно получить не только сырую заготовку, которая потребует дополнительных стадий обработки и воздействий, но и деталей, которые по своей форме и размерам близки к готовой детали или же непосредственно саму деталь.

Композиты являются представителями широкого класса материалов, используемых в различных сферах промышленности с абсолютно разнообразными свойствами и функциями. Необходимо подчеркнуть широкий список веществ, используемых для изготовления композитов и многообразии структурного строения характерным для композитов на основе металла. Возможность получения обширного вида композитов стало реализоваться, по причине использования разнообразных процессов и технологий.

Основные способы производства и получения композиционных приведены ниже, они также делятся на типы:

-Химический, химический способ, электрохимический и термохимическое осаждение;

-Газо-фазный и паро-фазный, в основном это методы конденсации из паров и газов;

-Жидкофазный, направленная кристаллизация и (или) пропитка подготовленных каркасов наполнителя;

-Твердофазный, в основном это методы из порошковой металлургии, диффузионное сращивание и другие термомеханические технологии;

-Комбинированный, заключающий в себя комбинацию нескольких методов изготовления композитов.

Все эти технологии в определённой мере используются для созидания композитов. Основными методами, применяющиеся с целью созидания композитов и являющимися наиболее востребованным это два нижеуказанных метода:

- Получение композиционного материала прокаткой;
- Получение композиционного материала прессованием порошков.

Наиболее производимым методом, который дает больше объема в единицу времени по праву считается метод прокатки. Он используется для изготовления, композитов, которые называются естественно-композиционными.

Для этого можно воспользоваться сталью, имеющий доэфектоидный состав. Стали в таком составе могут иметь феррито-перлитовое строение, когда отожжены (рисунок 2.1). Если нагревать сталь до температуры, равный около межкритического участка (A_{c1} - A_{c3}), его структура может иметь ферритоаустенитный вид. Для достижения ферритомартенситной структуры, необходимо провести закалку при температурах, соответствующих межкритической области и гарантировать ускоренное охлаждение, то есть провести процесс закалки (рисунок 2.1). Таким образом, можно также формировать слоистые структуры, ориентированные на другие сплавы, находящиеся в разных фазовых состояниях.

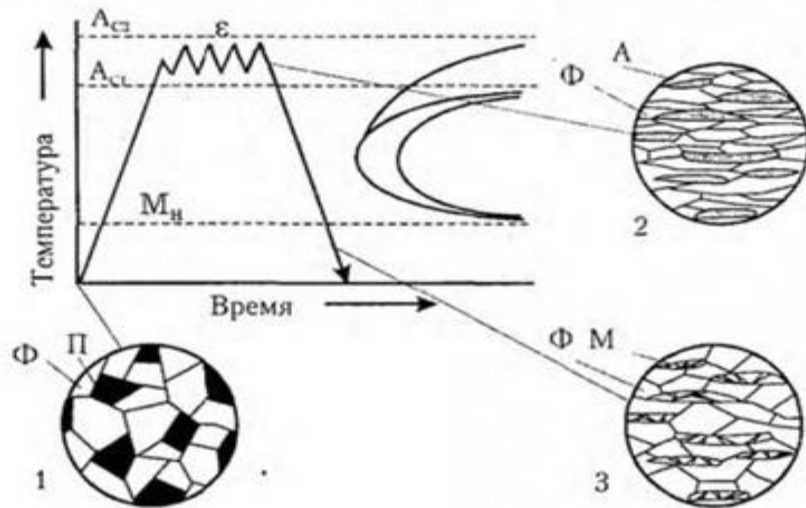


Рисунок 2.1. Схематичное изображение образования естественно-композиционного материала, имеющего слоистую ферритомартенситную структуру.

Другим наиболее популярным методом, используемым для того чтобы получить композит, который состоит из металлов, является метод получения композита с помощью прессования. Прессование выступает как самая важная операция при использовании метода получения композита диффузионной сваркой [33].

Отличие данного метода, это то что этой операцией соединяют отдельные компоненты в единую структуру, целый, полноценный материал. Процесс прессования композитных материалов обычно происходит в замкнутом объеме, например, в пресс-форме, сгибаемой матрице и двух пуансонах. По принципу работы и образования композиционного материала этот процесс, является максимально похожим на процесс получения композитов методом порошковой металлургии.

Прессование проходит процессом пластической деформации матричного материала. Это действие проводят для того чтобы избавиться от возможного пространства между фазами, и максимального уплотнения всей матрицы. Параллельно с процессом деформации которая возникает преимущественным образом на границе соприкосновения слоев или фаз,

также проходит процесс диффузии, гарантирующий прочность связей на границах и таким образом увеличение механических характеристик получаемого материала [33].

Ключевыми факторами от которых зависит качество и характеристики композиционных материалов является такие параметры процесса как: температура прессования, время выдержки, среда, и самое важное – это значения давления прессования.

Создание композиционных материалов можно отнести к одним из приоритетных направлений в нашей стране, поддерживаемых на самом высоком государственном уровне. Основной проблемой композиционных материалов является их высокая стоимость изготовления. Наибольшее внимание исследователи уделяют армированным частицами алюмоматричным композитам (АМК) из-за их низкой стоимости, высокой прочности, низкой плотности [74], особенно при применении в отсутствии экстремальных тепловых условий и условий нагрузки (автомобильные компоненты). Существует множество технологий производства АМК с дисперсной упрочняющей фазой. Эти способы можно разделить на 3 основные группы:

- Твердофазные: порошковая металлургия (спекание порошков) различными источниками энергии, в том числе аддитивные технологии и сварка трением перемешиванием;
- Жидкофазно-твердофазные: заливка матричным расплавом твердого наполнителя (ex-situ) ;
- Жидкофазные: химический синтез упрочняющего компонента в расплаве (in-situ).

Методы порошковой металлургии чрезвычайно дорогие и имеют ограниченное применение при производстве АМК из-за высокой окисляемости матричного алюминия. Литье перемешиванием, которым производится 80% АМК методами ex-situ, неспособно работать с наноразмерными частицами наполнителя, вследствие необходимости

формирования большой межфазной поверхности, что приводит к многочасовому процессу перемешивания. Наиболее перспективными являются методы *in-situ* с применением газообразного носителя упрочняющего компонента.

Метод получения алюмоматричного композита методом продувки предварительно наводороженного расплава кислородом, предложенный в работе [75], является наиболее дешевым вариантом из существующих. Сущность предложенного метода состоит в разрушении оксидных пузырей на зеркале расплава в результате реакции образования из оксида алюминия газообразных субокислов при локальном повышении температуры вследствие реакции горения выносимого на зеркало расплава на поверхности пузырей водорода. Но метод для использования в качестве технологии требует описания происходящих физико-химических процессов.

Материалы и методы

В печь сопротивления с алундовым тиглем загрузили 500 грамм металлошихты алюминиевого сплава марки АК7 (ГОСТ 1583-93). Состав исходного сплава дополнительно исследовали в рентгеновском дифрактометре XRDynamic 500, который подтвердил, что выбранный сплав состоит в основном из алюминия с содержанием в нем кремния. Графическое изображение дифрактограммы приведен на рисунке 2.2.

Минимальное содержание водорода согласно данным [76] равно: 0,65 мл/ 100 грамм алюминия. Количество требуемого гидрида титана (II) для плавки 500 грамм композита на основе алюминия было рассчитано согласно уравнению термического разложения.

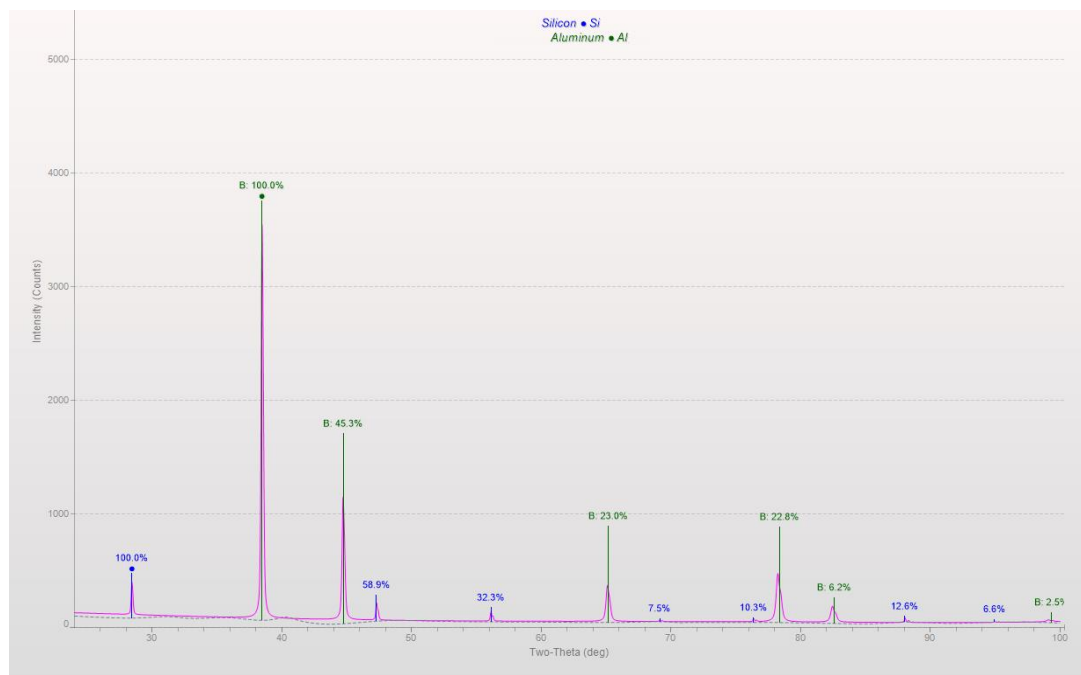


Рисунок 2.2. Дифрактограмма исходного алюминиевого сплава АК7.

Наводороживание расплава проводили колокольчиком с гидридом титана массой 1 г, завернутым в алюминиевую фольгу. Крышка печи была снята и установлена кварцевая фурма наружным диаметром 10 мм. Продувку проводили с расходом кислорода 0,063 м³/ч, определяемым по расходомеру ГУЗ 0,63. На зеркале расплава на начальном этапе продувки сформировался слой шлака (кроме поверхности зеркала расплава по периметру тигля), ограничивающий «бурление» расплава и таким образом, благоприятно сказывающийся на усвоении кислорода. Длительность процесса продувки занимал около 1 часа. Толщина слоя шлака в процессе продувки не увеличивалась. Окончание продувки определяется визуально, по начинающемуся увеличению слоя шлака, что означает полное удаление водорода из расплава. По окончании продувки фурма была извлечена из печи, слой шлака удален литейной ложкой. Заливка производилась из съёмного тигля в песчаную литейную форму.

Технологическая схема производства композиционного материала приведена на рисунке 2.3.



Рисунок 2.3. Технологическая схема производства композиционного материала «Оксидадь».

Содержание оксида алюминия в образцах полученного композита было определено с помощью фотометрического метода согласно ГОСТ 11739.1-90. Исследования были проведены в лаборатории кафедры общей химии Уральского федерального университета на трех образцах, полученных из разных плавов.

Структурное изучение образцов для определения толщины оксидной пленки проводилось на сканирующем электронном микроскопе CarlZeiss AURIGA CrossBeam на базе ЦКП Уральского федерального университета и

было совмещено с формированием карт разориентаций кристаллитов (EBSD-анализ).

Теория и результаты

При продувке предварительно насыщенного водородом расплава газообразным кислородом через фурму на её срезе образуются пузыри, покрытые оболочкой из пленки оксида алюминия. Для жидких расплавов в работе [77] была исследована продувка металлического расплава газом через фурму. Исходя из полученных данных была предложена полуэмпирическая формула для расчета диаметра образующегося газового пузыря:

$$d_b = \left[\left(\frac{6 * \sigma * d_n}{\rho_l * g} \right)^2 + 0,0242 * (V_g^2 * d_n)^{0,0867} \right]^{1/6} \quad (2.1)$$

Где V_g - расход газа, м³/с;

ρ_l – плотность расплава, кг/м³;

g – ускорение свободного падения м/с²;

σ – поверхностное натяжение сплава, Н/м;

d_n – внешний диаметр фурмы, м.

Расчет для условий эксперимента показал значение диаметра пузыря - 14,4 мм. При продувке образуется оксидная плёнка. Поверхность образованной оксидной пленки для одного пузыря рассчитывается по формуле:

$$S_b = \pi * d_b^2 \quad (2.2)$$

Оксидная плёнка образуется в процессе формирования пузыря на фурме, его отрыве и всплытии. Параболический закон окисления жидкого алюминия:

$$\frac{dx}{dt} = K_x * \frac{1}{x} \quad (2.3)$$

в диапазоне температур 800 – 1560 °С выявлен в работе [56].

Полученные значения константы реакции соответствуют уравнению Аррениуса:

$$K_x = \frac{A}{\rho} * e^{-\frac{E}{RT}} \quad (2.4)$$

Где $A=3,3 * 10^{-6} \text{ г}^2 * \text{см}^4/\text{с}$; $E = 777496 \text{ Дж/моль}$

Тогда толщина оксидной плёнки равна:

$$h_{Al_2O_3} = \sqrt[2]{2 * K_x * \tau} \quad (2.5)$$

Таким образом, толщина оксидной плёнки является функцией времени образования пузыря и всплытия его на поверхность.

Согласно предложенным в работе [78] зависимости, скорость подъема пузырей ω_{Π} считается по формуле:

$$\omega_{\Pi} = 0,70 * \sqrt[2]{\frac{d_b * (\rho_1 - \rho_r) * g}{\rho_1}} \quad (2.6)$$

и составляет для вышеуказанного размера пузыря 0,25 м/с.

$\vartheta_{\text{отрыва}}$ – частота образования пузырей рассчитывается по формуле:

$$\vartheta_{\text{отрыва}} = \frac{6 * Vg}{\pi * d_b^3} \quad (2.7)$$

В условиях эксперимента время всплытия (при высоте расплава в тигле над фурмой 80 мм) составит 0,2 с. а время формирования пузырька 0.09 с.

Тогда толщина пленки, образовавшейся за это время составит 192 нм, что соответствует минимальному уровню полученных экспериментальных данных (рисунок 2.4). Масса образовавшегося оксида алюминия может быть рассчитана по формуле:

$$m_{Al_2O_3} = \vartheta_{\text{отрыва}} * t * \pi * d_b^2 * h_{Al_2O_3} * \rho_{Al_2O_3} \quad (2.8)$$

где t - время продувки.

Результаты фотометрического анализа образцов и массовые балансы плавок приведены в таблицах 2.1 – 2.2.

Таблица 2.1

Результаты фотометрического анализа образцов:

№ Опыта	Масса навески, Мг	Масса оксида алюминия, мг	Доля оксида алюминия, %
1	161.64	8.3	5.1
2	175.92	8.6	4.8
3	184.13	7.9	4.3

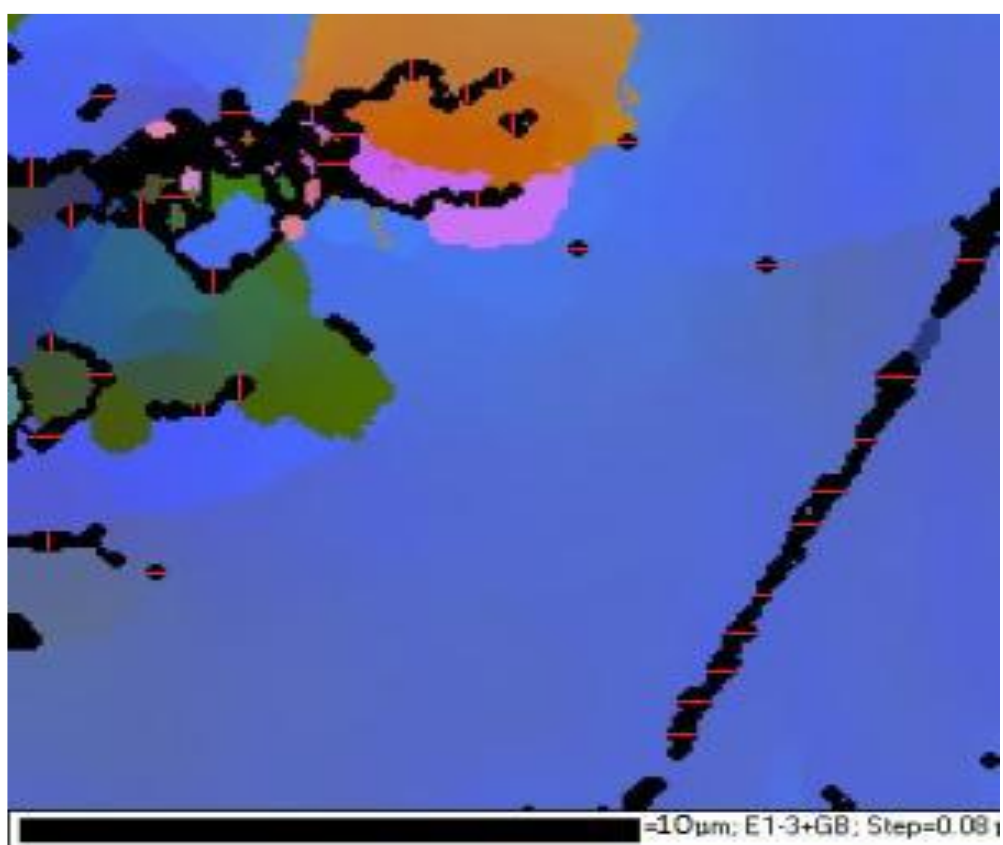


Рисунок 2.4. EBSD - анализ структуры оксида.

Доля оксида в исследованном образце

	Масса, г. при номере опыта		
	1	2	3
Дутье кислорода, м ³ /ч	0.063	0.063	0.063
Время продувки, мин	60	56	39
Расход кислорода, м ³	0.063	0.0588	0.0409
Доля оксида в металле. Экспериментальная	0.051	0.0480	0.0430
Доля оксида в металле, Расчётная	0.044	0.0450	0.0330

Заключение

В результате проведённых экспериментов, на основе вторичного алюминиевого сплава АК7 был получен композиционный материал системы Al-Al₂O₃. Экспериментально выявленные значения содержания оксида алюминия в композиционном материале находятся близко к теоретически полученным. Несколько большая доля оксида алюминия, выявленная экспериментально, очевидно, связана с меньшим размером теоретически предсказанной толщины оксидной плёнки от практически наблюдаемой на рисунке 2.4.

Следует отметить что, данная технология получения композиционного материала является с технической точки зрения более простой, менее затратной и может стать заменой существующим технологиям получения композиционных материалов методами *ex situ*.

ГЛАВА III. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НОВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Al-Al₂O₃ «ОКСИДАЛЬ»

Композиционные материалы все шире внедряются в производство современных аппаратов промышленного назначения и широкого потребления. Следовательно, вопросы о качестве изготавливаемых деталей и частей из композиционных материалов, накопление знаний о свойствах, т.к. физико-химические, механическая и др. является актуальной. Надёжность эксплуатации изделий из композиционных материалов, во многом зависит от их прочностных и упругих свойств. В связи с этим проблема оптимизации и изучения механических свойств представляет несомненный научный и практический интерес.

В 2011 г. на производственных мощностях предприятия ООО «Уралпромлитъё» (г. Каменск- Уральский Свердловской обл.) расплав АК9 в 300 кг печи сопротивления с чугунным тиглем по ошибке был продут вместо аргона кислородом. Это обнаружилось по прошествии 4 часа после начала продувки.

По наблюдениям заливщиков, расплав имел исключительно высокую жидкотекучесть и не образовывал при разливке оксидных плёнок. Полученные отливки имели очень качественную поверхность, значительную усадку и облой, что указывало на существенно завышенную температуру расплава при заливке. В качестве шихты использовали моторный лом, загрязнённый закоксованными углеводородами, т.е. повышение температуры расплава обеспечивалось реакцией горения, что наблюдали визуально.

Исследованные образцы показали наличие в структуре сплава мелкодисперсных оксидов, образовавшихся в результате разрушения оксидной плёнки на внутренней поверхности всплывающих оксидных пузырей, что противоречило данным ученого Н. Бабчана.

Предположили, что оксидные пузыри разрушились благодаря наводороживанию сплава. Экспериментальная проверка этой гипотезы с использованием гидрида титана, традиционно применяемого для насыщения Al - расплавов водородом при получении некоторых алюминиевых отливок, подтвердила это предположение. Полученный в результате оксид-алюминиевый КМ был назван «Оксидаль» (Oxidalle). Дальнейшая работа была направлена на исследование структуры, механических свойств, а именно, твердости и прочности.

3.1 Микроструктура и исследование композиционного материала системы Al-Al₂O₃ на твердость.

Авиационная и машиностроительная отрасли развиваются быстрыми темпами, что приводит к увеличению спроса на материалы с улучшенными характеристиками. Сегодня к конструкционным материалам предъявляют высокие требования. Нужно чтобы эти материалы имели большую прочность, пластичность, а также способность противостоять коррозии и другим видам износа. В результате, возникает потребность в разработке новых технологий и синтезе материалов для создания конструкций и конечных готовых изделий, которые бы отвечали этим высоким требованиям.

Одним из основных направлений в данной области является использование композитных материалов, которые обладают высокой прочностью и при этом легкостью. Композиты представляют собой смесь различных материалов, которые включают упрочняющую часть (наполнитель), которая обеспечивает высокую прочность, и матрицу, которая связывает эти материалы (фазы) вместе. Независимо от того, что композиционные материалы различного типа и содержания, а также сплавы на основе титана все больше находят применение в авиастроении, материалы на основе алюминия являются основным материалом в самолетостроении. В силу своей высокой прочности, устойчивости к усталости и

трещиностойкости, а также низкой цене, данные материалы становятся неотъемлемыми в развитии современной техники.

В современном мире развитие технологий требует создания новых материалов с оптимальным сочетанием конструктивных и функциональных свойств. В данный момент материаловедение как наука активно развивается и придает большое значение композиционным материалам, а также материалам, которые имеют сверхмелкое зерно [2].

Свойства материалов не определяются только свойствами атомов и других, более крупных структурных элементов, образующих данную систему, но и от того, как эти элементы располагаются в пространстве. Другими словами, в формировании свойств материалов существенную роль играет не только их химический (элементный) состав, но и структура (строение). По этой причине, структурным исследованиям, проводимым на различных масштабных уровнях, в материаловедении придают особое значение.

С этой целью нами были изучены микроструктура исходного сплава АК7 и полученного нового композиционного материала системы Al-Al₂O₃ на световом микроскопе марки БИОМЕД ММР-1 (рис. 3.1).

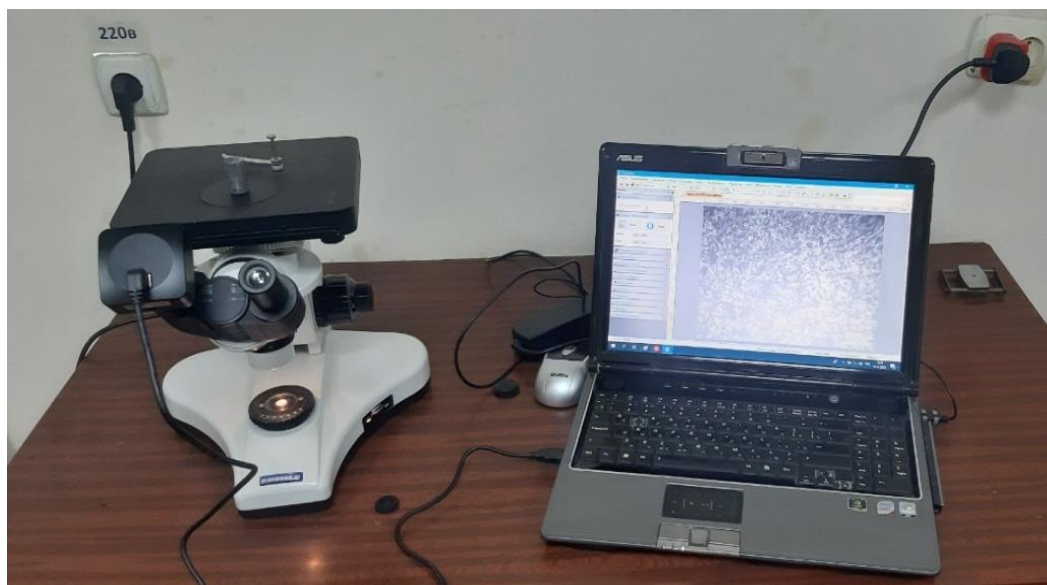


Рисунок 3.1. Микроскоп БИОМЕД-1

Изучение микроструктуры является одним из главных средств исследования сплавов. Это дает возможность определять влияние различных влияний на свойства полученных материалов и планировать дальнейшие перспективы использования этих материалов в промышленности.

Для того чтобы изучить микроструктуру наших образцов под микроскопом, прежде всего надо приготовить микрошлиф. Процесс приготовления микрошлифа включает в себя вырезание образца из определенного участка исследуемого объекта. В зависимости от цели нашего исследования и нужно выбирать этот участок. Далее процесс шлифования и полирования образца до получения тонкой пластины, а затем травление этой пластины специальными реагентами для выявления микроструктуры материала. Для приготовления микрошлифов обычно используются образцы цилиндрической или квадратной формы с диаметром или стороной квадрата в диапазоне 10-20 мм и высотой 10-30 мм. Такие размеры образцов обеспечивают удобство в обработке и позволяют получить качественные микрошлифы для исследования.

Алюминиевый сплав марки АК7 с содержанием 1го процента железа (рис. 3.2а) имеет микроструктуру которая включает в себя первичные дендриты α -Al (твердый раствор, состоящий в основном из алюминия) а также сложную эвтектику, состоящую из различных компонентов. Существующие внутри сплава фазы, содержащие железо Fe_2SiAl_8 и Al_5SiFe , образуют эвтектику (α -Al + Fe_2SiAl_8 + Al_5SiFe + Si). Эти фазы являются причиной снижения пластичности материала. Эти кристаллы имеют похожую на китайские иероглифы форму (Fe_2SiAl_8), или же пластинчатую форму (Si и Al_5SiFe). О том, что продувка кислородом имеет небольшое влияние на микроструктуру материалов было приведено авторами ранее [22].

При анализе микроструктуры исследуемых материалов чаще всего можно обнаружить железосодержащие фазы $FeAl_3$, Fe_3SiAl или $Fe_2Si_2Al_9$. Это можно объяснить так, Fe и Si крайне мало растворяются в алюминии и находятся в алюминии как примесь. И из-за этого при травлении этого

металла 0,5 %-ным раствором плавиковой кислоты их можно без труда выявить.

На рисунке 3.2. приведены результаты изучения микроструктуры алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃. Согласно этим изображениям в структуре сплава после продувки расплава исходного материала кислородом значительные изменения не происходят.

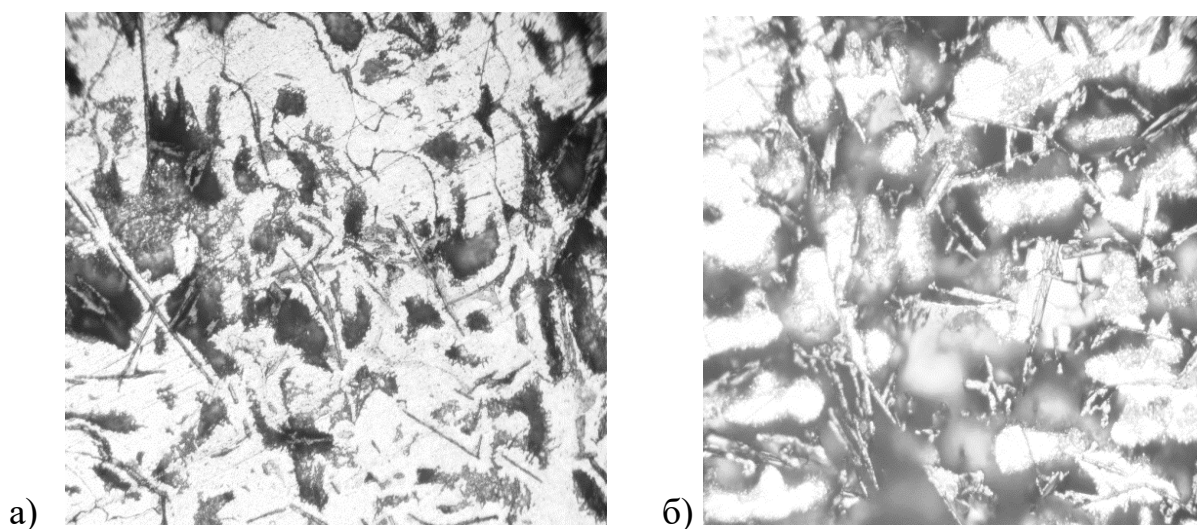


Рисунок 3.2. Микроструктурный анализ (x500) алюминиевого сплава АК7 (а) и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ (б).

Нами было предположено, что в результате продувки расплава и, следовательно, взаимодействия кислорода с металлом, образуются частицы Al₂O₃ и эти включения в свою очередь равномерно распределившись внутри сплава изменяют механические свойства сплава, а именно повышают его прочность. Также наличие частичек Al₂O₃ приводит к тому что при кристаллизации кристаллы Fe₂SiAl₈ и Si растрескиваются и таким образом это приводит к их измельчению. Также при проведении исследований тонкой структуры дендрита альфа алюминия, были выявлены наноразмерные частицы оксида алюминия.

Чтобы понять возможные причины улучшения параметров прочности исследуемых образцов, полученных в следствии продувки расплава

кислородом, нужно изучить вопрос о воздействии на структуру и свойства материала при перегреве расплава [23–26]. Необходимо учитывать, что когда алюминиевых расплав продувается кислородом, растворенный водород взаимодействует с кислородом на зеркале расплава и сгорает, тем самым поднимая температуру вплоть до ~ 1000-1100 °С. В работе [24] приведено что при перегреве расплава аналогичного содержания как у нас, механические свойства этого материала заметно улучшились. Анализируя полученные результаты и работы коллег можно констатировать, что процесс перегрева исходного алюминиевого сплава АК7 +1% Fe также создает условия для улучшения механических свойств, а именно упрочнения сплава. Можно предположить, что как раз процесс перегрева приводит к образованию дисперсной, а также равномерной субструктуры дендритов в микроструктуре, улучшает уровень однородности механических характеристик в микроскопических объемах.

Твердость – это свойство конструкционного материала сопротивляться пластической деформации или необратимому изменению формы под воздействием внешних факторов. Это важное свойство для многих сплавов, в особенности тех сплавов и материалов, которые применяются в промышленности. Это одна из ключевых механических характеристик материала, которая показывает его устойчивость к износу, сколам, царапинам и прочим повреждениям. Исходя из значения твердости выбирают исходный материал для изготовления той или иной детали или конструкций. От значения твердости также зависит срок службы детали и надежность конструкций.

Для измерения твердости материалов, чаще всего используют несколько методов и способов. Есть такие методы измерения твердости как шкала Мооса, твердость по Виккерсу и твердость по Бринеллю. Все эти методы имеют как преимущества, так и недостатки, поэтому выбор метода зависит от вида исследуемого сплава и материала, также конкретных требований к исследуемым материалам. На практике чаще твердость

материалов измеряют в таких единицах как HV (метод Виккерса) и HB (метод Бринелля). Чем выше твердость материала, тем меньше он подвержен пластической деформации. Это означает, что он будет более устойчивым к внешним воздействиям и будет сохранять свою форму лучше, чем материалы с меньшей твердостью.

Типичные конструкционные материалы, как например, сталь, чугун, алюминий или титан обладают высокой твердостью, что придает им прочность и надежность для использования в разных конструкционных проектах. Вместе с тем, высокая твердость также говорит о хрупкости материала, который может легко ломаться при сильных ударах и внешних воздействиях. Поэтому, выбирая материал для создания деталей, необходимо учесть и другие характеристики кроме твердости для обеспечения максимальной надежности и долгого функционирования.

Как ранее было сказано, существуют множество способов испытания материалов, но чаще других проводят испытания твердости материалов методом Бринелля. Причиной тому является, то что при проведении испытаний этим методом на твердость материалов, исследуемый материал не разрушается, исследование не приводит к нарушению функциональности. Также на счет форм и размеров испытываемых деталей нет особых требований, что конечно упрощает проведение исследований. Также приборы с помощью которых проводятся испытания имеют простую конструкцию и при желании можно перемещать. Для определения значений твердости возможны способы и методы воздействия прибором на поверхность исследуемого образца: вдавливанием, царапанием, а также упругой отдачей.

Нами был выбран метод определения твердости вдавливанием из-за того, что он более распространен и общепринят. На рисунке 3.3 приведена схематическое изображение прибора ТШ-2М, с помощью которого и были проведены измерения по Бринеллю.

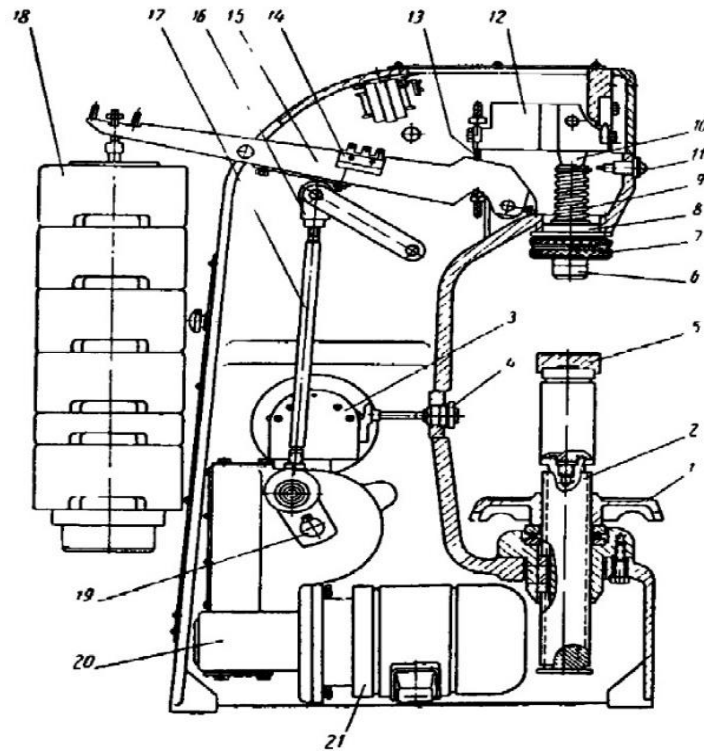


Рисунок 3.3. Прибор ТШ-2М для определения твёрдости

Основными механизмами прибора являются:

1. Поднимающийся и опускающийся маховик.
2. Подъемный винт.
3. Установочная шкала выдержки,
4. Электрическое реле с микро-выключателем,
5. Опорные столики,
6. Вдавливаемый наконечник,
7. Регулируемый упорный стальной чехол (6),
8. Втулка,
9. Пружина,
10. Шпиндель,
11. Сигнальная электролампа,
12. Призма грузового рычага,
13. Соединительная серьга,
14. Включаемый микропереключатель,
15. Призма грузового рычага второго рода,
16. Вилка,
17. Шатун,
18. Сменные грузы,
19. Кривошип,
20. Двухступенчатый редуктор,
21. Электродвигатель

Подъемный винт 2 установлен на чугунной подшипниковой втулке, на которой закреплена сменная опорная платформа 5 для укладки образцов. Винт можно поднимать и опускать, поворачивая маховик 1. В головке прибора имеется пружина 9, опирающаяся на вал 10, которая прикладывает к исследуемому образцу предварительную нагрузку в 100 кгс, с целью

устранения его проскальзывание в ходе работы. Пружина толкает втулку 8 в конический паз, а вал 10 - к центральной призме 12 кронштейна. Когда исследуемый образец поднимается к наконечнику, втулка снимается с конуса, и шпиндель прижимает шарик к испытываемой поверхности без трения. Рычажная система с передаточным числом 1:50 в верхней части станины прижимает шаровой конец 6 к испытываемому образцу. На квадратных колоннах второго типа грузовых рычагов 12 и 15 расположены самоустанавливающиеся опоры 13, соединенные цепями. К рычагу 15 подвешены сменные грузы 18, которые могут создавать нагрузку 187,5 кгс, 250 кгс, 500 кгс, 750 кгс, 1000 кгс и 3000 кгс в комбинации.

Приложение и снятие нагрузок осуществляется кривошипным механизмом, состоящим из кривошипа 19, шатуна 17 и вилки 16. Кривошип приводится во вращение от электродвигателя 21 через червячный двухступенчатый редуктор 20 с общим передаточным отношением 1:1600. Изменением направления вращения кривошипа после заданного промежутка времени и автоматическим выключением электродвигателя управляет электрическое реле с микровыключателем.

Продолжительность выдержки образца под нагрузкой устанавливается за счёт изменения угла поворота кривошипа до переключения на обратный ход. Время холостого поворота кривошипа с момента отрыва шатуна от рычага до встречи с ним при его обратном ходе равно продолжительности выдержки образца под нагрузкой, которое отмечается сигнальной электролампой 11, включаемой микропереключателем 14, расположенным на рычаге 15.

Продолжительность выдержки может устанавливаться по шкале 3 перед началом серии испытаний. Наконечник на шпинделе защищён регулируемым упорным стальным чехлом 7, упрощающим и ускоряющим работу на приборе, так как при нём нет необходимости медленно подводить испытываемый образец к шарик.

Основным принципом испытания на твердость методом Бринелля является в том, что стальной закаленный шарик определенного диаметра в нашем случае 2,5 мм, под действием заданной нагрузки вдавливаются в исследуемый образец. Под воздействием шарика на исследуемом образце образовывается углубление, отпечаток этого шарика, которое мы сможем наблюдать после того как снимем образец после испытания. Размеры этого углубления можно измерить используя лупу с делениями. После этого остается лишь подставить полученные значения в следующую формулу и рассчитать:

$$HB = \frac{P}{S} = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \frac{\text{кгс}}{\text{мм}^2}$$

здесь P – это усилие с которым шарик давит на образец, кгс;

S – площадь поверхности образовавшегося углубления, мм²;

D – диаметр вдавливаемого шарика, мм;

d – диаметра углубления в образце, мм;

HB – обозначение твердости по Бринеллю

Преимуществами метода Бринелля являются простота, достаточная точность, минимальные требования к чистоте поверхности по сравнению с другими методами, а также наличие устойчивой связи HB с величиной св. Стоит отметить что метод Бринелля нельзя использовать если значение твердости образцов выше 450 HB, в этом случае возможно использование метода Роквелла который дает возможность измерить материалы, имеющие твердость около 1000 HB.

Таким образом, с помощью метода Бринелля нами были исследованы характеристики алюминиевого сплава марки АК7 и полученного композиционного материала системы Al-Al₂O₃.

Теоретический обработка экспериментальных результатов позволит определить зависимость между твердостью по Бринеллю и пределом прочности для сырых незакаленных сплавов. Данная зависимость описывается уравнением следующего вида:

$$\sigma_B = k * HB$$

У алюминиевых литейных сплавов значения коэффициентов «k» имеют значения равною 0,26.

При умножении полученного значения на 9,8 мы получим данное значение, но уже в МПа (так, $100 \text{ кг/мм}^2 = 980 \text{ МПа}$).

По результатам измерения твердости и значения коэффициента «k» возможно провести оценочное суждение о прочности исследуемых образцов.

Проведенное исследование показало, что после продувки кислородом исходного сплава АК7 в металле появляются включения Al_2O_3 , эти частицы равномерно распределяются в объеме и повышают прочность сплава. Также частицы Al_2O_3 при затвердевании становятся причиной измельчения существующих фаз, механически ограничивая их рост.

Так как в ходе получения композиционного материала, нами был добавлен гидрид титана в количестве 1 грамм, для того чтобы оценить исключительно влияние титана на твердость исходного сплава и сравнить с полученным композиционным материалом нами были изготовлены образцы из исходного алюминиевого сплава АК7 с добавлением 1 масс. % титана [79]. Результаты проведенных испытаний приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1

Твердость исследованных материалов

№ п/н	Материал образца	*Твёрдость НВ	
		кгс/мм ²	МПа
1	Сплав АК7	65	637
2	Сплав АК7 + Ti (1 масс. %)	68	668
3	Композит системы Al-Al ₂ O ₃ .	125	1227

*-среднее значение определили по результатам 3 измерений.

3.2. Испытания композиционного материала на прочность

Испытание на растяжение – широко используемый метод для определения характеристик прочности металлов и сплавов, используемых в изготовлении конструкций и деталей, на которые воздействуют внешние усилия. Преимуществом этого метода является то, что можно испытать предел прочности исследуемого образца, но и можно определить предел текучести, пластичность материалов, можно определить сужение или удлинение образца под воздействием усилия, а также поведение исследуемого сплава при различных заданных нагрузках. Также этот метод дает возможность вычислить значения механических параметров на всех ступенях деформации, начиная с упругой деформации и до разрушения.

Данный вид исследования проводят на специальных установках, в которых можно провести управляемое растяжение образца. Образец для испытания на разрывных машинах должен иметь определенные стандартные размеры. Для проведения испытания образец из испытуемого сплава помещается в зажимы установки, и после начинается испытание, прикладывая усилие – нагрузку. Которая постепенно возрастает, вплоть до момента полного разрыва образца. При проведении работы фиксируются различные параметры системы, например, прилагаемая нагрузка на образец, деформация и удлинение образца, а также скорость деформации и другие. Следует отметить, что скорость растяжения при этом должна быть минимальной, для того чтобы избежать неточностей в полученных результатах. Все эти значения необходимы для анализа и вычисления характеристик исследуемых материалов.

Полученные результаты позволят определить характеристики сплавов и сделать выводы о возможности применения этого сплава для изготовления определенной детали или конструкции, оценить предел прочности материала, надежность, а также могут быть полезны при разработке новых материалов и сплавов с различными добавками с целью улучшения свойств.

В данном разделе работы для получения представления о степени упрочнения вследствие появления в структуре упрочняющих частиц оксида алюминия, нами были проведены ряд исследований на разрывной машине Instron 3382. Графическое изображение разрывной машины Instron 3382 приведена ниже на рисунке 3.4.

Instron 3382 – современное точное оборудование с помощью которого исследуют материал на растяжение, сжатие, изгиб. С помощью этого оборудования можно исследовать материалы различной формы и размеров. Исследуемыми материалами могут быть как чистый металл или сплав, полимерные материалы, бумага, резина, пластмасса текстиль и другие виды материалов, также можно проводить исследования при различных температурах и задавать скорость деформации образцов.

Эта испытательная машина получила признание и применяется в различных областях науки и техники, таких как материаловедение, механика, строительство и другие. Она позволяет проводить исследования свойств различных материалов, разрабатывать новые материалы и технологии, а также оценивать качество и надежность существующих материалов и конструкций.

Instron 3382 имеет дополнительные функции, упрощающие процесс обработки значений и построения графиков, например, система автоматической записи данных и система управления данными. Эти функции позволяют получить результаты испытаний в виде готовых таблиц и графиков, где приведены все параметры проведения испытаний.



Рисунок 3.4. Разрывная машина Instron-3382.

Кривые нагрузка - деформация исходного алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала «Оксидаль», полученные на разрывной машине, представлены на рисунке 3.5. [80]. Из диаграммы виден хрупкий характер разрушения композиционного материала «Оксидаль», без участка пластического течения, и значительное повышение прочности, относительно исходного сплава, что связано с расположением оксидов в композиционном материале «Оксидаль» по границам фазовых составляющих (рисунок 3.6) и субзерен (рисунок 3.7).

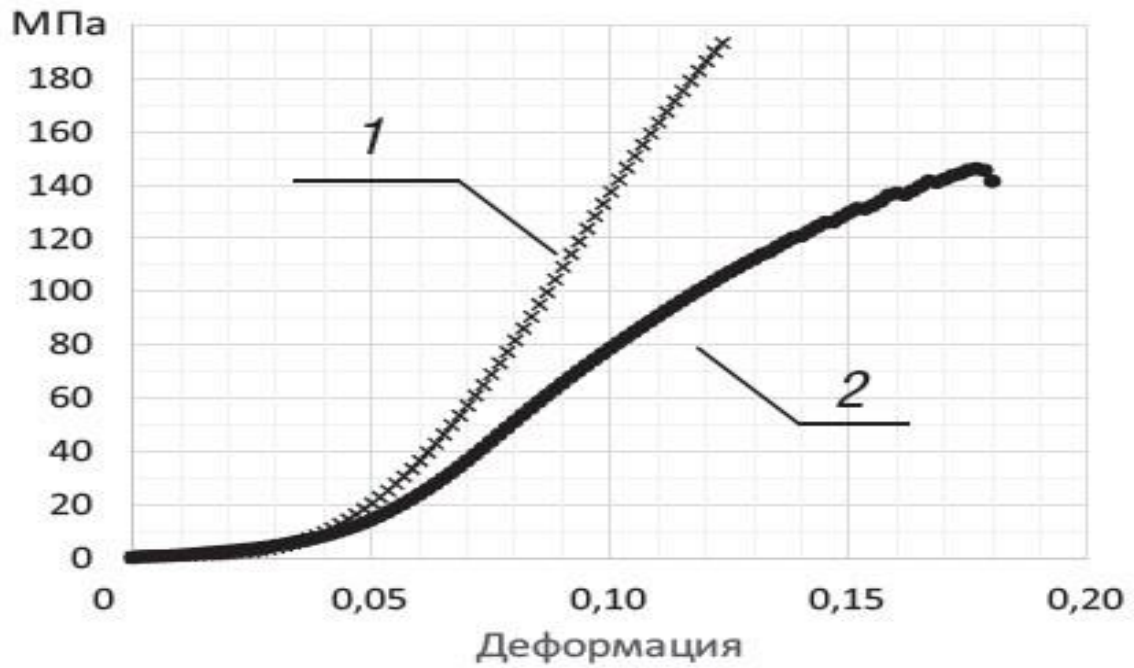


Рисунок 3.5. Диаграмма нагрузка – деформация. 1 – Композиционный материал системы Al-Al₂O₃, 2 - Алюминиевый сплав АК7.

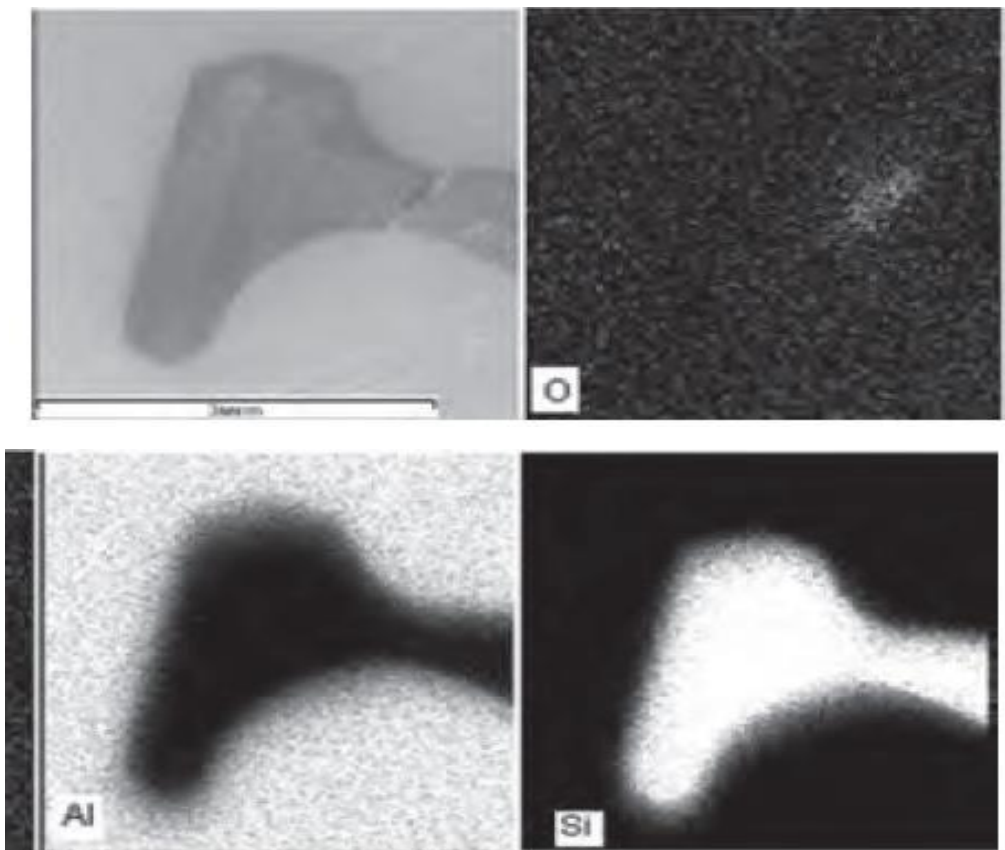


Рисунок 3.6. Кристалл Si в Оксидале и карты распределения элементов, растровая электронная микроскопия.

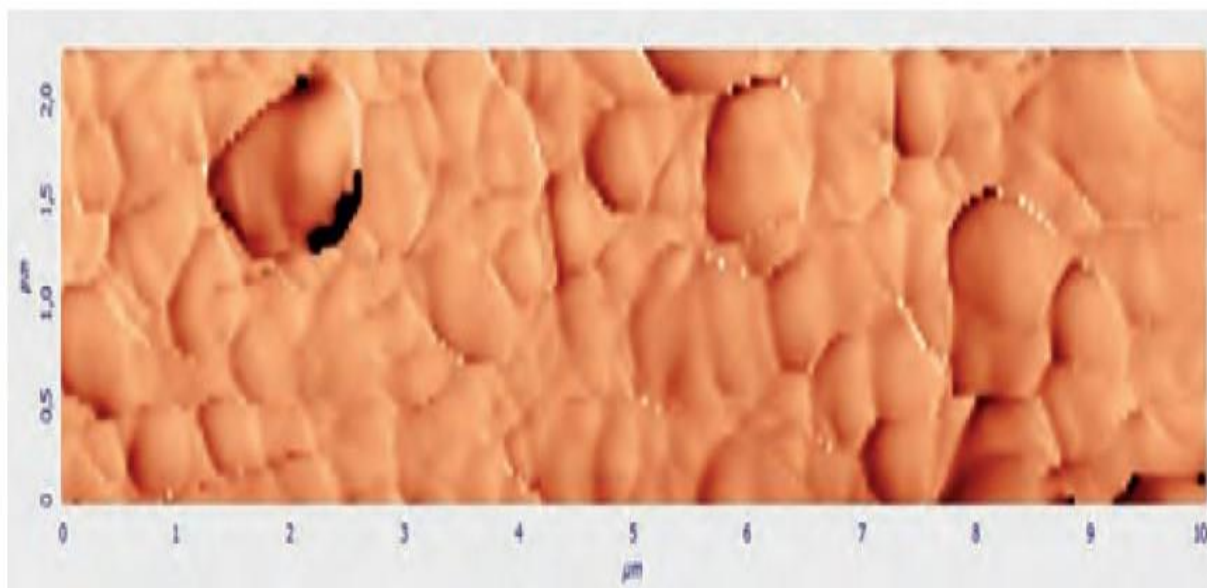


Рисунок 3.7. Поверхность зерна α -Al в Оксидале; сканирующая зондовая микроскопия, контактный режим, метод фазового контраста.

Анализ оптической металлографии, проведённый в работе [81], показал, что доля эвтектики в сплаве не изменилась, дендритный параметр остался на том же уровне, поэтому повышение прочности сплава связано не с уменьшением размера зерна, а с измельчением интерметаллидных Fe-содержащих фаз и кристаллов Si (см. рисунок 3.3), что обусловлено механическим препятствием их формированию.

Предварительную гидрогенизацию расплава проводили в колокольчике гидридом титана, который разлагается в расплаве, а его избыток сверх предела растворимости водорода сгорает на зеркале расплава. При продувке расплава кислородом через фурму формируются пузыри, покрытые по границе раздела оксидной плёнкой.

Поскольку реакция окисления Al - экзотермическая, расплав разогревается, и с его стороны на поверхности плёнки адсорбируется растворённый водород [82].

При всплытии пузыря на поверхность идёт реакция горения водорода, которая приводит к дополнительному повышению температуры расплава

(рисунок 3.8) и её стабилизации на уровне, соответствующем реакции образования газообразных субоксидов Al из оксидной плёнки [83]. Разрушение оксидных пузырей при повышении температуры расплава и убыль массы плавки, при этом, были подтверждены в работе [84].

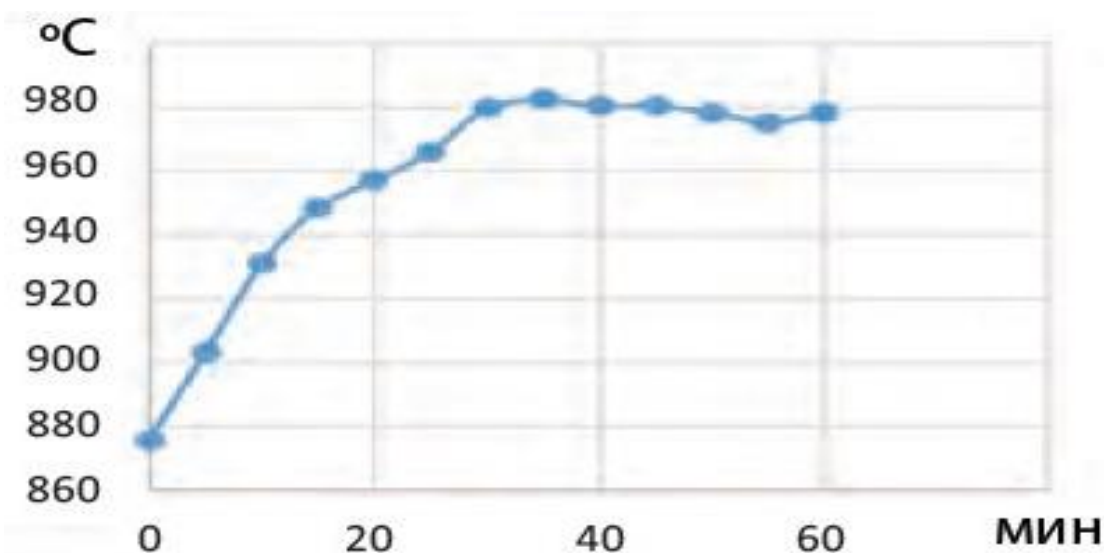


Рисунок 3.8. Динамика температуры расплава при продувке.

Формирование КМ носит саморегулируемый характер. При увеличении дутья температура расплава повышается и поверхность расплава освобождается от оксидного шлака. При этом, площадь зеркала расплава увеличивается, и теплоотдача с его поверхности растёт, в результате его температура обратно снижается. Таким образом, не зависимо от расхода дутья, температура зеркала расплава поддерживается на уровне 980 °C.

Этот уровень соответствует температуре гомогенизации силуминов [85], что также обеспечивает повышение его механических свойств. Повышение свойств сплава также обеспечивается дисперсными частицами оксида алюминия, доля дисперсных частиц которого, определённая фотометрическим методом, составляет ~ 5%.

Эти частицы откладываются по границам субзерен (см. рисунок 3.6) и на поверхности интерметаллидов (см. рисунок 3.7), препятствуя движению

вакансий и дислокаций, в результате чего пределы текучести и прочности сплава практически сравниваются (см. рисунок 3.5).

Формирование дисперсного оксида обеспечивается выбором сплава для композиционного материала с низкой прочностью оксидной плёнки, т.е. присутствием в сплаве элементов, образующих оксиды, не удовлетворяющие фактору сплошности Пиллинга-Бэдвордса - отношению объёма образовавшегося оксида или другого какого-либо соединения к объёму израсходованного на его образование металла [86].

Фактор Пиллинга-Бэдвордса в диапазоне 1,2...1,4 характеризует формирование особо прочных плёнок. При меньшем значении фактора плёнки не будут сплошными, что характерно для щелочных металлов, а при его большем значении пленки образуются сплошными, но пористыми.

Расчёт показал, что максимальное отклонение демонстрирует Fe ($a = 1,86$) и Mg ($a = 0,73$). Но Mg активнее взаимодействует с кислородом, чем Al, и выгорает из расплава при продувке. Таким образом, Al-сплавы, «загрязнённые» Fe, - оптимальный выбор для минимизации прочности оксидной плёнки, причём, уровня, допускаемого ГОСТ 158-93 «Сплавы алюминиевые литейные», вполне достаточно, как показано в работе [87]. А чистые по Fe сплавы с прочной оксидной плёнкой образуют при использовании в качестве основы для производства композитов *in-situ* крупные оксидные плёнки, которые снижают прочность сплава [88].

В работе [89] в результате изучения вопроса прочности оксидных плёнок на поверхности алюминиевых расплавов было установлено, что использование в сплаве железа приводит к наибольшему снижению прочности оксидных пленок. Железо образует интерметаллид пластинчатого типа (Al_5FeSi), который является наиболее эффективным концентратором напряжений в оксидной пленке. Этот интерметаллид образуется при температуре выше температуры солидуса расплава, поэтому он выступает на поверхности отливки, разрывая оксидную корку и вызывая питтинговую коррозию готовых изделий, следовательно, использование алюминия,

который содержит 1% масс. Fe является целесообразным для получения алюмоматричного композиционного материала.

Как видно из результатов экспериментов, полученный композиционный материал системы Al-Al₂O₃ значительно лучше исходного алюминиевого сплава АК7 по значениям твердости и прочности. Полученный композиционный материал включает в себе такие свойства как легкость и высокую коррозионную стойкость, которую имеют алюминиевые сплавы и при этом он твердый и прочный. Сочетание этих свойств выгодно выделяет его на фоне других материалов, используемых в промышленности, в конструкциях и в самолетостроении. Следовательно, можно сделать вывод что полученный композиционный материал системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» может стать дешёвой альтернативой спечённым алюминиевым порошкам (САП), получаемым методами порошковой металлургии, а также литым КМ, изготовляемым методом замешивания порошка в расплав. Учитывая его свойства, наиболее перспективно его использование в качестве материала для корпусных деталей транспортных средств, не подверженных ударному воздействию.

ГЛАВА IV. ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Al-Al₂O₃

4.1. Вязкость жидкого алюмоматричного композита 7% Si + 5% Al₂O₃

Вязкость является важным физико-химическим свойством, необходимым при разработке большинства металлургических процессов, связанных с прохождением через жидкую фазу. Большинство промышленных сплавов содержат большое количество легирующих элементов, и экспериментальное изучение их вязкости с варьированием состава, особенно при высоких температурах, весьма затруднительно. В этом случае для расчета вязкости расплава применяют различные модели. Для построения этих моделей и проверки их адекватности необходимы надежные экспериментальные данные по вязкости модельных жидких сплавов. К настоящему времени накоплен достаточно большой объем экспериментальных данных по вязкости бинарных жидких сплавов, однако данные по вязкости расплавов трёх- и более компонентных систем весьма ограничены. Кроме этого, измерения температурных и концентрационных зависимостей вязкости носят огромное значение при исследовании структурного состояния расплавленных материалов, а также при проведении анализа взаимодействия между их атомами [90,91].

Кинематическая вязкость представляется главным свойством который исследуется в данной работе. Основные методы, которые используются для измерения, основываются на фиксировании различных параметров, которые связаны со значением вязкости в ходе проведения испытания. Математическими теориями и расчетами можно выразить связь этих параметров и значениями вязкости в жидкостях.

Алюмоматричные композиционные материалы (АМК) достаточно давно производятся методами порошковой металлургии [92,93]. Но порошковая металлургия не позволяет получать изделия сложной конфигурации, что ограничивает их применение. Решить эту проблему позволяют жидкофазные технологии получения АМК, в основном представленные методом замешивания тугоплавких частиц TiC , Al_2O_3 , TiN и др. в расплав [94,95]. При введении тугоплавких частиц приходится преодолевать силы поверхностного натяжения расплава, образуя новую поверхность раздела фаз. Длительность процесса введения и распределения упрочняющей фазы в расплаве растёт с уменьшением размера частиц. Альтернативой является образование тугоплавких частиц в расплаве в результате химической реакции, наиболее эффективно использовать реакцию окисления [96].

В работе [97] был показан способ формирования частиц Al_2O_3 в жидком сплаве АК7, который заключается в насыщении расплава водородом с последующим продуванием кислорода, при этом в расплаве в результате разрушения оксидной пленки на поверхности кислородного пузыря образуются частицы Al_2O_3 характерным размером 100—200 нм [98], которые и повышают прочность за счёт дисперсионного упрочнения.

Полученный расплав заливается в литейную форму. Однако, насыщение расплава тугоплавкими частицами повышает его вязкость, что приводит к увеличению времени заполнения литейной формы, падению температуры поступающего по литниковой системе в полость формы расплава. Исследование вязкости расплава необходимо для корректирующего расчета литниковых систем для фасонного композиционного литья.

Методика эксперимента и конструкция вискозиметра

Вязкость расплавов определяется разнообразными методами, однако наибольшее распространение из них получили капиллярная и ротационная вискозиметрия. Одним из самых распространенных и широко используемых методов исследования вязкости расплавов, является метод крутильных колебаний. Данный способ дает возможность получить значения высокой точности о параметрах вязкости расплавов. Преимуществом данного метода является то, что возможно выявить абсолютные значения ν , и необходимости в предварительной калибровке используемого оборудования нет [99].

Установка, измеряющая вязкость расплавов по крутильным колебаниям, была разработана Е.Г. Швидковским и усовершенствована в течение многих лет [40,46,52]. В данной работе нами было использовано оборудование, которое было создано в 1970 годах в Уральском Политехническом институте (ныне Уральский федеральный университет). Периодически для упрощения процесса проведения исследования использовалась автоматизированная система для определения вязкости [53]. Полученные данные из этих двух способов, автоматической и классической были идентичны. Единственным слабым местом автоматизированного метода является то что, нет возможности вмешаться в процесс эксперимента. Из-за этого, полуавтоматический режим проведения испытаний было выбрано как самый подходящий для проведения опытов [100].

В установку для испытания вязкости расплавов входят вакуумная камера, электронная установка, оборудование и обслуживающие приборы. На рисунке 4.1 приведена блок схема установки.

Насосы форвакуумного (2) и диффузионного (3) типа обеспечивают разряжение внутри камеры (1) достигающей 0.1 Па. Вакуумметр модели ВИТ-2 (4) создает вакуум в рабочей зоне. Регулируя положения кранов (5) можно заполнить рабочую зону гелием. Нагревание образца, который необходимо исследовать, происходит с помощью силового трансформатора (6), регулирование температуры происходит с помощью оборудования

высокой точности модели ВРТ-3 (8) а контроль проводится с помощью вольтметра (21) используя термопару ВР-5/20 (7).

Источник (10) выпускает луч света, который питает стабилизированный выпрямитель (11), проходит через окошко в камере (1) и попадает на зеркало, закрепленное в колеблющуюся систему (12). Луч отражаясь во время колебания, проходит через две параллельные отверстия фотометрического преобразователя (13) который расположен на оптической шкале (14).

Данные поступающие из фотометрического преобразователя проходят обработку используя блок управления УВТ-071 (17), генератор и формирователь разгона УВТ-072 (17), счетчиках модели Ф-5007 (18, 19, 20). Преобразователь (22) дает возможность выводить обработанные данные в устройство цифровой печати (23)

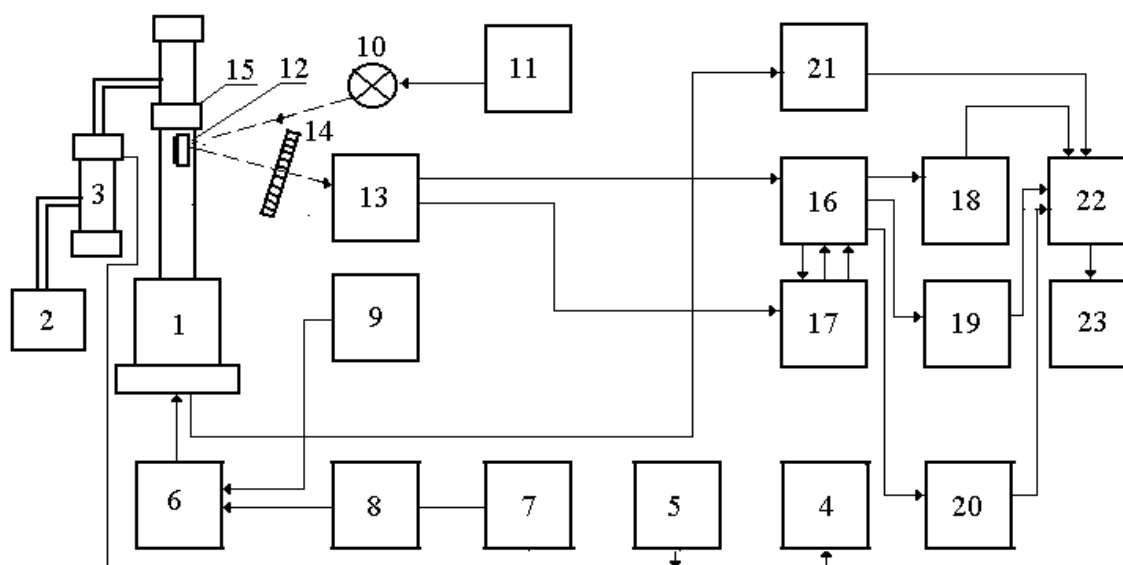


Рисунок 4.1. Схематическое изображение установки для исследования вязкости.

Вакуумная высокотемпературная камера для исследования вязкости жидкого расплава приведена на рисунке 4.2. из нержавеющей стали изготовлена водоохлаждаемая часть корпуса оборудования, а материалов нагревателя является молибденовый лист, толщина которой составляет 0.3

мм. Водоохлаждаемый корпус печи выполнен из нержавеющей стали. Материал нагревателя листовой молибден толщиной 0,3 мм.

Клиновые зажимы дают надежную электрическую связь между нагревателем и токоподводами, и при возникновении неполадок могут быть легко демонтированы и отремонтированы. Изготовленные из молибдена экраны помещены между корпусом и рабочей поверхностью и защищают от воздействия нагревательных частей.

Система подвески размещена в вертикальном трубопроводе с окном для светового пучка. Длинный фокусный объектив ($F=1\text{m}$) вставлен в окно, чтобы обеспечить более четкое изображение на шкале измерения. Вертикальную ориентацию трубопровода осуществляют с помощью трех болтов, поддерживаемых кронштейном. Данный кронштейн зафиксирован в массивную стену, чтобы минимизировать нежелательные вибрации, негативно влияющих на результаты испытаний.

Система подвеса (рис. 4.2) состоит из крышки, сделанной из молибдена и штока, соединенных нихромовой нитью ($d=0.2\text{ мм}$) через текстолитовый провод. Для снижения степени децентрализации стержень выполнен из провода $d=3\text{ мм}$ на разрывной машине. Нить соединена с латунным диском, который установлен на верхнем фланце трубы. Магнито-мягкая шайба прикреплена к текстолитовому переходнику для улучшения потокосцепления магнитного поля устройства авторазгона с подвесной системой.

Цилиндрический стакан закрепляется к крышке штифтом из алунда. Керамический тигель находится внутри него, созданный из бериллиевого оксида, внутри которого помещается исследуемый образец, имеющий определенные размеры и объем. Термопара находится в нижней части рабочего пространства, примерно на 33 мм расстоянии от тигля. Показатели термопары регулярно калибровались по исходным точкам, коим являлись точки плавления таких металлов как железо, никель и медь.

Вслед за изготовлением подвесной системы устанавливался интервал значения амплитуд колебания тигля с образцом, в рамках какого логарифм амплитуды колебаний линейно зависит от его порядкового номера. В данном случае деформация нити накала происходит согласно закону Гука.

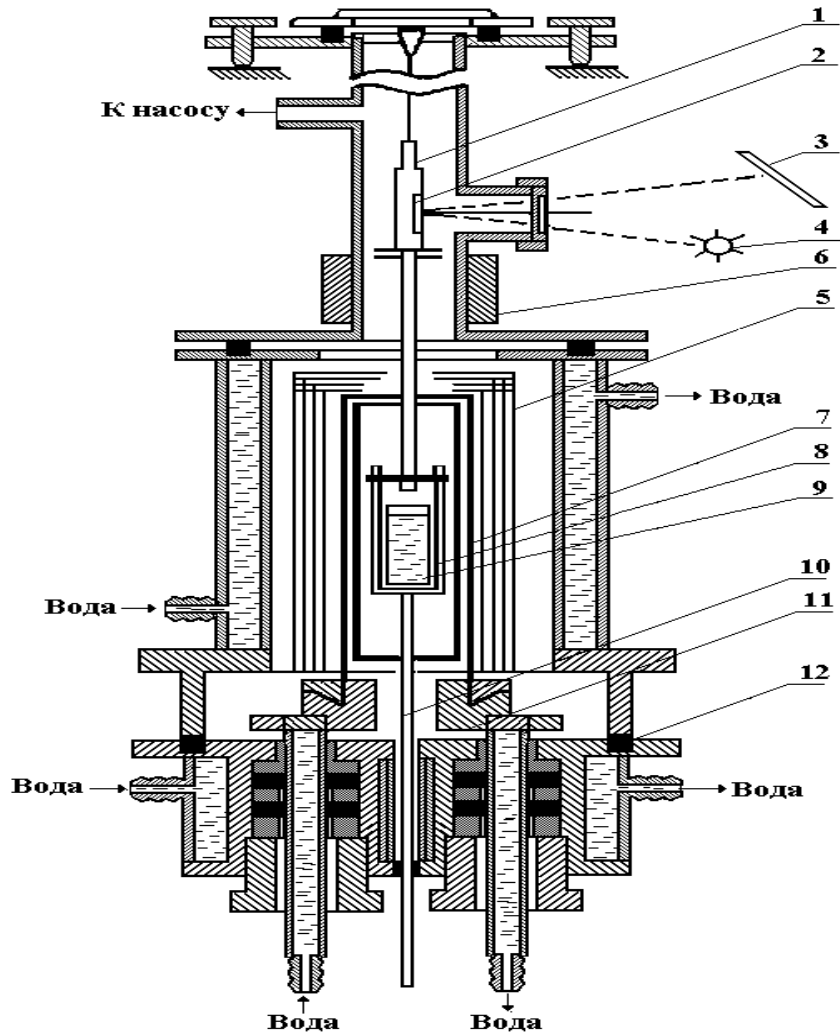


Рисунок 4.2. Установка для измерения вязкости расплавов:

1- подвесная система; 2- зеркало; 3- линейка; 4- источник света; 5- защитные экраны; 6- система раскочки; 7- нагреватель; 8- контейнер; 9- тигель с расплавом; 10- термопара; 11- токоподводы; 12- нижний фланец.

В работе исследовали образцы АМК, полученные методом литья по технологии [97] в лаборатории кафедры Литейного производства и упрочняющих технологий Уральского федерального университета.

Химический состав слитка исходного сплава и образцов определяли методом эмиссионного спектрального анализа с использованием прибора SPECTROMAXx по среднему арифметическому трех образцов, он приведен в таблице 4.1. В лаборатории сплав нагревали в лабораторной шахтной печи сопротивления в алундовом тигле емкостью 800 см³ до температуры 700 °С. Расплав насыщали водородом путем введения гидрида титана в колокольчике со значительным превышением предела растворимости, затем продували кислородом в течение 1 часа через трубку из кварцевого стекла внутренним диаметром 8 мм и выливали в песчаную форму.

Таблица 4.1

Химический состав исходного сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» (масс. %)*

Элемент	Al	Si	Mg	Ti	Mn	Fe	Cu	Zn
Сплав АК7	90.223	6.212	0.584	0.084	0.305	1.05	0.688	0.573
Композит системы Al-Al ₂ O ₃	89.466	6.788	0.544	0.154	0.376	1.078	0.733	0.656

*-среднее значение измерений 3 образцов.

После затвердевания и охлаждения отливок отбирали образцы для металлографического, химического и вискозиметрического исследования.

Долю оксида алюминия определяли фотометрическим методом согласно ГОСТ 11739.1-90 в лаборатории кафедры общей химии Уральского федерального университета. Результаты представлены в таблице 4.2.

Доля оксида алюминия в полученном композиционном материале системы Al-Al₂O₃

Масса навески, мг	Масса оксида алюминия, мг	Доля оксида алюминия, масс. %	Доля оксида алюминия, об. %
161.64	8.3	5.1	3.5

Кинематическую вязкость ν измеряли методом крутильных колебаний тигля с расплавом [39,101] в одноторцевом варианте при отношении высоты образца к его диаметру ≈ 1 со ступенчатым изменением температуры 30 К. Опыты проводили в атмосфере высокочистого гелия под давлением 105 Па в режиме нагрева от 600 до 1100 °С, с последующим охлаждением образца. При проведении измерений регистрацию параметров колебаний осуществляли оптическим способом с помощью автоматической системы фоторегистрации. Систематическая погрешность измерения ν составляла 3%, а случайная погрешность, определяющая разброс точек в ходе одного опыта, при доверительной вероятности $p = 0.95$ не превышала 1.5%.

Результаты и обсуждение

Результаты измерения кинематической вязкости расплава исходного сплава и композиционного материала представлены на рисунках 4.3 и 4.4.

На рисунке 4.5 представлено соотношение между вязкостью расплавов композиционного материала и исходного сплава.

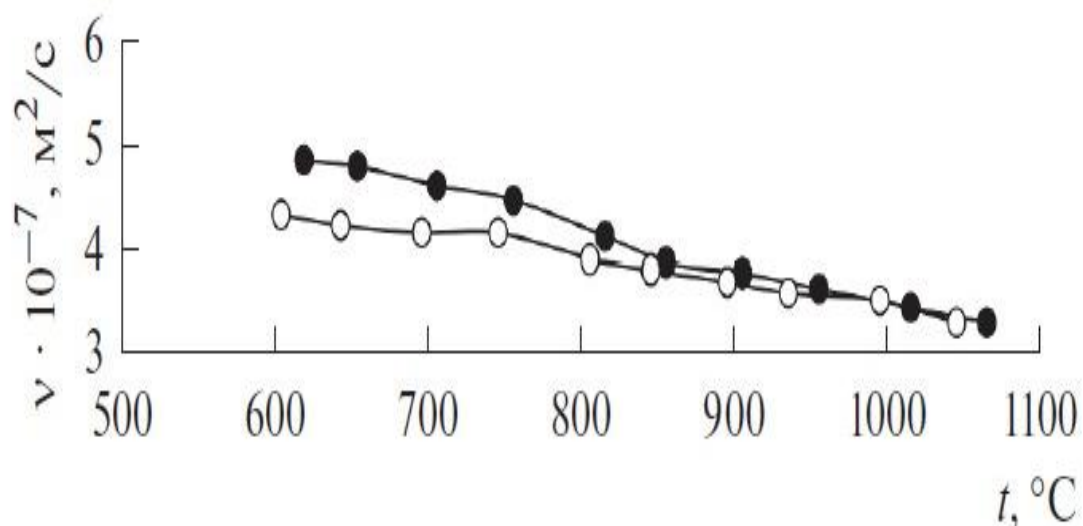


Рисунок 4.3. Зависимость кинематической вязкости сплава АК7 от температуры (● — нагрев; ○ — охлаждение).

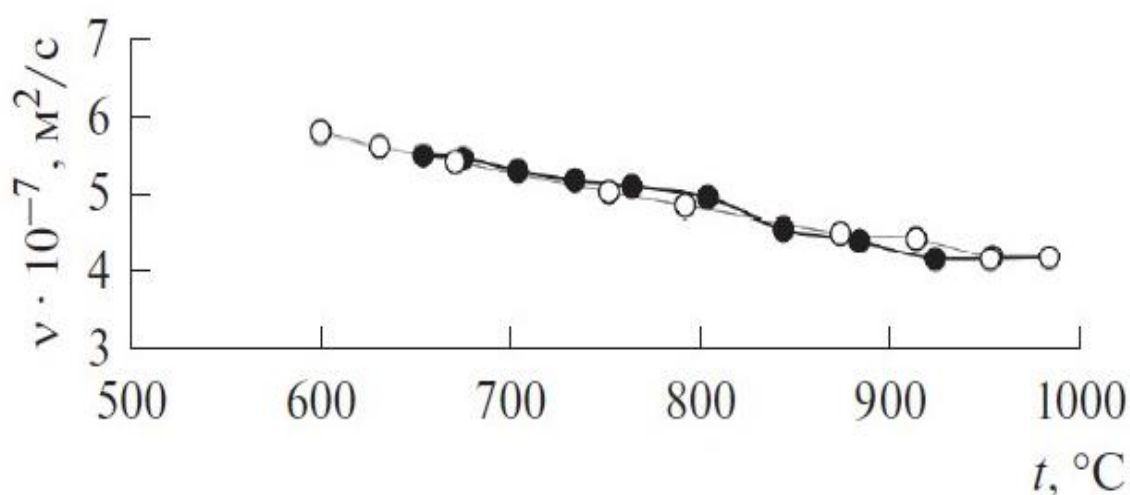


Рисунок 4.4. Зависимость кинематической вязкости композиционного материала от температуры (● — нагрев; ○ — охлаждение).

Кинематическая вязкость исходного сплава (рисунок 4.3) имеет ветвления политерм нагрева и охлаждения, полученные результаты близки данным [102]. В отличие от исходного сплава, кинематическая вязкость расплава композиционного материала (рисунок 4.4) не характеризуется ветвлением политерм. Из рисунка 4.5 видно, что соотношение вязкости композиционного материала и исходного сплава при нагреве варьируется в

диапазоне 1.1 — 1.27 (среднее арифметическое 1.16) и имеет слабо выраженную зависимость от температуры, а при охлаждении зависимость от температуры присутствует. Полученные данные говорят о том, что повышение температуры расплава композиционного материала не приводит к его гомогенизации. Это может быть обусловлено условиями формирования композиционного материала, когда частицы оксида алюминия осаждаются на поверхности более тугоплавких компонентов [97], в дальнейшем механически блокируя гомогенизацию сплава. Расплаву композиционного материала присуща микрогетерогенность, и в качестве базы для расчета соотношения вязкостей следует брать кривую нагрева исходного сплава.

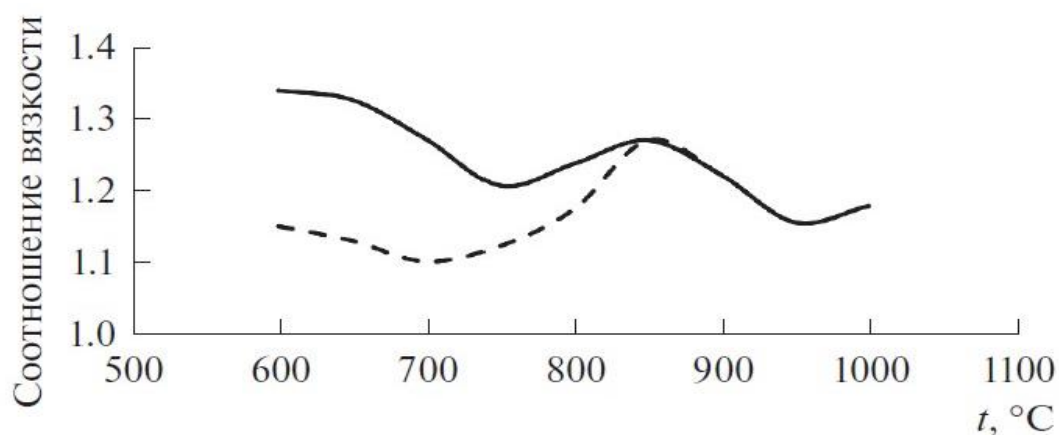


Рисунок 4.5. Соотношение кинематической вязкости расплавов композиционного материала и исходного сплава (— охлаждение, - - - нагрев).

В пользу этого положения говорит то, что соотношение вязкостей (среднее арифметическое 1.16) не зависит от температуры. Флуктуации соотношения вязкостей следует отнести к накоплению погрешности при измерениях вязкости двух расплавов.

Для прогнозирования вязкости разбавленных суспензий используется уравнение Эйнштейна, связывающее соотношение вязкости суспензии и дисперсионной среды η/η_0 с долей дисперсной фазы ϕ :

$$\eta/\eta_0 = 1 + \alpha\varphi + \beta\varphi^2 \quad (4.1)$$

где α , β – коэффициенты, причем коэффициент β используется для описания вязкости суспензий в диапазоне концентраций 0.04–0.1 и характеризует взаимодействие частиц между собой. Расчет при значении коэффициентов для разбавленной суспензии ($\varphi < 0.04$) сферических частиц показал значения вязкости, существенно отличающиеся от экспериментальных данных (1.0875 против 1.16).

При этом расхождение химического состава сплава крайне незначительно и связано с технологией производства композиционного материала, при которой образуется летучие субоксиды алюминия, в результате чего доля алюминия в расплаве незначительно снижается, что, согласно данным [102], приводит не к повышению, а к снижению вязкости дисперсионной среды относительно исходного сплава.

Одной из причин увеличения вязкости композиционного материала является отличие формы частиц от изотропной. Их образование происходит в результате разрушения оксидной пленки, поэтому частицы оксида алюминия имеют форму пластин. Для частиц неправильной формы коэффициент, а в уравнении Эйнштейна варьируется в зависимости от соотношения диаметра к толщине в широком диапазоне [103].

Другой причиной повышения вязкости является остроугольная форма частиц, как продукта разрушения оксидной пленки. В работе [104] приведен расчет по уравнению Стокса в зависимости от формы частиц, в частности для частиц кубической формы скорость движения при одинаковом объеме уменьшается на 24%.

Превышение экспериментальных данных над теоретическим расчетом наблюдалось и в других работах [105—108], посвящённых исследованию вязкости алюминиевых композитов, полученных методом замешивания частиц в расплав. При изотропной форме частиц в работе [105] уравнение Эйнштейна было модифицировано в виде:

$$\eta/\eta_0 = 1 + \alpha\varphi + \beta\varphi^2 + e^{AB} \quad (4.2)$$

где $\alpha = 2.5$; $\beta = 10.5$; $A = 0.0023$; $B = 16.6$.

Эта модификация существенно отличается как по форме, так и коэффициенту β от данных обобщающих работ, посвященных исследованию неметаллических суспензий [109]. Отличие обусловлено осколочной формой частиц дисперсной фазы. Расчёт по предлагаемой в работе [105] формуле при заданном значении дает соотношение вязкостей 1.14, что близко к полученному экспериментально (1.16). Следует отметить, что в работе [105] объемная доля частиц твердой фазы была выше — 10%, но критическая доля частиц твердой фазы, при которой наблюдается их взаимодействие между собой, связано с их формой. Поэтому при осколочной форме частиц доля, при которой можно использовать коэффициент β в уравнении Эйнштейна, может быть снижена относительно уровня 4%, рекомендуемого в [103].

Экспериментально определена кинематическая вязкость композиционного материала, полученная методом продувки предварительно гомогенизированного расплава алюминиевого сплава кислородом. Показана возможность прогнозирования кинематической вязкости композиционного материала. Полученные значения вязкости могут быть использованы для расчета литниковых систем при компьютерном моделировании литейных процессов.

По результатам, полученным по итогу проведенных исследований вязкости композиционного материала можно сделать вывод что вязкость повышается, то есть вязкость полученного композиционного материала системы Al-Al₂O₃ выше чем у исходного алюминиевого сплава АК7. Причиной повышения вязкости можно назвать изменения формы частиц от изотропной, также на вязкость влияет и то что в результате разрушения оксидной пленки внутри расплава, образовывается остроугольная форма частиц, что по формуле и расчётам также приводят к увеличению значений вязкости.

4.2. Исследование анодного поведения композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль»

Алюминий и сплавы на основе алюминия обладают высокими удельными показателями прочности, пластичности, электропроводности и теплопроводности. При проведении специальных электрохимических и химических процессов обработки, можно различные изделия покрыть слоем оксидной пленки различной толщины, которые придают высокие значения твердости, коррозионной стойкости, а также придать различные внешние цветовые оттенки.

В этой главе приведены электрохимические показатели исследованных материалов, алюминиевого сплава марки АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль».

Методика проведения электрохимического исследования

Синтез композиционного материала проводилось в шахтном лабораторном печи сопротивления разновидности СШОЛ в диапазоне температур 700-750 °С. В качестве исходного материала при получении композиционного материала системы Al-Al₂O₃, использовали алюминиевый сплав марки АК7, который дополнительно насыщали водородом путем добавления гидроксида титана в количестве значительно превышающем предел растворимости, затем продували кислородом в течении 1 часа с помощью капилляров диаметром 2 мм. Далее из расплава удалялся шлак и производилось литьё образцов для коррозионно-электрохимических исследований. Отливка производилась в изложницу, изготовленную из графита, размер образцов составлял 140 мм в длину, а диаметр 8 мм. Нижняя часть исследуемых образцов покрывалась смолой, которая является смесью канифоли и парафина, с целью получить одинаковые поверхности во всех исследуемых образцах. Прежде чем погрузить образец в рабочий раствор нижний торец исследуемого сплава, который и есть той поверхностью, контактирующей непосредственно с раствором, зачищали наждачной бумагой, отполировали, обезжировали и травили в 10%-ном растворе NaOH,

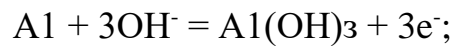
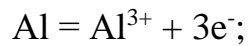
затем тщательно промывали в спирте и только затем погружали в рабочий раствор для исследования. Температура раствора в ячейке поддерживалась постоянной – 20 °С с помощью термостата типа У-10 (погрешность $\pm 0,2$ °С). Электродом сравнения служил хлорсеребряный, вспомогательным-платиновый электрод [110,111].

С целью установления стационарных значений, образцы из алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ были помещены и выдержаны в электролите трехпроцентного раствора хлорида натрия. Значения стационарных потенциалов устанавливаются на основе зависимостей потенциал (Е, В) - время (t, мин.). Электродные потенциалы исследуемых сплавов устанавливаются по протеканию первых 60 минут выдержки в 3%-ном растворе хлорида натрия. Показателем достижения стационарных значений потенциалов стало увеличение продолжительности выдержки до 24-72 часов [110-115].

Используя потенциостат марки ПИ-50.1.1 нами были проведены опыты с целью выяснения электрохимических характеристик исходного сплава и композиционного материала. Опыты были проведены в потенциостатическом режиме, значение скорости развертки потенциала был равен 2 мВ/с, с выходом на вспомогательное оборудование, в нашем случае программатор ПР8 и самозапись ЛКД-4.

При погружении образца из алюминия в нейтральный раствор, в котором присутствуют галогенидные ионы, происходит процесс разрушения, то есть защитная оксидная пленка разрушается и идет процесс питтинговой коррозии.

В этом процессе, когда потенциал образования питтингов достигается то так называемый анодный процесс, когда защитный оксидный слой увеличивается в объеме останавливается, и начинается протекать процесс формирования соединений металла, которые растворяются без особых усилий, и они являются активным катионом и гидроксидом алюминия.



Образование данных соединений становятся причиной пассивации алюминиевых сплавов, а именно ограничивают контакт кислорода с поверхностью электрода. Таким образом, для прогнозирования коррозионного поведения сплавов алюминия и других металлов необходимо определить три параметра: силу тока в пассивном состоянии, величину потенциала питтингообразования и протяженностью пассивной области, ее можно определить, построив потенциодинамические кривые и вычислить из этого графика [110,111]. Но все же, величины значений потенциалов питтингообразования не являются безусловным показателем к склонности исследованных материалов к питтинговой коррозии.

Чтобы получить поляризационные кривые, которые бы воспроизводились без заминки, был использован потенциодинамический метод. Для того чтобы оценить коррозионную стойкость исследуемых материалов, а именно исходного алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», на основе полученных коррозионных кривых, также определили такие параметры как: стационарный потенциал ($E_{\text{стац.}}$) - потенциал рабочего электрода, чья величина не изменяется в течении трёх часов. Потенциал коррозии ($E_{\text{корр}}$) - Он образуется как итог процесса сопряжения анода и катода без внешней поляризации. Потенциал питтинообразования ($E_{\text{по}}$) нашли на основе перегиба анодного кривого, потенциал репассивации ($E_{\text{реп.}}$) на основе перегиба на обратной анодной кривой. Ток коррозии был определен на катодной кривой, графическим методом, с учетом тафелевской наклонной $\Delta E_K = 0,120 \text{ В}$, по причине того, что в среде, имеющей нейтральный характер питтинговая коррозия определяется катодной реакцией ионизации кислорода [110,111]. Вместе с этим значение скорости коррозии представляется функцией тока коррозии, которую можно определить, используя следующее уравнение:

$$K_{\text{корр.}} = i_{\text{корр.}} \cdot k \quad (4.3)$$

значение k равно $0,335 \text{ г/А} \cdot \text{час}$ [68, 75].

Стойкость к питтинговой коррозии исследуемых сплавов возможно оценить сравнением величиной стационарного потенциала и потенциала питтинговой коррозии при одинаковых условиях испытаний [67, 76].

Поляризация, проведенная согласно 2-ой методике проводилась в потенциодинамическом режиме со скоростью развертки 2 мВ/с в положительном направлении от стационарного потенциала, установившегося при погружении до постоянного значения тока 5 мА , затем в обратном направлении - до величины потенциала, при котором происходит растворение оксидной пленки. Наконец, образцы поляризовали в положительном направлении, получив анодные поляризационные кривые сплавов. Потенциодинамические кривые состоят из трех кинетических областей: активного растворения, активно - пассивного состояния и перепассивации [110]. Таким образом, на полученных потенциодинамических кривых определяли основные электрохимические характеристики сплавов: потенциал коррозии ($E_{\text{корр}}$), потенциалы питтингообразования ($E_{\text{п.о.}}$) и репассивации ($E_{\text{реп}}$), и другие электрохимические параметры.

Полная поляризационная диаграмма исходного алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$, полученные в среде жидкого электролита - 3%-ного NaCl показаны на рисунках 4.6 и 4.7. Образцы были потенциодинамически поляризованы в положительном направлении от самого потенциала, который установился в процессе погружения, до значительного повышения тока, относящегося к питтингообразованию (кривая I).

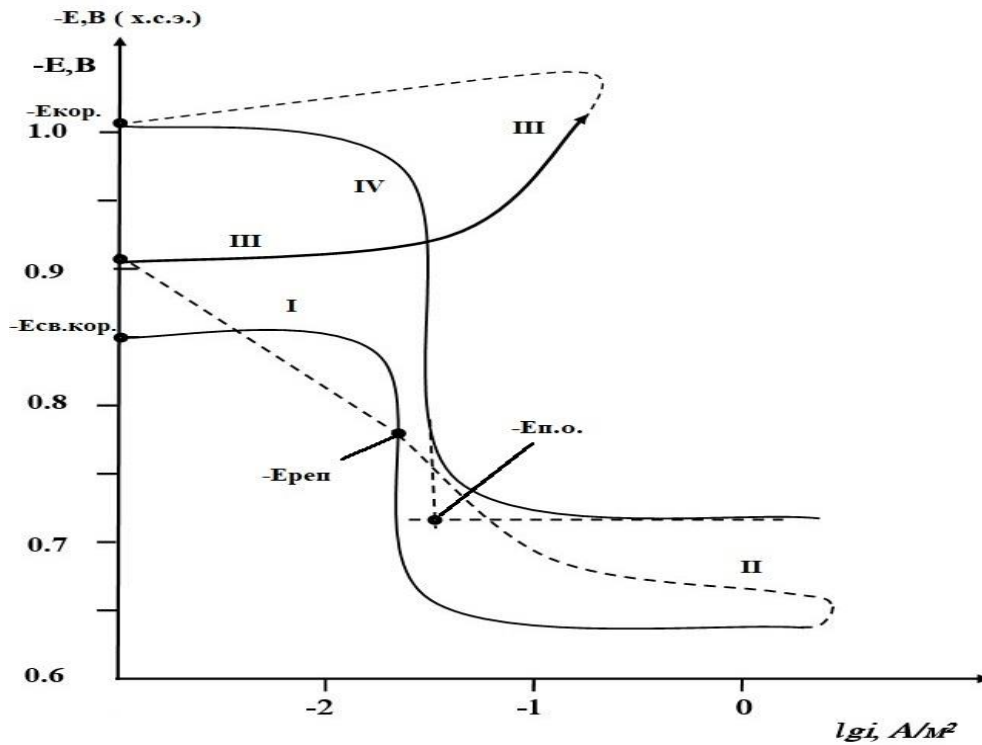


Рисунок 4.6. Анодная и катодная поляризационная кривая алюминиевого сплава АК7, в среде раствора электролита 3% NaCl.

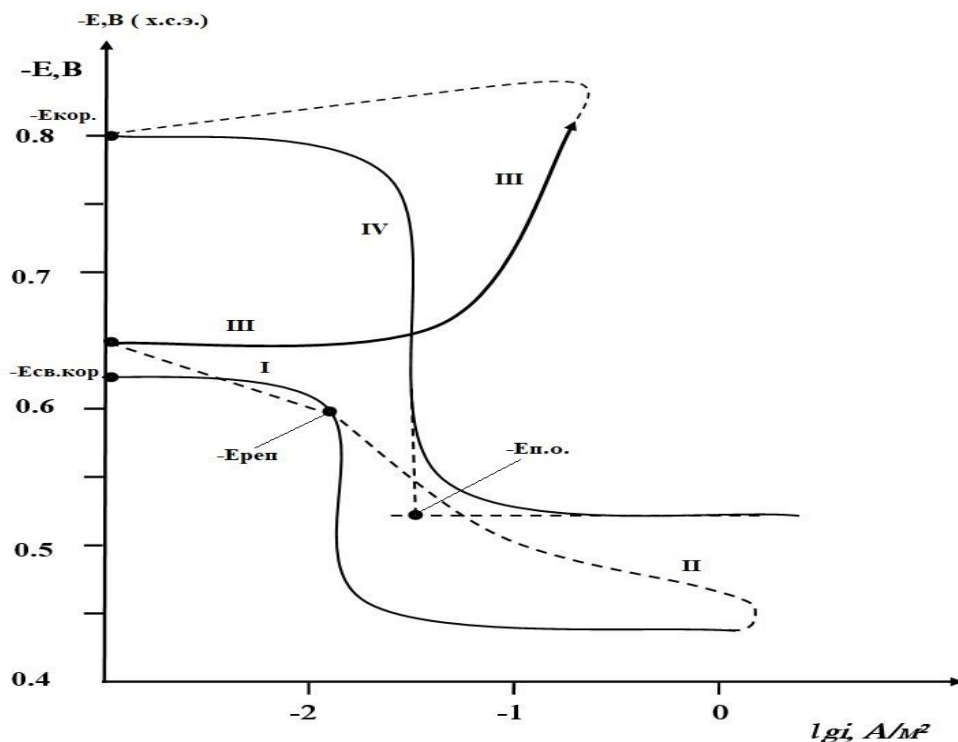


Рисунок 4.7. Анодная и катодная поляризационная кривая композиционного материала «Оксидаль», в среде раствора электролита 3% NaCl.

В последующем, образцы были поляризованы в обратном направлении (кривая II), и потенциал репассивации был определён по пересечению кривых I и II. Затем переходили в катодную область до величин потенциала -1,1 В, с целью удаления формировавшегося слоя оксида из внешней части электрода (кривая III) в результате её подщелачивания. В конечном итоге, образцы были поляризованы ещё раз в положительном направлении и на основе полученных анодных кривых были определены основные электрохимические характеристики (кривая IV).

*Влияние хлорид - ионов электролита, на анодное поведение
алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃
«Оксидаль».*

Исследовалось влияние хлорид - ионов на анодное поведение алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в растворе хлорида натрия следующего содержания 0,03%, 0,3% и 3,0%. Была замечена закономерность изменения потенциала свободной коррозии от содержания хлорид ионов, а именно, чем меньше содержание хлорида натрия в растворе электролита, тем больше значения потенциала свободной коррозии.

После проведения опытов и получения величин потенциала свободной коррозии, нами было замечено, что у полученного композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» потенциал свободной коррозии значительно меньше. Наиболее резкое смещение потенциала в область положительных значений наблюдается в первые 5 минут от начала погружения, которые приведена в таблицах 4.3- 4.5 [111].

Исследования временной зависимости потенциала свободной коррозии алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», показывают, что после погружения исследуемого образца в электролитическую среду идет усиленное повышение потенциала, эту тенденцию можно наблюдать в течении нескольких минут (таблицах 4.3, 4.4, 4.5 и рисунках 4.8 и 4.9).

Зависимость потенциала свободной коррозии ($-E_{\text{св.кор.}}$, В) от времени выдержки алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в среде жидкого раствора электролита 0,03%-ного NaCl

Время выдержки, мин.	Материал образца	
	Алюминиевый сплав АК7	Композит системы Al-Al ₂ O ₃
0	0.921	0.666
0.15	0.910	0.653
0.2	0.896	0.640
0.3	0.885	0.628
0.4	0.873	0.616
0.5	0.861	0.605
0.6	0.852	0.595
2	0.841	0.587
3	0.830	0.580
4	0.821	0.573
5	0.810	0.567
10	0.800	0.561
20	0.792	0.555
30	0.786	0.550
40	0.780	0.546
50	0.775	0.543
60	0.770	0.541

Зависимость потенциала свободной коррозии ($-E_{\text{св.кор.}}$, В) от времени выдержки алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в среде жидкого раствора электролита 0,3%-ного NaCl

Время выдержки, мин.	Материал образца	
	Алюминиевый сплав АК7	Композит системы Al-Al ₂ O ₃
0	0.970	0.730
0.15	0.956	0.714
0.2	0.942	0.700
0.3	0.929	0.686
0.4	0.915	0.673
0.5	0.903	0.660
0.6	0.892	0.648
2	0.882	0.637
3	0.871	0.627
4	0.860	0.618
5	0.851	0.610
10	0.843	0.603
20	0.835	0.596
30	0.828	0.590
40	0.822	0.586
50	0.816	0.582
60	0.810	0.580

Зависимость потенциала свободной коррозии ($-E_{\text{св.кор.}}$, В) от времени выдержки алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в среде жидкого раствора электролита 3%-ного NaCl

Время выдержки, мин.	Материал образца	
	Алюминиевый сплав АК7	Композит системы Al-Al ₂ O ₃
0	1.008	0.770
0.15	0.998	0.756
0.2	0.983	0.744
0.3	0.972	0.730
0.4	0.960	0.716
0.5	0.948	0.703
0.6	0.937	0.692
2	0.926	0.681
3	0.913	0.672
4	0.900	0.663
5	0.890	0.654
10	0.881	0.647
20	0.873	0.640
30	0.865	0.634
40	0.860	0.628
50	0.855	0.623
60	0.850	0.620

А при течении времени 40-45 минут от начала погружения исследуемых сплавов в раствор электролита, происходит стабилизация потенциала свободной коррозии что свидетельствует о пассивации сплава и формировании защитной оксидной плёнки на его поверхности.

Таким образом было замечено, что процесс стабилизации потенциала коррозии у исходного сплава АК7 занимает примерно 40 минут, а у полученного композиционного материала системы Al-Al₂O₃ пассивация занимает в два раза меньше времени – 20 минут. Это говорит об относительно высокой их пассивации. Так, после одного часа выдержки в растворе электролита 0,3% NaCl потенциал коррозии исходного сплава составляет - 0,772 В, а у композиционного материала «Оксидаль» - 0,596 В [110].

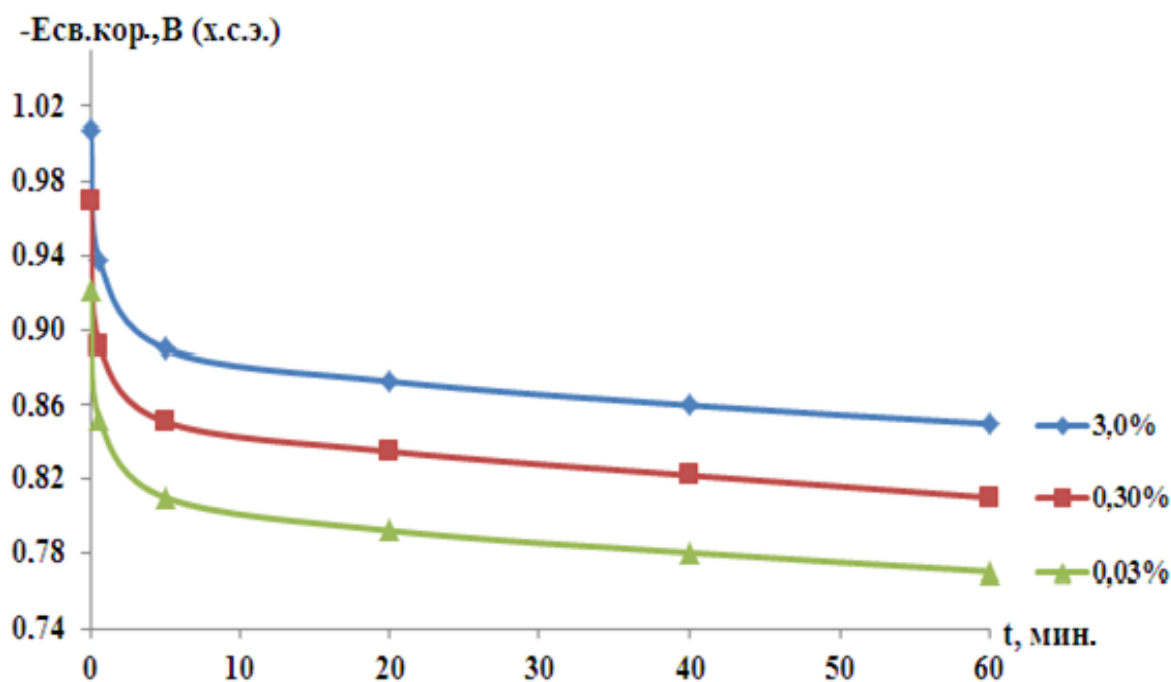


Рисунок 4.8. Временная зависимость потенциала свободной коррозии (-E_{св.кор.}, В) алюминиевого сплава АК7 в среде 3,0, 0,3 и 0,03 % -ного раствора электролита NaCl при 298К.

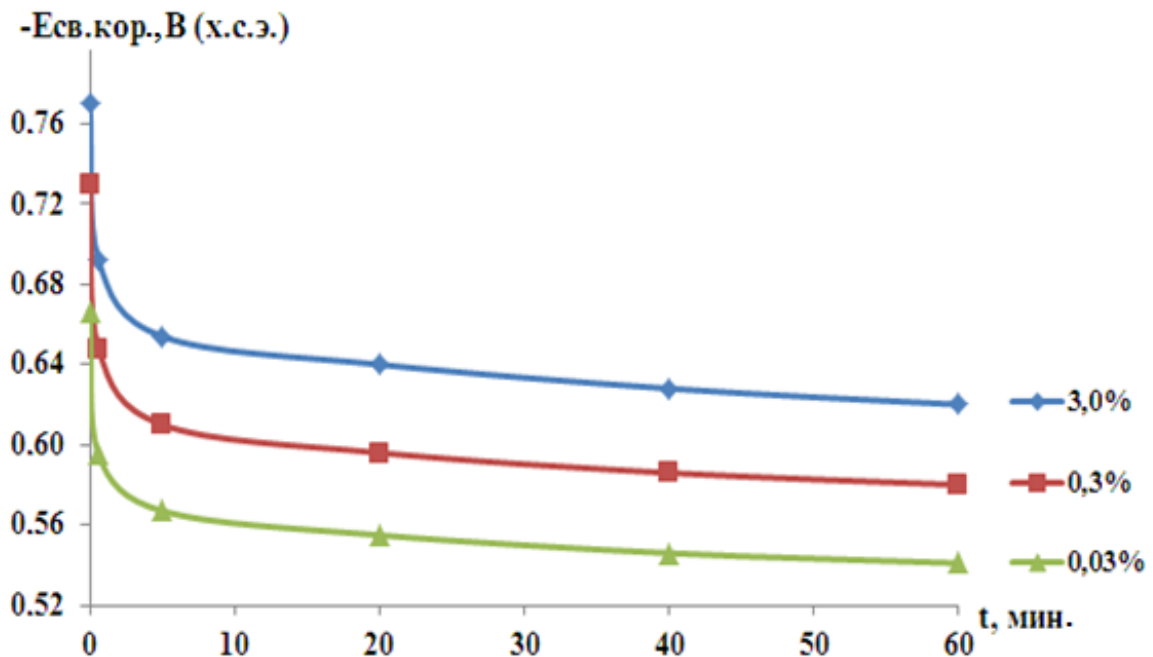


Рисунок 4.9. Временная зависимость потенциала свободной коррозии ($-E_{\text{св.кор.}}$, В) композиционного материала «Оксидаль» в среде 3.0, 0.3 и 0.03 %-ного раствора электролита NaCl при 298К.

Как итог, по результатам выполненных электрохимических исследований получены сплавы стойкие к коррозии, которые могут быть использованы для промышленности. Скорость коррозии данных сплавов значительно ниже, чем скорость коррозии алюминиевого сплава АК7, следовательно, рекомендуется его использование в качестве коррозионностойких материалов для промышленности, в частности машиностроительного комплекса [110-115].

Также было проведено исследование анодного поведения образцов в зависимости от концентрации хлорид ионов в электролите хлорида натрия. Результаты этих исследований приведены на рисунках 4.10а и 4.10б и в таблицах 4.6 и 4.7.

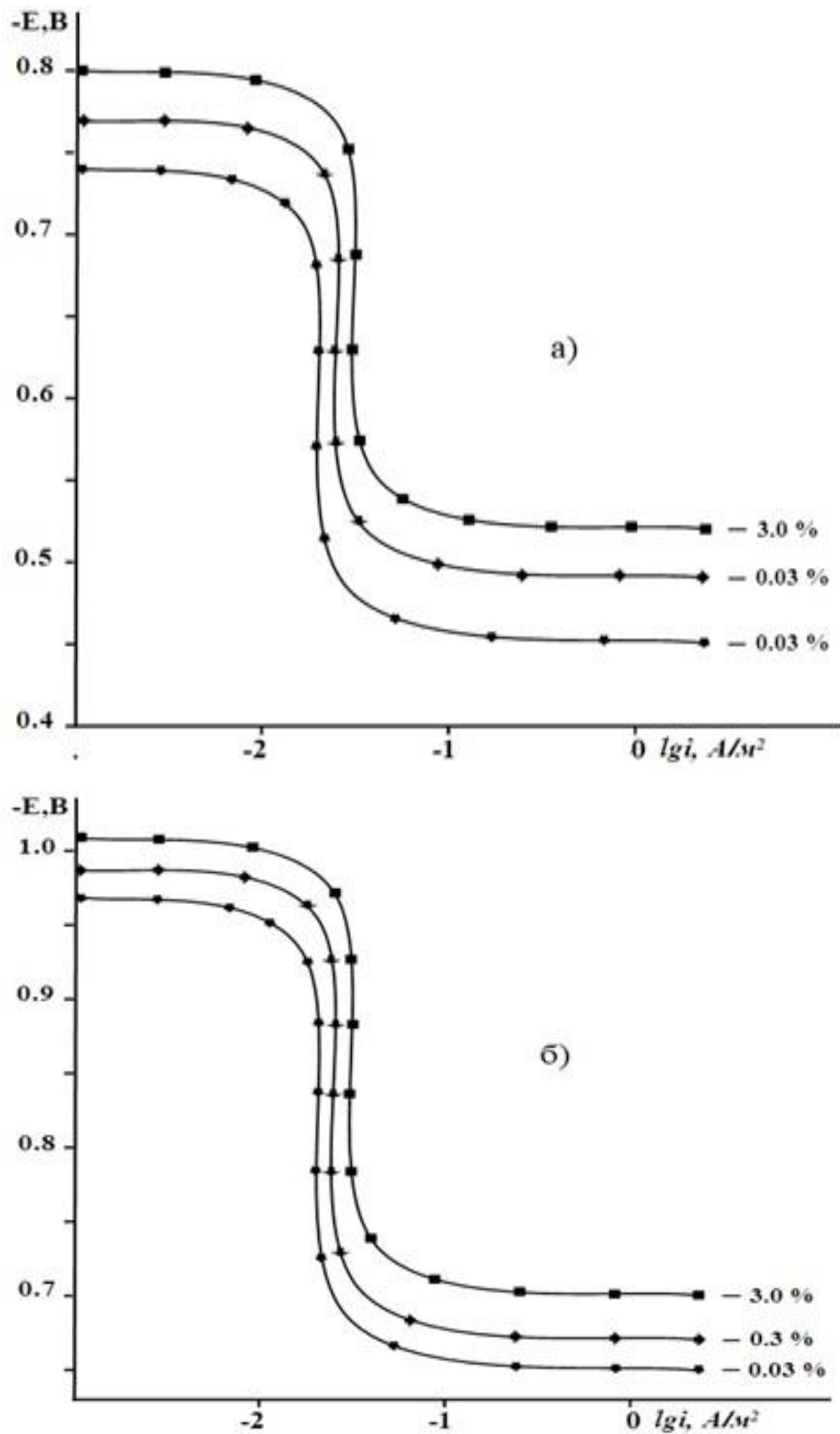


Рисунок 4.10. Потенциодинамические анодные поляризационные (2мВ/с) кривые алюминиевого сплава АК7 (а) и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ (б) в среде электролита NaCl различной концентрации.

Таблица 4.6

Коррозионно-электрохимические характеристики алюминиевого сплава АК7 в среде жидкого раствора электролита NaCl

Среда NaCl, масс. %	Электрохимические потенциалы В (х.с.э.)				Скорость коррозии	
	-E _{св.кор.}	-E _{кор.}	-E _{п.о.}	-E _{реп.}	i _{кор.} ·10 ² А/м ²	K·10 ³ г/м ² ·ч
0.03 %	0.770	0.970	0.650	0.725	2.6	8.71
0.3 %	0.810	0.990	0.670	0.750	3.0	10.05
3.0 %	0.850	1.010	0.701	0.775	3.6	12.06

Таблица 4.7

Коррозионно-электрохимические характеристики композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в среде жидкого раствора электролита NaCl

Среда NaCl, масс. %	Электрохимические потенциалы В (х.с.э.)				Скорость коррозии	
	-E _{св.кор.}	-E _{кор.}	-E _{п.о.}	-E _{реп.}	i _{кор.} ·10 ² А/м ²	K·10 ³ г/м ² ·ч
0.03 %	0.541	0.740	0.450	0.530	1.7	5.69
0.3 %	0.580	0.770	0.490	0.560	2.1	7.03
3.0 %	0.620	0.800	0.520	0.590	2.8	9.38

Из таблицы 4.6 видно, что увеличение содержания хлорид-иона также приводит к увеличению значений потенциала свободной коррозии ($-E_{\text{св.кор.}}$, В), питтингообразования ($-E_{\text{п.о.}}$) и скорости коррозии алюминиевого сплава АК7, что говорит о снижении коррозионной устойчивости исследуемых материалов вследствие воздействия ионов хлора. Аналогичный процесс происходит с композиционным материалом «Оксидаль» (таблица 4.7). Также выяснили, что при повышении содержания хлорида натрия в электролите более 0.03 % происходит репассивация рабочей поверхности образцов, вследствие воздействия хлорид-ионов.

Исходя из приведённых в таблицах 4.6 и 4.7 результатов можно заметить, что значения коррозионностойкости композиционного материала «Оксидаль» выше чем у исходного сплава АК7, т.е. модифицирование алюминиевого сплава АК7 приводит к смещению потенциалов коррозии, репассивации и питтингообразования к положительным значениям (таблицы 4.8- 4.10).

Обсуждение полученных результатов

Электрохимическое исследование, проведенное на образцах из сплава марки АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в среде электролита NaCl различной концентрации, указало на то что анодные оксиды у данных образцов лишены пор, характеризуются ионной проводимостью, а также, у этих материалов высокое электрическое сопротивление. Увеличение плотности слоев оксида в данном случае возможна только в случае прохождения процесса диффузии ионов растворяющегося материала и существующих анионов, а также атомов кислорода и ионов гидроксидных групп.

Было замечено, что после того как образец был помещен в раствор электролита, по прохождении определенного количества времени потенциалы коррозии равномерно растут и при достижении определенного значения активная фаза заканчивается и величина занимает стабильное значение.

Показателем того что композиционный материал имеет большее значение пассивации чем исходный алюминиевый сплав АК7 является то что стабилизация потенциала коррозии у композиционного материала занимает примерно 20-25 минут, тогда как у исходного сплава это время длится 40-45 минут. Это можно объяснить тем что в составе композиционного материала имеется частицы оксида алюминия, который является пассивирующим или ограничивающим контакт материалом.

Таким образом, после одного часа выдержки в электролитическом жидком растворе с содержанием 0.03% хлорида натрия потенциал коррозии алюминиевого сплава АК7 - 0,770 В, а у композиционного материала «Оксидаль» - 0,541 В (таблица 4.8).

Таблица 4.8

Зависимость коррозии алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», от концентрации электролита NaCl

Исследуемый материал	Концентрация NaCl, масс. %		
	0.03	0.3	3.0
Сплав АК7	0.770	0.810	0.850
Композит системы Al-Al ₂ O ₃	0.541	0.580	0.620

Таблица 4.9

Зависимость потенциала питтингообразования (- Еп.о., В),
алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы
Al-Al₂O₃ (Оксидаль) от концентрации NaCl в электролите

Исследуемый материал	Концентрация NaCl, масс. %		
	0.03	0.3	3.0
Сплав АК7	0.650	0.670	0.701
Композит системы Al-Al ₂ O ₃	0.450	0.490	0.520

Таблица 4.10

Зависимость коррозии алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» от концентрации электролита NaCl

Исследуемый материал	Концентрация NaCl, масс. %					
	0.03		0.3		3.0	
	$i_{кор} \cdot 10^{-2}$ А/м ²	$K \cdot 10^{-3}$ г/м ² ·ч	$i_{кор} \cdot 10^{-2}$ А/м ²	$K \cdot 10^{-3}$ г/м ² ·ч	$i_{кор} \cdot 10^{-2}$ А/м ²	$K \cdot 10^{-3}$ г/м ² ·ч
Сплав АК7	2.6	8.71	3.0	10.05	3.6	12.06
Композит системы Al-Al ₂ O ₃	1.7	5.69	2.1	7.03	2.8	9.38

В результате проведения электрохимических исследований было определено что композиционный материал системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» имеет более низкую скорость коррозии, в отличии от исходного алюминиевого сплава АК7. С ростом концентрации хлорид-ионов скорость коррозии увеличивается как у исходного алюминиевого сплава АК7, так и нового композиционного материала системы Al-Al₂O₃.

4.3. Кинетика окисления композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «ОКСИДАЛЬ»

Изучение процесса окисления твёрдых сплавов кислородом в газовой фазе представляет научно-практический интерес, также, как и изучение кинетических параметров данных процессов. Известно, что при взаимодействии поверхностей сплавов с кислородом качество их поверхностей значительно снижается, на их поверхностях происходит образование различных оксидных соединений, что отрицательно сказывается на механических свойствах этих сплавов. Поэтому определение механизмов окислительных процессов, кинетических параметров, характеризующих данный процесс, является актуальной задачей и позволяет получить об окислительных процессах дополнительную информацию.

Проблема окисления изделий из металлов и сплавов и потеря ими своих эксплуатационных свойств является актуальной для нашей промышленности. Значительное количество сплавов, которые используются в технике и технологии, разрушаются именно при воздействиях высоких температур. Поэтому учёные и исследователи придают немало усилий для изучения влияния высоких температур на окисление металлов и поиска оптимальных составов и структур материалов, которые бы имели способность противостоять окислению при высоких температурах. Не являются и исключением сплавы и материалы, которые созданы на основе алюминия. На антикоррозионную способность металлов и материалов могут влиять разные параметры и условия использования изделий из данного

металла. Одним из таких факторов является высокая температура. В большинстве случаев процесс окисления металлов и сплавов при высоких температурах проходит более интенсивно [116,117].

Методика исследования кинетики окисление сплавов

Метод, который мы использовали для определения параметров кинетики окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала «Оксидаль» называется метод непрерывного взвешивания образцов, который в большинстве случаев используется для исследования коррозионных свойств металлов в твердом состоянии [118-120].

Кинетику процесса окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» проводили, используя метод термогравиметрии. Данный метод получил широкое применение при исследовании процесса коррозии сплавов и металлов, проходящих при высоких температурах. Использование данного метода дает возможность изучения процесса окисления образцов, более того позволяет математически вычислить величины кинетических параметров этого процесса и понять ход окисления исследуемых материалов. Главными достоинствами этого метода является то, что для проведения исследований не требуется сложная аппаратура, а также с помощью этой аппаратуры можно исследовать твердые и жидкие образцы при больших значениях температуры. Исследования кинетики окисления проводят в широком диапазоне значения давления газов и температуры. Принцип работы этого оборудования подробно описан в работе [121].

На рисунке 4.11 приведена схема оборудования на котором проводились исследования образцов из сплава АК7 и композиционного материала «Оксидаль».

Использованная для исследования установка включает в себя печь Таммана, печь изолирована оксид-алюминиевым корпусом для лучшего управления внутренней среды печи, верхняя часть установки закрыто крышками, которые охлаждаются водой, также в этих крышках имеются

отверстия, через которые проведены газопроводящие трубки, термопара, тигель с загруженным для исследования сплавом. Этот тигель подвешивается на нить, изготовленную из платины, которая в свою очередь соединена с пружинной проволоке из молибдена.

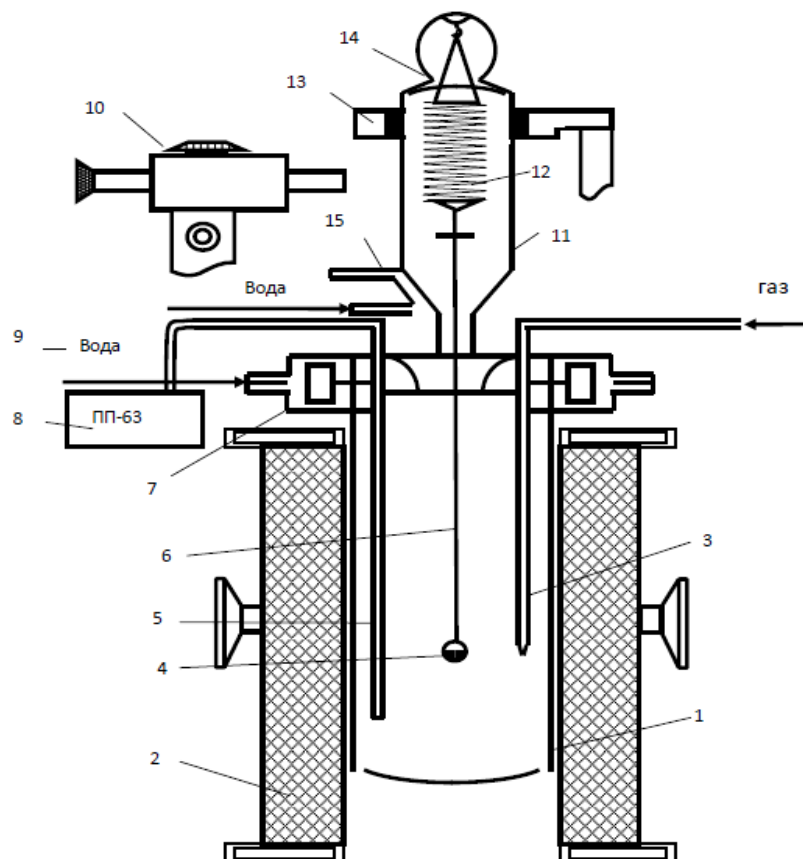


Рисунок 4.11. Установка для изучения окисления материалов в твердом состоянии:

1 - Печь Таммана; 2 - чехол, изготовленный из оксида алюминия; 3 - труба для поступления газа; 4 - тигель; 5- термопара; 6 - нить из платины; 7 - крышка с водяным охлаждением; 8 - потенциометр; 9 - вода; 10 - катетометр; 11 - чехол из молибденового стекла; 12 - молибденовая пружина; 13 - подставка; 14 - крышка; 15 - холодильник и трон;

Причина использования платиновой нити в том, что у платины высокая температура плавления и высокая степень сопротивления к коррозии при высоких температурах. Пружина, на которую подвешена нить с тиглем предварительно откалибровали и поместили в баллон из молибденового

стекла, имеющую притёртую крышку. С целью устранения от всякого рода вибраций и трясок, чехол с пружиной надлежаще укрепляется на подставке, независимой от печи. Для того чтобы минимизировать воздействие тепла на весы был использован специальный трон и холодильник, которые расположены внизу стеклянного баллона. Используя катетометр марки КМ-8 по растяжению пружины нами проводились определения изменения массы исследуемого образца, фиксация полученных результатов проводилось вручную. В исследованиях были использованы тигли, имеющие диаметр 18-20 мм, а высоту 25-26 мм изготовленные из алюминиевых окислов. Перед тем как провести исследования проводили процесс прокаливания используемых для работы тиглей. Данное действие занимало 90 минут в среде окислителя при значениях температуры от 1273 К до 1473 К. Далее обработанный тигель с помещенным внутрь образцом устанавливался в изотермическую зону печи, при этом образец нагревался в атмосфере воздуха. Термопара, которая в работе определяла температуру была изготовлена из платинородиевой проволоки. Используемая термопара была расположена внутри оксид-алюминиевого корпуса, а её горячий конец необходимо расположить на уровне поверхности исследуемого образца. Важным фактором было сохранить заданные значения температуры с допустимым колебанием в пределах 2 °С. Регистрацию этих показателей проводили с помощью потенциометра модели ПП-63

По окончании измерений, исследуемый образец вместе с тиглем доставали из печи и измеряли массу и устанавливали реакционную поверхность. После того как все показатели были сняты охлаждали систему используя систему водяного охлаждения.

Воспользовавшись величиной константы скорости окисления и исходным уравнением, были определены погрешности эксперимента:

$$K = \frac{(g / S)^2}{t}, \quad (4.4)$$

где: g - вес исследуемого образца, S - площадь поверхности,
 t - продолжительность.

Чтобы определить значения относительной ошибки проведенного эксперимента определили сумму относительных ошибок:

$$\frac{\Delta K}{K} = \frac{\Delta g}{g} = \frac{(\Delta S)^2}{s} + \frac{\Delta t}{t} \quad (4.5)$$

В уравнении (4.5) все слагаемые рассматриваются в отдельности. Уровень достоверности полученных при взвешивании устанавливаем по уравнению:

$$\Delta g / g = (2.71)^2 + (1.5)^2 + 0.027 = 9.61 \quad (4.6)$$

После проведения исследования кинетики окисления алюминиевого литейного сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» проведенного по указанной выше методике, получили результаты, которые совпадают с приведенными в литературе данными.

Кинетика окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль»

Алюминий и алюминиевые сплавы известны своими антикоррозионными свойствами, они отличаются достаточно хорошими показателями по сопротивлению влиянию внешней среды. Это прежде всего благодаря тому, что алюминий пассивируется при контакте с агрессивными средами. Чистый алюминий не подвержен коррозии, поскольку моментально покрывается оксидной плёнкой, предотвращающей трансфер газов. Коррозия алюминиевых сплавов зависит от некоторых фактов, таких как: состав и содержание примесей, среда, температура и др.

Одним из недостатков использования вторичных алюминиевых сплавов считается наличие железа в составе этих сплавов. Железо в этих сплавах содержится до 2% и снижает коррозионную стойкость алюминиевых сплавов, образуя дефектные области в оксидном слое.

Исследование параметров окисления исходного сплава марки АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» проводили при температурах 723 К, 773 К и 873 К в атмосфере воздуха.

Кинетические и энергетические параметры процесса окисления данных сплавов приведены в таблицах 4.11 и 4.12 и на рисунках 4.12 - 4.14. [122].

Кинетические кривые окисления композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» представлены на рисунке 4.13.

Согласно этим графикам, после начала процесса и в течении 15-20 минут наблюдается значительное возрастание удельной массы. То есть на начальных порах и у алюминиевого сплава АК7 (рисунок 4.12) и у композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» (рисунок 4.13) процесс окисления идет интенсивно при всех температурах проведения испытаний. Удельная масса композиционного материала растёт до постоянного значения.

Образование оксидного слоя имеет одинаковый и непрерывный характер, и этот рост останавливается при преодолении 20-30 минут и при одинаковой температуре 823 К показывает величину $17.7 \cdot 10^{-2}$ кг/м² для сплава АК7 и $15.4 \cdot 10^{-2}$ кг/м² для композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль». Эффективная энергия активации процесса окисления исследованных образцов составляют 106.5 и 117.0 кДж/моль, соответственно (таблица 4.11). Было выявлено, что при повышении температуры в рабочей среде, скорость окисления исследуемых образцов увеличивается.

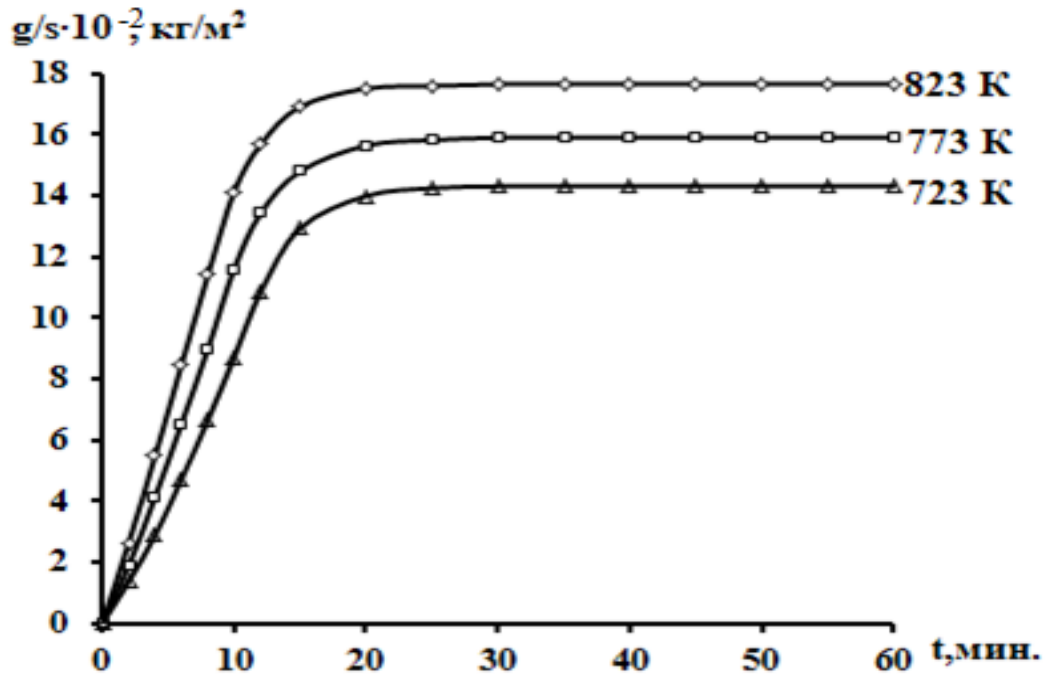


Рисунок 4.12. Кинетические кривые окисления алюминиевого сплава АК7 в твёрдом состоянии.

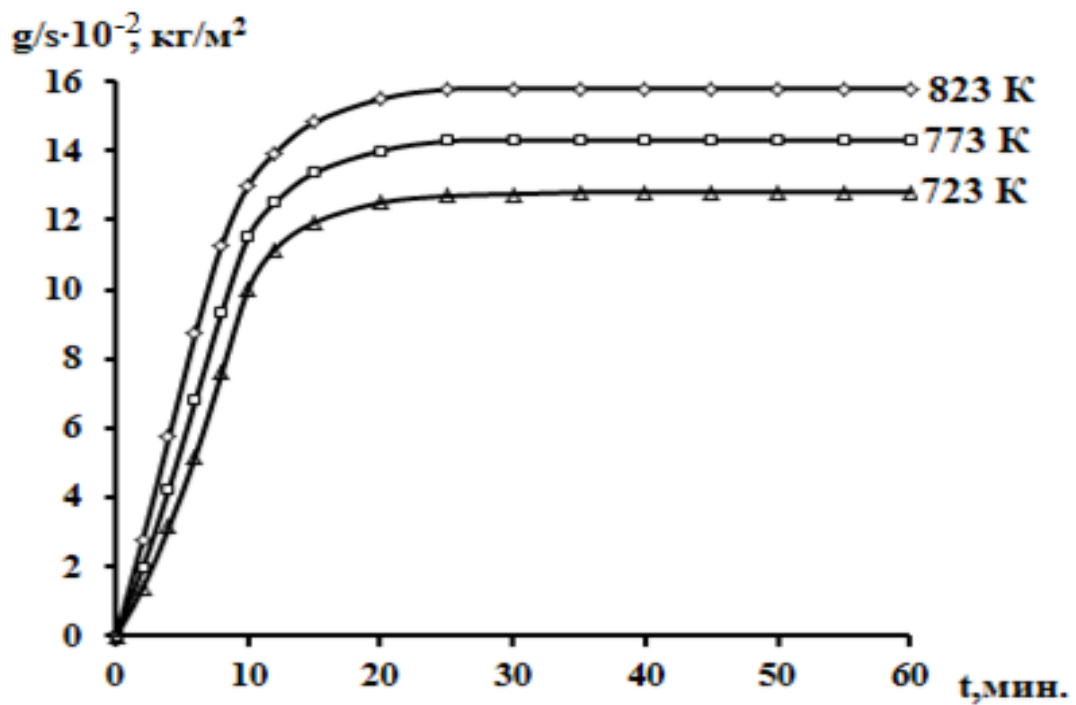


Рисунок 4.13. Кинетические кривые окисления композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» в твёрдом состоянии.

Кинетические и энергетические параметры процесса окисления
алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃
«Оксидаль», в твёрдом состоянии

Материал	Температура окисления, К	Истинная скорость окисления $K \cdot 10^4$, $\text{кг} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$	Кажущаяся энергия активации, кДж/моль
Сплав АК7	723	2.39	106.5
	773	2.66	
	823	2.95	
Композит системы Al-Al ₂ O ₃	723	2.36	117.0
	773	2.61	
	823	2.90	

Графическое изображение зависимости $\lg K$ от $1/T$ алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» можно увидеть на рисунке 4.14.

Если сравнивать окисляемость алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», то мы видим, что в композиционном материале «Оксидаль» значение окисляемости ниже. То есть при переводе исходного сплава АК7 в композиционный материал снижается окисляемость полученного композиционного материала. Зависимость $\lg K - 1/T$ представленная на рисунке 4.14 для алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», свидетельствует, о том, что процесс окисления при вышеуказанных температурах протекает по гиперболическому закону.

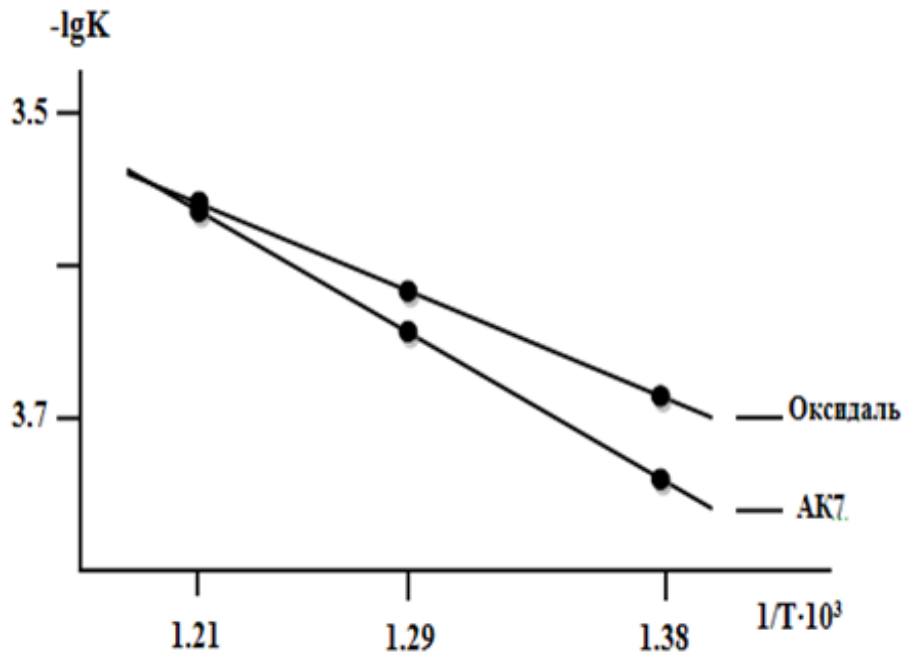


Рисунок 4.14. Зависимость $\lg K$ от $1/T$ для алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы $Al-Al_2O_3$ «Оксидаль», в твёрдом состоянии.

Математическая обработка кинетических кривых окисления сплавов в виде полиномов представлены в таблице 4.12. Как видно, процесс окисления сплавов подчиняется уравнению $y=kx^n$ (y - привес сплавов, x - продолжительность окисления), где $n=2-4$. мин.

С помощью программы MS Excel обработали кривые окисления сплавов и определили зависимости $(g/s)^2 - \tau$ рисунок 4.14) для алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы $Al-Al_2O_3$ «Оксидаль»

Полиномы кривых окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», в твёрдом состоянии

Исследуемый материал	Температура окисления, К	Полиномы квадратичных кинетических кривых окисления сплавов	Коэффициент регрессии, R ²
Сплав АК7	723	$y = -0.6 \cdot 10^{-3}x^4 + 0.6 \cdot 10^{-3}x^3 - 4.49 \cdot 10^{-2}x^2 + 1.2937x$	0.978
	773	$y = -0.6 \cdot 10^{-6}x^4 + 1 \cdot 10^{-3}x^3 - 6.11 \cdot 10^{-2}x^2 + 1.5809x$	0.987
	823	$y = -0.6 \cdot 10^{-9}x^4 + 1.5 \cdot 10^{-3}x^3 - 8.16 \cdot 10^{-2}x^2 + 1.9187x$	0.994
Композит системы Al-Al ₂ O ₃	723	$y = -0.5 \cdot 10^{-6}x^4 - 3 \cdot 10^{-3}x^3 - 36 \cdot 10^{-2}x^2 + 0.737x$	0.990
	773	$y = -0.5 \cdot 10^{-4}x^4 - 1 \cdot 10^{-3}x^3 - 0,6 \cdot 10^{-2}x^2 + 1.281x$	0.991
	823	$y = -0.5 \cdot 10^{-2}x^4 - 2 \cdot 10^{-3}x^3 - 49 \cdot 10^{-2}x^2 + 1.815x$	0.993

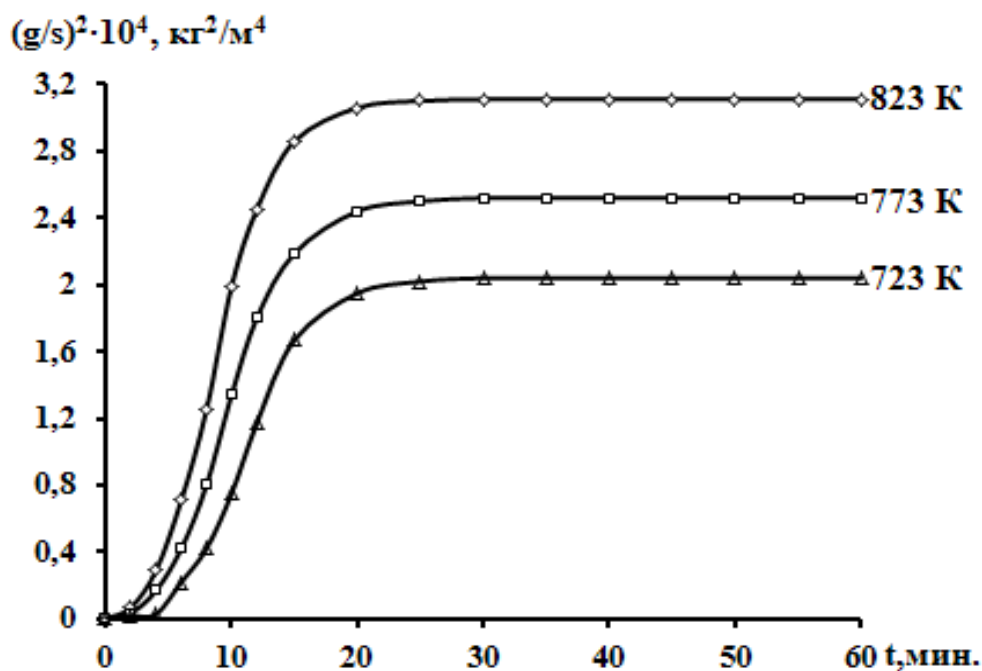


Рисунок 4.14. Квадратичные кривые окисления алюминиевого сплава АК7, в твёрдом состоянии.

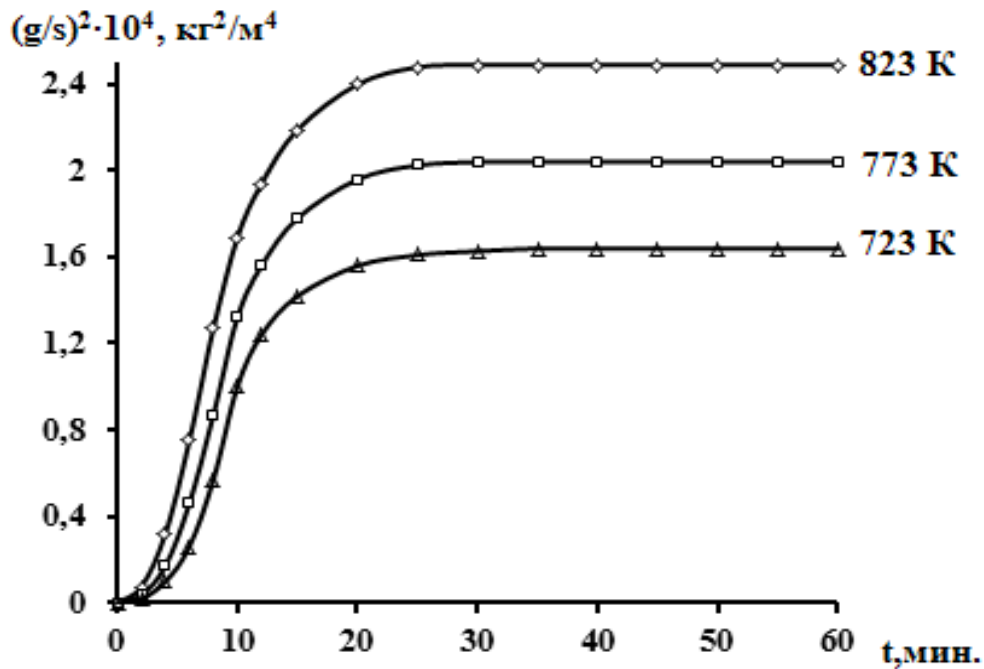


Рисунок 4.15. Квадратичные кривые окисления композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», в твёрдом состоянии.

Согласно графику, на рисунке 4.15, значение привеса образцов имеет самое меньшее $1,6 \cdot 10^{-4}$ кг/м² значение, а максимальное значение $2,4 \cdot 10^{-4}$ кг/м² при величине эффективной энергии активации 117,0 кДж/моль. Подробно данные значения приведены в таблице 4.11.

Заключение

Процесс окисления материалов является важным для полного представления о свойствах и поведении материалов при различной температуре. Особенно для новых видов материалов, про которых нет информации в литературных источниках. Примером такого материала является полученный нами новый алюмоматричный композиционный материал системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» на основе вторичного алюминия марки АК7. Вторичные алюминиевые сплавы редко используются в качестве конструкционных материалов, для того чтобы превратить вторичный алюминий в пригодный для использования в промышленности сплав, нужно провести стадию очистки и переработки. Композиционные материалы же,

наоборот, пользуются большой популярностью ввиду своих особых свойств, которых можно получить, добавляя тот или иной элемент или материал, изменяя форму, размеры, расположение добавок и другие характеристики армирующих элементов. Поэтому вопросы изучения высокотемпературного окисления материалов полученных на основе вторичного сырья и способы улучшения их стойкости к окислению является актуальным и имеет большую перспективу.

Определяющим фактором от которого зависит ход окисления является диффузия компонентов через оксидную оболочку. В процессе окисления происходит увеличение содержания диффундирующих компонентов в оксидном слое, в следствии чего кинетика окисления претерпевает изменения. Так как наш композиционный материал дисперсно упрочнен оксидом алюминия, в его структуре уже находятся оксиды, которые снижают скорость окисления замедляя диффузию. Значения эффективной энергии активации процесса окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль», приведены в таблице 4.11.

По результатам проведенных работ по изучению кинетики окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» можно констатировать что величина эффективной энергии активации у композиционного материала выше чем у алюминиевого сплава АК7, вместе с этим устойчивость композиционного материала «Оксидаль» к высокотемпературному окислению растет. Следовательно, композиционный материал может быть рекомендован как коррозионностойкий материал.

ВЫВОДЫ

1. По результатам исследования был получен композиционный материал системы Al-Al₂O₃ методом продувки алюминиевого расплава кислородом. Определены содержания упрочняющей фазы. Выявленные значения содержания оксида алюминия в композиционном материале находятся близко к теоретически полученным.

2. Результаты исследования по выявлению значений твердости исходного алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ методом Бринелля показали, что значение твердости у композиционного материала значительно выше чем у исходного сплава. Исследования по выявлению изменения прочности, которые были проведены на разрывной машине Instron 3382 также показали значительное повышение прочности, двукратное увеличение предела текучести, увеличение предела прочности на 25 %, у полученного композиционного материала по сравнению с исходным материалом. По результатам анализа оптической металлографии стало заметно, что доля эвтектики в сплаве не изменилась, дендритный параметр остался на том же уровне, поэтому повышение прочности сплава связано не с уменьшением размер зерна, а с измельчением интерметаллидных Fe-содержащих фаз и кристаллов Si, что обусловлено механическим препятствием частицами оксида алюминия их формированию.

3. Результаты полученные по итогу проведенных исследований вязкости композиционного материала свидетельствуют о том что вязкость композиционного материала системы Al-Al₂O₃ выше чем у исходного алюминиевого сплава АК7. Причиной повышения вязкости можно назвать изменения формы частиц от изотропной, также на вязкость влияет то что в результате разрушения оксидной пленки внутри расплава, образовывается остроугольная форма частиц, что по формуле и расчетам также приводят к увеличению значений вязкости.

4. Потенциостатическим методом в потенциодинамическом режиме со скоростью развертки потенциала 2 мВ/с исследовано анодное поведение композиционного материала системы Al-Al₂O₃. Показано что, коррозионная стойкость композиционного материала системы Al-Al₂O₃ выше чем у исходного алюминиевого сплава АК7, в нейтральной среде электролита NaCl. т.е. модифицирование алюминиевого сплава АК7 приводит к смещению потенциалов коррозии, репассивации и питингообразования к положительным значениям.

5. Термогравиметрическим способом были проведены работы по исследованию кинетики окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль». Получены результаты, свидетельствующие о параболическом характере кинетических кривых процесса окисления. По результатам проведенных работ по изучению кинетики окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃ «Оксидаль» получили результаты, которые свидетельствуют о том, что значения эффективной энергии активации алюминиевого сплава АК7 имеет меньшее значение чем у композиционного материала. Вместе с этим устойчивость композиционного материала «Оксидаль» к высокотемпературному окислению растет. Следовательно, композиционный материал может быть рекомендован как коррозионностойкий материал.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ

АМК – Алюмоматричный композит

ДУКМ – Дисперсноупрочненный композиционный материал

КМ – Композиционный материал

Корр. – Коррозия

МКМ – Металлические композиционные материалы

П.О. – Питтинг образование

Р.П. – Репассивация

САП – Спеченная алюминиевая пудра (порошок)

Св.кор.- Свободная коррозия

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Строганов, Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. -М.: Металлургия. 1997. - 272 с.
2. Тихонов, А.С. Элементы физико-химической теории деформируемости сплавов / А.С. Тихонов. -М.: Металлургия, 1972. -203 с.
3. Анселл, Г.С. -В кн.: Физическое металловедение. -Т.3 / Пер. с англ. Г.С. Анселл. -М.: Мир, 1969. -С.327-370.
4. Финкель, В.Ф. Физика разрушения / В.Ф. Финкель. -М.: Металлургия, 1970. -376 с.
5. Gurland, I. Second Inter/ I.Gurland // Conference on the Strength of Metals and Alloys. -1970. -V.2. -P.621-627.
6. Ganqulee, A., Gurland, I. // Trans. Met. Soc. AIME. -1967. -V.239. - P.269-275.
7. Хори, С., Уеда, Х., Фуруширо, Н. // Кейкиндзоду. 1972. -Т.22. -№4.- С.281289.
8. Алюминий. Справочное руководство / Пер. с англ. -М.: Металлургия, 1972. -662 с.
9. Фридляндер, И.Н. -В. кн.: Справочное руководство. Промышленные деформируемые спеченные материалы и литейные алюминиевые сплавы / И.Н. Фридляндер, Р.А. Кривенко, Н.С. Клягина. -М.: Металлургия, 1972. - С.302-322.
10. Буйнов, Н.Н. Распад пересыщенных металлических твёрдых растворов / Н.Н. Буйнов, Р.Р. Захарова. -М.: Металлургия, 1964. -143 с.
11. Силумины: Атлас структур и фрактограмм: Справ. изд./ Пригунова А.Г., Белов Н.А. и др./ Под. ред. Ю.Н. Тарана, В.С. Золоторевского. -М.: МИСиС, 1996. -175 с.
12. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Пер. с англ. -М. Металлургия. 1979. -С. 640.
13. Хансен, М., Андерко, К. Структура двойных сплавов. Пер. с англ./

под. ред. И.И. Новикова, И.Л. Рогельберга. –М.: Металлургиздат, 1962 -1488 с.

14. Строганов, Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. –М.: Металлургия. 1977. –С. 272.

15. Белецкий, В.М. Алюминиевые сплавы (состав, свойств, технология, применение). / В.М. Белецкий, Г.А. Кривов // Справочник Под ред. И.Н. Фридляндера. –К.: КОМИТЕХ. 2005. –365 с.

16. Альтман, М.Б. Структура и свойства легких сплавов / М.Б. Альтман. – М.: Наука. 1971. –105 с.

17. Таран, Ю.Н. Структура эвтектических сплавов / Ю.Н. Таран, В.И. Мазур. –М.: Металлургия. 1978. –236-280 с.

18. Бочвар, А.А. Исследование механизма и кинетики кристаллизации сплавов эвтектического типа / А.А. Бочвар // Моск. ин-т цвет. металлов и золота. –М.–Л. 1935. –С. 81.1985. –143 с.

19. Белов, М.В. Исследование процесса кристаллизации Al-Si сплавов и разработка легкоплавких фосфорсодержащих лигатур с целью повышения качества литых поршневых заготовок / Дисс. канд. техн. наук: 05.16.04. М. 2007. –119 с.

20. Белов, Н.А., Золоторевский, В.С., Евсеев, Ю. В., Иванов, В.А. Влияние лития на структуру и механические свойства силуминов// Технология легких сплавов, 1989, №7. С. 8-11.

21. Белов, Н.А., Курдюмова, Т. А. Диаграмма состояния $Al - Si - Fe - Be$ и возможности нейтрализации Fe –фаз в силуминах // Изв. АН СССР, Металлы, 1989, №2. -С. 210-215.

22. Иванов, Д.А., Ситников, А.И., Шляпин, С.Д. Дисперсноупрочненные, волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы// - М.: МАТИ, 2009, 306 с.

23. Новые композиционные материалы. Д.М. Карпинос, Л.И. Тучинский, Л.П. Вишняков. Киев, «Высшая школа», 1977, с. 312.

24. Новые материалы. Под научн. ред. Ю.С. Карабасова. –М.: МИСИС. –

2002. – 736 с.

25. Васильев, В.В. Композиционные материалы: Справочник/В. В. Васильев, В. Д. Протасов, В. В. Болотин и др.; Под общ. Ред. В. В. Васильева, Ю. М. Тарнопольского. - М.: Машиностроение, -1990. -512с.

26. Композиционные материалы. Справочник. Под редакцией Д.М. Карпиноса. Киев, «Наукова думка», 1985, -с. 592.

27. Конструкционные свойства пластмасс / Под ред. Э. Бера. – М.: Химия, 1967. – 463 с.

28. Кребер, М.Л. Композиционные материалы. Соровский образовательный журнал «Химия», 1999, № 5, с. 33-41.

29. Лахтин, Ю.М., Леонтьев В.П. Материаловедение. М.: «Машиностроение», 1972, 510 с.

30. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.; Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. 2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.

31. Меткалф, А.Г. Введение в обзор. – В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей/Под ред. К. Крейдера. М.: Машиностроение, 1978, с. 277-337.

32. Нильсен, Л. Механические свойства полимеров и полимерных композиций. – М.: Химия, 1978. – 310 с.

33. Порошковая металлургия. Специальные и композиционные материалы. Под редакцией В. Шатта. Москва, изд-во Металлургия. 1983. 325 с.

34. Юскаев, В. Б. Композиционные материалы /учебное пособие/ СумГУ, -2006, -199с.

35. Портной, К.И., Бабич, К.И. Дисперсноупрочненные материалы. Москва, изд-во Металлургия. 1974. 199 с.

36. Волокнистые и дисперсноупрочненные композиционные материалы. Под редакцией Н.В. Агеева. Москва, изд-во Наука. 1976. 214 с.

37. Андреева, А. В. Основы физикохимии и технологии композитов: Учеб. пособие для вузов. - М.: ИПРЖР, 2001. - 192 с.: ил.
38. Батаев, А.А., Батаев, В.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение: Учебник. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2002. – 384 с.
39. Швидковский, Е.Г. Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Госгортехтеориздат, 1955. 208 с.
40. Вертман, А.А., Самарин, А.М. Методы исследования свойств металлических расплавов. М.: Metallurgia, 1978. 198 с.
41. Гельд, П.В., Баум, Б.А., Петрушевский М.С. Расплавы ферросплавного производства. М.: Metallurgia, 1973. 268 с.
42. Явойский, В.И. Теория процессов производства стали. М.: Metallurgia, 1967. 792 с.
43. Баум, Б.А. Металлические жидкости. М.: Наука, 1979. 120 с.
44. Баум, Б.А., Хасин, Г.А., Тягунов, Г.В. Жидкая сталь. М.: Metallurgia, 1984. 208 с.
45. Курнаков, И.С., Жемчужный, С.Ф. // ЖРХО. 1912. №1. С.44.
46. Шпильрайн, Э.Э., Фомин, В.А., Сквородько, С.И. и др. Исследование вязкости жидких металлов. М.: Наука, 1983. 244 с.
47. Панченков, Г.М. Теория вязкости жидкостей. М.: Госгортехиздат, 1947. 156 с.
48. Павлов, В.В. Затвердевание и его молекулярная модель. М.: Наука, 1985.
49. Фиалков, Ю.Я. Двойные жидкие системы. Киев. Техника, 1969. 220 с.
50. Глазов, В.М., Вобст, М., Тимошенко, В.И. Методы исследования свойств жидких металлов и полупроводников. М.: Metallurgia, 1989.
51. Ладьянов, В.И., Логунов, С.В., Кузьминых, Е.В. О вязкости микронеоднородных жидких металлов // Металлы. 1997. №4. С.22-26.
52. Физическая химия строительных материалов: учеб. пособие / И. С. Семериков, Е. С. Герасимова. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. —

204 с.

53. Установка для измерения кинематической вязкости металлических расплавов / Г.В. Тягунов, В.С. Цепелев, М.Н. Кушнир, Г.Н. Яковлев // Заводская лаборатория. 1980. С. 919-920.

54. Автоматизированная система определения кинематической вязкости расплавов // Д.В. Егоров, Г.В. Тягунов, В.С. Цепелев, С.В. Пастухов / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1998. Т.64. №11. С. 46-48.

55. Игошин, И.Н. Кинематическая вязкость разбавленных жидких сплавов железа с 3d-переходными металлами: Дис. на соиск. уч. степ. канд. физ-мат. наук. - Свердловск, 1987. 224 с.

56. Лепинских, Б.М. Окисление жидких металлов и сплавов / Б.М. Лепинских, А.А. Каташев, А.А. Белоусов. -М.: Наука, 1979. -116 с.

57. Григоревич, О. Периодический закон Менделеева и электронное строение металлов / О. Григоревич. -М.: Наука, 1965.

58. Активность компонентов в бинарных сплавах Si, Al, Si-Mn и Si-Cr / С. Ростовцев, С. Хитрик, Б. Емлин [и др.] // Известия вузов. Черная металлургия. -1971. -№2. -С.61-65.

59. Лосева, А. Термодинамические свойства жидких сплавов системы Al-Si / А. Лосева, А. Альмухамедов, В. Тюменцев [и др.] / Журнал физической химии. -1977. -Т.51. -№2. -С.495-496.

60. Баталин, Г., Белобородова, Е., Сухало, В. // Известия АН СССР. Металлы. -1974. -Вып.5. -С.91.

61. Korber, K., Zohberg, K. // Giessereiforschung. -1971. -V.23. -№4. -P.169-173.

62. Korber, K., Zohberg, K. // Giessereiforschung. - 1971. -V.23. -№4. -P.173-177.

63. Singh, M., Kumar, R. // J. Mater. Sci. -1973. -V.8. -№3. -P.317-323.

64. Хансен, М. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. -М.: Металлургиздат, 1962. -Т.1-2. -1188 с.

65. Диаграммы состояния силикатных систем: Справочник / А.А.

Торопов, В.П. Варзаковский, В.В. Лапин, Н.Н. Курцева. -М-Л.: Наука,1969. - 807 с.

66. Плюснин, И. Инфракрасные спектры силикатов / И. Плюснин. -М.: Издательство МГУ, 1967.

67. Ганиев, И.Н. Исследование процесса окисления расплавов Al-Si кислородом воздуха / И.Н. Ганиев, Н.С. Олимов, Б.Б. Эшов // Известия РАН. Металлы. -2000. -№2. -С.129-133.

68. Олимов, Н.С. Окисление алюминиевых сплавов с кремнием, германием и оловом: Автореф. дис. канд. хим. наук / Олимов Насриддин Солехович. -Душанбе, 1994. - 26 с.

69. Филиппов, Е.С. Изменение ближнего порядка в жидкой фазе эвтектической системы / Е.С. Филиппов, А.Н. Крестовников // Известия вузов. Черная металлургия. -1971. -№5. -С.123-127.

70. Филиппов, Е.С. Эффективный радиус атома металла в модели сфер взаимодействия / Е.С. Филиппов // Известия вузов. Черная металлургия. - 1979. -№7. -С.114-118.

71. Филиппов, Е.С. Особенности простых структурно-эвтектических превращений в жидкой фазе систем металл-полупроводник и металл-металл / Е.С. Филиппов // Известия вузов. Черная металлургия. -1973. -№1. -С.129-134.

72. Филиппов, Е.С. Исследование структурных переходов в жидкой фазе системы с эвтектическим и периктектическим превращениями / Е.С. Филиппов, А.Н. Крестовников // Известия АН СССР. Металлы. -1971. - №3. - С.78-81.

73. Торопов, А.А. Диаграммы состояния силикатных систем: Справочник / А.А. Торопов, В.П. Варзаковский [и др.]. -М-Л.: Наука, 1969. -С.807.

74. Maruyama, B. Progress and promise in aluminum metal matrix composites / B. Maruyama // AMPTIAC Newsletters. – 1998. – Т. 2. – № 3.

75. Finkelstein, A. B. Microstructures, mechanical properties ingot AlSi7Fe1 after blowing oxygen through melt / A. B. Finkelstein, O. A. Chikova, A. Schaefer

// Acta Metallurgica Slovaca. – 2017. – Т. 23. – № 1. – С. –4–11.

76. Hatch, J. E. Aluminum: properties and physical metallurgy / J. E. Hatch. – ASM International, 1984. – 397 с.

77. К. Мори, М. Сано. Взаимодействие жидких металлов с введенными в них пузырями газа. В кн. Инжекционная металлургия. М.: Металлургия, 1981. С. 83 – 87.

78. Основные процессы и аппараты химической технологии. Пособие по проектированию: учеб. пособие для студентов хим.-технол. специальностей вузов / [Г. С. Борисов, В. П. Брыков, Ю. И. Дытнерский и др.]; под ред. Ю. И. Дытнерского. – 4-е изд., стер. – Москва: Альянс, 2008. С.– 496

79. Махмудзода, М., Эшов, Б. Б., Ганиев И.Н., Джайлоев, Дж., Исследование механических свойств алюмоматричного композиционного материала / Материалы международной научной конференции на тему «Развитие энергетической отрасли в Республике Таджикистан». - Душанбе - 2023, -С 88-90

80. Махмудзода, М., Джайлоев, Дж., Эшов, Б. Б. Исследование механических свойств оксид-алюминиевого композита. / «Современные проблемы естествознания в науке и образовательном процессе», посвященная двадцатилетию изучения и развития естественных, точных и математических наук РТСУ - Душанбе. -2022. –С 155-157

81. Finkelstein, A. B., Chikova, O. A., Schaefer, A.A. Microstructures, mechanical properties ingot AlSi7Fe1 after blowing oxygen through melt/ Acta Metallurgica Slovaca. 2017. V. 23. № 1. P. 4–11.

82. Braaten, O., Kjekshus, A., Kvande, H. The possible reduction of alumina to aluminum using hydrogen/ JOM: the journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 52(2). P. 47–53.

83. Brewer, L.; Searcy, A.W. The gaseous species of the Al–Al₂O₃ system. / JACS, 1951, V. 73, P. 5308–5314.

84. A Finkelstein, A. B., Chikova, O. A., Schaefer, A.A., Borodianskiy, K. Microstructures, mechanical properties ingot AlSi7Fe1 after blowing oxygen

through melt / *Materials*. 2017. №7. P. 786–794.

85. Попель, П.С., Чикова, О.А., Бродова, И.Г. О возможности воздействия на наследственную микрогетерогенность расплавов/ *Металлургия машиностроения*. 2010. № 2. С. 12–15.

86. Томашов, Н. Д. Теория коррозии и защиты металлов. М.: Изд-во АН СССР, 1960. 591 с.

87. E. L Furman., A. B Finkelstein., M. L. Cherny Permeability of aluminium foams produced by replication casting / *Metals*. 2012. №. 1. С. 49–57.

88. Nayebi, B. M. Divandari Characteristics of dynamically formed oxide films on molten aluminium /*International Journal of Cast Metals Research*. 2012. №5, P. 270–276.

89. Чалый, В.П. Гидроксиды металлов (Законы образования, состав, строение и свойства). Киев, Наукова думка, 1972.

90. Островский, О. И. Свойства металлических расплавов / О. И. Островский, В. А. Григорян, А. Ф. Вишкарёв. - М.: *Металлургия*, 1988. - 304 с

91. Арсентьев, П.П. Металлические расплавы и их свойства / П.П. Арсентьев, Л.А. Коледов. М.: *Металлургия*, 1976. — 376 с.

92. Стерин, И.С. Машиностроительные материалы. Основы металловедения и термической обработки: учеб. пособие СПб.: *Политехника*, 2003.

93. Лахтин, Ю. М., Леонтьева, В.П., *Материаловедение: учеб. для техн. Вузов*. М.: Альянс, 2009.

94. Lindroos, V.K., Talvitie, M.J.//*J.Material Processing Technology*. 1995. 53. № 1–2. P. 273–284.

[https://doi.org/10.1016/0924C0136\(95\)01985CN](https://doi.org/10.1016/0924C0136(95)01985CN)

95. Hashim, J., Looney, L., Hashmi, M.S.J. // *J.Materials Processing Technology*. 1999. 92–93. P.1–7.

[https://doi.org/10.1016/S0924C0136\(99\)00118C1](https://doi.org/10.1016/S0924C0136(99)00118C1)

96. Wang, Y., Li, H.T., Fan, Z. // *Transactions of the Indian Institute of Metals*.

2012. 65. № 6. P. 653–661.

<https://doi.org/10.1007/s12666C012C0194Cx>.

97. Finkelstein, A.B., Schaefer, A., Chikova, O.A. // *Acta Metallurgica Slovaca*. 2017. 23. № 1. P. 4–11. <http://dx.doi.org/10.12776/ams.v23i1.808>

98. Chikova, O.A., Finkelstein, A.B., Schaefer, A.A. // *Physics of Metals and Metallography*. 2018. 119. № 7. P. 685–690. <https://doi.org/10.1134/S0031918X18070037>

99. Бельтюков, А. Л. Особенности измерения вязкости металлических расплавов методом крутильных колебаний / А. Л. Бельтюков, Н. В. Олянина // *Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов: Труды XIV Российской конференции, Екатеринбург, 21–25 сентября 2015 года.* – Екатеринбург: Уральское отделение РАН, 2015. – С. 158-159.

100. Патент № 2447421 С2 Российская Федерация, МПК G01N 11/00. способ и устройство для измерения кинематической вязкости расплавов: № 2010115445/28: заявл. 19.04.2010: опубл. 10.04.2012 / В. В. Вьюхин, В. С. Цепелев, А. М. Поводатор, В. В. Конашков; заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина".

101. Zhu, P., Lai, J., Shen, J., Wu, K., Zhang, L., Liu, J. An oscillating cup viscometer based on Shvidkovskiy algorithm for molten metal's // *Measurement: J. International Measurement Confederation*. 2018. 122. P. 149–154

102. Chikova, O.A., Nikitin, K.V., Moskovskikh, O.P., Tsepelev V.S. // *Acta Metallurgica Slovaca*. 2016. 22. № 3. P. 153–163. <http://dx.doi.org/10.12776/ams.v22i3.774>

103. Фортъе, А. *Механика суспензий*. М.: Мир, 1971.

104. Хаппель, Дж., Бреннер, Г., *Гидродинамика при малых числах Рейнольдса*. М.: Мир, 1976.

105. Sozhamannan, G.G., Balasivanandha, Prabu S., Venkatagalapathy, V.S.K. Effect of processing parameters on metal matrix composites: stir casting

process // JSEMAT. 2012. 2. № 1. P. 11–15.

106. Wang, J., Guo, Q., Nishio, M., Ogawa, H., Shu, D., Li, K., He, S, Sun B.// J. Materials Processing Technology. 2003. 136. № 1–3 P. 60–63.
[https://doi.org/10.1016/S0924C0136\(02\)00919C6](https://doi.org/10.1016/S0924C0136(02)00919C6)

107. Ravi, K.R., Pillai, R.M., Amaranathan, K.R., Pai, B.C., Chakraborty, M.
// J. Alloys and Compounds. 2008. 456. № 1–2. P. 201–210.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.02.038>

108. Lagiewka, M. Selected the casting properties of the composite AlMg10 +C_{gr} //Arch. Metall. Mater. 2017. 62. № 3. P. 1585–1589

109. Laskowski, J.S. Coal flotation and fine coal utilization. Amsterdam Elsevier, 2001.

110. Махмудзода, М., Эшов, Б. Б., Джайлоев, Дж. Х. Анодное поведение алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала системы Al-Al₂O₃, в среде электролита NaCl. *Металлург.* -2023. -№10. –С 39-42

111. Хакимов А. Х. Кинетика окисления и анодное поведение алюминиево-железовых сплавов с редкоземельными металлами: автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата химических наук / Хакимов, Абдувохид Хамидович.; - Душанбе, 2015. - 22 с.

112. Махмудзода, М., Эшов, Б. Б., Ганиев, И. Н., Джайлоев, Дж. Х., Шефер, А. А. Потенциодинамическое исследование композиционного материала системы Al-Al₂O₃, в среде электролита NaCl. *Материалы международной научно-практической конференции (Душанбе, 15-16 октября 2021 г.). Ч. II.* – Душанбе: РТСУ, 2021. –С 51-54

113. Махмудзода, М., Эшов, Б. Б., Ганиев, И. Н., Джайлоев, Дж. Х. Изменения потенциала свободной коррозии композиционного материала системы Al-Al₂O₃. *Научно практическая конференция «Фундаментальная наука – основа совершенствования технологий и материалов» ГНУ «Центр исследования инновационных технологий» при НАНТ.* - Душанбе. -2021. –С 59-61

114. Махмудзода, М., Джайлоев, Дж. Х. Электрохимические

исследования коррозионных свойств композиционного материала с содержанием 1,0% железа. XVII Нумановские чтения. Результаты инновационных исследований в области химических и технических наук в XXI веке. - Душанбе. -2022. –С 131-133

115. Махмудзода, М., Эшов, Б. Б., Ганиев, И. Н., Джайлоев, Дж. Х. Анодное поведение композиционного материала системы Al_2O_3 , в среде электролита NaCl. Материалы II международной научной конференции «Инновационное развитие науки». - Душанбе. -2022. –С 41-46

116. Окисление металлов / под ред. Ж. Бернара. – М., 1969. – Т. 1.

117. Баре П. Кинетика гетерогенных процессов. – М., 1976.

118. Биркс, Н. Введение в высокотемпературное окисление металлов / Н. Биркс, Дж. Майер. – М.: Металлургия, 1987. – 184 с.

119. Самсонов, Г.В. Физико-химические свойства окислов / Г.В. Самсонов [и др.]. - М.: Металлургия, 1974. – 472 с.

120. Кубашевский, О. Окисление металлов и сплавов / О. Кубашевский, Б. Гопкинс. – М.: Металлургия, 1975. – 365 с.

121. Махмудзода, М., Эшов, Б. Б., Ганиев, И. Н., Джайлоев, Дж. Х., Рахимов Ф.А. Кинетика окисления алюминиевого сплава АК7 и композиционного материала на основе алюминия $Al-Al_2O_3$ «Оксидаль» в твердом состоянии. Ползуновский вестник. 2022. № 4. Т. 2. С. 159-165.

122. Махмудзода, М., Эшов Б.Б., Джайлоев, Дж. Х., Маджиди М. Исследование кинетики окисления нового композиционного материала системы $Al-Al_2O_3$ «Оксидаль» в твердом состоянии/ VIII Международная научно-практическая конференция под названием «Роль молодых учёных в развитии науки, инноваций и технологий» - Душанбе. -2023. –С 50-52.

ПРИЛОЖЕНИЕ

ҶУМҲУРИИ
ТОҶИКИСТОН



ИДОРАИ
ПАТЕНТӢ

ШАҲОДАТНОМА

Шаҳрванд Махмудзода М.

муаллифи ихтирои *Маводи композитсионии системаи $Al-Al_2O_3$*

Ба ихтироъ
нахустпатенти № ТҶ 1404 дода шудааст.

Дорандаи
нахустпатент Муассисаи давлатии "Маркази таҳқиқоти технологияҳои
инноватсионӣ"-и Академияи миллии илмҳои Тоҷикистон

Сарзамин Ҷумҳурии Тоҷикистон

Ҳаммуаллиф(он) Эшов Б.Б., Ғаниев И.Н., Чайлоев Ҷ.Х., Раҳимов Ф.А.

Аввалияти ихтироъ 14.02.2023

Таърихи рӯзи пешниҳоди ариза 14.02.2023

Аризаи № 2301798

Дар Феҳристи давлатии ихтироъҳои Ҷумҳурии Тоҷикистон

3 июли с. 2023 ба қайд гирифта шуд

Нахустпатент

этибор дорад аз 14 феввали с. 2023 то 14 феввали 2033с.

Ин шаҳодатнома хангоми амали гардонидани ҳукуку
имтиёзҳои, ки барои муаллифони ихтироот бо қонунгузории
ҷорӣ муқаррар гардидаанд, нишон дода мешавад

ДИРЕКТОР

Исмоилзода М.



Республика Таджикистан

(19) **TJ** (11) 1404
 (51) **МПК** C22C21/00;
 C22C49/06; C22C1/10

ГОСУДАРСТВЕННОЕ ПАТЕНТНОЕ
 ВЕДОМСТВО

(12) **Описание изобретения** К МАЛОМУ ПАТЕНТУ

(21) 2301798

(22) 14.02.2023

(46) Бюл.197, 2023

(71) (73) Государственное учреждение
 «Центр по исследованию инновационных
 технологий» Национальной академии
 наук Таджикистана (TJ).

(72) Махмудзода М. (TJ); Эшов Б.Б. (TJ);
 Ганиев И.Н. (TJ); Джайлоев Дж.Х. (TJ);
 Рахимов Ф.А. (TJ).

(54) **Композиционный материал
 системы Al-Al₂O₃**

(56) 1. М. Махмудзода. Композиционные
 материалы на основе алюминия.
https://elar.urfu.ru/bitstream/10995/39861/1/init_2016_45.pdf.

2. Батаев А.А., Батаев В.А. Композиционные
 материалы: строение, получение,
 применение: Учебник. -Новосибирск: Изд-во
 НГТУ, 2002, -384 с.

3. ГОСТ 1583-93.
 Межгосударственный стандарт. Сплавы
 алюминиевые литейные

4. Патент РФ. Способ получения
 литого композиционного материала. 2017, №
 RU 2607016 C2

(57) Изобретение относится к области металлургии, в частности к алюмоматричным композиционным материалам на основе алюминия, предназначенным в качестве антикоррозионного покрытия для защиты от коррозии изделий из металлов и сплавов, конструкций и сооружений.

Цель изобретения является улучшение антикоррозионной стойкости сплава-покрытия, что достигается дополнительным введением в расплав АК7 гидрида титана (II) и продувкой кислородосодержащим газом в течении 1-3 часов, причем, гидрид титана при термическом разложении будет образовывать титан. Полученный композиционный материал содержит, мас. %: титан 0,15; кремний 6,79; железо 1,08; оксид алюминия 5,1 остальное алюминий и его примеси. Скорость коррозии сплава – 1,7-2,1 г/м²·ч.

Таким образом, предложенный композиционный материал имеет улучшенные механические свойства и может быть использован также как материал для корпусов автомобилей, самолетов и других деталей в которых требуются низкие значения массы, коррозионная стойкость, а также механическая прочность.

«Утверждаю»

Директор ГДП

«Таджхизоти мошинасози»
(машиностроительное оборудование)

Джолматов Дж.В.

2024г.



АКТ

опытно-промышленного испытания

«Композиционный материал системы Al-Al₂O₃»

Мы, нижеподписавшиеся в составе: начальник цеха М.Ш. Хофизов; и.о. главный инженер и главный технолог Д.М. Ходиев с одной стороны и д.т.н. Б.Б. Эшов, старший научный сотрудник М. Махмудзода, А.Г. Маркаев и профессор, д.х.н., академик НАНТ И.Н. Ганиев, с другой стороны составили настоящий акт о том, что в период октябрь-ноябрь месяцев 2023-го года, проведены испытания по нанесению антикоррозионного защитного покрытия из композиционного материала системы Al-Al₂O₃ на поверхности углеродистых сталей марок Ст3 и Ст45 обеспечивающие повышению их долговечности, на основе малого патента ТЈ № 1404, полученного от 12.04.2023.

Результаты опытно-промышленного испытания показали научно-обоснованность технических и технологических решений, позволяющих повысить долговечность углеродистых стальных образцов за счет обеспечения высокой коррозионной стойкости их рабочей поверхности при испытании в агрессивных средах. При внедрении использовали горячий способ нанесения защитных покрытий из выше указанного композиционного материала путем погружения изделий из углеродистых сталей различных марок в расплав композита. Было выявлено, что в результате нанесения на поверхность образцов слоя из композиционного материала, коррозионная стойкость изделий увеличивается на 20-30%, что соответственно продлевает срок их службы.

От ГДП «Таджхизоти
мошинасози»

Хофизов М.Ш.

Ходиев Д.М.

От Национальной академии наук
Таджикистана

Махмудзода М.

Эшов Б. Б.

Маркаев А.Г.

Ганиев И.Н.