

Министерство науки и высшего образования и Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Владимирский государственный университет
имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых»
(ВлГУ)

ВЫПУСКНАЯ КВАЛИФИКАЦИОННАЯ РАБОТА

Студента Рева Дмитрия Вадимовича

Институт Машиностроения и автомобильного транспорта

Кафедра «Технологии функциональных и конструкционных материалов»

Направление 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов»

Тема выпускной квалификационной работы

Исследование закономерностей структурообразования и разработка
технологии получения литых алюмоматричных композитов

Руководитель ВКР _____ / Е.С. Прусов /
(подпись)

Нормоконтроль _____ / Е.С. Прусов /
(подпись)

Допустить выпускную квалификационную работу
к защите в государственной экзаменационной комиссии

Заведующий кафедрой ТФ и КМ _____ В.А. Кечин

« ___ » _____ 20__ г.

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
«Владимирский государственный университет
имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых»
(ВлГУ)

Институт машиностроения и автомобильного транспорта
Кафедра «Технологии функциональных и конструкционных материалов»

Утверждаю:
Зав.кафедрой ТФ и КМ
_____ Кечин В.А.

**ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
по направлению подготовки**

22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов»

Студенту Рева Дмитрию Вадимовичу группы МЛТ-116

1. Тема ВКР Исследование закономерностей структурообразования и разработка технологии получения литых алюмоматричных композитов

утверждена приказом по университету № 126/4 от 02.03.2020 г. _____

2. Срок сдачи студентом законченной ВКР 16 июня 2020 г. _____

3. Исходные данные к ВКР: _____

- Материалы преддипломной практики.

- Материалы курсовых работ по выбору материала и проектирование технологии изготовления изделия.

4. Содержание пояснительной записки (перечень подлежащих разработке вопросов)

- Введение (основные представления и актуальность) - 1,5-2 с.

- Глава I. Современное состояние исследований в области разработки и получения литых алюмоматричных композитов - 25-30 с.

- Глава II. Материалы и методы исследований - 15-20 с.

- Глава III. Исследования формирования структуры и свойств литых алюмоматричных композитов - 25-30 с.

Заключение - 3-4 с.

Список использованных источников (не менее 20 наименований)

5. Перечень графического материала: _____

- Количество рисунков, графиков, таблиц и др. материалов должно отражать содержание ВКР и определяется по согласованию с руководителем работы

- На презентацию доклада выносятся 11-13 слайдов по согласованию с руководителем ВКР

Дата выдачи задания _____

Руководитель _____ Прусов Е.С.

(подпись)

(ФИО)

Задание принял к исполнению _____

(подпись студента)

(ФИО)

Аннотация

В выпускной квалификационной работе проведен кинетический анализ процессов межфазного взаимодействия алюминиевого расплава с переходными металлами (Ti, V, Cr, Hf, Zr, Nb). Установлено, что для всех рассмотренных систем значение коэффициента диффузии и ширина диффузионной зоны возрастают с увеличением температуры процесса и времени выдержки, следовательно, скорость реакции между твердыми переходными металлами и алюминиевым расплавом будет повышаться с увеличением этих параметров. Проведены экспериментальные исследования процессов структурообразования при получении литых алюмоматричных композитов.

Выпускная квалификационная работа содержит 82 страницы, 8 таблиц, 52 рисунка, 35 источника литературы.

Abstract

In the final qualification work, a kinetic analysis of the processes of interfacial interaction of an aluminum melt with transition metals (Ti, V, Cr, Hf, Zr, Nb) was carried out. It was found that for all the systems considered, the value of the diffusion coefficient and the width of the diffusion zone increase with increasing process temperature and holding time, therefore, the reaction rate between solid transition metals and aluminum melt will increase with increasing these parameters. Experimental studies of the processes of structure formation during the production of cast aluminum matrix composites were carried out.

The final qualification work contains 82 pages, 8 tables, 52 figures, 35 literature sources.

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
Глава I. Современное состояние исследований в области разработки и получения литых алюмоматричных композитов	6
1.1 Общая характеристика алюминиевых сплавов.....	6
1.2 Литые алюмоматричные композиты: получение, свойства, применение....	10
1.3 Способы эндогенного армирования литых алюмоматричных композитов.....	20
1.4 Основные закономерности структурообразования литых алюмоматричных композитов	30
1.5 Выводы и постановка задач исследований.....	35
Глава 2. Объекты и методы исследований	37
2.1 Характеристика объектов исследования.....	37
2.2 Методика анализа диффузионных процессов при получении литых алюмоматричных композитов.....	37
2.3 Методика выплавки опытных сплавов и металлографических исследований.....	42
2.4 Прикладные программные продукты, использованные при выполнении работы.....	45
Глава 3. Теоретические и экспериментальные исследования процессов структурообразования при получении литых алюмоматричных композитов	46
3.1 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – титан».....	46
3.2 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – ванадий».....	50
3.3 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – хром».....	54

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата	Пояснительная записка						
Разработал		Рева Д.В.							Литер	Лист	Листов
Проверил		Кечин В.А.							У	4	81
Н.контр.		Прусов Е.С.									
Утвердил		Кечин В.А.									

3.4	Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – ниобий».....	57
3.5	Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – гафний».....	61
3.6	Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – цирконий».....	64
3.7	Формирование микроструктуры алюмоматричных композитов при взаимодействии алюминиевого расплава с переходными металлами.....	69
	Выводы по работе.....	74
	Список используемой литературы.....	76

Изм.	Лист	№ докум.	Подпись	Дата				
Разработал		Рева Д.В.			Пояснительная записка	Литер	Лист	Листов
Проверил		Кечин В.А.				У	5	81
Н.контр.		Прусов Е.С.						
Утвердил		Кечин В.А.						

ВВЕДЕНИЕ

Металломатричные композиты (ММК) являются важным классом конструкционных и функциональных материалов, которые все интенсивнее вытесняют традиционные материалы в автомобильной, аэрокосмической, строительной, атомной, нефтегазовой и других отраслях промышленности. ММК представляют собой комбинацию из двух или более материалов (один из которых является металлом или сплавом), в котором индивидуальные свойства, не достижимые в монолитных металлах или сплавах, достигаются систематическими комбинациями различных фазовых составляющих. ММК, как правило, состоят из металлической матрицы и распределенных в ней волокон либо дисперсных частиц. ММК могут быть синтезированы твердофазными, жидкофазными или газофазными методами [1-6].

Литые алюмоматричные композиты (АМК) не являются принципиально новыми для литейной отрасли. Несмотря на то, что традиционно не называют композитом эвтектический сплав системы «алюминий-кремний» (рис. 1А), который состоит из кремниевых игл, встроенных в алюминиевую матрицу, такая микроструктура может называться эндогенно-армированным композитом (*in situ*). Еще пример композита *in situ*, обычно производимого литейным производством, это высокопрочный чугун (рис. 1b), в котором графитовые включения диспергированы в ферритовой матрице. Ограничение композитов, таких как алюминий-эвтектический сплав кремния и пластичный чугун, это объемные проценты двух фаз, которые ограничены узкими диапазонами, предсказанными их фазовой диаграммой. Кроме того, пространственное расположение упрочнителей не может варьироваться так же свободно, как и в синтетически произведенном композиты, которые синтезируются путем физического замешивания армирующей фазы в металлический расплав.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
		№ документа	Подпись	Дата		6

В синтетических композитах можно изменять, почти по желанию, химический состав, форму, процентное содержание и распределение второй фазы (армирующих частиц).

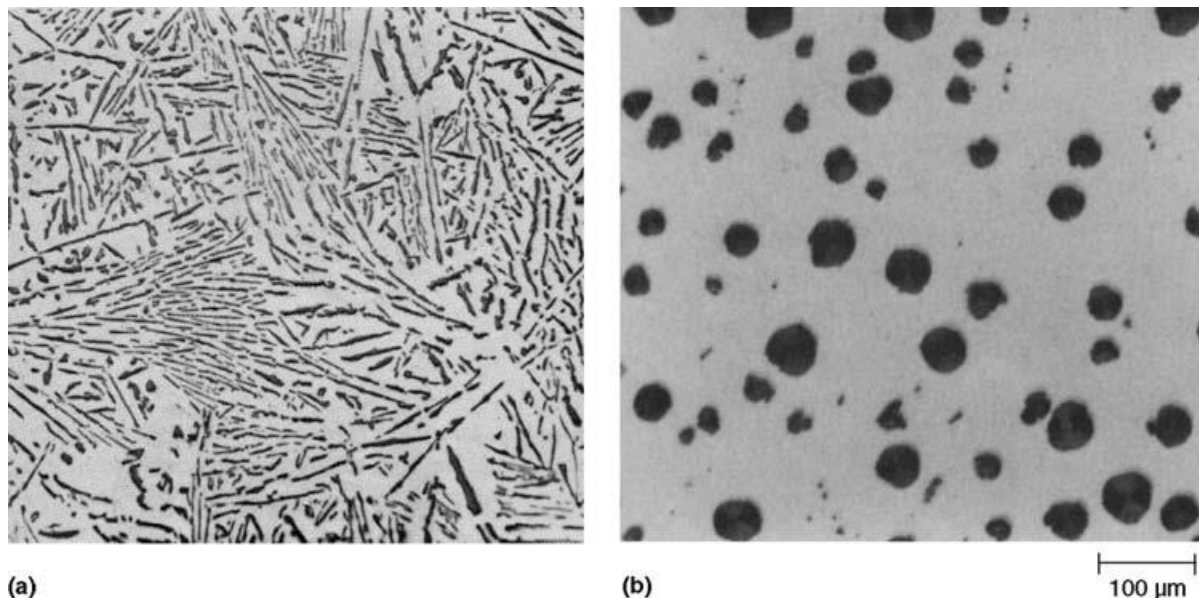


Рисунок 1 - Структура естественно-армированных ММК: а) алюминиево-кремниевый сплав. б) высокопрочный чугун

Основной целью производства АМК является повышение прочности и жесткости алюминиевого сплава. Однако дополнительное преимущество, которое имеют алюминиевые матрицы, состоит в том, что они могут быть адаптированы для получения различных комбинаций жесткости и прочности и для получения различных значений тепловых коэффициентов расширения. Кроме того, АМК могут быть использованы при износе, поскольку износостойкость АМК может быть достаточно хорошей. Армирующая фаза в АМК может быть в виде волокон, микро- или макрочастиц, а также тонких "усов", распределенных в матрице в объеме от 2 до 70% [7].

Армирующая фаза присутствует в матрице в виде самостоятельных комплексов и выступают в роли добавок, обеспечивающих существенное повышение механических и/или эксплуатационных свойств по сравнению с обычными сплавами из алюминия [8].

В данной работе рассмотрены закономерности структурообразования и разработана технология получения литых алюмоматричных композитов. Отдельные результаты работы были представлены на финале Всероссийского инженерного конкурса – 2019 (при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации), в рамках проекта Профстажировки.рф (отмечен как победитель проекта), а также на Днях науки студентов и аспирантов ВлГУ в 2018-2020 гг.

1. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ И ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

1.1 Общая характеристика алюминиевых сплавов

Алюминий обладает низкой температурой плавления (660 C°), плотностью равной $2,7\text{ г/см}^3$, слабой прочностью, высокой электро- и теплопроводностью, хорошей пластичностью ($\sigma_b = 100\text{ МПа}$, $\delta = 35\%$). Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью благодаря образованию на его поверхности оксидной пленки Al_2O_3 . Этот материал хорошо сваривается и поддается деформации, из него можно получить тонкую фольгу с помощью прокатки, но он плохо обрабатывается резанием. Алюминий и его сплавы используются в машиностроении, строительных конструкциях, авиации, судостроении и во многих других отраслях.

Основными легирующими элементами являются магний, марганец, цинк и медь. В свою очередь, в роли примесей выступают кремний и железо, они не растворяются в алюминии и образуют с ним химические соединения, которые проявляются по границам зерен и снижают пластичность сплава.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						8
		№ документа	Подпись	Дата		

Сплавы из алюминия по технологии обработки делятся на группы (рис. 2):

- 1) Деформируемые;
- 2) Литейные;
- 3) Порошковые (спеченные алюминиевые сплавы (САС) и спечённые алюминиевые порошки (САП)) [9].

Деформируемые сплавы из алюминия используют для изготовления штамповок, поковок и прочих заготовок, изготавливаемых различными методами объемной деформации из-за высокой пластичности [10]. Они делятся на упрочняемые и не упрочняемые термической обработкой. Неупрочняемые сплавы применяют в отожженном состоянии или упрочняют их холодной пластической деформацией, в эту группу входят сплавы системы Al-Mg, Al-Mn, они имеют высокую коррозионную стойкость и пластичность. К упрочняемым сплавам относятся сплавы системы Al-Cu, максимальная растворимость меди в алюминии достигает 5,7% при температуре 548 С° и уменьшается до 0,2% при 20 С°. К этой группе сплавов относится дюралюмины и авиаль [9].

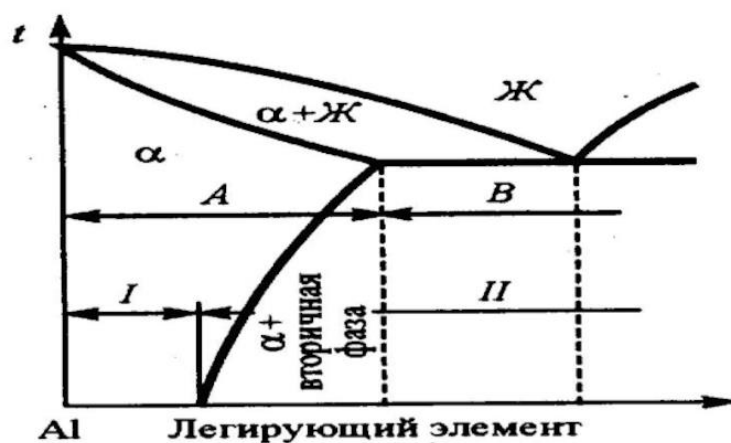


Диаграмма состояния алюминий - легирующий элемент (схема):

A – деформируемые сплавы, B – литейные сплавы.

Рисунок 2 – Типовая диаграмма состояния «алюминий - легирующий элемент»

К дюралюминам относят сплавы системы Al-Cu-Mg. Содержание Cu составляет 4 %, а Mg - 0,5%, в малых количествах имеются Mn, Si и Fe. Такие сплавы характеризуются сочетанием высокой пластичности и прочности, отлично деформируются в любом состоянии. Прочность и твердость их почти такая же, как и у обычных сталей. Однако при близком значении прочности коэффициент конструктивного качества у дюралюминов больше, чем у сталей. При этом наилучшей прочности дюралюмины достигают при наличии в составе сплава 4% Cu и 1% Mg. Их называют супердюралюмины. В свою очередь недостатком у дюралюминов является их слабая коррозионная стойкость. Для защиты от коррозии сплавы дюралюминов покрывают чистым алюминием и подвергают естественному старению или электрохимическому оксидированию. Дюралюмины хорошо обрабатываются резанием в состаренном и закаленном состояниях и плохо - в отожженном, они хорошо свариваются точечной сваркой и не советуется сваривать сваркой плавлением из-за образования трещин.[11]

Авиаль (авиационный алюминий) - сплав алюминия с добавками Mg, Si, Mn (или Cr), Cu и других элементов в сумме около 3%. он имеет высокую пластичность и удовлетворительную коррозионную стойкость. Хорошо сваривается, удовлетворительно обрабатывается резанием после термической обработки закалкой и старением. Из него изготавливают кованые и штампованные детали сложной формы, разные заготовки, и применяют в отделке кабин самолетов, вертолетов, морских судов и в строительстве.[10]

Литейные сплавы на основе алюминия имеют хорошую жидкотекучесть, а также имеют малую склонность к образованию газовых и усадочных пустот, раковин и трещин, поэтому применяются для заготовок полученных методами фасонного литья. Литейные сплавы известны 3 систем Al-Si, Al-Cu, Al-Mg, легированные Mn, Ni, Cr, Zn. Классифицируют их по химическому составу, литейные сплавы в своей структуре содержат эвтектику, следовательно

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						10
		№документа	Подпись	Дата		

обладают низкой температурой плавления, хорошей жидкотекучестью и малой усадкой [10].

Сплавы системы Al-Si называются силуминами, они имеют наилучшие литейные свойства и не упрочняются термической обработкой. В структуре имеется эвтектика и грубые включения кремния игольчатой формы, как изображено на рисунке 3, а - в, они играют роль надрезов, которые снижают механические свойства сплава. Для того что бы улучшить свойства силуминов проводят модификацию сплава с помощью 1% смеси солей хлористого или фтористого натрия путем присадки в жидкий расплав. После этой операции сплав становится доэвтектическим и имеет структуру измельченной эвтектики плюс округленные выделения избыточной α -фазы (рисунок 3, г), поэтому после этой модификации прочность сплава возрастает в 1,5 раза.

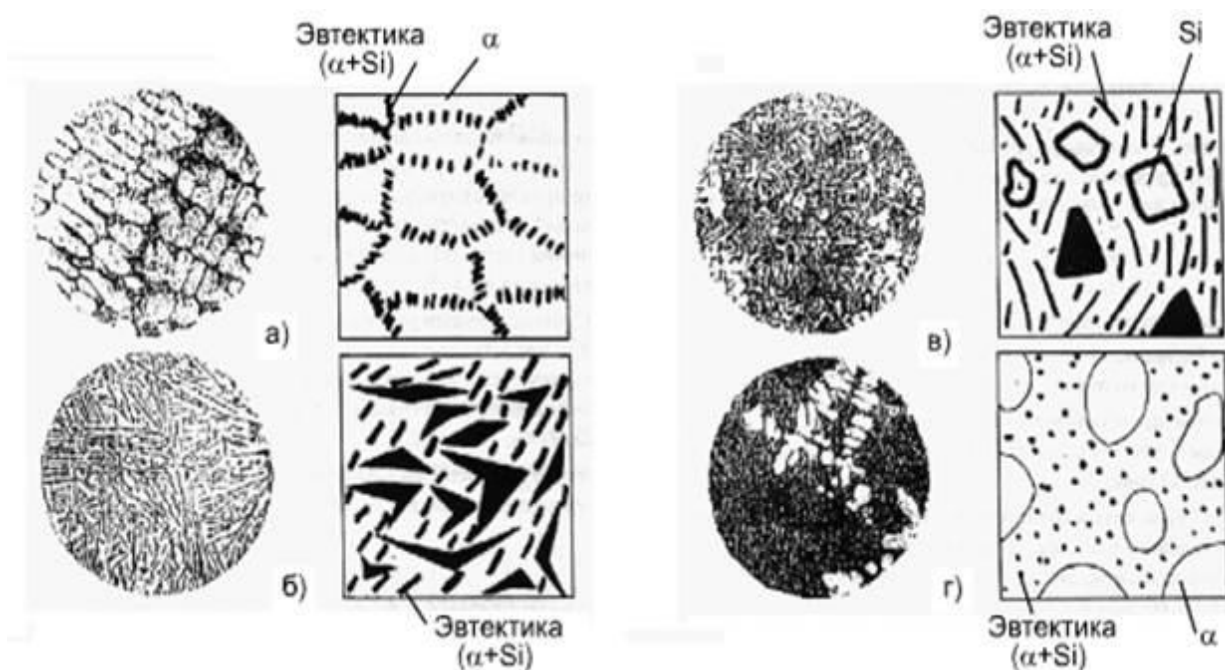


Рисунок 3 - микроструктура силуминов: а - доэвтектический; б - эвтектический; в - заэвтектический; г - модифицированный

Магналин - сплавы системы Al-Mg имеют высокую коррозионную стойкость, литейные свойства похуже силуминов, так как отсутствует эвтектика в структуре. Магналины используются для деталей, которые подвергаются ударным нагрузкам и работающими во влажной среде.

Сплавы системы Al-Cu обладают жаропрочностью, хорошо обрабатываются резанием, но имеют низкие коррозионную стойкость и литейные свойства. Применяются для деталей работающие при высокой нагрузке и при температуре 250-300 С°.

Спечённые алюминиевые порошки получают путем холодным, а после горячим брикетированием при 500-600 С° мелкого окисленного порошка алюминия размером 3-4 мкм. Плотность САП близка к монолитному алюминию, он обладает высокой теплопроводностью, хорошей электропроводимостью. Недостатком этого материала является его хрупкость.[9]

Спечённые алюминиевые сплавы получают горячим брикетированием и прессованием при 500 С° порошков окисленных алюминиевых сплавов. Обладают высоким модулем упругости, жаропрочностью, низким коэффициентом линейного расширения, но малопластичны.

1.2 Литые алюмоматричные композиты: получение, свойства, применение

Алюмоматричные композиты (АМК) подразделяются на три категории в зависимости от вида армирующего наполнителя:

- 1) Волокнистые композиты (армированные непрерывными волокнами), (1 группа);
- 2) Композиты, армированные короткими волокнами (2 группа);

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						12
		№документа	Подпись	Дата		

3) Композиты, армированные частицами (3 группа).

Структуры трех типов алюмоматричных композитов схематично представлены на рис. 4.

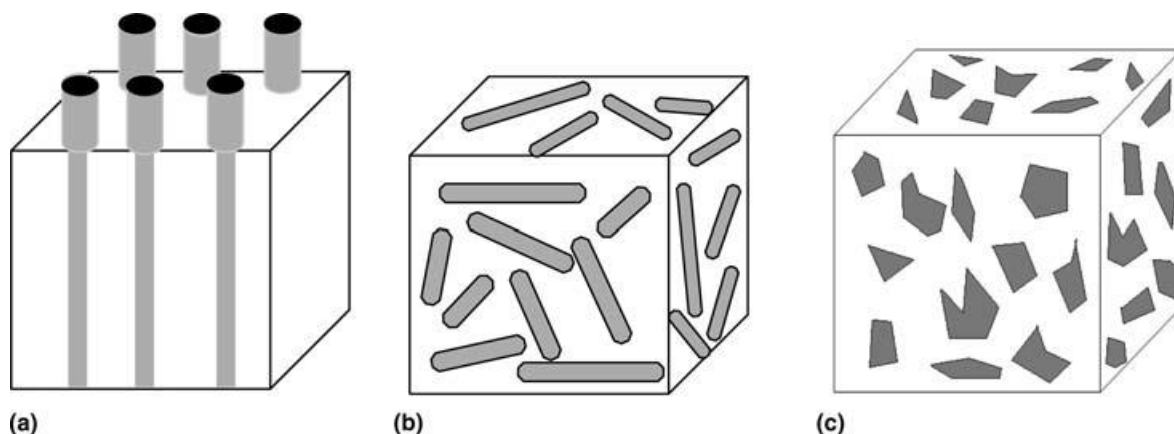


Рисунок 4 - Классификация алюмоматричных композитов. а) выровненный непрерывный армированный волокном композитный материал. б) краткое армированный волокном композит. с) композиционные частицы

Волокнисто-армированные композиты используются в применениях, где нужна более высокая удельная прочность и определенный модуль упругости. Дисперсно-упрочненные композиты обычно обеспечивают значительное улучшение износоустойчивости изделий, но незначительное улучшение механических свойств по сравнению с матричным сплавом. В отличие от армированных волокнами АМК, дисперсно-упрочненные АМК, как правило, изотропны и легче поддаются вторичным методам обработки, таким как прокатка и ковка [12].

На сегодняшний день известны твердофазные и жидкофазные методы получения алюмоматричных композитов. Наиболее перспективным является жидкофазный метод получения и его виды. В качестве армирующей фазы, как правило, используют карбиды, оксиды, бориды, нитриды и другие тугоплавкие соединения.

Жидкофазные методы получения композитов по способу совмещения матрицы и армирующей фазы подразделяют на три основных вида:

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						13
		№ документа	Подпись	Дата		

- 1) in-situ, или эндогенное армирование;
- 2) ex-situ, или экзогенно армирование;
- 3) комбинированные способы, сочетающие в себе преимущества первых двух способов [13].

Выбор метода совмещения компонентов АМК также зависит и от геометрии армирующей фазы. По геометрии армирующей фазы АМК подразделяются на три группы, указанные выше.

При производстве АМК любой группы возможно использовать так называемую спрей-технология, которая имеет две разновидности:

1. В разбрызгиваемый матричный расплав алюминия подаются частицы армирующей фазы (АМК 2 и 3 группы);
2. Набрызгивание алюминиевой матрицы осуществляется на пучок непрерывных волокон или на моноволокно, которые намотаны на специальную оправку (АМК 1 группы).

Метод механического замешивания с последующим литьем композитной суспензии применяется только для получения композитов первой группы. Данная технология характеризуется простым исполнением и экономичностью. Другим видом замешивания является совмещение армирующих частиц с алюминиевой матрицей, находящейся в твердо-жидком состоянии. Считается, что с помощью замешивания можно получать композиты, армированные до 30% частицами размером от 5 до 100 мкм. Этот метод нельзя использовать для введения в алюминиевый расплав частиц или коротких волокон субмикронных размеров.

С помощью метода пропитки получают АМК 1-3 групп. Пропитка может быть принудительной (под давлением) или гравитационной. Этим методом можно получать композиты, армированные в пределах от 10 до 70% по объему. Однако для этого необходимо заранее изготовить каркас из алюминиевой матрицы.

Методами эндогенного армирования обычно пользуются, чтобы получить АМК 1 группы. Однако применением следующих технологических операций

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						14
		№ документа	Подпись	Дата		

(таких как варьирование скоростью кристаллизации, временем выдержки композиционного расплава и т.д.) можно видоизменять армирующую фазу и получить в алюминиевой матрице, например, короткие волокна. Для осуществления этого метода необходимо создание химических и термодинамических условий, которые обеспечивают формирование в алюминиевой матрице фаз требуемого вида, размеров и концентрации.

Анализ всех вышеизложенных способов получения алюмоматричных композитов показывает, что для получения изделий с помощью литейно-металлургических технологий наиболее применимы методы пропитки, замешивания и эндогенное армирование [13].

Фирма Composite Metal Technology Ltd (Великобритания) успешно использует способ литья под низким давлением для пропитки керамических каркасов алюминиевыми расплавами (ALPF-process) [14]. Этот способ позволяет получать фасонные изделия несложной конфигурации на высокоскоростном оборудовании.

Литье под большим давлением используется в технологии MC-HPDC, разработанной в Brunel Centre for Advanced Solidification Technology (Великобритания). [15] Данный процесс состоит из трех основных этапов:

- 1) замешивание с помощью импеллера мелкодисперсного углеродного порошка с размером частиц менее 20 мкм. в алюминиевый расплав, который находится в атмосфере аргона;
- 2) затвердевание и повторный разогрев до требуемой температуры плавления (в зависимости от химического состава алюминиевой матрицы);
- 3) повторное кратковременное перемешивание и подача в следующее устройство, состоящее из винтовых шнеков.

Полученная композиция проходит через вращающиеся шнеки и испытывает большие сдвиговые деформации, которые оказывают измельчающее воздействие на формирующиеся фазы и их распределение. После прохождения через это устройство композиция попадает в холодную

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						15
		№ документа	Подпись	Дата		

камеру прессования для литья под давлением. В результате в структуре литого изделия формируются дисперсные частицы графита, которые равномерно распределены в алюминиевой матрице.

В мировой практике наиболее широкое распространение для получения АМК получил способ перемешивания металлического расплава механической мешалкой (рис. 5) или с помощью ультразвуковой обработки с одновременным добавлением армирующих частиц. Этот процесс равномерно распределяет упрочняющую фазу в объеме жидкометаллической ванны для создания композитной суспензии. На рис. 5 показан схематический вид вышеописанного процесса. Получение АМК методом замешивания и последующее литье требует особых мер предосторожности, включая строгий контроль температурно-временных параметров процесса.

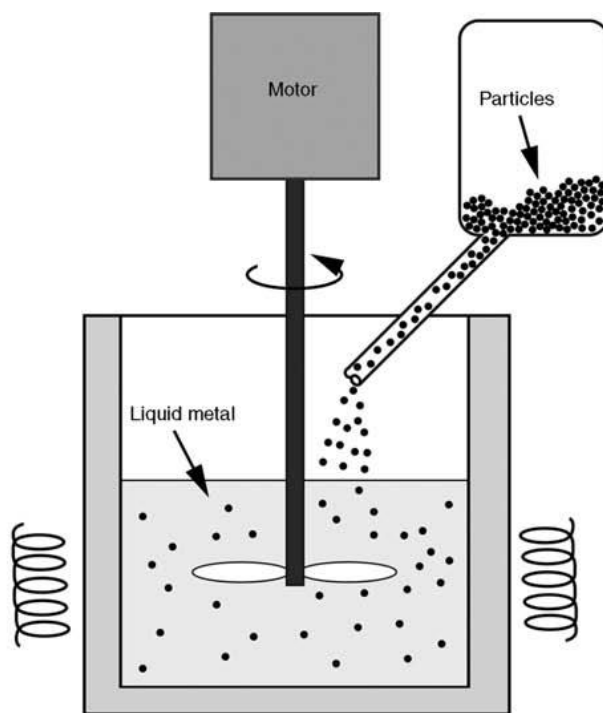


Рисунок 5 - Схематичное изображение установки для получения композитов методом замешивания [12]

В АМК вторая армирующая фаза используется для достижения свойств, которые невозможно получить в традиционных монолитных материалах. Существенные улучшения в области механики, трибологии, электрических и

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						16
		№ документа	Подпись	Дата		

тепловых свойств могут быть достигнуты за счет грамотного подбора армирующих материалов, их дисперсности, морфологии, объемной доли.

Твердость АМК значительно выше, чем у неармированной матрицы сплава. При этом твердость увеличивается с увеличением объема фракции армирующего материала. Кроме того, добавление керамической фазы в металлическую матрицу резко улучшает стойкость к трению и износу. АМК, ввиду превосходного сочетания таких свойств, как высокий уровень прочности и жесткость, улучшенная термическая стабильность, низкая теплопроводность, а также улучшенная износостойкость, уже нашли ряд практических приложений.

На рисунке 6 показан график удельного модуля упругости и удельной прочности для ряда материалов. [16] В идеале необходимо получить материал, находящийся в верхнем правом углу графика, в котором можно получить комбинацию высокой удельной прочности и высокого удельного модуля упругости, чтобы минимизировать массу изделия. Известно, что алюмоматричные композиты обеспечивают наилучшую комбинацию удельной прочности и модуля упругости по сравнению с традиционными неармированными сплавами на основе алюминия, меди, магния, никеля и железа. Всего несколько материалов по данному показателю превосходят АМК. Они включают в себя графито-эпоксидные композиты (вдоль направления волокна), чистую керамику и алмазы, однако они дороже и некоторые из них очень хрупкие. Рисунок 7 показывает, что удельная стоимость органических композитов гораздо выше, чем ММК для аналогичной жесткости. [16]

Во многих областях применения устойчивость к искажениям от тепловых или механических нагрузок очень важна, особенно в прецизионных приборах. Чем выше жесткость и теплопроводность материала композита и чем ниже коэффициент теплопроводности расширения (СТЕ), тем выше будет его устойчивость к механическим и термическим искажениям.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
		№ документа	Подпись	Дата		17

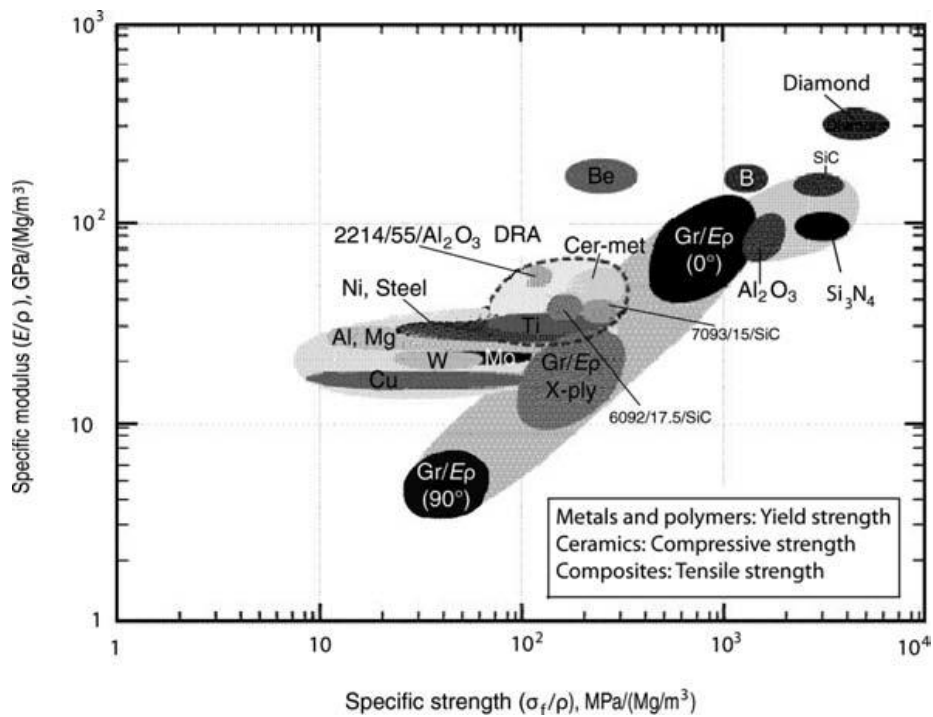


Рисунок 6 - Удельный модуль упругости и удельная прочность различных конструкционных материалов.

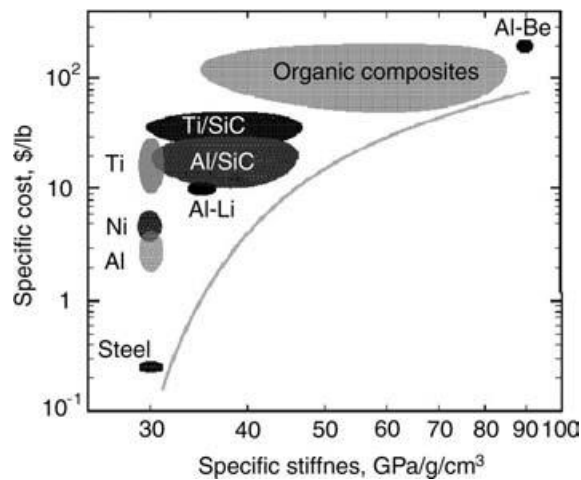


Рисунок 7 - Удельная стоимость различных конструкционных материалов.

На рисунке 8 показана диаграмма выбора материалов для устойчивости к механическим и тепловым искажениям [16]. Замечено, что, чем ближе материал находится к верхнему правому углу графика, тем выше будет его сопротивление тепловому воздействию и механическому искажению. Этот рисунок показывает, что ММК имеют одно из самых высоких сопротивлений к

механическим и термическим искажениям, исключение составляют бериллий и алмаз.

ММК также становятся очень популярными для применения в условиях теплового регулирования. [17] Для таких материалов СТЕ, теплопроводность и плотность – весьма важные свойства. На рисунке 9 показан график распределения СТЕ и теплопроводности материалов.

Желательно, чтобы для данного значения СТЕ теплопроводность была как можно выше. Этот рисунок показывает, что для допустимого диапазона теплового расширения для установок терморегулирования в электронной промышленности ММК обладают одной из самых высоких удельных теплопроводностей, что делает их перспективным выбором. Фактически, только бериллийсодержащие материалы и алмаз лучше, чем ММК.

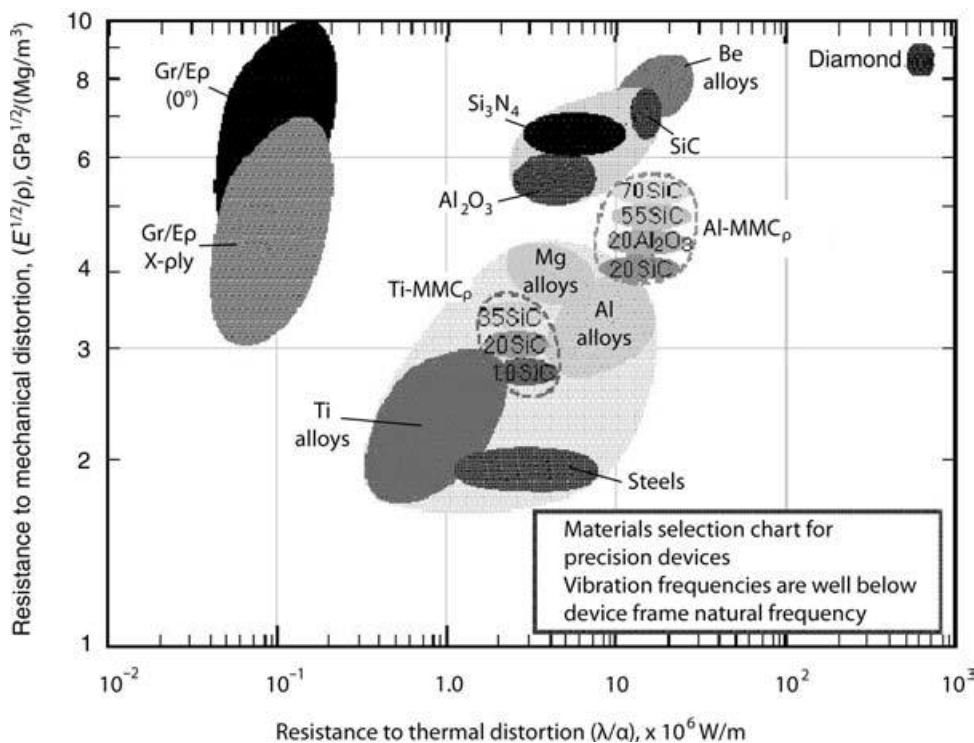


Рисунок 8 - Диаграмма выбора материалов для обеспечения устойчивости к механическим и тепловым искажениям.

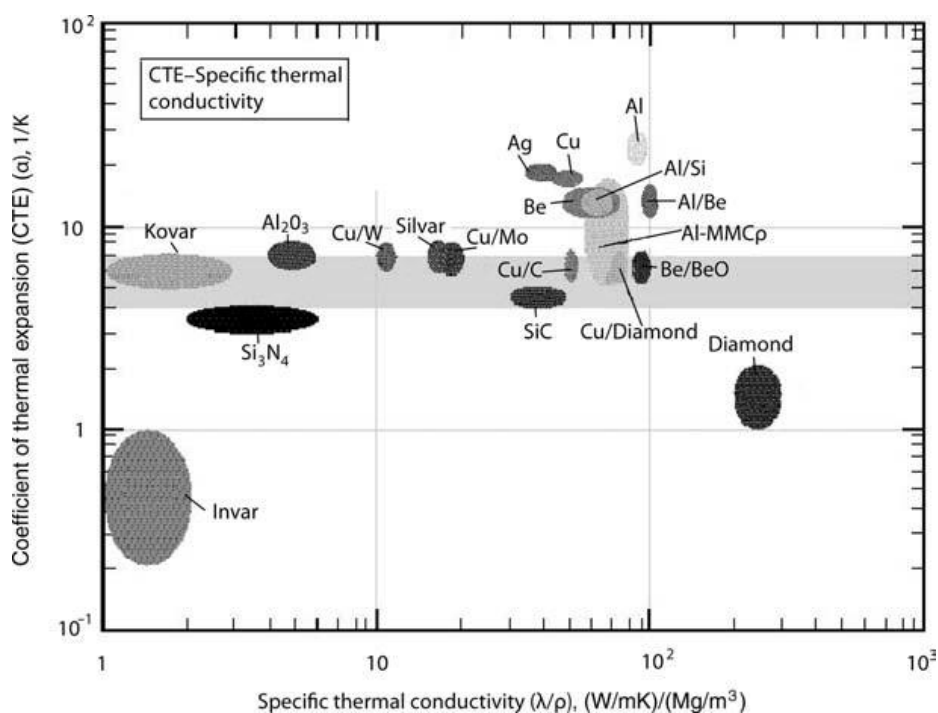


Рисунок 9 - Диаграмма выбора материалов для применения в системах терморегулирования

Твердость ММК значительно выше, чем у неармированной матрицы сплава. Твердость увеличивается с увеличением объема фракции армирования и на это влияют путем варьирования переменных факторов. Кроме того, добавление керамической фазы в металлические матрицы улучшает поведение при трении и износе. Рисунок 10 показывает износостойкость сплава А356 и А356-SiC композита по сравнению со сталью 4140. Потеря объема при трении композита составляет примерно в 10 раз меньше, чем у матричного сплава. Сопротивление износу алюминиево-матричных композитов даже лучше, чем у чугунов, которые стоят гораздо дороже и имеют более высокую плотность. Дальнейшего повышения износостойкости сплавов можно достичь путем разработки гибридных композитов, армированных твердыми фазами и мягкой смазкой [18]. Например, переход от легкого к сильному износу произошел в диапазоне от 225 до 230 °C (435 до 445 F) для матричных сплавов типа А356. При добавлении 20% SiC к сплаву А356, температура перехода возросла до 400 к 450 °C (от 750 до 840 F). Гибридный композит, содержащий 20% SiC и 10%

графит, оставался в режиме умеренного износа даже при температуре испытания 460 °C (860 F).

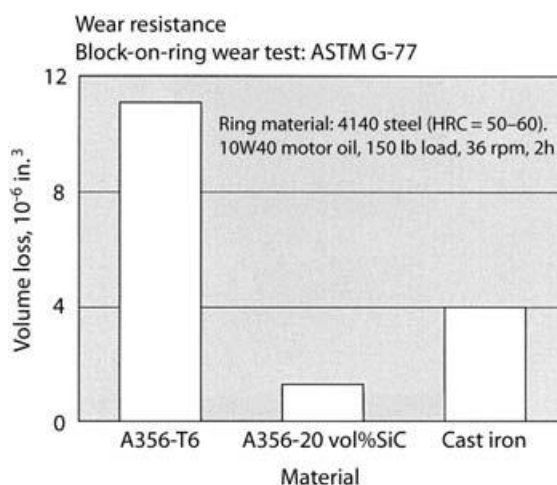


Рисунок 10 - Потеря объема алюминиевого сплава, АМК и чугуна при износе за счет трения скольжения

Подсчитано, что к началу 2000 г. общемировое использование металлокомпозитов составляло примерно 2,5 млн кг (2750 тонн) и увеличилось до приблизительно 3,5 миллиона кг (3850 тонн) в США на 2004 год. [19, 20] Годовой темп роста в последнее время доля АМК составляет примерно 6% в год. [21] Одна из причин ограниченного использования АМК – это их стоимость. Более высокая стоимость АМК по сравнению с соответствующими матричными сплавами связана с более высокой стоимостью армирующих компонентов, более сложным методом получения, а также сложностью при последующей обработке. Однако в последнее время снижение стоимости армирующих компонентов и усовершенствование способов обработки композиционных материалов вносят свой вклад в снижение стоимости изделий из АМК.

Так, резкое снижение стоимости АМК, армированных частицами, в первую очередь связано с низкой стоимостью процессов механического перемешивания и литья с использованием недорогих частиц.

Ряд автомобильных компонентов, в том числе поршни, гильзы цилиндров, тормозные роторы и шатуны, были сделаны из АМК [22].

Свойства, представляющие интерес для автоинженера, включают в себя повышенную удельную жесткость, сопротивление износу и многоциклового усталости. В то время как экономия веса также является важной в автомобильном применении, потребность в повышении производительности с помощью гораздо более низкой стоимости материалов стимулирует их развитие в аэрокосмической отрасли. Усредненная стоимость чугуна или стали составляет менее 0.82 \$/кг, а дисперсно-упрочненный литой алюмоматричный композит в настоящее время стоит приблизительно 4,0-5,0 \$/кг для крупносерийного производства. Тем не менее, ММК-компоненты обычно весят на 60% меньше, чем сталь, значительно снижая сравнительную стоимость изделий [12].

1.3 Способы эндогенного армирования литых алюмоматричных композитов

Как говорилось в предыдущем разделе, известны три основных вида жидкофазного метода получения АМК по способу совмещения алюминиевой матрицы с армирующим компонентом:

- 1) in-situ, или эндогенное армирование;
- 2) ex-situ, или экзогенно армирование;
- 3) комбинированные способы, сочетающие в себе преимущества первых двух способов [13].

В этом разделе подробно рассмотрим способы эндогенного армирования АМК, к ним относятся:

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						22
		№ документа	Подпись	Дата		

- 1) замешивание в расплав солей, содержащих реакционно-активные компоненты;
- 2) замешивание в расплав реакционно-активных порошков;
- 3) направленная кристаллизация эвтектических расплавов;
- 4) реакционная инфильтрация;
- 5) продувка расплава активным газом;
- б) ввод в расплав прессованных брикетов из порошковых композиционных смесей.

На сегодняшний день наиболее часто используют методы ввода в расплав прессованного брикета и инфильтрацию. Рассмотрим способ армирования АМК, которое происходит с помощью ввода прессованных брикетов из порошковых композиционных смесей, его главной задачей является формирование эндогенных армирующих фаз нужного размера и состава. Управление структурообразованием АМК в условиях протекания процессов взаимодействия в расплаве возможно из-за правильного выбора фракционного состава, долевого содержания армирующего вещества и его вида, температуры расплава при погружении брикетированных прекурсоров, времени выдержки и морфологических характеристик перед заливкой, а также теплофизических условий процесса кристаллизации композиционного материала и т.д.

Процесс ввода в расплав прессованных брикетов, или жидкофазный реакционный синтез, изображен на рисунке 11, он включает в себя механическую активацию компонентов, их брикетирование и погружение в матричный расплав, и последующую выдержку полученной смеси, для протекания всех необходимых процессов взаимодействия, после чего разливают полученный сплав по формам. Характер протекания процесса и особенности взаимодействия компонентов определяют целый ряд факторов, которые влияют на получение АМК, в том числе:

- 1) температурные режимы и время выдержки жидкофазного совмещения матричного расплава и брикетов;
- 2) состав, дисперсность, условия подготовки и морфология порошков;

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						23
		№ документа	Подпись	Дата		

- 3) режим механической активации и прессования исходных смесей;
- 4) внешнее воздействие на жидкий и затвердевающий расплав и др.

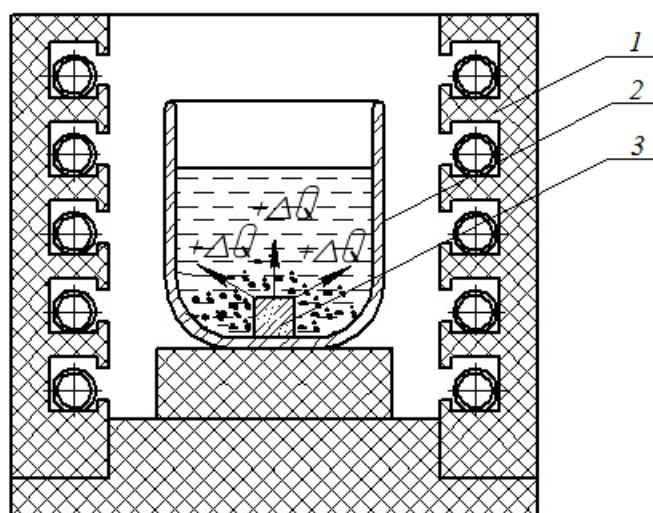


Рисунок 11 - Схема получения АМК методом ввода прессованных брикетов, 1- печь, 2-тигель с матричным расплавом, 3-прессованный брикет.

В этой технологии получения алюмоматричных композитов армирующие частицы не только являются прекурсорами эндогенных интерметаллидных фаз, но и исполняют транспортировочную функцию для ввода в матрицу частиц различного состава. Порошковые брикеты, имеют высокую плотность по сравнению с алюминием, поэтому при вводе в расплав они уходят под зеркало металла. Во время прохождения экзотермических реакций, между брикетом и расплавом алюминия, происходит образование эндогенных фаз, они вовлекаются в тепловое движение жидкости и конвективные потоки, которые вызваны выделением тепла в зоне реакции, и вовлекая в этот процесс экзогенные частицы. В итоге эндогенные фазы и экзогенные частицы армирующего вещества распределяются равномерно в объеме расплава. К тому же, протекающие экзотермические реакции, поднимают температуру расплава, и улучшают смачиваемость расплава экзогенной армирующей фазой. По окончании протекания реакций синтеза рекомендуется механическое

перемешивание композиционного расплава для равномерного распределения армирующих фаз [23].

Продолжительность выдержки АМК в жидком состоянии оказывает влияние на усвоение вводимых армирующих компонентов. Практическим путем выявлено, что минимальное время выдержки нужно для усвоения спрессованного брикета, которого достаточно для завершения всех необходимых реакций, составляет пятнадцать минут. Разливка композита до истечения этого времени не рекомендуется, так как при этом в структуре АМК могут присутствовать не до конца среагировавшие конгломераты частиц (фрагменты не полностью растворившихся брикетов).

Увеличение выдержки композита до разлива способствует более глубокому реакционному взаимодействию компонентов, однако это может привести к росту интерметаллидных фаз до больших размеров, и в конечном итоге это может оказать плохое влияние на свойства композита. Следовательно, увеличение времени выдержки свыше тридцати минут тоже является нежелательным [23].

Рассмотрим процесс инфильтрации, в этой технике жидкий металл проникает через узкие пространства между волокнами или частицами, которые располагаются в заготовке, для фиксации их в композите [24,25]. В отличие от процесса перемешивания, где армирующие частицы могут свободно плавать или оседать в расплаве, в процессе инфильтрации наоборот армирующие частицы зафиксированы, и жидкий металл свободно движется между ними, частицы во время инфильтрации охлаждают расплав и после этого суспензия затвердевает, образуя композит. В целом, метод инфильтрации делится на три отдельные операции: подготовка заготовки (армирующие компоненты собраны вместе в пористое тело), процесс инфильтрации (жидкий металл проникает в заготовку), и затверждение жидкого металла. При этом способе затверждение жидкого металла может начаться, как только расплав вступит в контакт с холодным волокном. Инфильтрация расплава может быть достигнута с помощью механического давления, [26] давления инертного газа или вакуума

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						25
		№ документа	Подпись	Дата		

[27,28]. Также была разработана техника инфильтрации без давления [29,30], наряду с электромагнитной и центробежной инфильтрацией.

Основные явления, которые связаны с процессом инфильтрации поверхностной термодинамики, динамики жидкости, химии поверхности, динамики тепла и передвижения растворенных веществ. Эти факторы определяют эволюцию микроструктур, ими являются:

- 1) температура перегрева металла;
- 2) температура армирующего материала;
- 3) давление инфильтрации;
- 4) скорость инфильтрации;
- 5) межволоконное или межчастичное расстояние.

Если температура расплава или волокна будет слишком низкой, то будет проходить слабое инфильтрирование и получится пористая отливка. Если температура будет наоборот слишком высокой, то чрезмерная реакция армирующего волокна или алюминия ухудшит свойства отливки. Так же если скорость плунжера слишком быстрая, то преформа будет деформирована при инфильтрации. Для того, чтобы не допустить такой исход требуется пороговое давление потока расплава через армирующее вещество. Пороговое давление увеличивается с повышением скорости инфильтрации, поэтому необходим небольшая скорость плунжера, для того что бы расплав смог пройти во все щели между волокнами и "смочить их". Рассмотрим виды инфильтрации.

Инфильтрация под давлением. Под давлением инфильтрационного литья, пресс-форма и преформы выдерживаются при температуре близкой к точке плавления металла, это дает металлу время для того, чтобы течь и заполняете форму без задыхания, как показано на рисунке 12. Как только металл заполнит основные пустоты внутри пресс-формы и преформы, давление начнет быстро расти. После этого возникает равномерное давление, и оставшиеся пустоты можно инфильтрировать изостатически. Это дает возможность использовать относительно тонкие стенки пресс-формы и для инфильтрации очень хрупких преформ с небольшими повреждениями.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						26
		№документа	Подпись	Дата		

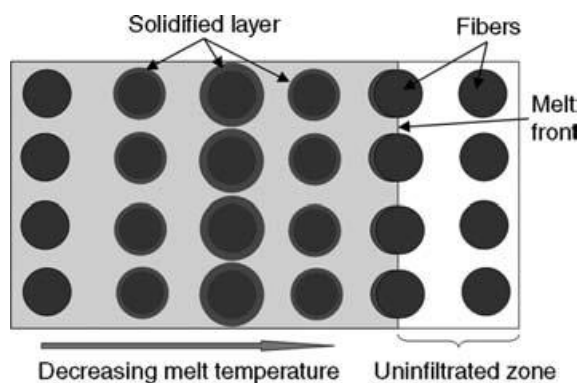


Рисунок 12 - Формирование композита при инфильтрации волокнистой заготовки жидким металлом

Литье под давлением. В инфильтрации под давлением, жидкий металл первоначально находится под гидродинамическим давлением, которое изменяется на гидростатическое при вводе заготовки инфильтрации, но до затвердевания. Но с другой стороны, во время сспрессовывания отливка предварительно смешивается с рублеными волокнами, усами, или частицами в матрице расплава и затвердевают под большим гидростатическим давлением с практически отсутствием движения жидкости (рис. 13). [31] Недавно было разработано литье выжиманием для того, чтоб включить однонаправленную инфильтрацию давления волокнистых преформ или слоев частиц для того, чтобы производить пустотелые, близкие к сетчатой форме отливки композиты. Алюмосиликатное армированное волокно поршней из алюминиевого сплава для использования в дизельном топливе, а также двигатели были сделаны с использованием выжимного литья. Был проделан большой объем работ, изготовлена на выжимке отливка с керамическими частицами, а также армированные волокном АМК для промышленного применения. Волокна или частицы оказывают значительное влияние на размер зерна и микросегрегацию в матрице сплава.

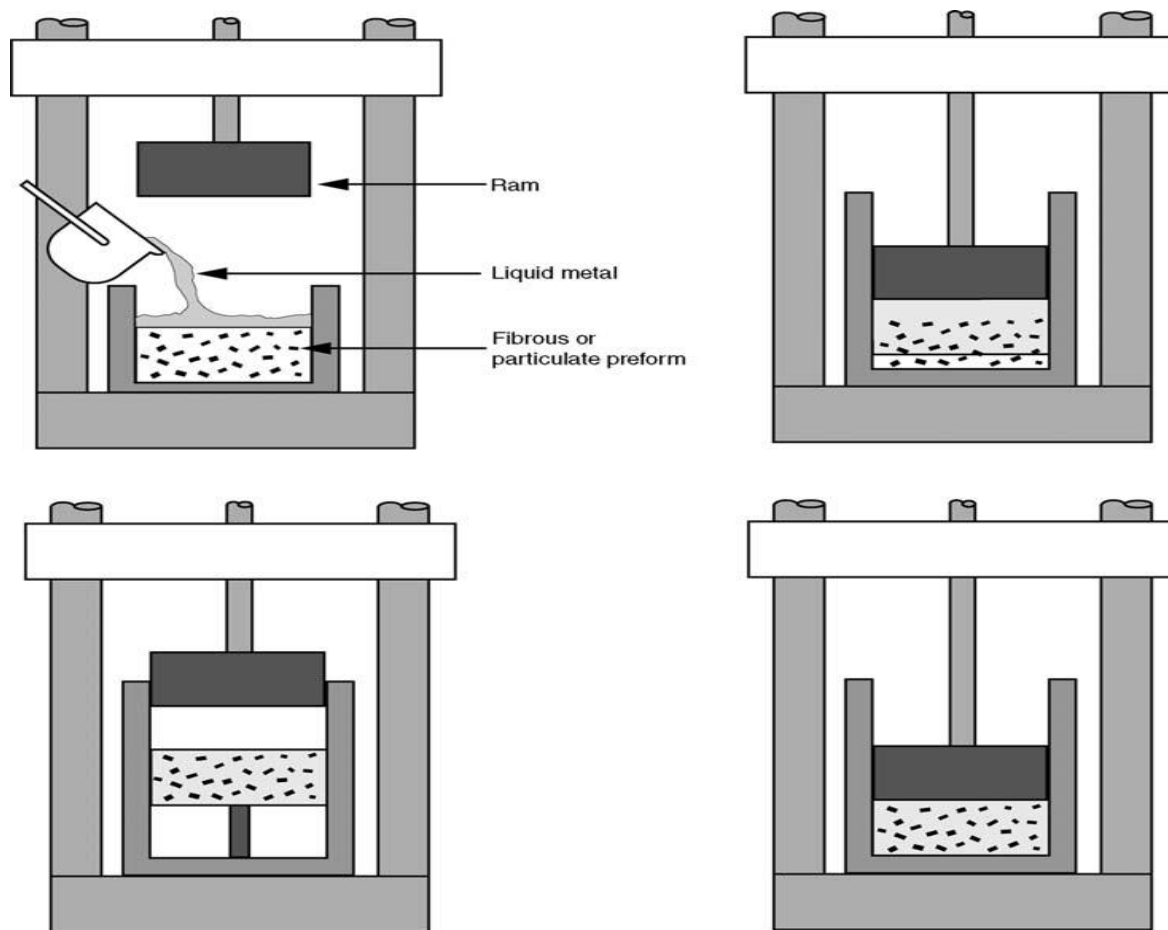


Рисунок 13 - Схематическое представление процесса литья под давлением.

Вакуумная инфильтрация осуществляется путем создания отрицательного перепада давления между заготовкой и окружающей средой, которая приводит в движение жидкость через зазоры преформы против силы поверхностного натяжения, гравитации и вязкости. Обычно вакуумная инфильтрация проводится в сочетании с химическими методами смачиваемости улучшения, например, поверхности волокна модифицируют или добавляют улучшающее смачивающее вещества элементов в матрицу сплава. Вакуумная инфильтрация была использована компанией AVCO Specialty Materials (Textron) для инфильтрации SIC с кремниевым покрытием моноволокна с алюминием для инфильтрации преформ из глиноземного волокна с помощью алюминиево-литиевого сплава.

Электромагнитная инфильтрация. Используя электромагнитные силы для инфильтрации жидкого металла в несмачиваемых преформах, можно обойтись

без необходимости применения давления инертного газа и механического привода РАМН [32]. Усиленные волокнисто-алюминиевые композиты были изготовлены с использованием техники электромагнитной инфильтрации. В этой технике металл подвергается к обработке высокочастотным электромагнитным полем, это взаимодействует с произведенными вихревыми токами внутри металла. Взаимодействие приводит к инфильтрации металла в заготовку, когда заготовка соответствующим образом ориентирована по отношению к направлению действия силы. В типичном эксперименте конструкция, волокнистая заготовка, погружается в расплавленный металл, содержащийся в керамическом тигле. Батарея и конденсаторы используются для получения интенсивных всплесков напряжения высокочастотного осевого магнитного поля. Поток концентрата усиливает магнитное поле вокруг тигля. Вся сборка настроена так, что внутри тела вырабатываются силы, металл ориентирован радиально внутрь для того чтобы позволить вход расплава в заготовку. Пористость, деформация преформы, и обрыв волокна отсутствуют в отливке при завершении инфильтрации и затвердевании. Композиты с алюминиевой матрицей армированный усиленным до 25% волокна (Saffil, Saffil Ltd.) были успешно произведены и производятся с использованием этой техники.

Центробежная инфильтрация. Инфильтрация может быть достигнута с помощью центробежной силы для изготовления АМК. Высокие скорости вращения способны создать достаточную центробежную силу для преодоления капиллярных сил для проникновения расплава и вязкие силы для течения металла в заготовке. Аллюминиево-матричные композиты, содержащие муку, пепел и углеродные микросферы были успешно изготовлены с использованием центробежной инфильтрации [33]. Микросферы были упакованы внутрь усиленной трубки, которая действует как тигель для расплавленного металла выливающимся в слой порошка. Инфильтрация и диспергирование порошков проводились следующим образом: осуществляется при скоростях вращения до 4000 оборотов в минуту, и вращение продолжалось до тех пор, пока

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						29
		№ документа	Подпись	Дата		

затвердевание не было завершено. При вращении, центробежная сила сжимает расплавленный металл, и он попадает в промежутки слоев частиц.

Спонтанная инфильтрация без давления. Самопроизвольная инфильтрация преформ может быть осуществлена, если составы расплава и преформа, температура и газовая атмосфера являются контролируемыми таким образом, что достигаются хорошие условия смачивания. Экономически эффективной инфильтрации под давлением, считается способ изготовления свободной от пустот сетчатой формы АМК, имеющие высокую структурную целостность, были разработано компанией Lanxide Corporation, США. Эта технология позволяет изготавливать композитные материалы и компоненты, содержащие широкий спектр укреплений. Почти сетчатая форма SiC-усиленный алюминий и матричные композитные компоненты для электронных деталей, такие как радиаторы, могут быть синтезированы путем использования инфильтрации без давления из преформ. При направленном окислении металлов процесса, слиток алюминиевого сплава, содержащий магний помещается сверху на пронцаемое тело из арматуры или заготовки, содержащихся в пределах огнеупорного сосуда. Вся сборка нагревается до подходящей температуры в атмосфере свободно текучей азотсодержащей газовой смеси. Спонтанному проникновению в пронцаемые подкрепления способствует наличие магния в сплаве и без кислорода атмосфера. В модифицированном металле без давления процесс инфильтрации (т.н. процесс PRIMEX, M Cubed Технологии, Inc.), магний в матрице сплава улетучивается и вступает в реакцию с азотом в атмосфере и образуется тонкое покрытие Mg_3N_2 на поверхности подкрепления. Во время инфильтрации, Mg_3N_2 реагирует с алюминием с образованием нитрида алюминия (AlN) и магния.

Усовершенствованное литье инфильтрации под давлением. АМК, содержащие твердые укрепления, такие как SiC, трудно поддаются механической обработке. Поэтому развитие сетчатых компонентов АМК востребовано. Как правило, инфильтрация давлением технология направлена на производство чистых компонентов формы. Эти заготовки имеют мелкие

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						30
		№документа	Подпись	Дата		

промежутки, через которые проходит расплавленный металл просачиваясь внутрь. Преформы представляют из себя заключенный в графитовую форму и помещенную в печь. Жидкий металл заливается и давит, заставляя расплав проходить через него и инфильтрируя заготовку. На рисунке 14 показаны заготовки поршней, которые разработаны ММСС, на рисунке 15 схематично показана схема инфильтрационного литья (APIC, ММСС, Inc.), в процессе которого могут использовать преформы [5]. Главной особенностью этого процесса является то, что плавление матричного металла и предварительного нагрева заготовки проходят вне автоклава. Эта техника теперь доступна для производства близко-сетчатой формы давления инфильтрированных частей АМК.

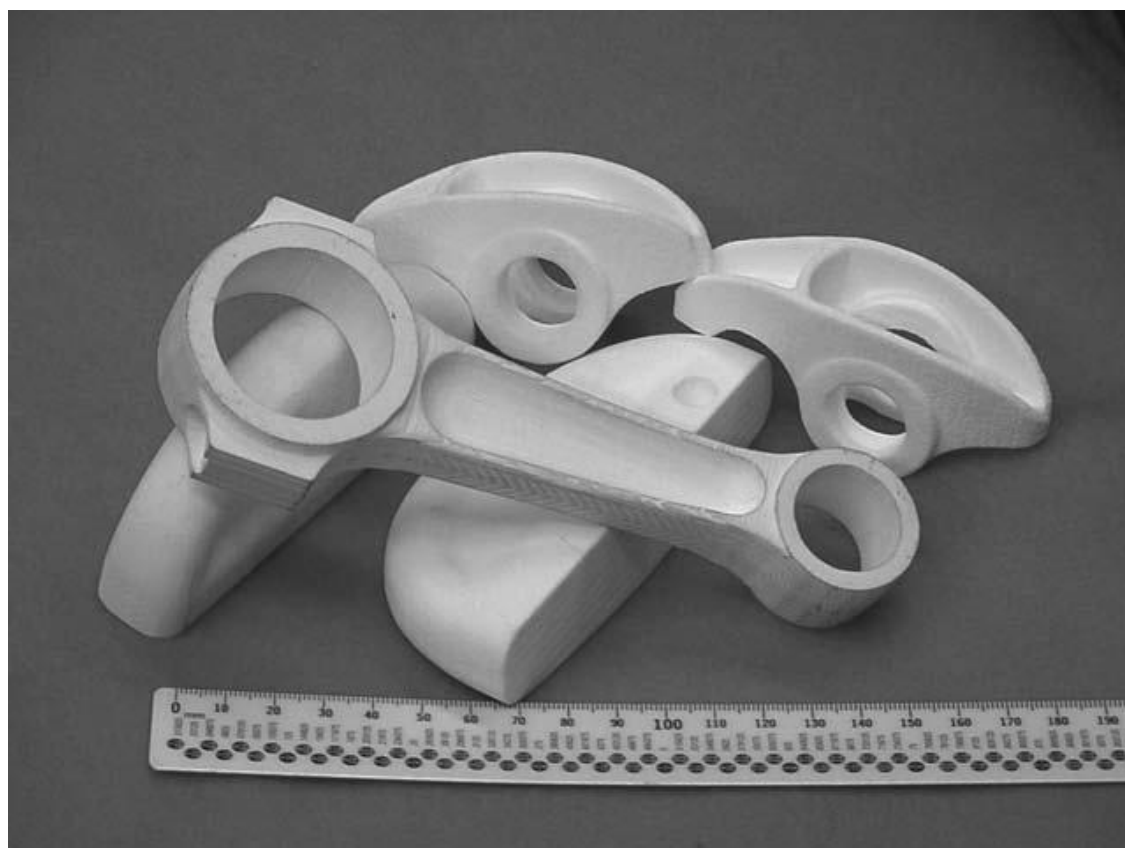


Рисунок 14 - Армирующие преформы, напечатанные в ММСС, Inc.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						31
		№ документа	Подпись	Дата		

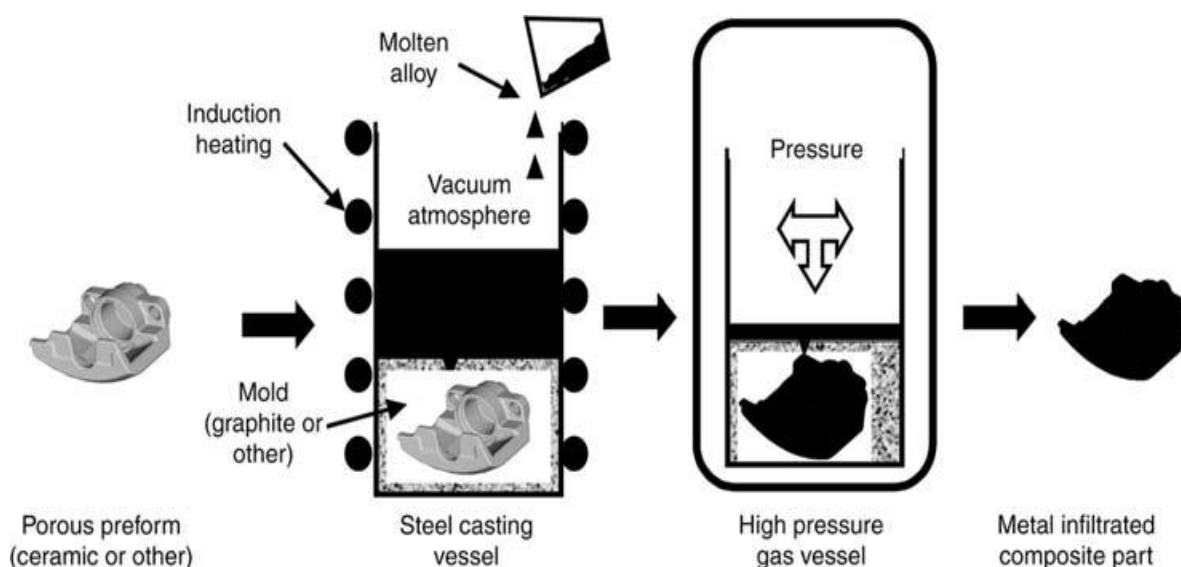


Рисунок 15 - Схема расширенного инфильтрационного литья под давлением (APIC, MMCC, Inc.).

1.4 Основные закономерности структурообразования литых алюмоматричных композитов

По сравнению с обычными композитами у изготовленных методом *ex-situ* одним из преимуществ в отличие от *in situ* является то, что более мелкие армирующие частицы распределяются более равномерно в алюминиевой матрице. Как правило, мелкодисперсные армирующие частицы размером от 0,1 до 3,0 мм образуются в алюминиевой матрице с помощью процессов экзотермической дисперсии, самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), реактивного горячего прессования, флюс-синтеза, синтеза прямой реакции и процесса реакции пар-жидкость-твердое вещество. Для примера рассмотрим типичную микроструктуру *in-situ* Al_2O_3 и TiB_2 -армированный алюмоматричный композит, изготовленный с помощью процесса RHP из системы $Al+TiO_2+B$, показанную на рисунке 16.

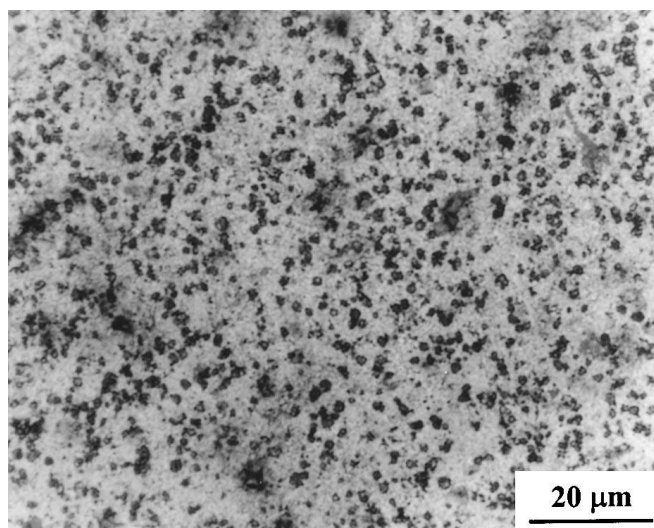


Рисунок 16 - Микроструктура композита TiO_2+Al+B

На этом рисунке показаны мелкодисперсные частицы Al_2O_3 и TiB_2 равномерно распределенные в алюминиевой матрице. Анализ изображения твердых частиц, взятых из композита, продемонстрировал, что частицы *in-situ* имеют средний размер 0,31 - 0,04 мкм, самый большой размер из частиц размером 1,88 мкм и наименьшим размером 0,096 мкм [34]. Некоторые более мелкие частицы не удалось найти с помощью анализатора изображений. Тем не менее, изображение показывает, что большое количество частиц *in-situ* имеют размер менее 50 нм, как показано на рисунке 17. Экспертиза микроструктуры также подтверждает, что на месте Al_2O_3 и твердых частиц TiB_2 имеют равноосную форму. Предполагается, что нормальный рост в плоскостях содержания атомов титана и бора происходит по той же стехиометрии, что и в кристалле.

Изготовленные методом *in-situ* дисперсные армированные композиты на основе $Al-TiC$ с помощью быстрой обработки затвердеванием (RSP). RSP может значительно усовершенствовать микроструктуру композита. Для композитов TiC/Al микроструктура характеризуется наличием изагломерированных частиц TiC . Эти частицы, имеющие размер 0,2-1,0 мкм, накапливаются в точке субзерен алюминия или на границах зерен. Более

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						33
		№ документа	Подпись	Дата		

крупные частицы имеют многогранную морфологию, в то время как более мелкие имеют круглую или шаровидную. В сравнении с типичными, быстро затвердевающими, микроструктурами состоящими из однородной мелкодисперсной дисперсии частиц TiC размером 40-80 нм в Al пересыщенная матрица имеет размер зерен 0,30-0,85 мкм.

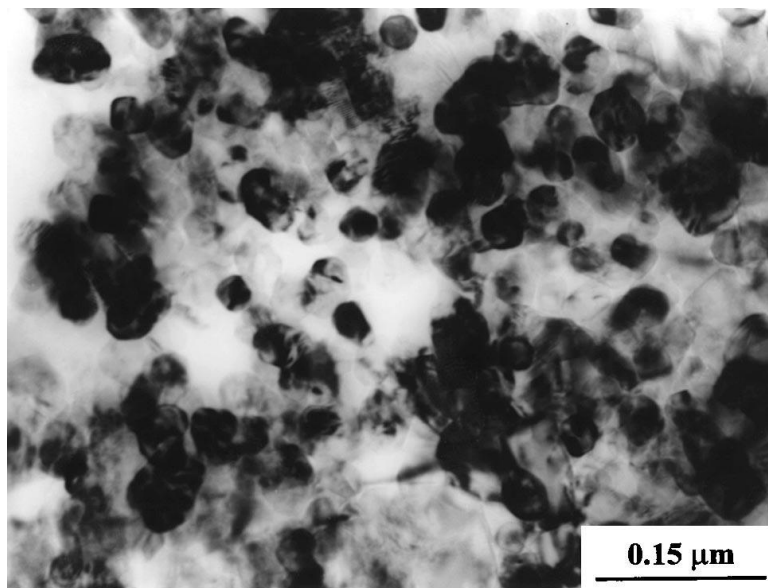


Рисунок 17 - Микроструктура, на которой изображены мелкие частицы Al_2O_3 и TiB_2 и пустые места в 20%

Существует резкая разница в размерах частиц TiC между образцами, реагирующими с углеродсодержащим газом в течение 5 мин, и образцами, реагирующими с углеродсодержащим газом в течение 30 мин при температуре 1533 К, частицы TiC в первом образце составляют всего 2 мкм, в то время как TiC частицы в последнем образце имеют размер до 10 мкм. Недавно провели детальное исследование роста TiC в алюминиевой матрице при нагревании алюминиево-инфильтрированного Al+Ti+C заготовки. Средний радиус частиц TiC при каждой температуре синтеза, для различного времени выдержки измерялось с помощью анализа изображений. Взаимосвязь между временем выдержания и была определена радиусом частиц TiC при различных

				ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
					34
	№ документа	Подпись	Дата		

температурах. Он сообщил, что размер TiC частицы имеют тенденцию увеличиваться с увеличением температуры синтеза и времени выдержки. Далее, оценили энергию активации для огрубления TiC. Это определяется как $1 \cdot 10^5$ Дж / моль. Это значение очень близко к значению диффузии Ti в расплаве алюминия ($1,16 \cdot 10^5$ Дж / моль). Следовательно, огрубение частиц TiC контролируется диффузией Ti в алюминиевом расплаве.

Добавление алюминия может подавлять образование крупных частиц шаровидной формы при медленном охлаждении расплава Ti. TiC имеет тенденцию перерасти в большие случайно ориентированные дендриты, а не шаровидные частицы. Следовательно, добавление алюминия оказывает значительное влияние на первичную структуру TiC. Тем не менее, существует тенденция к тому, чтобы первичный TiC перерастал в равноосную форму и тонкую структуру после добавления алюминия.

Алюмоматричные композиты с частицами Al_2O_3 и TiB_2 , изготовленные с помощью реактивного горячего прессования (RHP). Они показывают, что границы между частицами Al_2O_3 и частицами TiB_2 и алюминиевой матрицей являются чистыми и свободными от любой фазы, как показано на рисунке 18. Кроме того, не наблюдается никакой специфической зависимости ориентации между частицами и алюминиевой матрицей.

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), относится к процессу, в котором материалы с достаточно высокой теплотой нагрева образования синтезируются в волне горения, которая после воспламенения самопроизвольно распространяется по всем реагентам и превращает их в продукты композитов. Важная особенность реакций СВС это самоподдерживающийся фронт реакции. Необходимо выполнить три основных требования для того, чтобы реакция на была самодостаточной.[35] Во-первых, реакция должна быть очень экзотермичной. Тепло, исходящее от во время реакции помогает поддерживать фронт распространения путем нагревания непрореагировавшей части тела образца до температуры его воспламенения.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						35
		№документа	Подпись	Дата		

Теплота реакции порядка 167 кДж/г*моль достаточна для того, чтобы поддерживать распространяющийся фронт [35]. Второе требование заключается в том, что один из реагентов должен образовывать жидкую или паровую фазу для облегчения диффузии реагента жидкой фазы в реакции. Третье требование заключается в том, что скорость тепловыделения (через проводимость или излучение) должна быть меньше, чем скорость выработки тепла. Это гарантирует, что реакция не будет потушена из-за экстремальной потери тепла в окружающую среду. СВС чрезвычайно привлекательна, ее основными преимуществами являются самогенерирующаяся энергия, необходимая для процесса получения высокочистых продуктов за счет улетучивания, низкая температура кипения примеси при повышенной температуре и высокая производительность благодаря очень высокой реакции ставки.

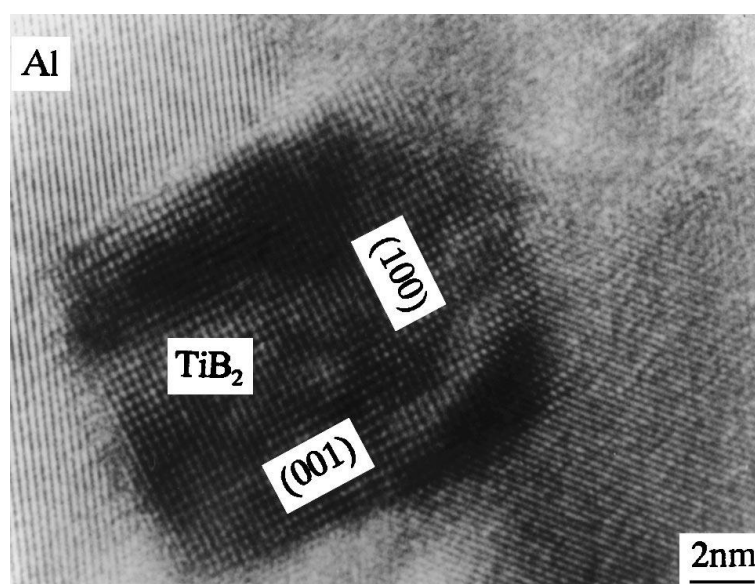


Рисунок 18 - Чистые границы между TiB_2 и алюминиевой матрицей

Было замечено, что при изготовлении композитов основе Al, армированных волокнистым TiC, который образуется в результате СВС реакции. В этом процессе используется смесь порошков Al и Ti и углеродных

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						36
		№ документа	Подпись	Дата		

волокон которые сжаты при 17-28 кПа гидростатическим прессом. Полученный комплект предварительно нагревали в электрической печи перед зажиганием. Зажигание осуществлялось в атмосфере инертного аргона ($<0,2\text{ppm O}_2$) с помощью низкотемпературного источника дуги или высокой мощности факела аргоновой плазмы. Самораспространяющийся фронт реакции не может быть поддержан при добавлении к нему более 0,1 молярного соотношения Al при комнатной температуре. Однако реакция горения выше указанной концентрации хорошо размножается при предварительном нагреве комплекта до температуры не менее 523К. Увеличение энтальпии комплекта за счет предварительного нагрева компенсирует уменьшение теплоты генерации на единицу массы, вызванной алюминиевым разбавителем. Когда комплект будет предварительно разогрет выше точки плавления алюминия, где образуется алюминид титана, то реакция горения между Ti и углеродом не происходит для комплекта, содержащего 0,5 молярное отношение Al. Кроме того скорость горения для комплекта содержание Al примерно на один порядок ниже, чем для чистого TiC, плотность композита при достаточно малом объемном содержании металлической матрицы, получаемая методом СВС, является относительно низкой, т.е. 78% от теоретической плотности. Даже после горячего изостатического прессования при температуре 773 К фактическая плотность продукта составляет всего 92% от его теоретической плотности.

1.5 Выводы и постановка задач исследований

Проведенный анализ отечественной и зарубежной литературы в области получения и исследования алюмоматричных композитов свидетельствует о значительном прогрессе в сфере поиска составов и разработки технологий получения этих перспективных материалов, широко востребованных в различных отраслях современной техники. При этом приоритетное внимание

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						37
		№документа	Подпись	Дата		

уделяется литейно-металлургическим технологиям получения алюмоматричных композитов, которые отличаются универсальностью, простотой и экономичностью по сравнению с другими способами получения композиционных материалов. Значительный потенциал имеют методы жидкофазного реакционного синтеза, основанные на формировании целевых армирующих фаз непосредственно в расплаве матрицы при получении композита. Однако такие процессы, несмотря на очевидные преимущества, требуют строгого контроля технологических параметров, в первую очередь, температурно-временных. Для прогнозной оценки влияния данных параметров на процессы взаимодействия при получении алюмоматричных композитов требуется проанализировать кинетику взаимодействия жидкого алюминия с прекурсорами эндогенных армирующих фаз.

В связи с этим, целью работы является кинетический анализ процессов структурообразования при получении литых алюмоматричных композитов, армированных алюминидами переходных металлов, и его экспериментальная верификация.

Достижение поставленной цели требует решения следующих основных задач:

1. Оценить характер изменения коэффициента диффузии и ширины диффузионной зоны в зависимости от температуры процесса и времени выдержки алюминиевого расплава с переходными металлами (Ti, V, Cr, Hf, Zr, Nb).
2. Проанализировать характер кинетики взаимодействия переходных металлов с алюминиевым расплавом.
3. Экспериментально верифицировать характер межфазного взаимодействия выбранных переходных металлов с алюминиевым расплавом для установления рациональных температурно-временных параметров получения композита.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						38
		№ документа	Подпись	Дата		

2. ОБЪЕКТЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Характеристика объектов исследования

Объектом исследования в работе выбраны алюмоматричные композиционные материалы с армирующими фазами в виде алюминидов переходных металлов, получаемые жидкофазными методами.

Диффузионные характеристики переходных металлов, использованные в ходе расчетов и анализа, приведены в таблице 1.

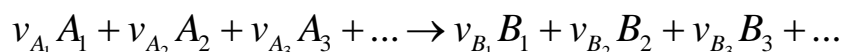
Таблица 1. Значения предэкспоненциального фактора и энергии активации диффузии переходных металлов в алюминии

Металл	$D_0, \text{м}^2/\text{с} \cdot 10^{-7}$	$E_a, \text{кДж/моль}$
Титан	4,29	36,3
Ванадий	3,58	34,6
Хром	2,53	32,8
Ниобий	2,025	150,62
Гафний	1,07	241
Цирконий	7,28	242

2.2 Методика анализа диффузионных процессов при получении литых алюмоматричных композитов

При анализе диффузионных процессов использовали общепринятые кинетические закономерности. При этом учитывали, что суммарная скорость гетерогенного процесса определяется скоростями отдельных его стадий. Если наиболее медленной стадией процесса является подвод реагирующих веществ к зоне реакции или отвод из нее продуктов реакции, то кинетика суммарного процесса будет диффузионной. О таких процессах говорят как об идущих в диффузионной области. В случае, если медленная стадия процесса заключается в химическом или физическом превращении, то скорость процесса определяется скоростью реакции, и процесс лежит в кинетической области.

Для реакций, описываемых стехиометрическим уравнением



истинная скорость реакции ν выражается соотношением

$$\nu = -\frac{1}{\nu_{A_1}} \cdot \frac{dc_{A_1}}{dt} = -\frac{1}{\nu_{A_2}} \cdot \frac{dc_{A_2}}{dt} = \dots = \frac{1}{\nu_{B_1}} \cdot \frac{dc_{B_1}}{dt} = \frac{1}{\nu_{B_2}} \cdot \frac{dc_{B_2}}{dt}$$

где ν_{A_i} , ν_{B_i} – стехиометрические коэффициенты; A – исходные вещества; B – продукты реакции.

Таким образом, при постоянном объеме системы скорость химической реакции численно равна изменению концентрации одного из реагирующих веществ в единицу времени:

$$\nu = \frac{1}{\nu_i} \cdot \frac{dc_i}{dt}$$

Зависимость скорости реакции от концентрации исходных веществ (кинетическое уравнение в дифференциальной форме) выражается законом действующих масс:

$$\nu = k c_{A_1}^{n_1} c_{A_2}^{n_2},$$

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						40
		№ документа	Подпись	Дата		

где k – константа скорости реакции; n_1, n_2 – числа, указывающие частный порядок реакции по компоненту A_1, A_2 , соответственно. Из последнего уравнения видно, что константа скорости численно равна скорости данной реакции в случае равенства единице концентраций всех исходных веществ.

Порядком реакции называется сумма показателей степеней, в которых входят концентрации в кинетическое уравнение:

$$n = n_1 + n_2.$$

При повышении температуры и постоянных концентрациях реагентов скорость химической реакции увеличивается и возрастает константа скорости. Температурная зависимость этой величины выражается уравнением, которое первоначально было найдено эмпирически С. Аррениусом (1889 г.):

$$\frac{d \ln k}{dT} = \frac{E}{RT^2}$$

Уравнение Аррениуса в интегральной форме имеет вид

$$k = k_0 e^{-\frac{E}{RT}},$$

k_0 – постоянная (предэкспоненциальный множитель); E – энергия активации.

Зависимость $\lg k = f(1/T)$ имеет линейный характер.

Процесс диффузии описывается законами Фика. Первый закон Фика утверждает, что масса вещества dm , переносимого путем диффузии в направлении некоторой оси x через перпендикулярную этому направлению поверхность за время dt , пропорциональна площади S этой поверхности, времени и градиенту концентрации (dc/dx) вдоль этого направления:

$$dm = -DS \frac{dc}{dx} dt,$$

D – коэффициент диффузии, температурная зависимость которого описывается уравнением

$$D = D_0 e^{-\frac{E_0}{RT}},$$

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						41
		№ документа	Подпись	Дата		

где D_0 – константа (предэкспоненциальный фактор); E_0 – энергия активации диффузии.

Основываясь на уравнении первого закона Фика, скорость диффузии можно записать следующим образом:

$$v = \frac{dm}{dt} = -DS \frac{dc}{dx}$$

Зависимость концентрации от времени для фиксированного сечения устанавливается при помощи второго закона Фика:

$$\frac{dc}{dt} = D \frac{d^2c}{dx^2}$$

Диффузия имеет стационарный характер, когда концентрация изменяется только с расстоянием, а от времени не зависит

$$\frac{dc}{dt} = 0,$$

$$\frac{dc}{dx} = const.$$

Таким образом, при стационарной диффузии наблюдается линейное изменение концентрации вдоль направления диффузии, а градиент концентрации может быть записан с помощью конечных величин:

$$\frac{dc}{dx} = const = \frac{c_{кон} - c_{исх}}{\Delta x}$$

Отсюда скорость стационарной диффузии

$$v = DS \frac{c_{кон} - c_{исх}}{\Delta x}$$

Уравнения Фика в интегральных формах имеют следующий вид.

Первое уравнение для стационарного потока:

$$J_{i(x)} = \frac{n}{t} = -D \frac{\Delta c}{\Delta x} S,$$

где $J_{i(x)}$ – плотность потока вещества в направлении x . Знак «минус» означает, что поток направлен из области с большей концентрацией в область с меньшей.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						42
		№ документа	Подпись	Дата		

Второе уравнение для нестационарного потока, если диффузия в бесконечно протяженном теле (x изменяется от $-\infty$ до $+\infty$), имеет решение

$$c = \frac{c_0}{2}(1 - \operatorname{erf}Z),$$

где c_0 – концентрация диффундирующего вещества в момент времени $t = 0$.

Тогда

$$J_{i(x=0)} = \frac{c_0}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\frac{D}{t}} = \frac{n}{t}$$

Если диффузия в полубесконечном (полуограниченном) теле (x изменяется от 0 до $+\infty$), то решение приобретает вид

$$c = c_0(1 - \operatorname{erf}Z),$$

$$J_{i(x=0)} = \frac{2c_0}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\frac{D}{t}} = \frac{n}{t},$$

где $\operatorname{erf} Z$ – функция ошибок Гаусса (интеграл вероятности). Значение $\operatorname{erf} Z$ приводится в справочниках как функция значения Z (табл. 1):

$$Z = \frac{\bar{x}}{2\sqrt{Dt}}$$

Таблица 2. Значения функции ошибок Гаусса

Z	$\operatorname{erf} Z$	Z	$\operatorname{erf} Z$	Z	$\operatorname{erf} Z$
0.00	0,0000000	0.50	0,5204999	1.10	0,8802051
0.05	0,0563720	0.55	0,5633234	1.20	0,9103140
0.10	0,1124629	0.60	0,6038561	1.30	0,9340079
0.15	0,1679960	0.65	0,6420293	1.40	0,9522851
0.20	0,2227026	0.70	0,6778012	1.50	0,9661051
0.25	0,2763264	0.75	0,7111556	1.60	0,9763484
0.30	0,3286268	0.80	0,7421010	1.70	0,9837905
0.35	0,3793821	0.85	0,7706681	1.80	0,9890905
0.40	0,4283924	0.90	0,7969082	1.90	0,9927904
0.45	0,4754817	1.00	0,8427008	2.00	0,9953223

Приведенные уравнения применимы при условии

$$l \geq 5,6\sqrt{Dt} ,$$

где $l = x_{\max}$ - толщина слоя вещества, в котором происходит диффузия.

Таким образом, расстояние L , на которое за время t продвигается фронт диффузии, можно определить как:

$$L = 5,6\sqrt{Dt} .$$

2.3 Методика выплавки опытных сплавов и металлографических исследований

Лабораторная экспериментальная установка для получения литых алюмоматричных композитов состоит из настольной электрической печи сопротивления шахтного типа с автоматическим регулированием температуры, работающей в комплекте с электронным потенциометром КСП-4 (рис. 19). Для измерения и контроля температуры расплава использовали устройство собственной конструкции, изготовленное на основе универсального измерительного прибора ОВЕН ТРМ-201 и погружного термоэлектрического преобразователя типа ХА.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						44
		№ документа	Подпись	Дата		



Рисунок 19 - Общий вид экспериментальной установки

Композиционные сплавы готовили в алундовом тигле в электрической печи сопротивления. Вначале в тигле расплавляли алюминий и при $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ вводили соответствующие порошки переходных металлов подогретыми до $150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Затем температуру расплава поднимали до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выдерживали в течение 15 мин для протекания реакций образования эндогенных армирующих фаз. Температурные режимы эксперимента контролировали с помощью термопары ХА с точностью $\pm 1.5\text{ }^{\circ}\text{C}$. Готовый расплав разливали при $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ в изложницу (рис. 20) для получения слитков диаметром 20 мм и длиной 100 мм. Из полученных литых заготовок вырезали образцы для изучения структуры.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
		№ документа	Подпись	Дата		45



Рисунок 20 - Общий вид кокильной оснастки для получения образцов литых алюмоматричных композитов

Металлографический анализ проводили на образцах, вырезанных из литых заготовок композиционных сплавов с помощью отрезного станка Полилаб Р80 (рис. 21, а). Шлифы из полученных образцов готовили с применением станка для шлифования и полировки металлографических образцов Полилаб П22М (рис. 21, б) по следующим режимам: шлифование с помощью бумаги на основе SiC зернистостью #320, #400, #600, #800 и #1200 при скорости вращения 300 об/мин, затем полировка на сукне алмазной суспензией DiaDoublo (15 мкм) при скорости 150 об/мин.

Исследования микроструктуры образцов проводили на нетравленных шлифах с помощью инвертированного металлографического микроскопа Nikon Epihot TME 200 (рис. 21, в), позволяющего исследовать поверхности образцов различными методами наблюдения с использованием оптической системы CFi и выводом изображений на экран монитора при увеличении от 5[×] до 200[×].

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						46
		№документа	Подпись	Дата		



а)



б)



в)

Рисунок 21 - Комплекс оборудования для проведения металлографических исследований: а) металлографический микроскоп Nikon Epihot 200; б) отрезной станок Полилаб Р80А; в) шлифовально-полировальный станок Полилаб П22М

2.4 Прикладные программные продукты, использованные при выполнении работы

Обработку расчетных и экспериментальных данных осуществляли в программном комплексе Origin Pro (OriginLab Corporation), осуществляющем визуализацию в формате различных 2D / 3D графиков. Анализ данных в Origin

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
		№документа	Подпись	Дата		47

включает различные методы статистики, обработку сигналов, подбор кривой и анализ пиков. Подбор кривой выполняется нелинейным методом наименьших квадратов, который основан на алгоритме Левенберга – Марквардта.

Origin также имеет язык сценариев (LabTalk) для управления программным обеспечением, который можно расширить с помощью встроенного скомпилированного языка на основе C/C++ (Origin C). Другие варианты программирования включают встроенную среду Python и консоль R, а также поддержку Rserve. Origin может также использоваться в качестве COM-сервера для программ, которые могут быть написаны на Visual Basic .NET, C#, LabVIEW и т. д.

Для обработки и анализа изображений структуры алюмоматричных композитов использовали программный пакет ImageJ с открытой архитектурой, обеспечивающей расширяемость с помощью плагинов Java и записываемых макросов. Рабочее окно программы показано на рис. 22.

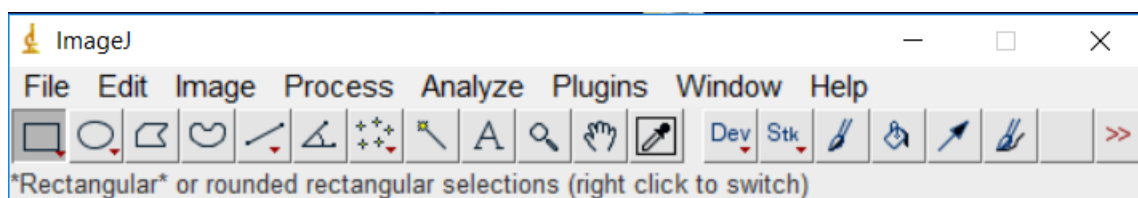


Рисунок 22 - Рабочее окно программы ImageJ

ImageJ позволяет отображать, редактировать, анализировать, обрабатывать, сохранять и печатать 8-битные цветные и полутоновые, 16-битные целые и 32-битные изображения с плавающей запятой. ImageJ поддерживает стеки изображений, серию изображений, которые совместно используют одно окно, и он является многопоточным, поэтому трудоемкие операции могут выполняться параллельно на многопроцессорном оборудовании. ImageJ может рассчитывать статистику площади и значений пикселей для пользовательских выборок и объектов с пороговой интенсивностью, измерять расстояния и углы, создавать гистограммы

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						48
		№документа	Подпись	Дата		

плотности и графики профиля линии. Он поддерживает стандартные функции обработки изображений, такие как логические и арифметические операции между изображениями, управление контрастностью, свертка, анализ Фурье, повышение резкости, сглаживание, обнаружение краев и медианная фильтрация. Он выполняет геометрические преобразования, такие как масштабирование, вращение и отражение. Программа поддерживает любое количество изображений одновременно, ограниченное только доступной памятью.

3. ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЛИТЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

3.1 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – титан»

Расчетные данные по диффузионным характеристикам системы «алюминий-титан» приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты расчетов коэффициента диффузии и ширины диффузионной зоны в системе «алюминий – титан»

Температур а, К	Коэффицие нт диффузии, $\text{м}^2/\text{с} \cdot 10^7$	Ширина диффузионной зоны, мкм				
		выдержка 5 секунд	выдержка 100 секунд	выдержка 500 секунд	выдержка 1000 секунд	выдержка 1500 секунд
833	4,289977514	0,00820163 7	0,03667883 5	0,08201636 9	0,11598866 1	0,14205651 8
1033	4,289981868	0,00820164 1	0,03667885 4	0,08201641	0,11598872	0,14205659
1233	4,289984809	0,00820164 4	0,03667886 6	0,08201643 8	0,11598876	0,14205663 8

1433	4,289986929	0,00820164 6	0,03667887 5	0,08201645 9	0,11598878 8	0,14205667 4
1633	4,28998853	0,00820164 7	0,03667888 2	0,08201647 4	0,11598881	0,1420567
1833	4,289989781	0,00820164 9	0,03667888 8	0,08201648 6	0,11598882 7	0,14205672 1
2033	4,289990787	0,00820165	0,03667889 2	0,08201649 6	0,11598884	0,14205673 7
2233	4,289991612	0,00820165	0,03667889 5	0,08201650 4	0,11598885 2	0,14205675 1
2433	4,289992301	0,00820165 1	0,03667889 8	0,08201651	0,11598886 1	0,14205676 3
2500	4,289992508	0,00820165 1	0,03667889 9	0,08201651 2	0,11598886 4	0,14205676 6

Продолжение таблицы 3

Ширина диффузионной зоны, мкм						
выдержка 2000 секунд	выдержка 2500 секунд	выдержка 3000 секунд	выдержка 3500 секунд	выдержка 4000 секунд	выдержка 4500 секунд	выдержка 5000 секунд
0,16403273 7	0,18339417 6	0,20089825 4	0,21699491 5	0,23197732 2	0,24604910 6	0,25935853 1
0,16403282 1	0,18339426 9	0,20089835 6	0,21699502 5	0,23197744	0,24604923 1	0,25935866 2
0,16403287 7	0,18339433 2	0,20089842 5	0,2169951	0,23197751 9	0,24604931 5	0,25935875 1
0,16403291 7	0,18339437 7	0,20089847 4	0,21699515 3	0,23197757 7	0,24604937 6	0,25935881 5
0,16403294 8	0,18339441 1	0,20089851 2	0,21699519 4	0,23197762	0,24604942 2	0,25935886 4
0,16403297 2	0,18339443 8	0,20089854 1	0,21699522 5	0,23197765 4	0,24604945 8	0,25935890 1
0,16403299 1	0,18339445 9	0,20089856 5	0,21699525 1	0,23197768 1	0,24604948 7	0,25935893 2
0,16403300 7	0,18339447 7	0,20089858 4	0,21699527 2	0,23197770 3	0,24604951 1	0,25935895 7
0,16403302	0,18339449 2	0,2008986	0,21699528 9	0,23197772 2	0,24604953	0,25935897 8
0,16403302 4	0,18339449 6	0,20089860 5	0,21699529 4	0,23197772 7	0,24604953 6	0,25935898 4

Зависимости коэффициента диффузии от температуры, ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры представлены на рис. 23-26.

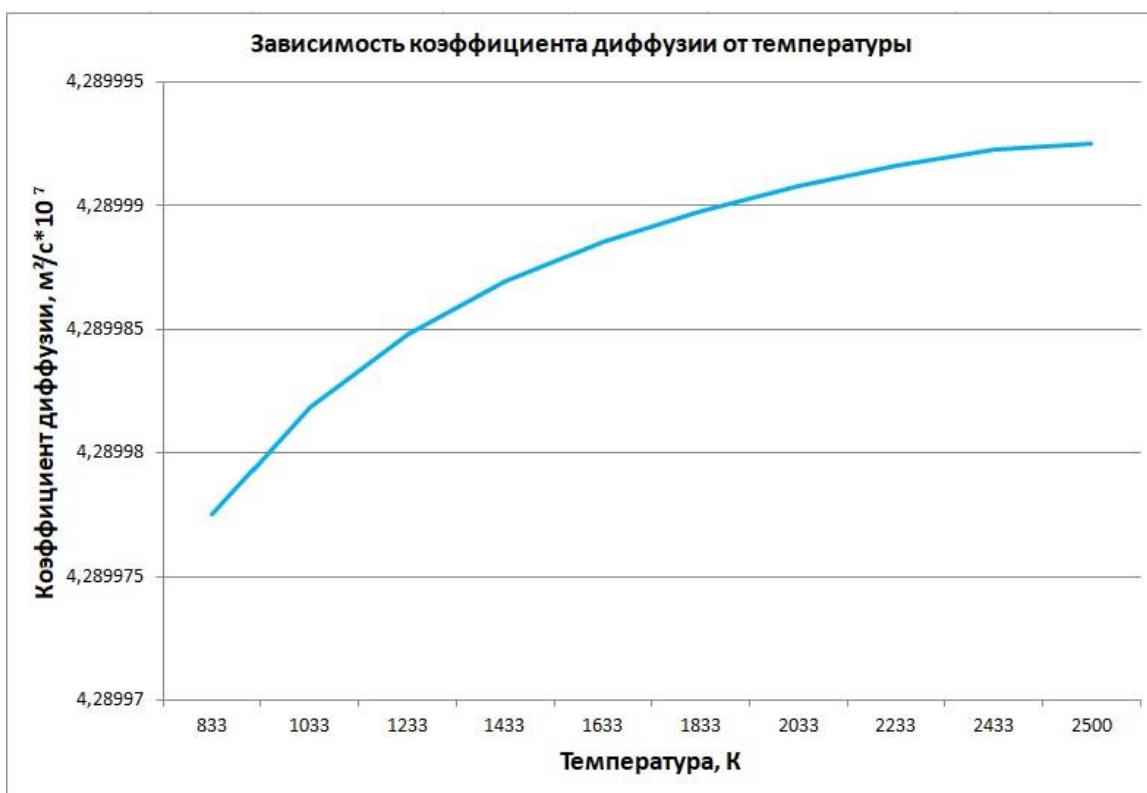


Рисунок 23 - Зависимость коэффициента диффузии от температуры в системе «алюминий – титан»

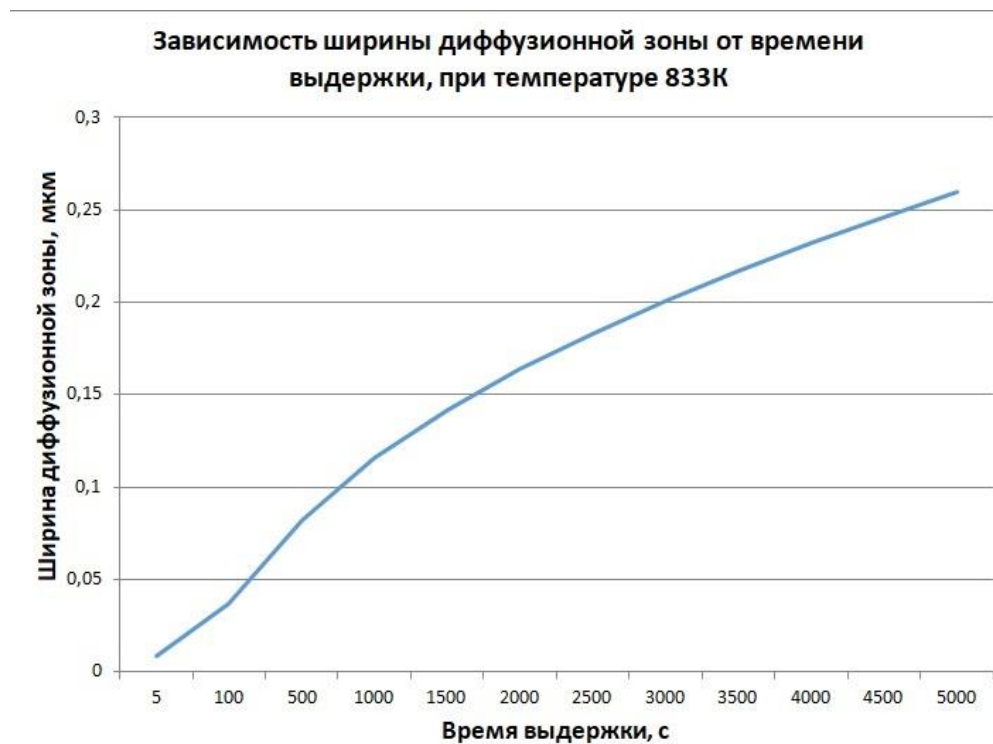


Рисунок 24 - Зависимость диффузионной зоны от времени выдержки, при температуре 833 К в системе «алюминий – титан»

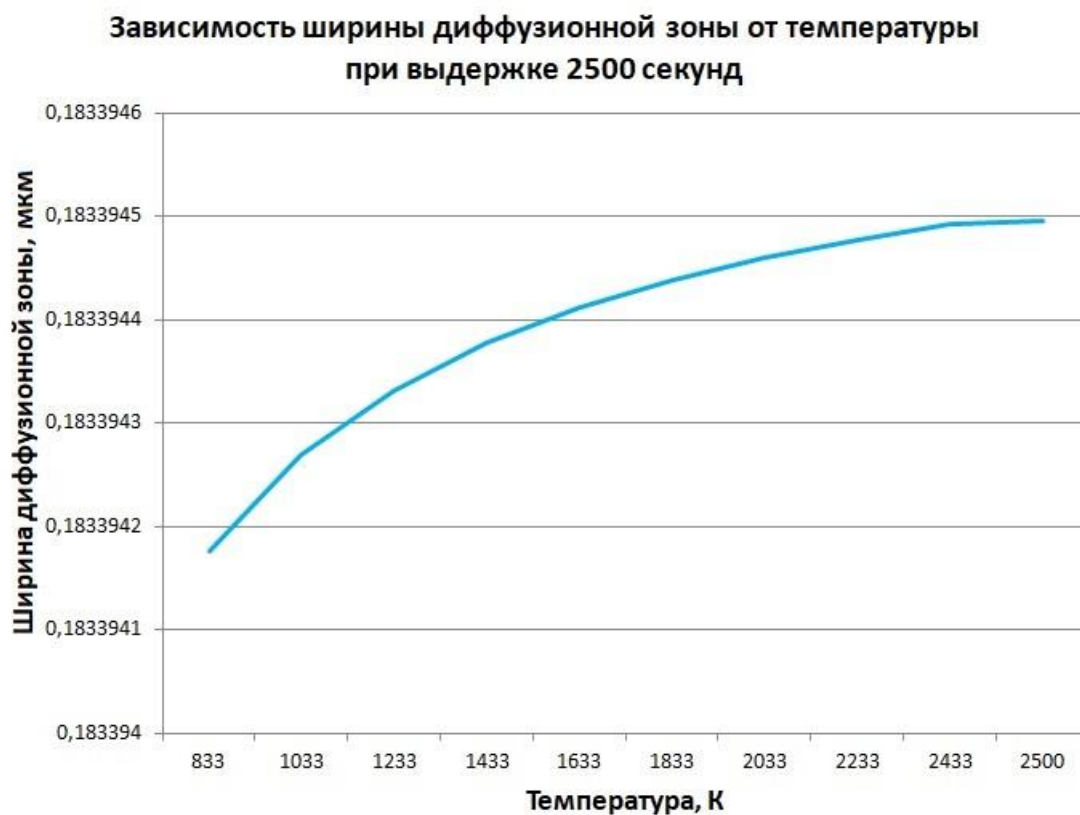


Рисунок 25 - Зависимость ширины диффузионной зоны от температуры при выдержке 2500 секунд в системе «алюминий – титан»

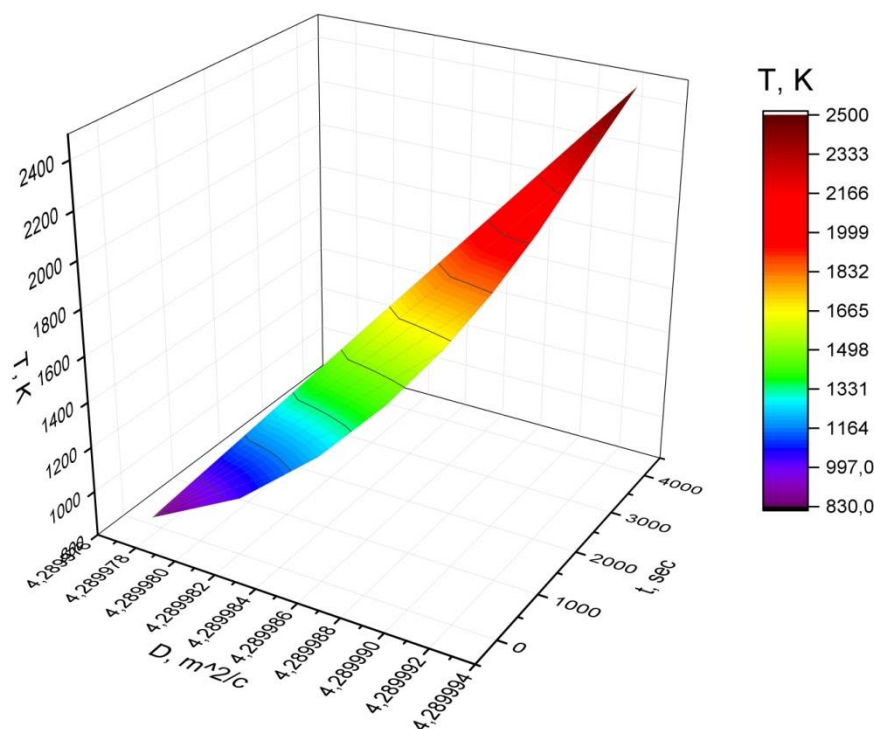


Рисунок 26 - Зависимость ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры в системе «алюминий – титан»

3.2 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – ванадий»

Расчетные данные по диффузионным характеристикам системы «алюминий-ванадий» приведены в таблице 4.

Таблица 4 – Результаты расчетов коэффициента диффузии и ширины диффузионной зоны в системе «алюминий – ванадий»

Температура, К	Коэффициент диффузии, $\text{м}^2/\text{с} \cdot 10^7$	Ширина диффузионной зоны, мкм				
		выдержка 5 секунд	выдержка 100 секунд	выдержка 500 секунд	выдержка 1000 секунд	выдержка 1500 секунд
833	3,579982114	0,00749227 1	0,03350645 3	0,07492270 7	0,10595670 8	0,12976993 4
1033	3,579985577	0,00749227 4	0,03350646 9	0,07492274 3	0,10595675 9	0,12976999 7
1233	3,579987917	0,00749227 7	0,03350648	0,07492276 7	0,10595679 4	0,12977004

1433	3,579989603	0,00749227 8	0,03350648 8	0,07492278 5	0,10595681 9	0,12977007
1633	3,579990876	0,00749228	0,03350649 4	0,07492279 8	0,10595683 7	0,12977009 3
1833	3,579991872	0,00749228 1	0,03350649 9	0,07492280 9	0,10595685 2	0,12977011 1
2033	3,579992672	0,00749228 2	0,03350650 2	0,07492281 7	0,10595686 4	0,12977012 6
2233	3,579993328	0,00749228 2	0,03350650 5	0,07492282 4	0,10595687 4	0,12977013 8
2433	3,579993876	0,00749228 3	0,03350650 8	0,07492283	0,10595688 2	0,12977014 8
2500	3,579994041	0,00749228 3	0,03350650 9	0,07492283 1	0,10595688 4	0,12977015 1

Продолжение таблицы 4

Ширина диффузионной зоны, мкм						
выдержка 2000 секунд	выдержка 2500 секунд	выдержка 3000 секунд	выдержка 3500 секунд	выдержка 4000 секунд	выдержка 4500 секунд	выдержка 5000 секунд
0,14984541 3	0,16753226 5	0,18352240 1	0,19822684 9	0,21191341 5	0,22476812	0,23692640 1
0,14984548 6	0,16753234 6	0,18352249	0,19822694 5	0,21191351 8	0,22476822 8	0,23692651 6
0,14984553 5	0,16753240 1	0,18352255	0,19822701	0,21191358 7	0,22476830 2	0,23692659 3
0,14984557	0,16753244	0,18352259 3	0,19822705 6	0,21191363 7	0,22476835 5	0,23692664 9
0,14984559 6	0,16753247	0,18352262 6	0,19822709 2	0,21191367 5	0,22476839 5	0,23692669 1
0,14984561 7	0,16753249 3	0,18352265 1	0,19822711 9	0,21191370 4	0,22476842 6	0,23692672 4
0,14984563 4	0,16753251 2	0,18352267 2	0,19822714 1	0,21191372 8	0,22476845 1	0,23692675
0,14984564 8	0,16753252 7	0,18352268 9	0,19822716	0,21191374 7	0,22476847 2	0,23692677 2
0,14984565 9	0,16753254	0,18352270 3	0,19822717 5	0,21191376 4	0,22476848 9	0,23692679
0,14984566 3	0,16753254 4	0,18352270 7	0,19822717 9	0,21191376 8	0,22476849 4	0,23692679 6

Зависимости коэффициента диффузии от температуры, ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры представлены на рис. 27-30.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						54
	№ документа	Подпись	Дата			

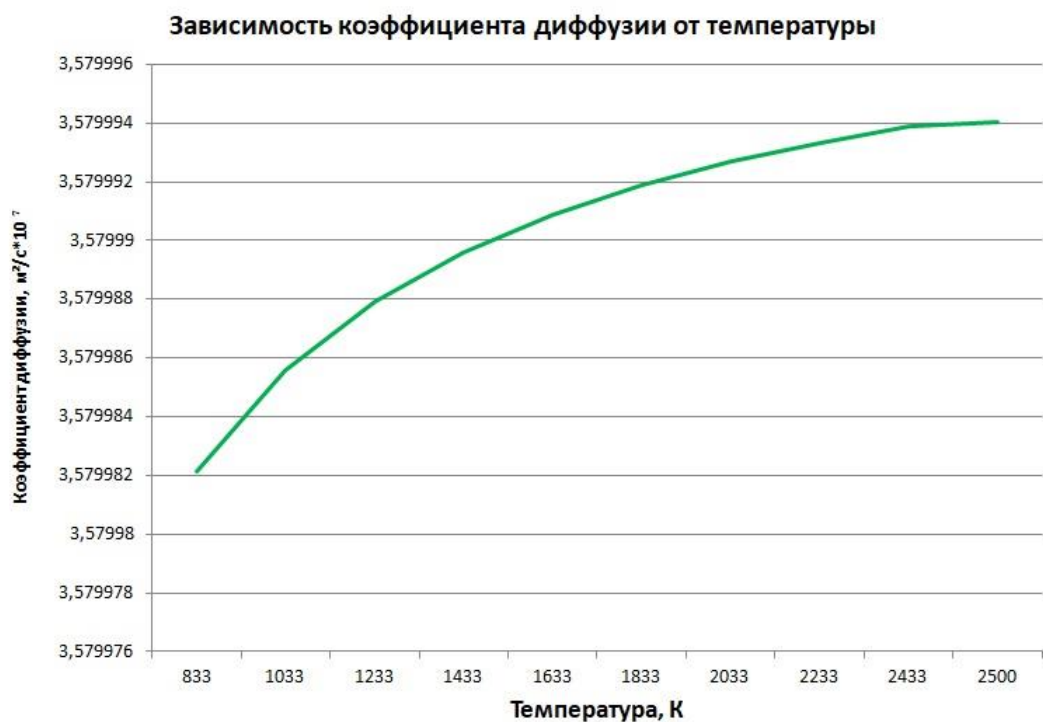


Рисунок 27 - Зависимость коэффициента диффузии от температуры в системе «алюминий – ванадий»

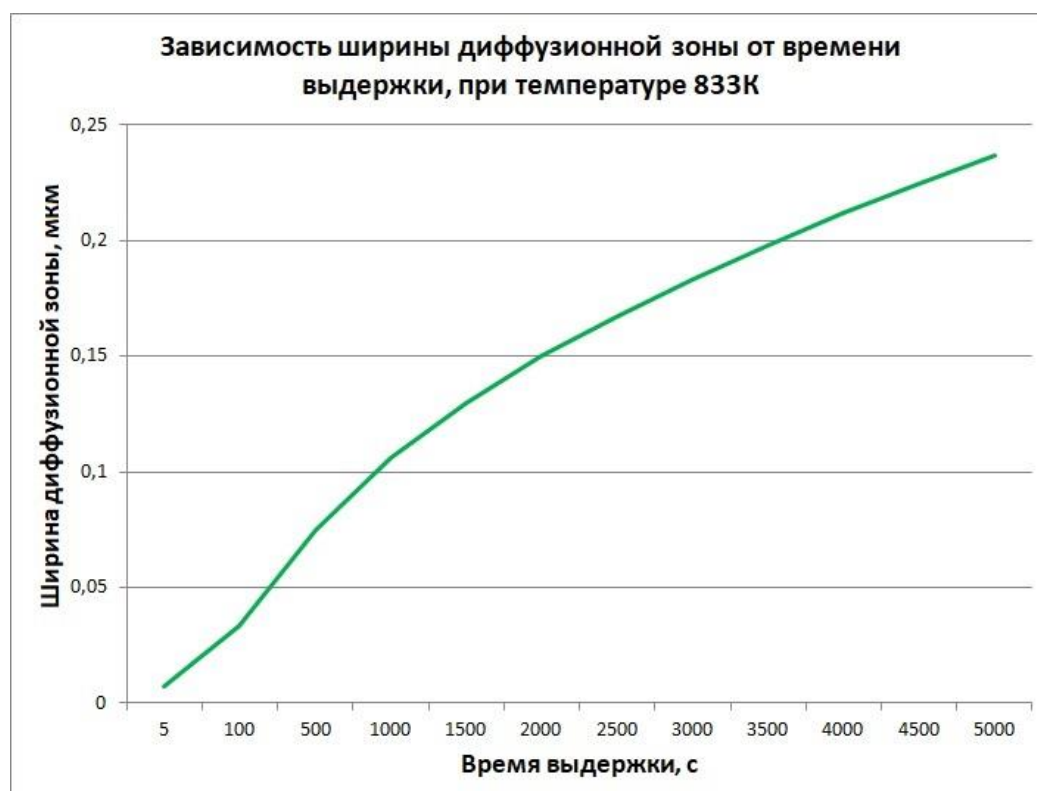


Рисунок 28 - Зависимость диффузионной зоны от времени выдержки, при температуре 833 К в системе «алюминий – ванадий»

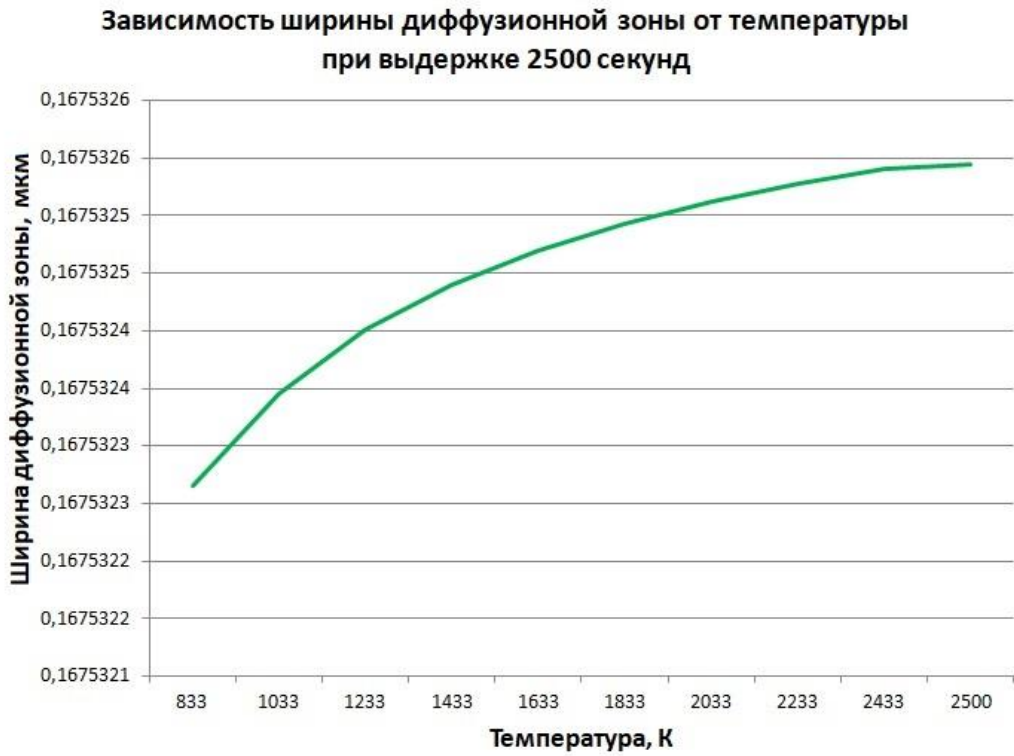


Рисунок 29 - Зависимость ширины диффузионной зоны от температуры при выдержке 2500 секунд в системе «алюминий – ванадий»

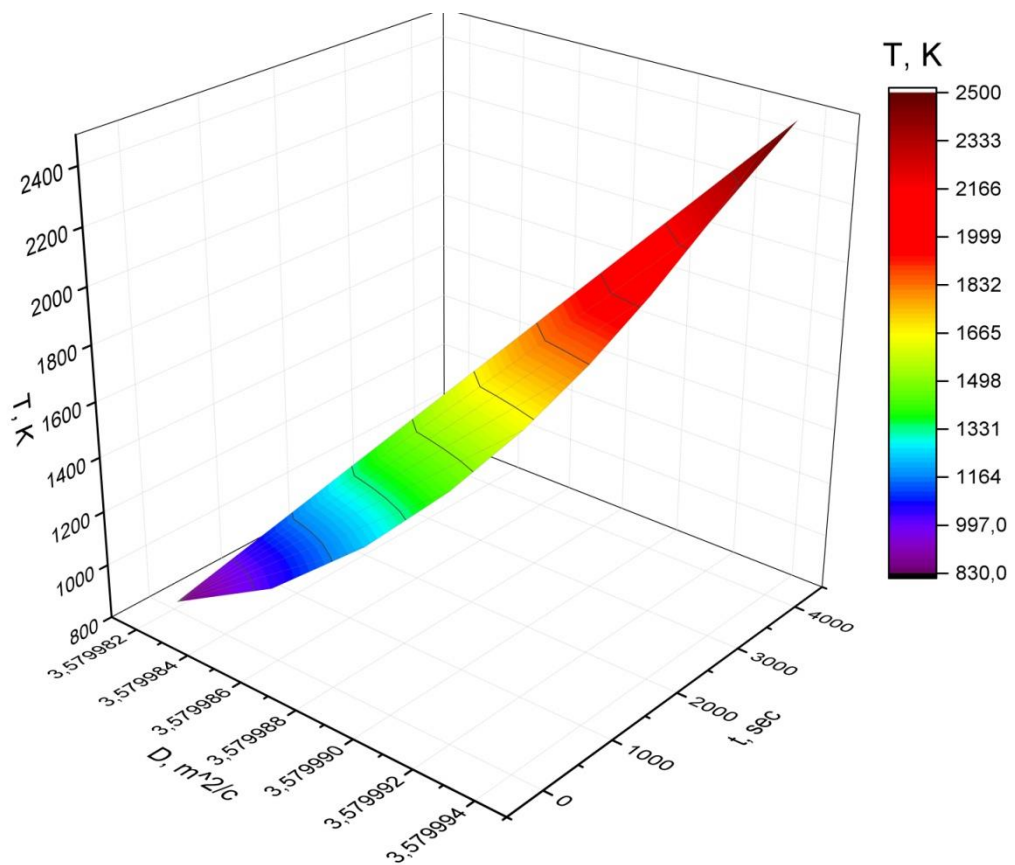


Рисунок 30 - Зависимость ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры в системе «алюминий – ванадий»

3.3 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – хром»

Расчетные данные по диффузионным характеристикам системы «алюминий-хром» приведены в таблице 5.

Таблица 5 Результаты расчетов коэффициента диффузии и ширины диффузионной зоны в системе «алюминий – хром»

Температура, К	Коэффициент диффузии, $\text{м}^2/\text{с} \cdot 10^7$	Ширина диффузионной зоны, мкм				
		выдержка 5 секунд	выдержка 100 секунд	выдержка 500 секунд	выдержка 1000 секунд	выдержка 1500 секунд
833	2,529988018	0,006298429	0,028167432	0,062984293	0,089073242	0,109091996
1033	2,529990338	0,006298432	0,028167445	0,062984322	0,089073283	0,109092046
1233	2,529991905	0,006298434	0,028167454	0,062984342	0,089073311	0,10909208
1433	2,529993035	0,006298436	0,028167466	0,062984356	0,089073333	0,109092104
1633	2,529993888	0,006298437	0,028167465	0,062984366	0,089073345	0,109092123
1833	2,529994555	0,006298437	0,028167469	0,062984375	0,089073357	0,109092137
2033	2,52999509	0,006298438	0,028167472	0,062984381	0,089073366	0,109092149
2233	2,52999553	0,006298439	0,028167474	0,062984387	0,089073374	0,109092158
2433	2,529995898	0,006298439	0,028167476	0,062984391	0,089073381	0,109092166
2500	2,529996008	0,006298439	0,028167477	0,062984393	0,089073383	0,109092168

Продолжение таблицы 5

Ширина диффузионной зоны, мкм						
выдержка 2000 секунд	выдержка 2500 секунд	выдержка 3000 секунд	выдержка 3500 секунд	выдержка 4000 секунд	выдержка 4500 секунд	выдержка 5000 секунд

0,12596858 7	0,14083716 1	0,15427938 1	0,16664077 7	0,17814648 4	0,18895288	0,19917382 4
0,12596864 5	0,14083722 6	0,15427945 1	0,16664085 3	0,17814656 5	0,18895296 7	0,19917391 5
0,12596868 4	0,14083727	0,15427949 9	0,16664090 5	0,17814662 1	0,18895302 5	0,19917397 7
0,12596871 2	0,14083730 1	0,15427953 4	0,16664094 2	0,17814666	0,18895306 7	0,19917402 1
0,12596873 3	0,14083732 5	0,15427956	0,16664097	0,17814669	0,18895309 9	0,19917405 5
0,12596874 9	0,14083734 3	0,15427958	0,16664099 2	0,17814671 4	0,18895312 4	0,19917408 1
0,12596876 3	0,14083735 8	0,15427959 6	0,16664101	0,17814673 3	0,18895314 4	0,19917410 2
0,12596877 4	0,14083737 1	0,15427961	0,16664102 4	0,17814674 8	0,18895316 1	0,19917412
0,12596878 3	0,14083738 1	0,15427962 1	0,16664103 6	0,17814676 1	0,18895317 4	0,19917413 4
0,12596878 6	0,14083738 4	0,15427962 4	0,16664104	0,17814676 5	0,18895317 8	0,19917413 8

Зависимости коэффициента диффузии от температуры, ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры представлены на рис. 31-34.

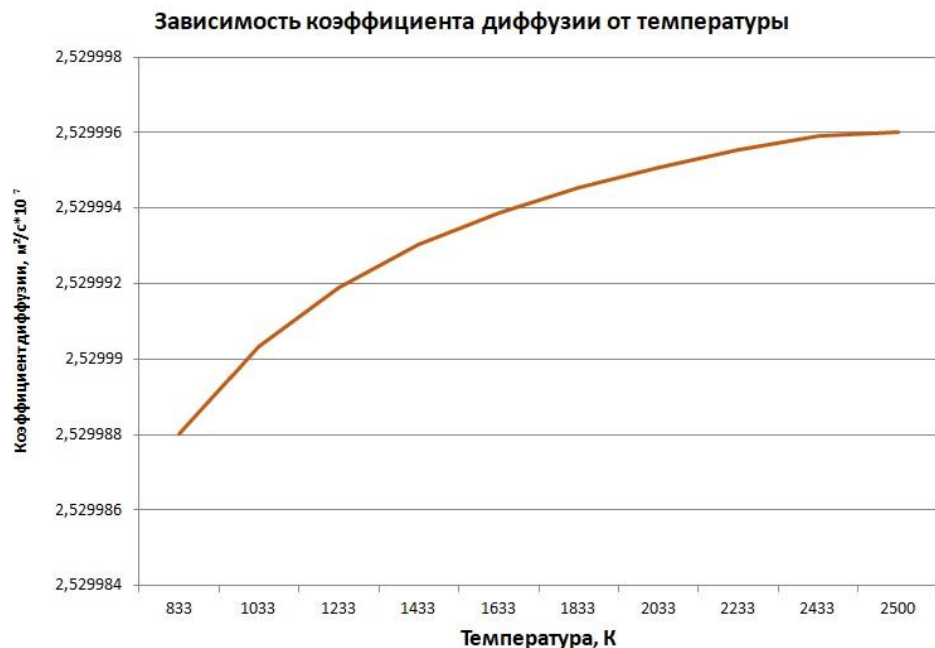


Рисунок 31 - Зависимость коэффициента диффузии от температуры в системе «алюминий – хром»

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						58
		№ документа	Подпись	Дата		

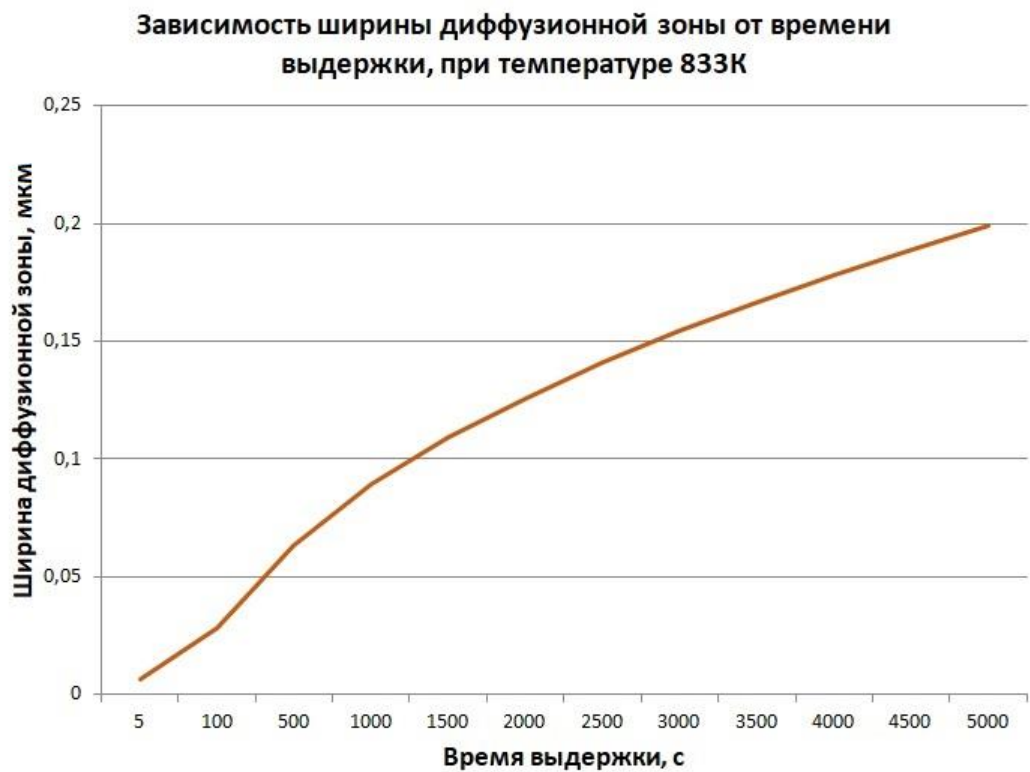


Рисунок 32 - Зависимость диффузионной зоны от времени выдержки, при температуре 833 К в системе «алюминий – хром»

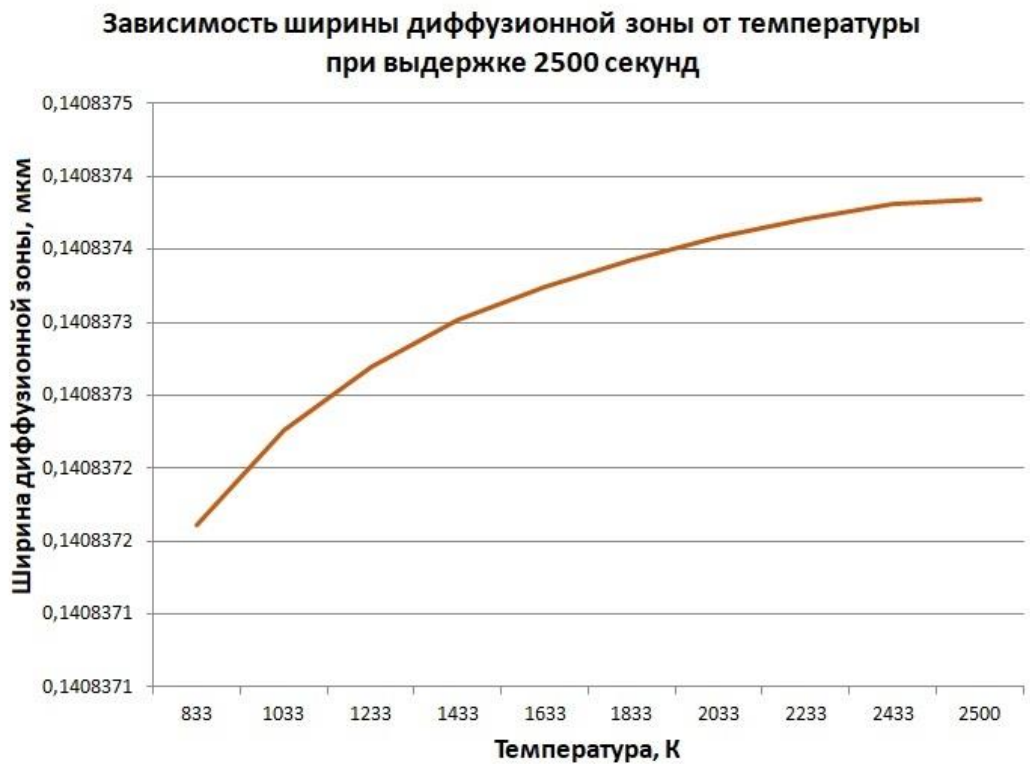


Рисунок 33 - Зависимость ширины диффузионной зоны от температуры при выдержке 2500 секунд в системе «алюминий – хром»

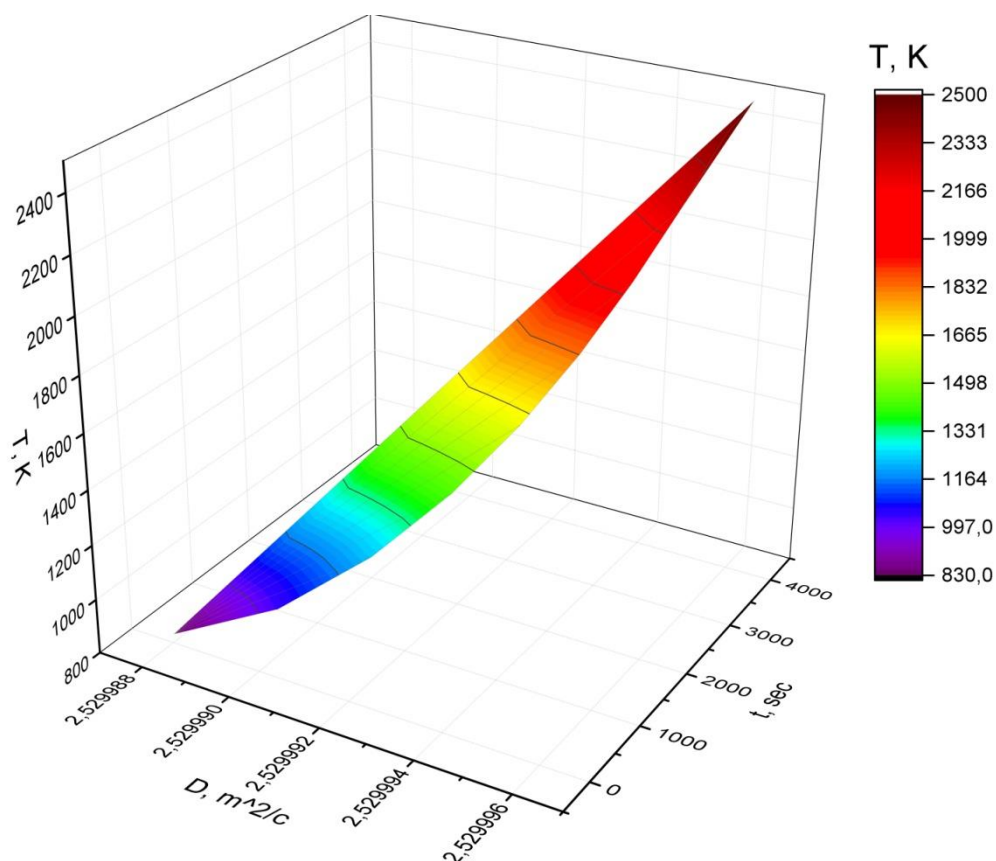


Рисунок 34 - Зависимость ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры в системе «алюминий – хром»

3.4 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – ниобий»

Расчетные данные по диффузионным характеристикам системы «алюминий-ниобий» приведены в таблице 6.

Таблица 6 Результаты расчетов коэффициента диффузии и ширины диффузионной зоны в системе «алюминий – ниобий»

Температур а, К	Коэффицие нт диффузии, $m^2/c \cdot 10^7$	Ширина диффузионной зоны, мкм				
		выдержка 5 секунд	выдержка 100 секунд	выдержка 500 секунд	выдержка 1000 секунд	выдержка 1500 секунд
833	2,02495596	1,78188971 2	7,96885304 8	17,8188971 2	25,1997259 7	30,8632351 4
1033	2,024964486	1,78189346 3	7,96886982 6	17,8189346 3	25,1997790 3	30,8633001 2

1233	2,024970247	1,78189599 8	7,96888116	17,8189599 8	25,1998148 7	30,8633440 2
1433	2,024974399	1,78189782 5	7,96888933 1	17,8189782 5	25,1998407 1	30,8633756 7
1633	2,024977535	1,78189920 4	7,9688955	17,8189920 4	25,1998602 2	30,8633995 6
1833	2,024979986	1,78190028 3	7,96890032 3	17,8190028 3	25,1998754 7	30,8634182 4
2033	2,024981955	1,78190114 9	7,96890419 7	17,8190114 9	25,1998877 2	30,8634332 4
2233	2,024983571	1,78190186	7,96890737 8	17,8190186	25,1998977 8	30,8634455 6
2433	2,024984922	1,78190245 4	7,96891003 5	17,8190245 4	25,1999061 8	30,8634558 5
2500	2,024985326	1,78190263 2	7,96891083	17,8190263 2	25,1999086 9	30,8634589 3

Продолжение таблицы 6

Ширина диффузионной зоны, мкм						
выдержка 2000 секунд	выдержка 2500 секунд	выдержка 3000 секунд	выдержка 3500 секунд	выдержка 4000 секунд	выдержка 4500 секунд	выдержка 5000 секунд
35,6377942 4	39,8442652 4	43,6472057 2	47,1443704 1	50,3994519 4	53,4566913 6	56,3483002 9
35,6378692 7	39,8443491 3	43,6472976 1	47,1444696 7	50,3995580 5	53,4568039	56,3484189 2
35,6379199 6	39,8444058	43,6473596 9	47,1445367 3	50,3996297 4	53,4568799 4	56,3484990 7
35,6379565	39,8444466 5	43,6474044 5	47,1445850 6	50,3996814 1	53,4569347 5	56,3485568 4
35,6379840 9	39,8444775	43,6474382 4	47,1446215 6	50,3997204 3	53,4569761 3	56,3486004 7
35,6380056 6	39,8445016 2	43,6474646 6	47,1446501	50,3997509 4	53,4570084 9	56,3486345 7
35,6380229 8	39,8445209 9	43,6474858 7	47,1446730 2	50,3997754 4	53,4570344 7	56,3486619 7
35,6380372 1	39,8445368 9	43,6475032 9	47,1446918 3	50,3997955 5	53,4570558 1	56,3486844 5
35,6380490 9	39,8445501 7	43,6475178 5	47,1447075 5	50,3998123 6	53,4570736 3	56,3487032 4
35,6380526 4	39,8445541 5	43,6475222	47,1447122 5	50,3998173 9	53,4570789 7	56,3487088 7

Зависимости коэффициента диффузии от температуры, ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры представлены на рис. 35-38.

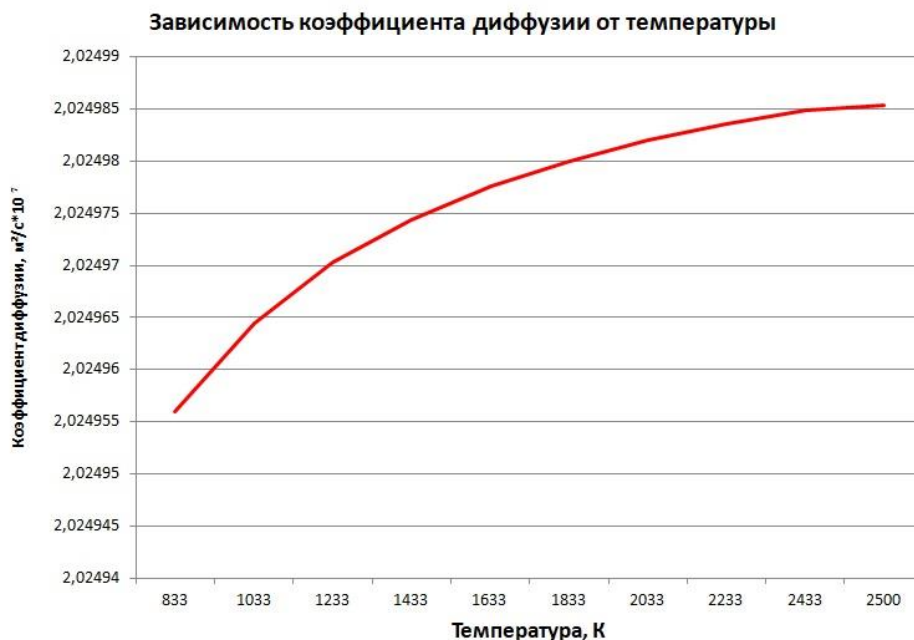


Рисунок 35 - Зависимость коэффициента диффузии от температуры в системе «алюминий – ниобий»

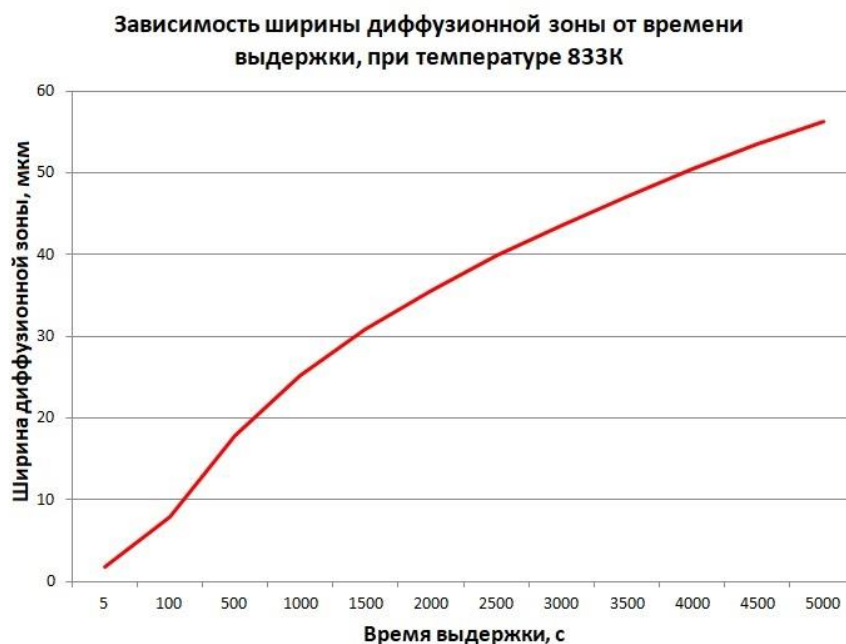


Рисунок 36 - Зависимость диффузионной зоны от времени выдержки, при температуре 833 К в системе «алюминий – ниобий»

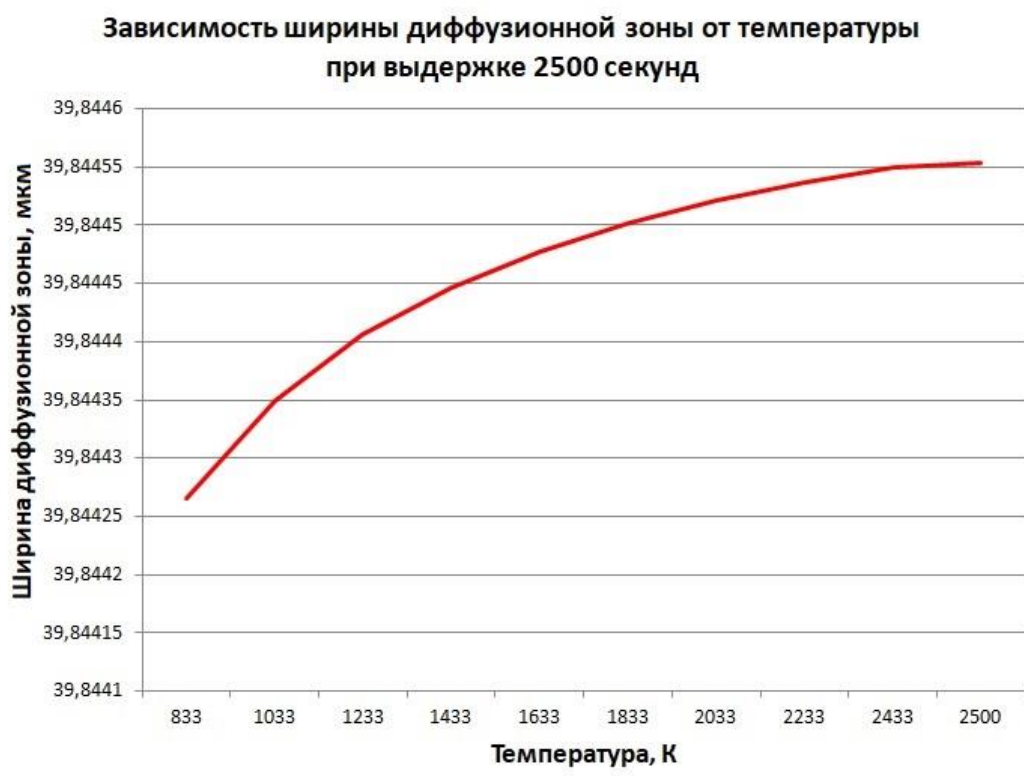


Рисунок 37 - Зависимость ширины диффузионной зоны от температуры при выдержке 2500 секунд в системе «алюминий – ниобий»

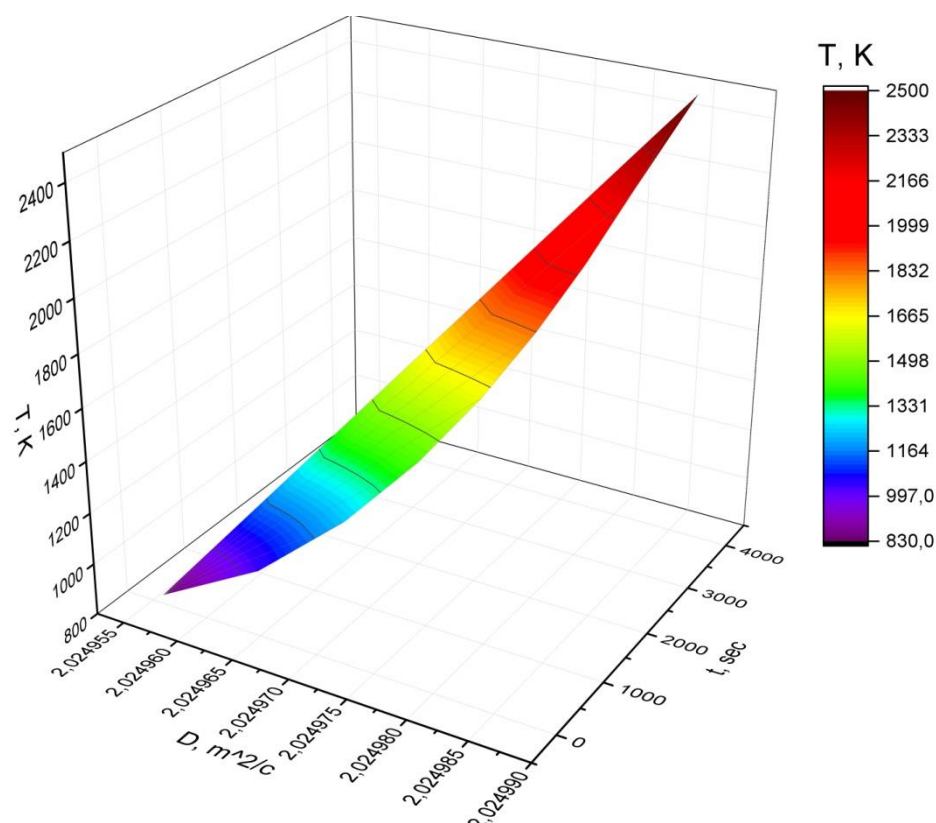


Рисунок 38 - Зависимость ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры в системе «алюминий – ниобий»

3.5 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – гафний»

Расчетные данные по диффузионным характеристикам системы «алюминий-гафний» приведены в таблице 7.

Таблица 7 Результаты расчетов коэффициента диффузии и ширины диффузионной зоны в системе «алюминий – гафний»

Температур а, К	Коэффицие нт диффузии, $\text{м}^2/\text{с} \cdot 10^7$	Ширина диффузионной зоны, мкм				
		выдержка 5 секунд	выдержка 100 секунд	выдержка 500 секунд	выдержка 1000 секунд	выдержка 1500 секунд
833	1,069962766	1,29526121 6	5,79258425 5	12,9526121 6	18,3177597 8	22,4345823 5
1033	1,069969975	1,29526557 9	5,79260376 8	12,9526557 9	18,3178214 9	22,4346579 2
1233	1,069974845	1,29526852 7	5,79261695 1	12,9526852 7	18,3178631 8	22,4347089 8
1433	1,069978356	1,29527065 2	5,79262645 4	12,9527065 2	18,3178932 3	22,4347457 9
1633	1,069981007	1,29527225 7	5,79263363	12,9527225 7	18,3179159 2	22,4347735 8
1833	1,069983079	1,29527351 1	5,79263923 9	12,9527351 1	18,3179336 6	22,4347953 1
2033	1,069984744	1,29527451 8	5,79264374 5	12,9527451 8	18,3179479 1	22,4348127 6
2233	1,06998611	1,29527534 5	5,79264744 4	12,9527534 5	18,3179596 1	22,4348270 8
2433	1,069987252	1,29527603 7	5,79265053 5	12,9527603 7	18,3179693 8	22,4348390 5
2500	1,069987594	1,29527624 3	5,79265146	12,9527624 3	18,3179723	22,4348426 3

Продолжение таблицы 7

Ширина диффузионной зоны, мкм						
выдержка 2000 секунд	выдержка 2500 секунд	выдержка 3000 секунд	выдержка 3500 секунд	выдержка 4000 секунд	выдержка 4500 секунд	выдержка 5000 секунд
25,9052243	28,9629212	31,7272906	34,2693906	36,6355195	38,8578364	40,9597560

							Лист
							64
	№ документа	Подпись	Дата	ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ			

2	7	2		7	8	7
25,9053115 8	28,9630188 4	31,7273975	34,2695060 4	36,6356429 8	38,8579673 8	40,9598940 5
25,9053705 4	28,9630847 6	31,7274697 1	34,2695840 4	36,6357263 6	38,8580558 1	40,9599872 7
25,9054130 4	28,9631322 7	31,7275217 6	34,2696402 6	36,6357864 6	38,8581195 6	40,9600544 7
25,9054451 3	28,9631681 5	31,7275610 6	34,2696827 1	36,6358318 4	38,8581677	40,9601052 1
25,9054702 2	28,9631962	31,7275917 9	34,2697159	36,6358673 2	38,8582053 3	40,9601448 7
25,9054903 7	28,9632187 3	31,7276164 7	34,2697425 5	36,6358958 2	38,8582355 5	40,9601767 3
25,9055069 1	28,9632372 2	31,7276367 3	34,2697644 4	36,6359192 1	38,8582603 6	40,9602028 9
25,9055207 3	28,9632526 7	31,7276536 6	34,2697827 2	36,6359387 6	38,8582811	40,9602247 4
25,9055248 7	28,9632573	31,7276587 2	34,2697881 9	36,6359446 1	38,8582873	40,9602312 8

Зависимости коэффициента диффузии от температуры, ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры представлены на рис. 39-42.

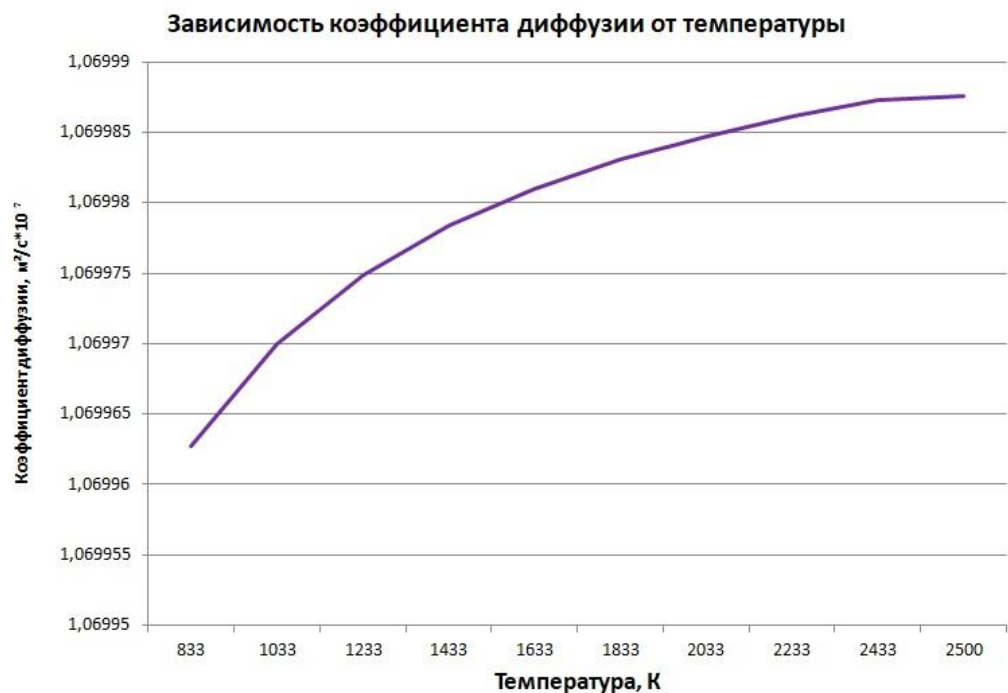


Рисунок 39 - Зависимость коэффициента диффузии от температуры в системе «алюминий – гафний»

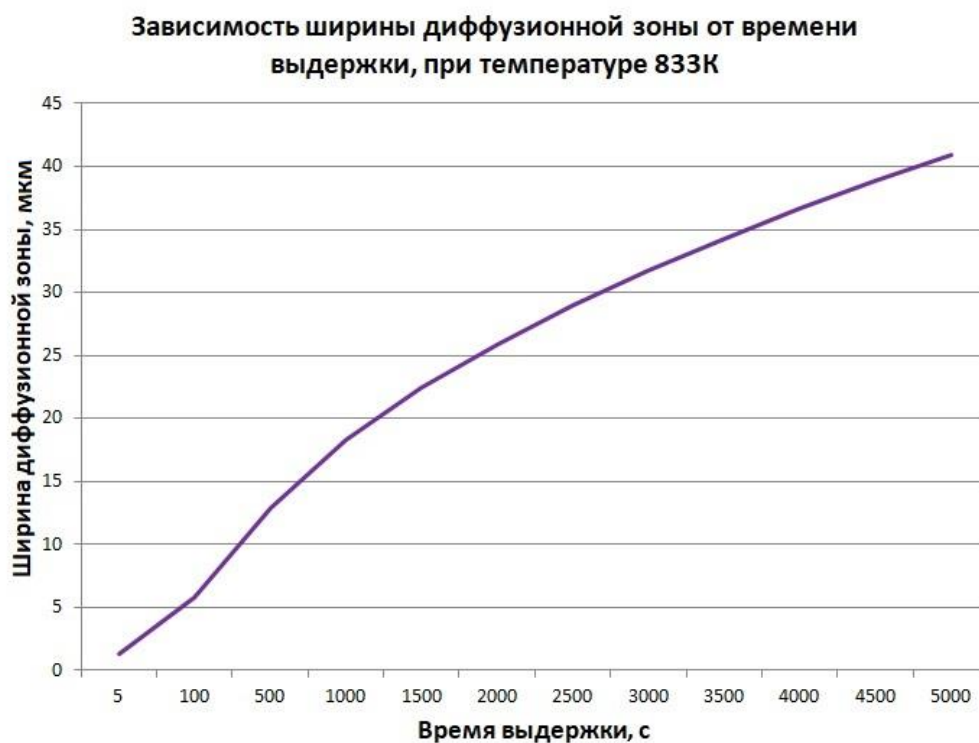


Рисунок 40 - Зависимость диффузионной зоны от времени выдержки, при температуре 833 К в системе «алюминий – гафний»

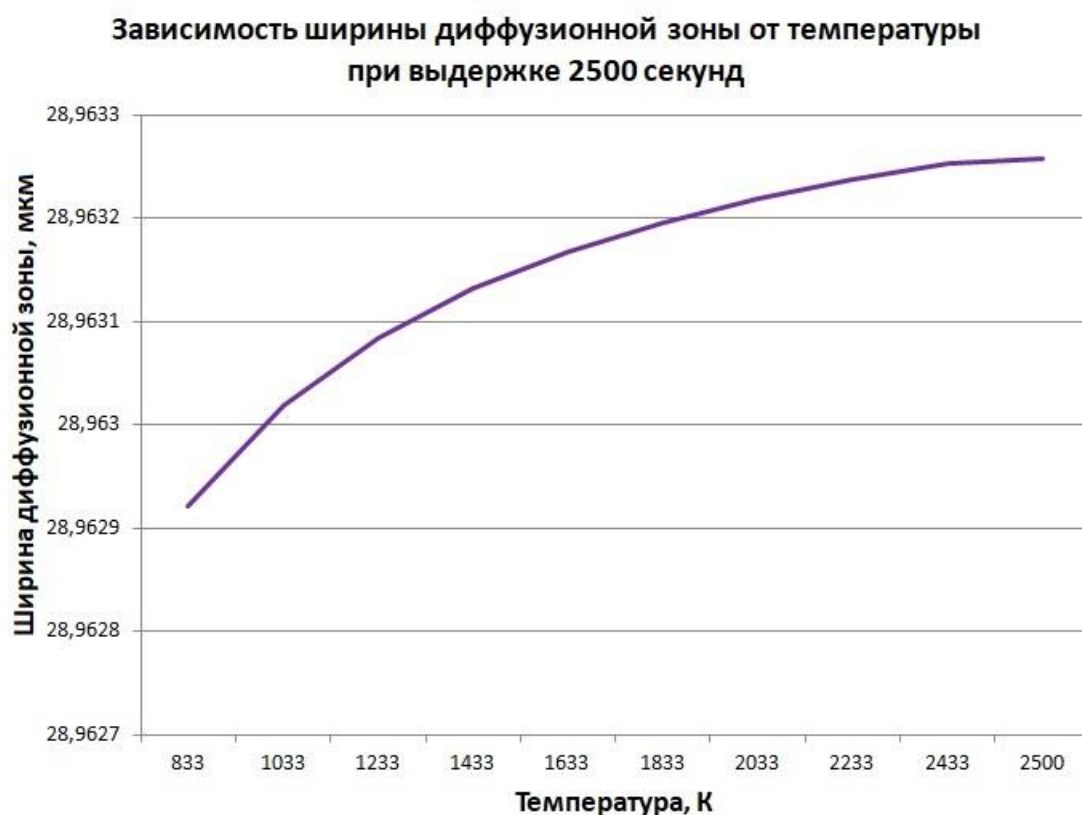


Рисунок 41 - Зависимость ширины диффузионной зоны от температуры при выдержке 2500 секунд в системе «алюминий – гафний»

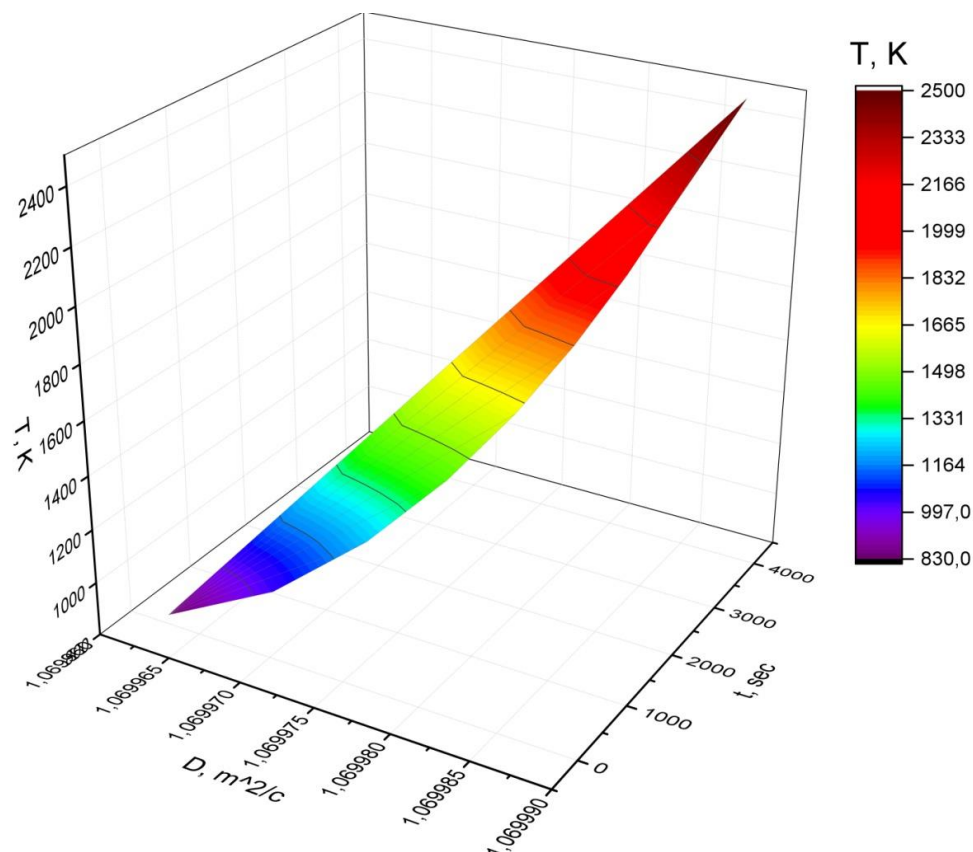


Рисунок 42 - Зависимость ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры в системе «алюминий – гафний»

Глава 3.6 Кинетика взаимодействия в системе «алюминий – цирконий»

Расчетные данные по диффузионным характеристикам системы «алюминий-цирконий» приведены в таблице 8.

Таблица 8 - Результаты расчетов коэффициента диффузии и ширины диффузионной зоны в системе «алюминий – цирконий»

Температура, К	Коэффициент диффузии, $\text{м}^2/\text{с} \cdot 10^7$	Ширина диффузионной зоны, мкм				
		выдержка 5 секунд	выдержка 100 секунд	выдержка 500 секунд	выдержка 1000 секунд	выдержка 1500 секунд
833	7,279745619	3,37855607 2	15,1093620 9	33,7855607 2	47,7799981 8	58,5183077 3
1033	7,279794869	3,3785675	15,1094132	33,785675	47,7801598 1	58,5185056 8
1233	7,279828142	3,37857522 2	15,1094477 2	33,7857522 2	47,780269	58,5186394 1
1433	7,279852128	3,37858078 7	15,1094726 2	33,7858078 7	47,7803477 1	58,5187358 1
1633	7,279870238	3,37858499	15,1094914 1	33,7858499	47,7804071 4	58,5188086
1833	7,279884397	3,37858827 5	15,1095061	33,7858827 5	47,7804536 1	58,5188655 1
2033	7,279895769	3,37859091 4	15,1095179	33,7859091 4	47,7804909 3	58,5189112 2
2233	7,279905105	3,37859308 1	15,1095275 9	33,7859308 1	47,7805215 6	58,5189487 4
2433	7,279912905	3,37859489 1	15,1095356 9	33,7859489 1	47,7805471 6	58,5189800 9
2500	7,279915239	3,37859543 2	15,1095381 1	33,7859543 2	47,7805548 2	58,5189894 7

Продолжение таблицы 8

Ширина диффузионной зоны, мкм						
выдержка 2000 секунд	выдержка 2500 секунд	выдержка 3000 секунд	выдержка 3500 секунд	выдержка 4000 секунд	выдержка 4500 секунд	выдержка 5000 секунд
67,5711214 4	75,5468104 3	82,7573844 4	89,3881915 7	95,5599963 6	101,356682 2	106,839323 9
67,5713500 1	75,5470659 8	82,7576643 8	89,3884939 4	95,5603196 1	101,357025	106,839685 3
67,5715044 3	75,5472386 2	82,7578535	89,3886982 2	95,560538	101,357256 6	106,839929 5
67,5716157 5	75,5473630 8	82,7579898 4	89,3888454 8	95,5606954 2	101,357423 6	106,840105 5
67,5716998	75,5474570 5	82,7580927 8	89,3889566 6	95,5608142 9	101,357549 7	106,840238 4

67,5717655 1	75,5475305 1	82,7581732 5	89,3890435 9	95,5609072 1	101,357648 3	106,840342 3
67,5718182 9	75,5475895 2	82,7582379	89,3891134 1	95,5609818 5	101,357727 4	106,840425 7
67,5718616 1	75,5476379 6	82,7582909 6	89,3891707 2	95,5610431 3	101,357792 4	106,840494 2
67,5718978 1	75,5476784 4	82,7583353	89,3892186 2	95,5610943 2	101,357846 7	106,840551 5
67,5719086 5	75,5476905 5	82,7583485 6	89,3892329 5	95,5611096 4	101,357863	106,840568 6

Зависимости коэффициента диффузии от температуры, ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры представлены на рис. 43-46.

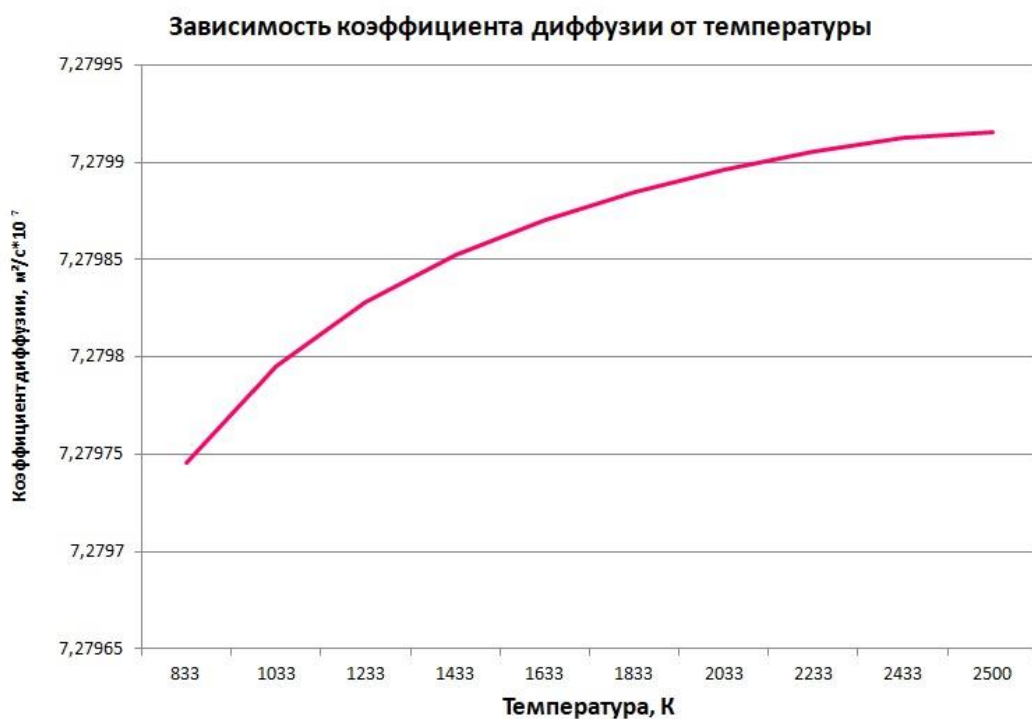


Рисунок 43 - Зависимость коэффициента диффузии от температуры в системе «алюминий – цирконий»

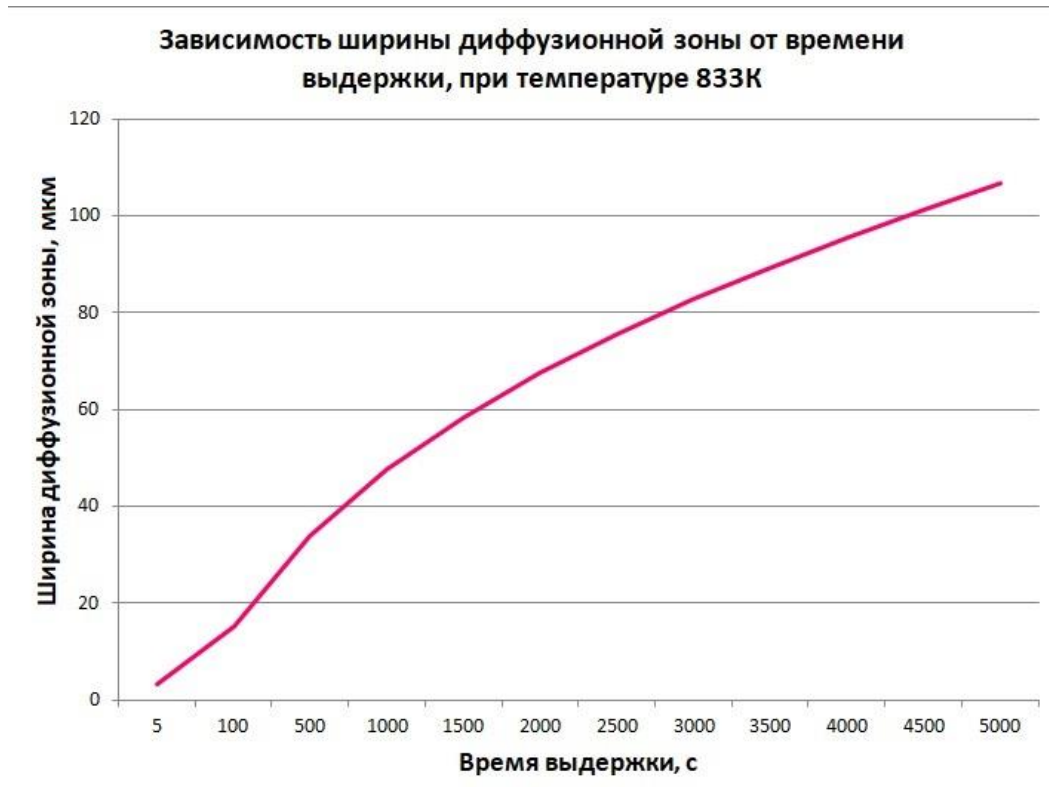


Рисунок 44 - Зависимость диффузионной зоны от времени выдержки, при температуре 833 К в системе «алюминий – цирконий»

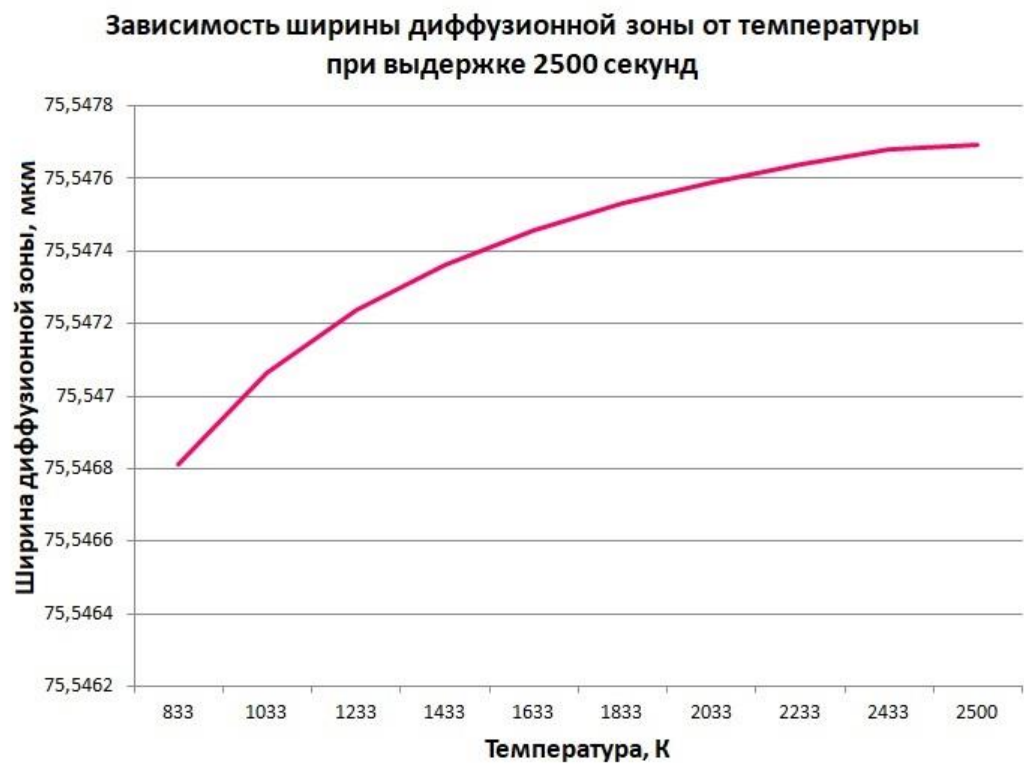


Рисунок 45 - Зависимость ширины диффузионной зоны от температуры при выдержке 2500 секунд в системе «алюминий – цирконий»

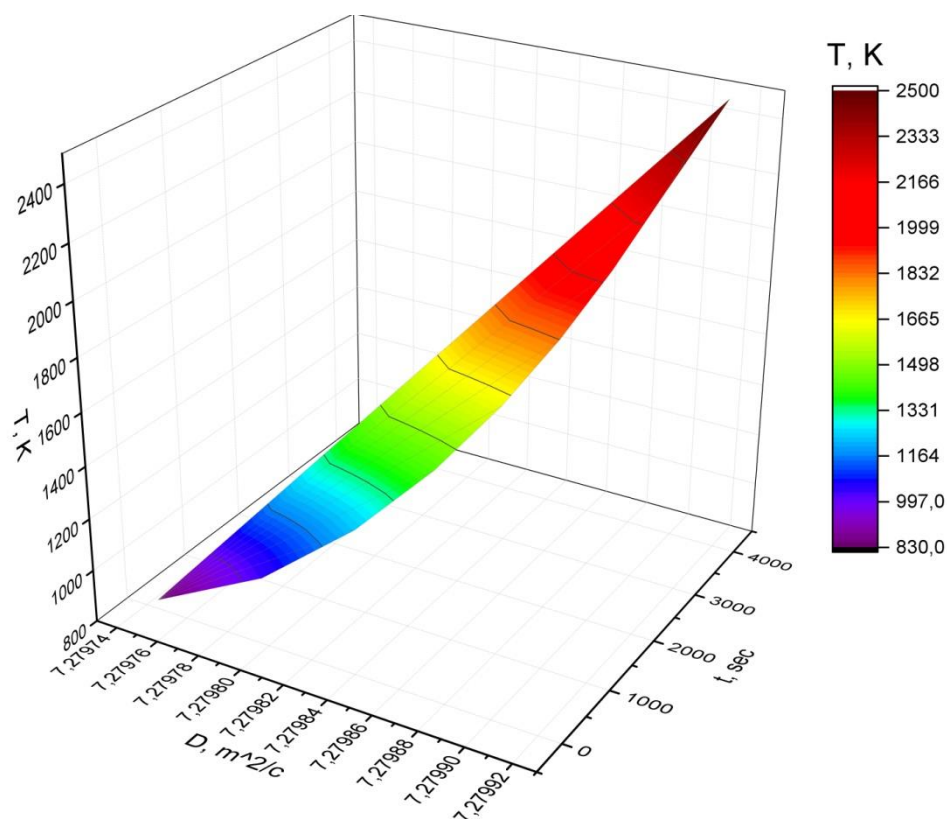


Рисунок 46 - Зависимость ширины диффузионной зоны от времени выдержки и температуры в системе «алюминий – цирконий»

Представленные данные свидетельствуют, что значение коэффициента диффузии и ширина диффузионной зоны возрастают с увеличением температуры процесса и времени выдержки, следовательно, скорость реакции между твердыми переходными металлами и алюминиевым расплавом будет повышаться с увеличением этих параметров. При этом характер полученных кривых для всех систем Al – ПМ свидетельствует, что процесс диффузии будет замедляться со временем.

Вместе с тем, при сохранении общих тенденций кинетика взаимодействия существенно различается для различных переходных металлов. Так, для ниобия, гафния и циркония изменение ширины диффузионной зоны в зависимости от температуры носит значительно более существенный характер по сравнению с титаном, хромом и ванадием.

3.7 Формирование микроструктуры алюмоматричных композитов при взаимодействии алюминиевого расплава с переходными металлами

Для сравнительной оценки были получены литые образцы алюмоматричных композитов на основе сплава АК12 с добавлением порошкообразных частиц титана, ниобия и циркония. Структура полученных материалов представлена на рис. 47-49.

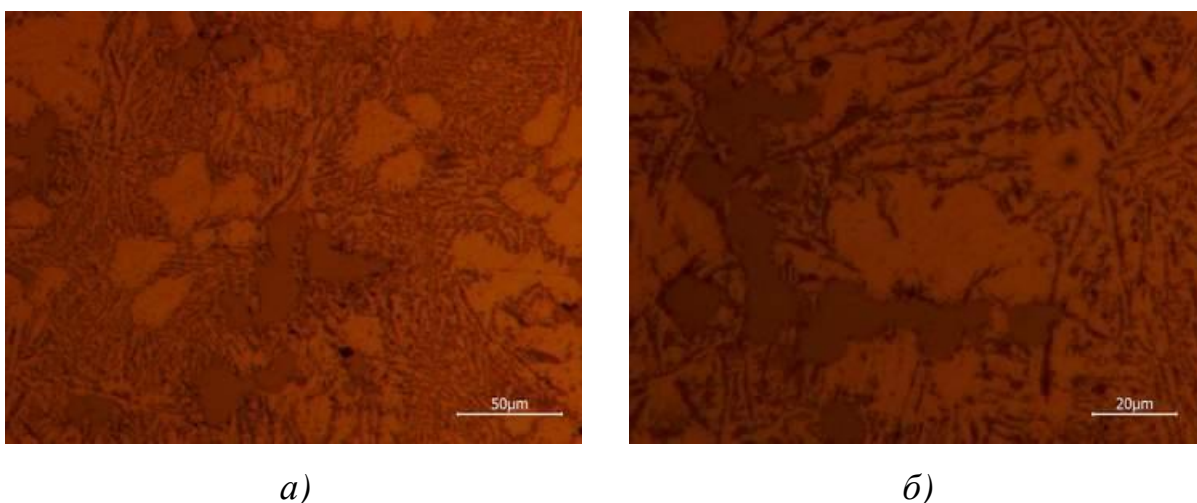
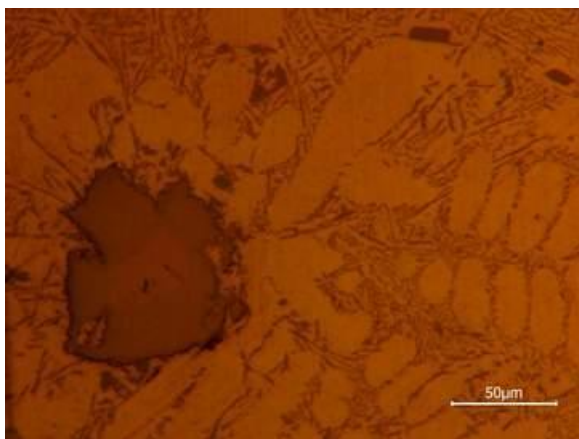
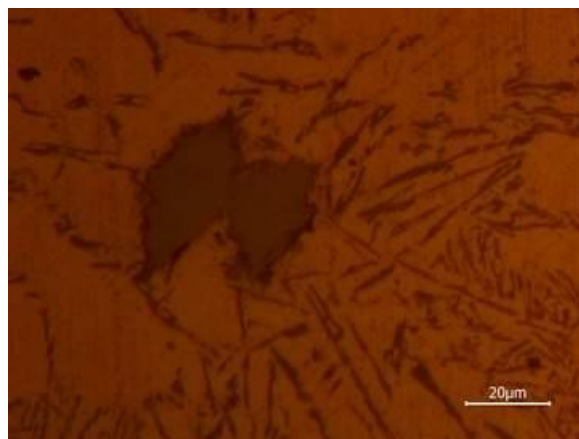


Рисунок 47 - Микроструктура литого композита состава АК12+ 3% Ti (разливка в стальную форму) при увеличениях $\times 200$ (a), $\times 400$ (б)



a)



б)

Рисунок 48 - Микроструктура литого композита состава **AK12 + 3% Nb**
(разливка в стальную форму) при увеличениях $\times 200$ (*a*), $\times 400$ (*б*)

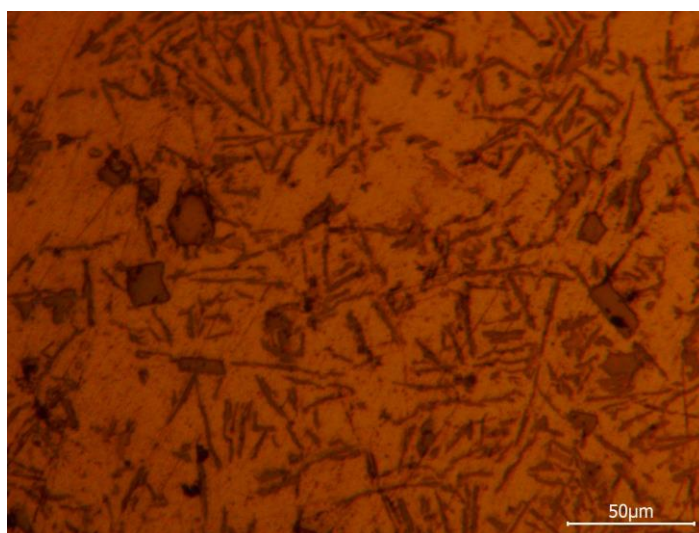


Рисунок 49 - Микроструктура литого композита состава **AK12 + 3% Zr**
(разливка в стальную форму) при увеличении $\times 200$

Видно, что в литых образцах выявляется дендритная структура характерной морфологии, состоящая из $\alpha(\text{Al})$ -твердого раствора, окруженного эвтектикой. На фоне эвтектики отчетливо представлены включения первично кристаллизующихся интерметаллидных армирующих фаз, образующихся при взаимодействии алюминиевого расплава с переходными металлами.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						73
		№ документа	Подпись	Дата		

Для анализа характера структурообразования при кристаллизации алюмоматричных сплавов на основе рассмотренных систем обратимся к соответствующим диаграммам состояния.

На рисунке 50 представлена диаграмма состояния Al-Ti.

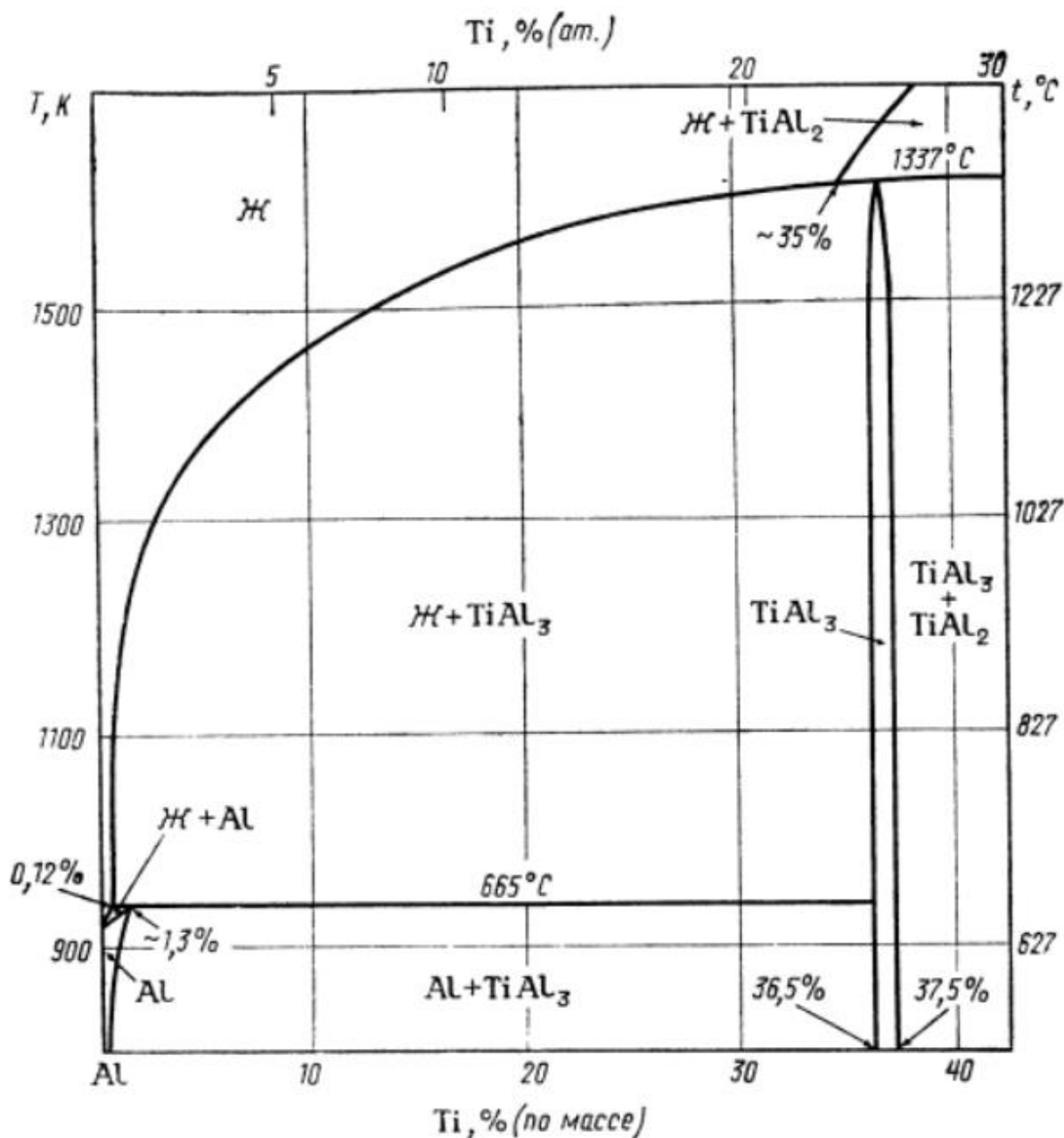


Рисунок 50 - Диаграмма состояния системы Al-Ti

Со стороны алюминиевого края диаграммы протекает перитектическая реакция при 665°C: Ж + TiAl₃ → Al, при этом жидкость содержит 0,12—0,15% Ti, а твердый раствор на основе алюминия 1,2—1,4% Ti. Растворимость в

				ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
					74
	№ документа	Подпись	Дата		

твердом состоянии снижается до 0,2—0,3% Ti при 527 °С, а в жидком состоянии постепенно растет до 1% Ti при 927 °С. Методом закалки из жидкого состояния в твердый раствор можно ввести до 5% Ti. Фаза $TiAl_3$ (37,2% Ti) имеет область гомогенности 36,5—37,5% Ti и образуется по перитектической реакции при 1337°С с участием γ -фазы, представляющей собой твердый раствор алюминия в $TiAl$.

На рисунке 51 представлена диаграмма состояния Al-Nb.

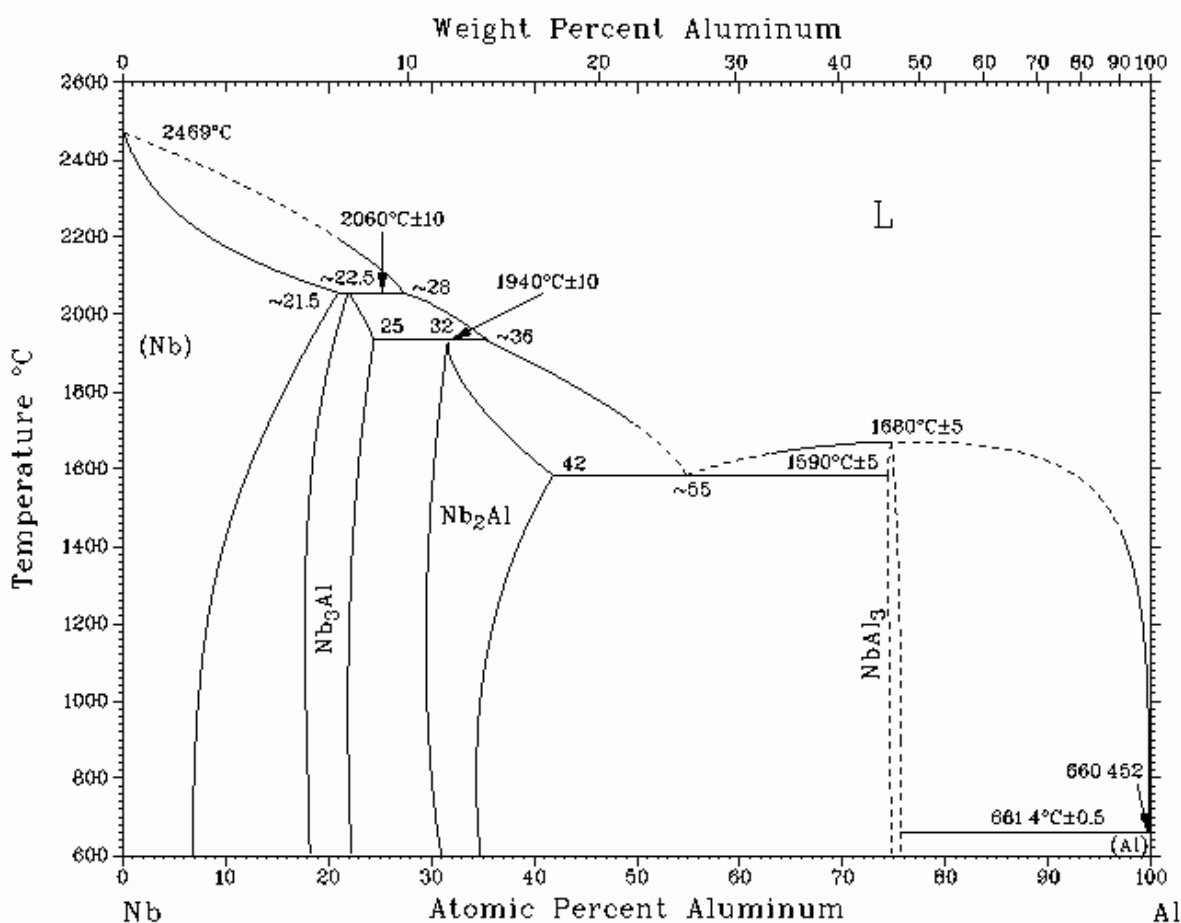


Рисунок 51 - Диаграмма состояния системы Al-Nb

Существование трех промежуточных соединений и границы твердой и твердой фаз (Nb), Nb_3Al и Nb_2Al хорошо установлены. Система Nb-Al представляет собой относительно простую систему с шестью фазами: жидкость L; твердый раствор ОЦК (Nb), который растворяется до ~ 21,5 ат.% Al при 2060

°C; Nb₃Al с максимальным диапазоном гомогенности от 18,6 ат.% Al ниже 1500 °C до 25 ат.% Al при 1940 °C; Nb₂Al с максимальным диапазоном гомогенности от 30 ат.% Al ниже 1500 °C до 42 ат.% Al при 1590 °C; NbAl₃, с узким диапазоном гомогенности с шириной ~ 1 ат.%; и твердый раствор ГЦК (Al) с чрезвычайно ограниченной растворимостью Nb. Фаза Nb₃Al представляет собой сверхпроводящее соединение с температурой перехода 18,6 К.

На рисунке 52 представлена диаграмма состояния Al-Zr.

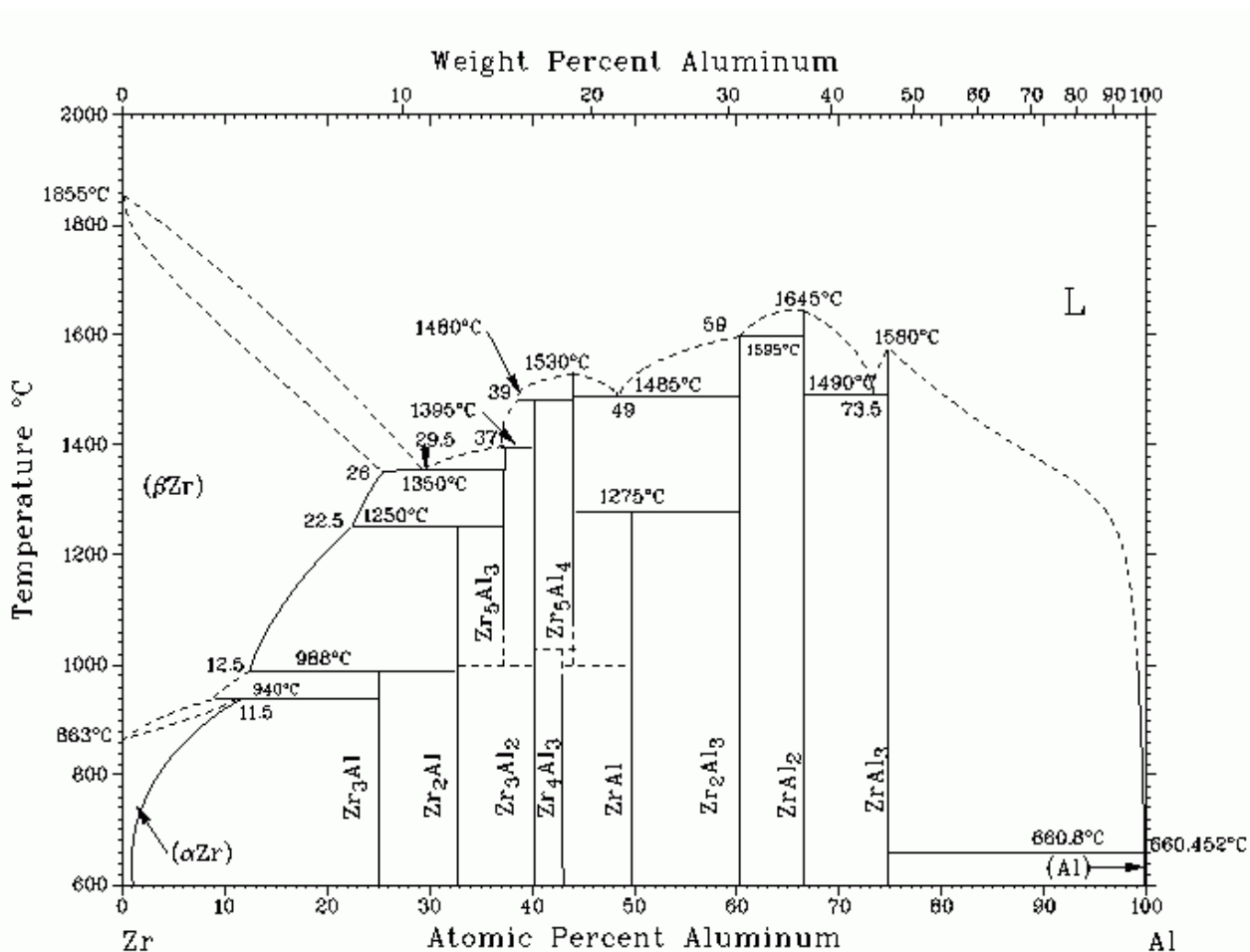


Рисунок 52 - Диаграмма состояния системы Al-Zr

Равновесными фазами в системе Zr-Al являются: (1) жидкость, L; (2) твердые растворы бсс (b-Zr) и срh (a-Zr), для которых добавление Al стабилизирует (a-Zr) относительно (b-Zr), а максимальная растворимость Al в (b-Zr) и (a-Zr) составляет 26 при 1 и 11,5 при 0,5 ат.% соответственно; (3) десять

промежуточных фаз - Zr_3Al , Zr_2Al , Zr_5Al_3 , Zr_3Al_2 , Zr_4Al_3 , Zr_5Al_4 , $ZrAl$, Zr_2Al_3 , $ZrAl_2$ и $ZrAl_3$ - для которых диапазоны гомогенности оказываются весьма ограниченными; и (4) твердый раствор ГЦК (Al), в котором максимальная растворимость Zr составляет 0,07 при 0,01 ат. %.

Сопоставительный анализ представленных диаграмм состояния и соответствующих микроструктур алюмоматричных композитов свидетельствует о том, что наблюдаемые на изображениях включения армирующих фаз представляют собой первично кристаллизующиеся алюминиды переходных металлов, в частности, Al_3Ti , Al_3Nb , Al_3Zr .

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						77
		№ документа	Подпись	Дата		

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

На основе проведенных теоретических и экспериментальных исследований получены следующие основные результаты:

1. Проведены расчеты кинетических характеристик взаимодействия алюминиевого расплава с переходными металлами (Ti, V, Cr, Hf, Zr, Nb). Установлено, что для всех рассмотренных систем значение коэффициента диффузии и ширина диффузионной зоны возрастают с увеличением температуры процесса и времени выдержки, следовательно, скорость реакции между твердыми переходными металлами и алюминиевым расплавом будет повышаться с увеличением этих параметров. При этом характер полученных кривых для всех систем Al – ПМ свидетельствует, что процесс диффузии будет замедляться со временем.
2. Показано, что при сохранении общих тенденций кинетика взаимодействия существенно различается для различных переходных металлов. Так, для ниобия, гафния и циркония изменение ширины диффузионной зоны в зависимости от температуры носит значительно более существенный характер по сравнению с титаном, хромом и ванадием.
3. По результатам металлографических исследований в литых образцах алюмоматричных композитов АК12 + 3% Ti, АК12 + 3% Nb и АК12 + 3% Zr выявлена дендритная структура характерной морфологии, состоящая из $\alpha(\text{Al})$ -твердого раствора, окруженного эвтектикой. На фоне эвтектики отчетливо представлены включения первично кристаллизующихся интерметаллидных армирующих фаз, образующихся при взаимодействии алюминиевого расплава с переходными металлами.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						78
		№ документа	Подпись	Дата		

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. N. Chawla and K.K. Chawla, Metal Matrix Composites // Measurements and Applications. 2006. Vol. 4. P. 137-141.
2. J.M. Kunze and C.C. Bampton, Challenges to Developing and Producing MMCs for Space Applications // JOM. Vol. 53. 2001. P. 22–25.
3. P. Rohatgi, Cast Aluminum-Matrix Composites for Automotive Applications // JOM. Vol. 43. 1991. P. 10–15.
4. P.K. Rohatgi, D. Weiss, and N. Gupta, Applications of Fly Ash in Synthesizing Low-Cost MMCs for Automotive and Other Applications // JOM. Vol. 58. 2006. P. 71–76.
5. J.S. Shelley, R. LeClaire, and J. Nichols, Metal-Matrix Composites for Liquid Rocket Engines // JOM. Vol. 53. 2001. P. 18–21.
6. T. Suganuma, and A. Tanaka, Application of Metal Matrix Composites to Diesel Engine Pistons // J. Iron Steel Inst. Jpn. Vol. 75. 1989. P. 1790–1797.
7. Surappa, M. K. Aluminium matrix composites: Challenges and opportunities M. K. Surappa // Sadhana. Vol. 28. Parts1&2. 2003. P. 319–334.
8. Hartaj, Singh. An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties, Singh Hartaj, Sarabjit, Nrip Jit, Anand K Tyagi // Journal of Engineering Research and Studies. 2011. Vol. II/ Issue IV. P.72-78.
9. Конструкционные стали и сплавы: учебное пособие / Г. А. Воробьева, Е. Е. Складнова, В. К. Ерофеев, А. А. Устинова; под ред. Г. А. Воробьевой. - СПб.: Политехника, 2013. - 440 с.
10. Материаловедение: учебное пособие / В. В. Плошкин. - 2-е изд., перераб. и доп. - М.: Издательство Юрайт, 2011. - 463с.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
		№ документа	Подпись	Дата		79

11. Материаловедение для монтажников технологического оборудования, трубопроводов и металлоконструкций: учеб. пособие / Г. Т. Широкий, П. И. Юхневский, М. Г. Бор тницкая. – Минск : Выш. шк., 2012. – 301 с.
12. Pradeep K. Rohatgi, Nikhil Gupta, Atef Daoud, Synthesis and Processing of Cast Metal-Matrix Composites and Their Applications // ASM Handbook. 2008. Volume 15. P. 1149-1164.
13. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего: Учебное пособие / Сост. А.Р.Луц, И.А. Галочкина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 82 с.
14. Liquid pressure forming of aluminium matrix composites // Cast Metal & Diecasting Times. 2006. Vol. 11. P. 32-51 .
15. Barekar, N. Processing of aluminum-graphite particulate metal matrix composites by advanced shear technology // Journal of Materials Engineering and Performance. Published on-line. 2009.
16. D. Miracle, Metallic Composites in Space: A Status Report // JOM. Vol. 53. 2001. P. 12–13.
17. D.B. Miracle and B. Maruyama. Metal Matrix Composites for Space Systems: Current Uses and Future Opportunities // National Space and Missile Materials Symposium. 2000. Vol. 42. P. 84-96.
18. D. Jun, L. Yao-Hui, Y. Si-Rong, and L. Wen-Fang, Dry Sliding Friction and Wear Properties of Al₂O₃ and Carbon Short Fibre Reinforced Al-12Si Alloy Hybrid Composites // Wear. 2004. Vol. 257. P. 930–940.
19. D. Weiss, You Want Me to Buy What? Justifying Composites in an Era of Cost Reduction // 2000 TMS Fall Meeting (St. Louis, MO). 2000. P. 245–250.
20. D. Weiss, Design of Aluminum Metal Matrix Components for the Casting Process // 2000 TMS Fall Meeting (St. Louis, MO). 2000. P. 259–264.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						80
		№ документа	Подпись	Дата		

- 21.N. Gupta and W.H. Hunt, Jr., “Solidification Processing of Metal Matrix Composites: Rohatgi Honorary Symposium,” // TMS Annual Meeting 2006 (San Antonio, TX). 2006. Vol. 40. P. 17-24.
- 22.D.A. Gerard, T. Sukanuma, P.H. Mikkola, and A. Mortensen, Solidification-Processed Metal Matrix Composites for the Transportation Industries, Proceedings of the Merton C. Flemings Symposium on Solidification and Materials Processing // MIT, Cambridge, MA. 2000. P. 475
- 23.Металлургия алюмоматричных композиционных сплавов : монография / А. А. Панфилов, Е. С. Прусов, В. А. Кечин ; под ред. д-ра техн. наук, проф. В. А. Кечина ; Владим. гос. ун-т им. А. Г. и Н. Г. Столетовых. – Владимир : Изд-во ВлГУ, 2017. – 192 с.
- 24.D.H. Baldwin, and R.L. Sierakowski, Fracture Characteristics of a Metal Matrix Composite // Composites. 1975. Vol. 6. P. 30–34.
- 25.A. Mortensen, J. Cornie, and M. Flemings, Columnar Dendritic Solidification in a Metal-Matrix Composite // Metall. Mater. Trans. A. 1988. Vol. 19. P. 709–721.
- 26.A.J. Cook and P.S. Werner, Pressure Infiltration Casting of Metal Matrix Composites // Mater. Sci. Eng. A. 1991. Vol. 144. P. 189–206.
- 27.Y. Kun, V. Dollhopf, and R. Kochendorfer, CVD SiC/Al Composites Produced by a Vacuum Suction Casting Process // Compos. Sci. Technol. 1993. Vol. 46. P. 1–6.
- 28.J. Yang, and D. Chung, Casting Particulate and Fibrous Metal-Matrix Composites by Vacuum Infiltration of a Liquid Metal under an Inert Gas Pressure // J. Mater. Sci. 1989. Vol. 24. P. 3605–3612.
- 29.M.K. Aghajanian, J.T. Burke, D.R. White, and A.S. Nagelberg, New Infiltration Process for the Fabrication of Metal Matrix Composites // SAMPE Q. 1989. Vol. 20. P. 43–46.
- 30.E. Breval, M.K. Aghajanian, and S.J. Luszcz, Microstructure and Composition of Alumina / Aluminum Composites Made by Directed

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						81
		№документа	Подпись	Дата		

- Oxidation of Aluminum // J. Am. Ceram. Soc. 1990. Vol. 73. P. 2610–2614/
- 31.N. Chawla and K.K. Chawla, Metal Matrix Composites // Springer-Verlag. 2006. Vol. 51. P. 92 - 97.
- 32.A. Evans, C.S. Marchi, and A. Mortensen, Metal Matrix Composites in Industry: An Introduction and a Survey. Kluwer Academic Publishers. 2003. Vol. 48. P. 66 - 72.
- 33.J. Sugishita, Fabrication and Some Properties of Centrifugally Cast Surface Composites Based on Aluminum-11% Silicon Alloy // J. Jpn. Foundrymen's Soc. 1985. Vol. 57. P. 102–107.
34. Z.Y. Ma, J.H. Li, S.X. Li, X.G. Ning, Y.X. Lu, J. Bi, J. Mater // Sci. Vol. 31. 1996. P. 741 - 747.
35. O. Prakash, H. Sang, and J.D. Embury, Structure and Properties of Al-SiC Foam // Mater. Sci. Eng. A. 1995. Vol. 199. P. 195–203.

					ВлГУ.22.03.01.МЛТ-116.11.3.00 ПЗ	Лист
						82
		№ документа	Подпись	Дата		