

На правах рукописи

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«ПЕНЗЕНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ

Факультет
машиностроения и транспорта
(наименование)

Кафедра
Сварочное, литейное производство
и материаловедение
(наименование)

Направление подготовки

22.04.01 «Материаловедение и
технологии материалов»
(код и наименование)

Профиль

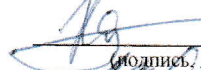
«Материаловедение и технологии
новых материалов»
(наименование)

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

на тему:

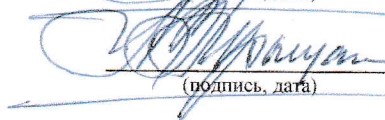
«Исследование структуры и физико-механических свойств
композиционного материала системы титан-алюминий с
интерметаллическим упрочнением»

Студент

 08.06.19
(подпись, дата)

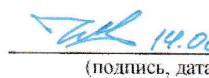
Козлов Дмитрий Вячеславович
(ф.и.о. полностью)

Научный руководитель
к.т.н., доцент

 8.06.19
(подпись, дата)

Прыщак А. В.
(фамилия, инициалы)

Рецензент
к.т.н., инженер-технолог
АО ФНПЦ «ПО «Старт» им.
М.В. Проценко»

 14.06.19
(подпись, дата)

Чижова Е.В.
(фамилия, инициалы)

Нормоконтролёр

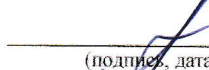
 08.06.19
(подпись, дата)

Хорин А.В.
(фамилия, инициалы)

к.т.н., доцент

Работа допущена к защите (протокол заседания кафедры от 6.06.19 № 13)

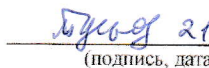
Заведующий кафедрой

 14.06.19
(подпись, дата)

Розен А.Е.
(фамилия, инициалы)

Работа защищена с отметкой отлично (протокол заседания ГЭК от 21.06.2019 № 2)

Секретарь ГЭК

 21.06.19
(подпись, дата)

Гуськов М.С.
(фамилия, инициалы)

к.т.н., доцент

Пенза 2019

ФГБОУ ВО «ПЕНЗЕНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
ФАКУЛЬТЕТ МАШИНОСТРОЕНИЯ И ТРАНСПОРТА
КАФЕДРА «СВАРОЧНОЕ, ЛИТЕЙНОЕ ПРОИЗВОДСТВО И
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

«Утверждаю»

Заведующий кафедрой СЛП и М

д.т.н., профессор Розен А. Е.

« 1 » сентября 2018 г.

ЗАДАНИЕ

на магистерскую диссертацию

Магистранту гр. 17МТм1 Факультета машиностроения и транспорта Политехнического института ПГУ, очной формы обучения по направлению подготовки 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов»

Козлову Дмитрию Вячеславовичу

Научный руководитель работы: к.т.н., доцент Прыщак А.В.

Время выполнения ВКР с 1.09. 2018 по 18.06. 2019

Место преддипломной практики: кафедра «Контроль и испытание материалов»

Тема работы: Исследование структуры и физико-механических свойств композиционного материала системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением

Тема утверждена приказом ректора ПГУ № 1217 а/о от 29 ноября 2017 г.

Техническое задание на работу: исследовать особенности структуры и физико-механических свойств композиционного материала с локальным интерметаллическим упрочнением

Объем и содержание основной части проекта:

Пояснительная записка (перечень вопросов, подлежащих разработке, расчетов, обоснований, описаний):

- *введение с обоснованием актуальности темы исследования, установления объекта и предмета, постановка цели и задачи исследования;*
- *теоретический анализ особенностей композиционных материалов на основе системы титан-алюминий;*
- *структура, кинетика роста интерметаллидов и физико-механические свойства исследуемого композиционного материала системы титан-алюминий;*
- *компьютерное моделирование как метод прогнозирования свойств материалов и конструкций;*
- *расчет и анализ результатов компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния исследуемого композиционного материала;*
- *заключение – выводы и обоснования по теме работы и полученным результатам.*

Презентация магистерской диссертации (перечень и содержание плакатов):

- | | |
|--|---------------|
| - <i>тема магистерской диссертации</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>цели и задачи исследования</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>положения, выносимые на защиту</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>диаграмма состояния Ti-Al</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>особенности слоистых композиционных материалов системы титан-алюминий</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>структура исследуемого композиционного материала</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>кинетика роста интерметаллических компонентов</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>физико-механические свойства исследуемого композиционного материала</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>анализ особенностей и применения основных теорий прочности</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>решение задач методом конечных элементов</i> | <i>1л А4;</i> |
| - <i>модели поведения материалов, входящих в состав композита</i> | <i>1л А4;</i> |

Оглавление

Введение.....	4
1 Обзор особенностей композиционных материалов на основе системы титан-алюминий	8
1.1 Анализ системы титан-алюминий.....	8
1.2 Характерные особенности композиционных материалов на основе системы титан-алюминий.....	12
1.3 Влияние границы раздела фаз на разрушение композиционного материала.....	16
1.4 Структура, кинетика роста интерметаллидов и физико-механические свойства исследуемого композиционного материала системы титан-алюминий.	19
1.5 Прогнозирование конечного комплекса физико-механических свойств исследуемого композиционного материала системы титан-алюминий	28
1.6 Патентное исследование	30
2 Компьютерное моделирование как метод прогнозирования свойств материалов и конструкций	42
2.1 Краткий обзор системных продуктов, предназначенных для компьютерного моделирования.....	42
2.2 Анализ основных критериев прочности	48
2.2.1 Теория наибольших нормальных напряжений.....	51
2.2.2 Теория наибольших относительных удлинений	51
2.2.3 Теория наибольших касательных напряжений.....	52
2.2.4 Теория удельной потенциальной энергии формоизменения	53
2.2.5 Теория прочности Мора-Кулона.....	54
2.3 Решение задач методом конечных элементов.....	59

3 Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного материала.....	66
3.1 Задание модели поведения материалов, построение геометрической модели, разбивка на конечные элементы	66
3.2 Анализ напряженно-деформированного состояния модели композиционного материала.....	70
3.2.1 Анализ напряженно-деформированного состояния первой схемы расчета	70
3.2.2 Анализ напряженно-деформированного состояния второй схемы расчета	74
3.2.3 Анализ напряженно-деформированного состояния третьей схемы расчета	77
3.2.4 Анализ напряженно-деформированного состояния четвертой схемы расчета	80
3.2.5 Обобщение результатов расчета	83
Заключение	86
Список литературы	88

Введение

Современный уровень техники предъявляет высокие требования к используемым материалам. От новых материалов требуется высокие показатели коррозионной стойкости, жаростойкости и жаропрочности, высоких удельных показателей физико-механических характеристик, а также высокая технологичность. Упрочнение легированием как метод повышения физико-механических свойств давно исчерпал себя. Одним из путей решения данной проблемы является создание композиционных материалов, отвечающих большинству современных требований. За счет различных сочетаний материалов и геометрических конфигураций в композиционном материале возможно получить уникальный комплекс свойств. Слоистые композиты «металл-интерметаллид» являются на сегодняшний день одним из наиболее перспективных материалов, обладающих уникальным комплексом механических свойств. Активно исследуются материалы на основе интерметаллидов между титаном и алюминием, железом и алюминием, никелем и алюминием, ниобием и алюминием [1]. Композиционные материалы системы титан-алюминий имеют высокую удельную прочность, хорошие антикоррозионные свойства и высокую жаропрочность. Еще одним преимуществом материалов на основе данной системы является низкий вес, что приводит к небольшим удельным центробежным напряжениям, что обуславливает перспективы применения данных материалов в авиационном двигателестроении [2].

Образование в слоистом композиционном материале прочной интерметаллической прослойки способствует повышению удельной прочности и жесткости композита. В тоже время интерметаллиды обладают высокой хрупкостью и подвержены образованию микротрещин. В исследуемом композиционном материале [3] промежуточную алюминиевую пластину перфорируют сквозными каналами, расположенными равномерно по площади листа. При этом зона контакта металла-основы и промежуточного перфорированного листа равномерно распределена по площади листов и представляет собой локальные участки. Данная конфигурация позволяет избежать образования твердого и склонного к трещинообразованию слоя

интерметаллидов. В связи с этим актуальной задачей современного материаловедения является исследование структуры и физико-механических свойств композиционных материалов на основе интерметаллического упрочнения.

Объектом исследования данной магистерской диссертационной работы является слоистый композиционный металлический материал системы титан-алюминий с локальным интерметаллическим упрочнением.

Предметом исследования являются особенности структуры, кинетики роста интерметаллидов, их влияние на физико-механические свойства композиционного материала, а также влияние геометрической конфигурации композита на его поведение при изгибающих нагрузках.

Целью работы является исследование особенностей структуры и свойств композиционного материала системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением, компьютерное моделирование деформационного процесса под действием изгибающих нагрузок при варьировании геометрической конфигурации локальных интерметаллидов. Для достижения указанной цели требуется решение следующих задач:

- а) проведение аналитического обзора композиционных материалов на основе системы титан-алюминий с целью выявления их общих особенностей, перспектив и основных проблем;
- б) изучение особенностей структуры исследуемого композиционного материала;
- в) исследование кинетики роста интерметаллической прослойки;
- г) анализ физико-механических характеристик исследуемого композиционного материала;
- д) разработка схемы расчета для исследования деформационного процесса композиционного материала под действием статических изгибающих нагрузок методом компьютерного моделирования;
- е) расчет и анализ напряженно-деформированного состояния композиционного материала при различных геометрических конфигурациях;

ж) выявление минимального расстояния между интерметаллическими компонентами, при котором они не оказывают критического влияния на максимальный угол прогиба.

Научная новизна данной диссертационной работы заключается в следующем:

а) проведен анализ существующих данных по исследуемому композиционному материалу;

б) разработана схема расчета для оценки деформационного процесса композиционного материала под действием статической изгибающей нагрузки.

в) исследовано влияние расстояния между локальными интерметаллическими компонентами на максимальный угол изгиба и распределение коэффициента запаса прочности.

г) выявлено минимальное расстояние между интерметаллическими компонентами, при котором они не оказывают влияния на максимальный угол прогиба.

Практическая значимость.

Исследуемый композиционный материал может найти применение в областях машиностроения, судостроения, авиастроения, турбостроения, а также может найти применение в качестве бронирующего элемента для легкой военной и гражданской техники. Результаты работы позволят улучшить геометрическую конфигурацию исследуемого композиционного материала, в частности повысить его пластичность.

Методология и методы исследования.

Процесс исследования проводился следующими методами: анализ технической литературы, анализ патентной информации, анализ нормативно-правовой документации по теме работы, обобщение полученной информации, теоретический анализ и синтез, методы световой микроскопии, механические испытания на статическое растяжение и изгиб. Моделирование проводилось методом конечных элементов в программном комплексе *ANSYS*.

Положения, выносимые на защиту:

1. Проведен анализ прочностных и структурных особенностей исследуемого композиционного материала.
2. Разработана схема моделирования деформационного процесса композиционного материала при воздействии на него изгибающих нагрузок.
3. Исследовано влияние геометрической конфигурации композиционного материала на распределение коэффициента запаса прочности и максимальный угол прогиба.
4. Выявлено минимальное расстояние между интерметаллическими компонентами, при котором они не оказывают влияния на максимальный угол прогиба.

Степень достоверности и апробации результатов.

Промежуточные результаты работы докладывались на научно-практической конференции кафедры «СЛП и М» ПГУ и на заочной «Всероссийской научно-технической конференции для молодых ученых и студентов с международным участием». Также достоверность расчетов подтверждается применением современных вычислительных программных комплексов и сопоставлением результатов расчетов с экспериментами.

Отдельная благодарность к.т.н., доценту Лось И.С., к.т.н., доценту Прыщаку А.В., д.т.н., профессору Муйземнеку А. Ю., а также коллективу «Научно-исследовательского института фундаментальных и прикладных исследований» при ПГУ, г. Пенза за предоставление технических ресурсов для расчета.

.

1 Обзор особенностей композиционных материалов на основе системы титан-алюминий

1.1 Анализ системы титан-алюминий

Титан и алюминий обладают низкой плотностью, высокими удельными характеристиками и высокой коррозионной стойкостью, перечисленные характеристики обуславливают области применения данных материалов и композитов на их основе. Отличительной особенностью системы Ti-Al является наличие большого числа интерметаллических соединений, обладающих рядом специфических свойств. Сплавы на основе системы Ti-Al в ряду интерметаллических соединений переходных металлов занимают одно из важных мест. На рисунке 1.1 представлена диаграмма состояния Ti-Al [4].

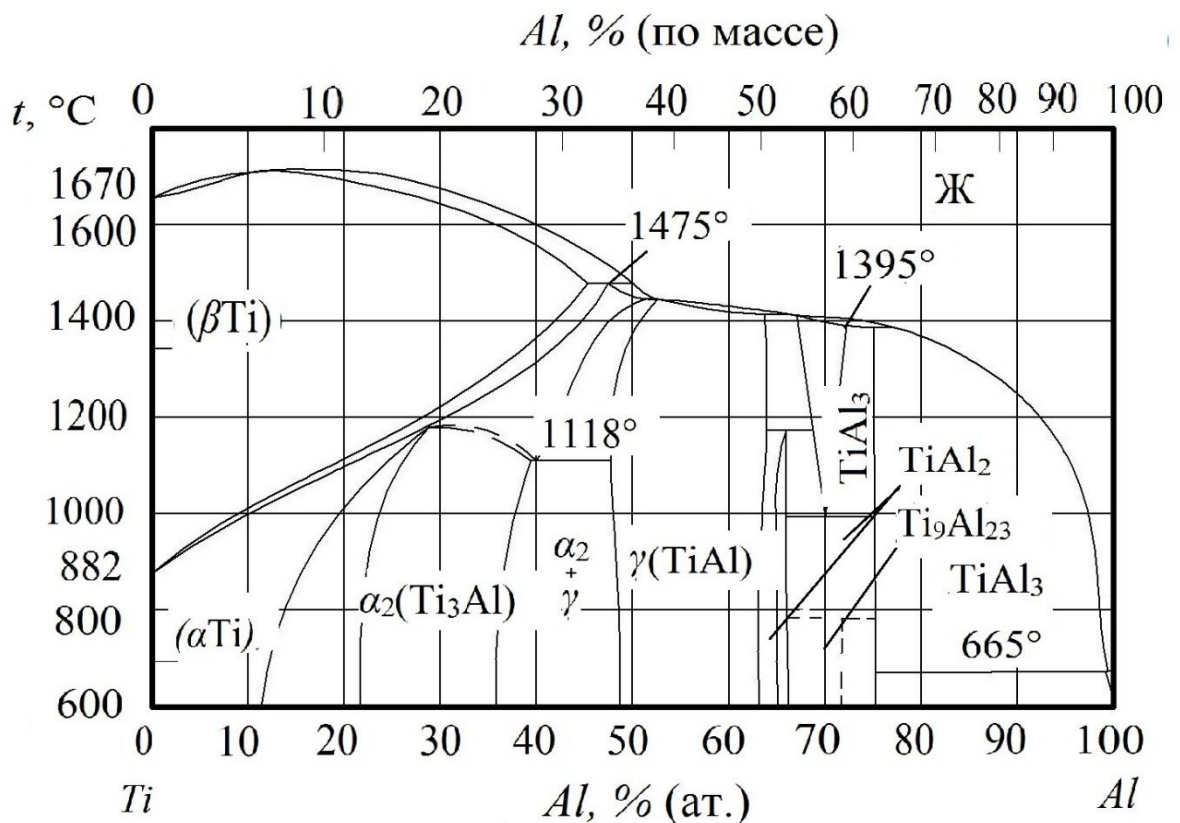


Рисунок 1.1 – Диаграмма состояния Ti-Al

Особенность диаграммы состояний системы Ti-Al заключается в том, что в ней образуется широкий спектр интерметаллических соединений: два интерметаллических соединения с широкими областями гомогенности (Ti_3Al , TiAl); два – с узкими областями гомогенности (TiAl_2 и TiAl_3); метастабильные соединения в области составов Ti_5Al_3 , $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}$ и $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ [5].

Стоит отметить важные моменты, полученные при анализе диаграммы системы Ti-Al. Во-первых, с ростом концентрации атомов Al при переходе из области на диаграмме в сплавах богатых Ti (Ti_nAl_m при $n > m$) в область сплавов, богатых Al, ширина областей существования фаз уменьшается. Факторы, влияющие на интервалы обнаруженных фаз в системе Ti-Al следующие. Это размерный фактор: атомы Ti имеют больший размер, чем атомы Al. Далее, с одной стороны, чистый Al обладает кубической решеткой и в нем растворимость может быть больше, чем у чистого Ti, который обладает ГПУ структурой. С другой стороны, в сплавах с ГПУ структурой изменение параметра гексагональной может быть причиной увеличения растворимости легирующего компонента в матрице. И, наконец, важный фактор, обусловленный электронным строением элементов в системе: у атомов Al на внешней оболочке находятся p электрон, тогда как атомы Ti принадлежат переходными металлам с sd -электронной конфигурацией.

Во-вторых, на диаграмме в области концентраций от 0 до 35 ат. % Al обнаружено существование нескольких вариантов α_2 -фазы. В-третьих, хорошо выраженная асимметрия области существования γ -фазы в области эквиатомного состава. В-четвертых, в области концентраций от 65 до 75 ат. % Al существует целый спектр фаз, образующихся на основе одной базовой структуры $L1_0$.

Соединения TiAl_2 , Ti_2Al_5 , $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$ и $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}$ образуются из фазы TiAl при реакции жидкости с твердой фазой, а также при условии твердофазного взаимодействия, но наиболее вероятным, с энергетической точки зрения, является образование фазы TiAl_3 [6]. В таблице 1.1 представлены структурные характеристики соединений на основе системы Ti-Al.

Таблица 1.1 – Структурные характеристики соединений на основе Ti-Al

Состав	Прототип	Тип стр.	Прост. гр.	По Пир-сону	a , нм	c , нм	Источник
AlTi ₃	Ni ₃ Sn	$D0_{19}$	$P63/mmc$	$hP8$	0,5793	0,4655	[7]
	Ni ₃ Ti	$D0_{24}$	$P63/mmc$	$hP8$	0,577	0,462	[8]
	Al ₃ Ti	$D0_{22}$	$I4/mmm$	$tI8$	0,39131	0,44108	[9]
	Cu ₃ Au	$L1_2$	$Pm3m$	$cP4$	0,41091	0,41091	[9]
	Ni ₃ Sn	$D0_{19}$	$P63/mmc$	$hP8$	0,5793	0,4655	[10]
Al ₄₅ Ti ₅₅	Ni ₃ Sn	$D0_{19}$	$P63/mmc$	$hP8$	0,57502	0,46778	[11]
Al ₅₀ Ti ₅₀	Ni ₃ Sn	$D0_{19}$	$P63/mmc$	$hP8$	0,57662	0,46381	[11]
Al ₅₅ Ti ₄₅	Ni ₃ Sn	$D0_{19}$	$P63/mmc$	$hP8$	0,57465	0,46212	[11]
AlTi ₂	Нет	-	-	-	0,5775	0,4638	[8]
AlTi	CsCl	B_2	$Pm3m$	$cP2$	-	-	[12]
	CuAu	$L1_2$	$P4/mmm$	$tP4$	0,3988	0,4076	[7]
	CuAu	$L1_2$	$P4/mmm$	$tP4$	0,399	0,407	[11]
Al ₄₅ Ti ₅₅	CuAu	$L1_2$	$P4/mmm$	$tP4$	0,3997	0,40794	[11]
Al ₅₀ Ti ₅₀	CuAu	$L1_2$	$P4/mmm$	$tP4$	0,3959	0,40786	[11]
Al ₅₅ Ti ₄₅	CuAu	$L1_2$	$P4/mmm$	$tP4$	0,3995	0,40618	[11]
Al ₂ Ti	HfGa ₂	-	$I41/amd$	$oC12$	0,3976	2,436	[7]
	Нет	-	$I41/amd$	$oC12$	0,3976	6,406	[10]
Al ₁₁ Ti ₅	Нет	-	-	$oP4$	0,391	1,652	[10]
	Нет	$D0_{23}$	-	$tI16$	-	-	[12]
Al ₂₃ Ti ₁₉	Нет	-	-	-	0,384	3,346	[7]
	Нет	-	-	-	0,3843	3,3465	[10]
Al ₃ Ti	Al ₃ Ti	$D0_{22}$	$I4/mmm$	$tI8$	0,5446	0,8608	[7]
Al ₄₅ Ti ₅₅	Al ₃ Ti	$D0_{22}$	$I4/mmm$	$tI8$	0,38021	0,84888	[11]
Al ₅₀ Ti ₅₀	Al ₃ Ti	$D0_{22}$	$I4/mmm$	$tI8$	0,37949	0,85796	[11]
Al ₅₅ Ti ₄₅	Al ₃ Ti	$D0_{22}$	$I4/mmm$	$tI8$	0,37907	0,84888	[11]

Проведенные Кэтнером расчеты изменения свободной энергии Гиббса при образовании различных алюминидов из алюминия и титана показали, что во всем температурном диапазоне наименьшей энергией из стабильных интерметаллидов обладает TiAl₃. Несколько ниже свободная энергия у метастабильных фаз TiAl₂ и

Ti_2Al_5 , но они могут формироваться только через несколько промежуточных реакций трансформации TiAl , что термодинамически маловероятно. На рисунке 1.2 показано изменение свободной энергии образования интерметаллидов при различных температурах [13].

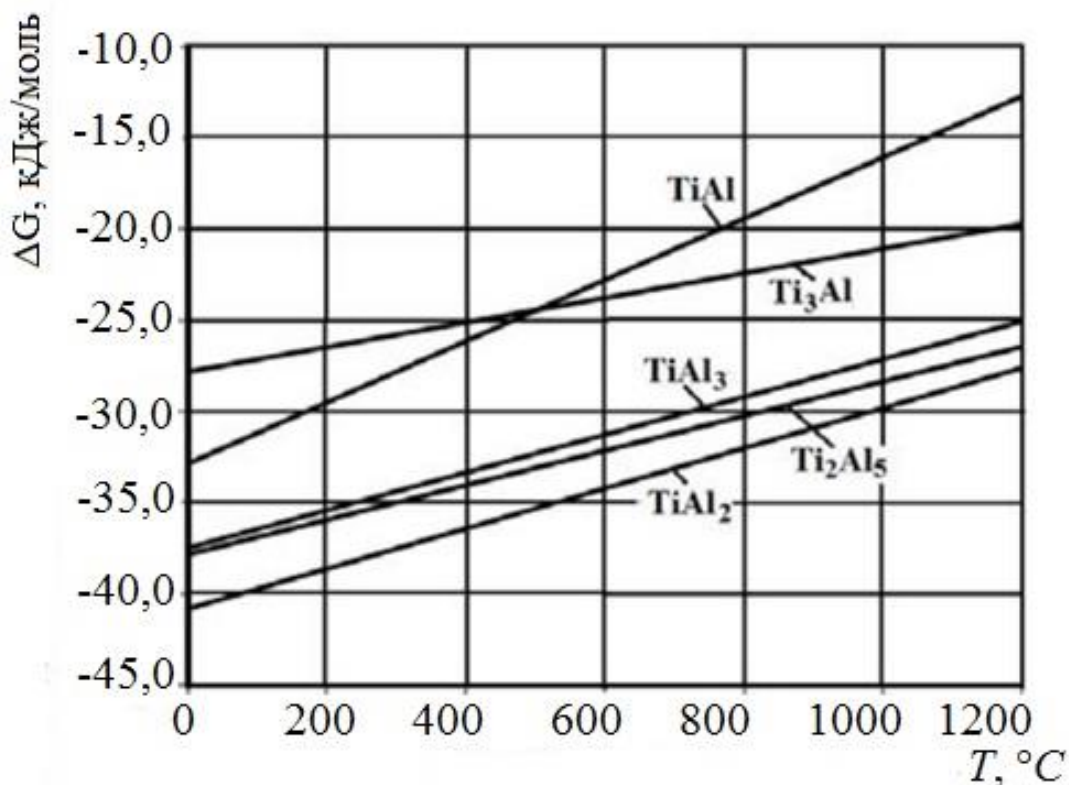


Рисунок 1.2 – Изменение свободной энергии интерметаллидов: T – температура;
 ΔG – изменение свободной энергии

В таблице 1.2 представлены основные физико-механические свойства распространённых в композиционных материалах интерметаллических соединений [14].

Интерметаллиды на основе титана и алюминия обладают повышенной хрупкостью и малой пластичностью. Им свойственны низкие значения напряжений при разрушении при изгибе и сжатии. Так, в работе [15] выявлено, что напряжение разрушения интерметаллического соединения TiAl_3 при сжатии составило 345 МПа.

Таблица 1.2 – Физико-механические свойства интерметаллических соединений

Структура	ρ , г/см ³	σ_B , МПа	E , ГПа	$T_{пл}$, °С
Ti ₃ Al	4,2	200,0-600,0	140,0	1090,0
TiAl	3,8	350,0-580,0	175,0	1450,0
TiAl ₃	3,3	1200,0	156,0	1377,0

Таким образом особенностью системы титан-алюминий является наличие большого спектра интерметаллических соединений. При термической обработке композитов на основе данной системы наиболее вероятно образование соединения TiAl₃. Интерметаллиды исследуемой системы обладают достаточно высокой прочностью, но малой пластичностью и высокой хрупкостью.

1.2 Характерные особенности композиционных материалов на основе системы титан-алюминий

Композиционные материалы системы титан-алюминий широко применяются при создании материалов с высокими прочностью, жаро- и коррозионной стойкостями, температурой плавления и т.д. Также перспективным выглядит направление по созданию различного вида броней нового поколения на основе слоистых структур титана, алюминия и интерметаллидов.

Одним из перспективных направлений развития композиционных материалов является создание слоистых интерметаллических композитов (СИК). СИК – это материалы, где чередуются металлические и интерметаллические слои. Широкое распространение получили СИК систем титан-сталь, медь-алюминий, алюминий-магний, алюминий-цинк, медь-цинк, алюминий-сталь, алюминий-титан и другие. В СИК системы титан-алюминий образующиеся прослойки способствуют повышению физико-механических свойств композиционного материала. Так в работе [2] СИК системы титан-алюминий имел прочность 600 МПа при температуре 800 °С. В работе [16] показано, что синтез интерметаллических прослоек в композиционном материале способствовал повышению предела прочности

на 51%. Помимо повышения механических свойств, интерметаллические прослойки системы титан-алюминий способны придать особые теплофизические свойства.

Разработка жаропрочных титановых сплавов с высокой жаростойкостью и одновременно с высокой термической стабильностью является сложной задачей. Алуминиды титана рассматриваются как хорошая основа для развития жаропрочных сплавов с более высокими уровнями рабочих температур. Сплавы интерметаллического типа имеют близкие к никелевым значения предельной температуры ползучести, а предел прочности интерметаллидов превышает предел прочности никелевых сплавов (от 750 до 650 МПа). Они близки к никелевым жаропрочным сплавам и по уровню длительной прочности за 100 часов при 700 °С (300 МПа), что делает их весьма перспективными для изготовления большого набора деталей двигателей летательных аппаратов. Однако наличие интерметаллических соединений, резко отличающихся по физико-механическим и теплофизическим свойствам от металлов может представлять определённые трудности в конструкции. Так, в работе [17] методом моделирования удалось приближенно оценить напряжения в слоистом композиционном материале. Результаты расчета показали, что напряжения, возникающие в композите вследствие воздействия температуры превышают предел текучести исходных компонентов, что может привести к деформации и разрушению конструкции.

Интерметаллические упрочняющие элементы в композиционных материалах в основном синтезируют в процессе термической обработки, как, например, в порошковой металлургии спеканием, низкотемпературным отжигом при слоистой конфигурации композита или выдержкой при определенной температуре при диффузионной вакуумной сварке. Есть исследования, в которых интерметаллические соединения образуются в процессе соединения слоев, так в работе [18] имеются данные, что интерметаллиды образуются при форсированных режимах сварки взрывом, при этом качественное соединение не образуется. Термическая обработка композиционных материалов представляет определенные трудности. Необходимо

учитывать различие температур фазового превращения у основного и плакирующего слоев, в связи с чем одна и та же температура может обеспечивать упрочнение для одного слоя, и одновременно разупрочнение для другого. Так, в работе [2] термообработка при 500 °С композиционного слоистого материала на основе сплавов алюминия и стали являлась разупрочняющей для алюминиевого слоя, а для стали являлась температурой оптимального старения. В работе [19] выявлено, что завышение температуры синтеза интерметаллических прослоек в композиционном материале системы титан-алюминий приводит к расплавлению алюминиевой составляющей и расслаиванию композита. При этом, в зависимости от конфигурации композиционного материала, при завышении температуры синтеза интерметаллидов, расслоения и разрушения композита может и не произойти. Так в работе [20] изучена возможность синтеза интерметаллической прослойки при завышенных температурах, превышающих температуру плавления алюминия.

Стоит отметить, что в большинстве способах производства композиционных материалов с интерметаллическим упрочнением, операции формообразования должны выполняться до синтеза интерметаллических соединений, что связано с низкой пластичностью последних. В связи с этим интерес представляет степень деформации композиционного материала на кинетику образования интерметаллических соединений. Например, в работе [21] установлено, что в композите ОТ4-АД1-ОТ4 кинетика зарождения и роста интерметаллической прослойки на границе титан-алюминий зависит от степени деформации и изгиба. Так, при деформации до 1,5 % происходит увеличение средней величины прослойки. При деформации от 1,5 % до 17,5 % наблюдается незначительное увеличение средней величины прослойки.

Результаты сравнения способов производства композитов с интерметаллическим упрочнением показали, что синтез интерметаллидов в слоистом композиционном материале в режиме теплового взрыва в интерметаллических слоях отмечается высокая пористость и низкая прочность. Также имеются проблемы с механической и физико-химической совместимостью разнородных материалов на границе

между слоями, что приводит к отсутствию прочной связи между титановой фольгой и синтезируемым интерметаллидом. После реакционного спекания также наблюдается высокая пористость в слое интерметаллидов и его низкая прочность, при этом повышенная пористость формируется в середине интерметаллического слоя. После совместной обработки сваркой взрывом и спеканием также образуется центральный слой повышенной пористости, что снижает прочностные характеристики композита. Метод реакционного спекания частично решает проблему высокой пористости в слое интерметаллида, но тем не менее поры, неравномерно расположенные в слое, присутствуют, что требует дополнительного совершенствования режимов синтеза СИК [22]. В работе [23] исследовано влияние дефектов на кинетику роста интерметаллических прослоек. Так, в оплавленных участках, образовавшихся при сварке взрывом, интерметаллиды образуются с большей интенсивностью. Стоит отметить, что форма интерметаллидов на этих участках отличается от формы интерметаллидов на бездефектных участках.

В работе [24] изучена одна из основных проблем кинетики образования интерметаллидов в слоистом композиционном материале на границе соединения титан-алюминий. Выявлены причины низкой скорости роста интерметаллидов на начальных этапах синтеза.

В работе [25] композиционный материал на основе порошков титана марки ПТМ-1 и алюминия ПА-4 получили холодным прессованием и последующим твердофазным спеканием. Полученный композиционный материал представлял собой частицы α -титана, алюминия и интерметаллидов TiAl_3 . Режим спекания представлял собой нагрев до 600 °С и выдержку в течение 2 часов.

Таким образом основной особенностью композиционных материалов системы титан-алюминий является наличие прочных и жаростойких интерметаллидных фаз, способствующих повышению физико-механических свойств композита. В тоже время интерметаллические фазы обладают высокой хрупкостью и низкой пластичностью. Изгибные напряжения, появляющиеся вследствие механического или температурного воздействий могут привести к разрушению интерметалличе-

ской прослойки и дальнейшему разрушению конструкции. При производстве данных материалов важной операцией является синтез интерметаллических соединений. Важным обстоятельством является подбор режимов термической обработки данного класса материалов, т.к. следует учитывать различие температур плавления, коэффициентов линейного расширения, температур фазового превращения и химического взаимодействия компонентов. При этом стоит отметить, что вследствие высокой хрупкости интерметаллидов, синтез должен проводить после операции формообразования.

1.3 Влияние границы раздела фаз на разрушение композиционного материала

Присутствие в композиционном материале границ раздела фаз значительно влияет на механизм разрушения материала. Так, применение границы раздела фаз, хорошо зарекомендовал себя как метод остановки развития трещины. На границе раздела связи несколько ослаблены, и именно это ослабление делает эту область более вязкой, а, следовательно, увеличивает энергозатраты на распространение трещины. Рассматривая распределение напряжений около вершины трещины замечено, что помимо максимума напряжений нормального разрыва, на некотором расстоянии от её конца присутствует пик растягивающих напряжений в направлении, параллельном линии трещины. Этот максимум напряжений в разы меньше, но их достаточно для вызова поперечного разрыва на границе раздела, который поймает основную трещину и затупит её. Описанная последовательность схематически иллюстрируется на рисунке 1.3. Данный механизм остановки трещины назван по имени ученых Куку-Гордону.

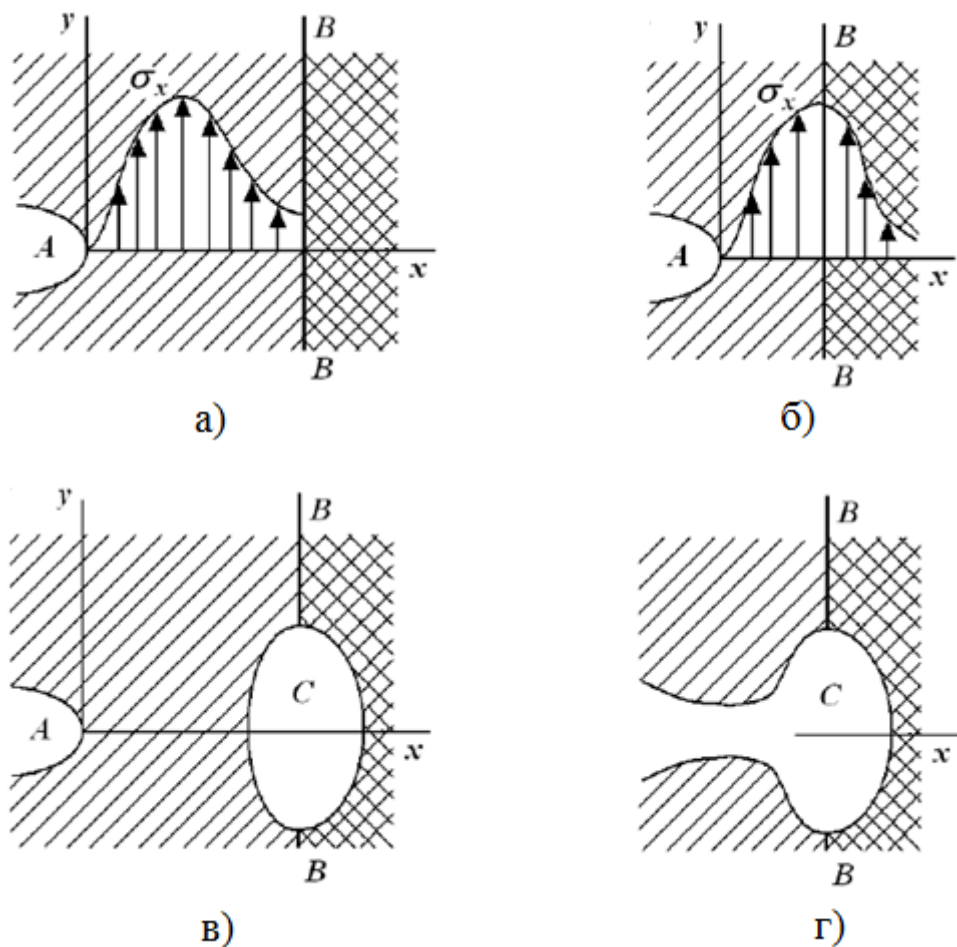


Рисунок 1.3 – Механизм торможения трещины по Куку-Гордону:

а) – пик напряжений перед вершиной трещины ещё не подошёл к поверхности раздела; б) – пиковые напряжения отрывают материал на части поверхности раздела; в) – образуется поперечная трещина; г) – основная трещина дорастает до поперечной, образуется затупленная Т-образная трещина;

A – основная трещина, B – поверхность раздела, C – вторичная трещина;

σ_x – напряжения у вершины трещины

Применительно к композиционным материалам на основе системы титан-алюминий остановка трещин хорошо иллюстрируется в работе [14]. В данной работе образцы композиционного материала с концентраторами напряжений подверглись циклическому нагружению. На рисунке 1.4 показано скачкообразное распространение трещин, связанное с торможением трещин на границе раздела фаз [14].

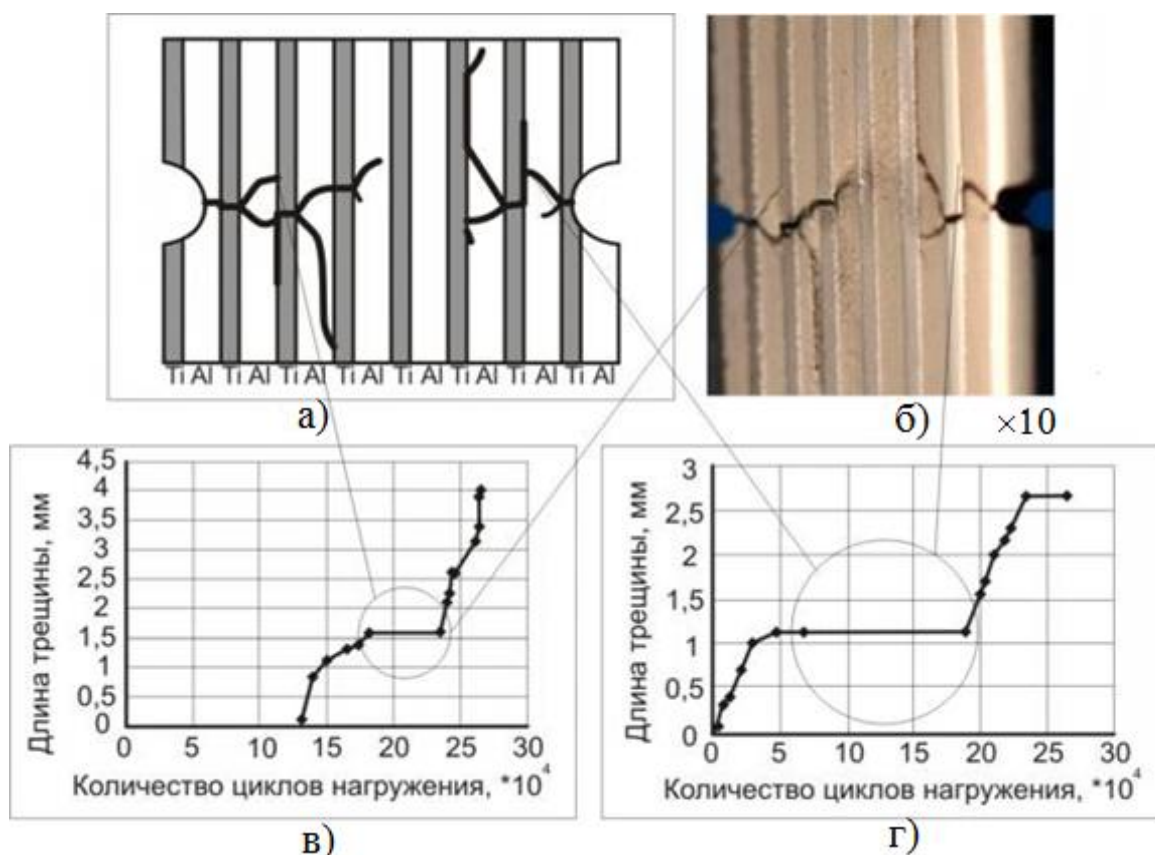
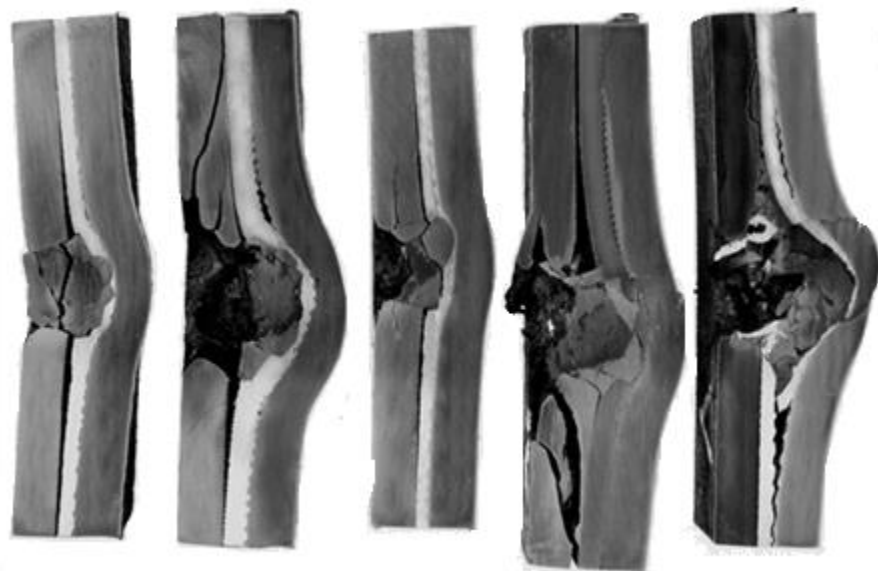


Рисунок 1.4 – Особенности роста трещин в композиционном материале:

а) – схема роста усталостной трещины; б) – распространение трещины в материале; в), г) – графики распространения трещин, зародившихся соответственно у левого и правого концентратора

Авторы работы [26] методом компьютерного моделирования показали, что титановые слои препятствуют распространению магистральных трещин, формирующихся в хрупких интерметаллидных слоях под действием как сжимающих (в области удара перед ударником), так и растягивающих напряжений в остальных областях преграды, таким образом, повышая баллистическую стойкость композиционного материала. Помимо этого, в работе [27] показано, что при ударных нагрузках в композиционном материале на основе системы сталь-никель также наблюдается эффект остановки трещин и повышения баллистической стойкости композита. На рисунке 1.5 показаны образцы, после воздействия на них высокоскоростного удара [27].



×4

Рисунок 1.5 – Образцы композиционного интерметаллического материала сталь-никель после воздействия высокоскоростного удара

Таким образом наличие в композиционном материале интерметаллической прослойки значительно влияет на механизм разрушения. Основное влияние обусловлено наличием дополнительной преграды для развития трещины. Помимо этого, дополнительная граница раздела фаз способствует диссипации энергии при воздействии ударных нагрузок.

1.4 Структура, кинетика роста интерметаллидов и физико-механические свойства исследуемого композиционного материала системы титан-алюминий

В исследуемом композиционном материале системы титан-алюминий реализована схема армирования, при которой промежуточную алюминиевую пластину перфорируют сквозными каналами. В армированном композиционном материале использовались сплавы титана ВТ1-0 и алюминия АМг5М. Данная композиция соединяется методом сварки взрывом на оптимальных режимах, не способствующих

образованию интерметаллидов на стадии соединения слоев. Схема слоев композиционного материала приведена на рисунке 1.6 и 1.7. Каналы в композиционном материале распределены равномерно, при этом они выполняются коническими с противоположно-направленной конусностью в соседних каналах, а каналы с одноименной конусностью располагают в плоскости листа в шахматном порядке. Дальнейшими операциями являются прокатка композиционного материала и термическая обработка с целью синтеза интерметаллических соединений на границе соединений титана и алюминия.

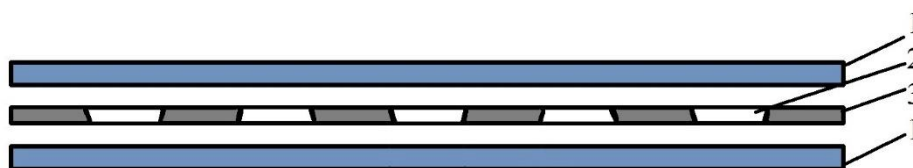


Рисунок 1.6 – Схема слоев исследуемого композиционного материала до сварки взрывом: 1 – ВТ1-0, 2 – перфорации, 3 – АМг5М

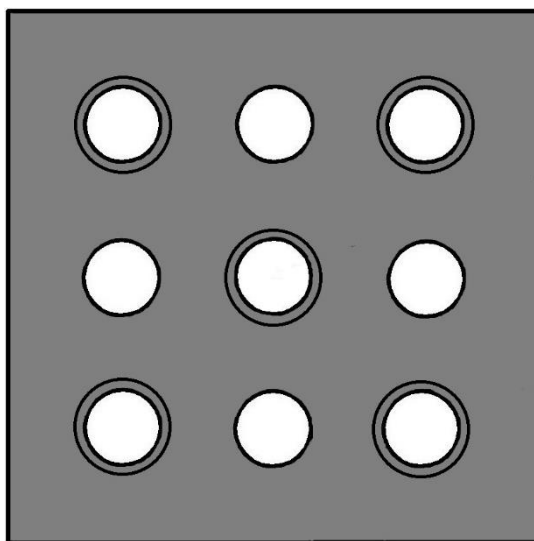


Рисунок 1.7 – Схема перфораций алюминиевой пластины

Важным задачей является выбор рациональных режимов термической обработки, при которой возможность получить необходимый комплекс физико-механических свойств. С этой целью проводился анализ микроструктуры зоны соединения титан-алюминий при различных режимах термической обработки.

При температуре 550 °С и выдержкой до 60 минут образование интерметаллидов не наблюдалось, что показывается микроструктура на рисунке 1.8. Выдержка в течение 60 минут приводит к образованию интерметаллической прослойки толщиной от 1 до 2 мкм, что показывает рисунок 1.9. Увеличение времени выдержки до 360 минут приводит к росту толщины прослойки от 3 до 4 мкм, микроструктура при данном режиме показана на рисунке 1.10.

Повышение температуры термической обработки до 600 °С приводит к интенсификации роста интерметаллидов. Так, при выдержки в течение 30 минут, в отличии от температуры 550 °С уже наблюдается интерметаллическая прослойка. Увеличение скорости роста интерметаллидов обусловлено интенсификацией диффузионных процессов на границе титана и алюминия. Выдержка в течении 60 минут позволяет получить прослойку интерметаллидов толщиной от 4 до 5 мкм. При выдержке 360 минут прослойка интерметаллидов составляет от 10 до 12 мкм. На рисунке 1.11 представлена микроструктура при отжиге в течение 360 минут при температуре 600 °С.



Al

Ti

×400

Рисунок 1.8 – Микроструктура зоны соединения при отжиге в течение 30 минут при температуре 550 °С

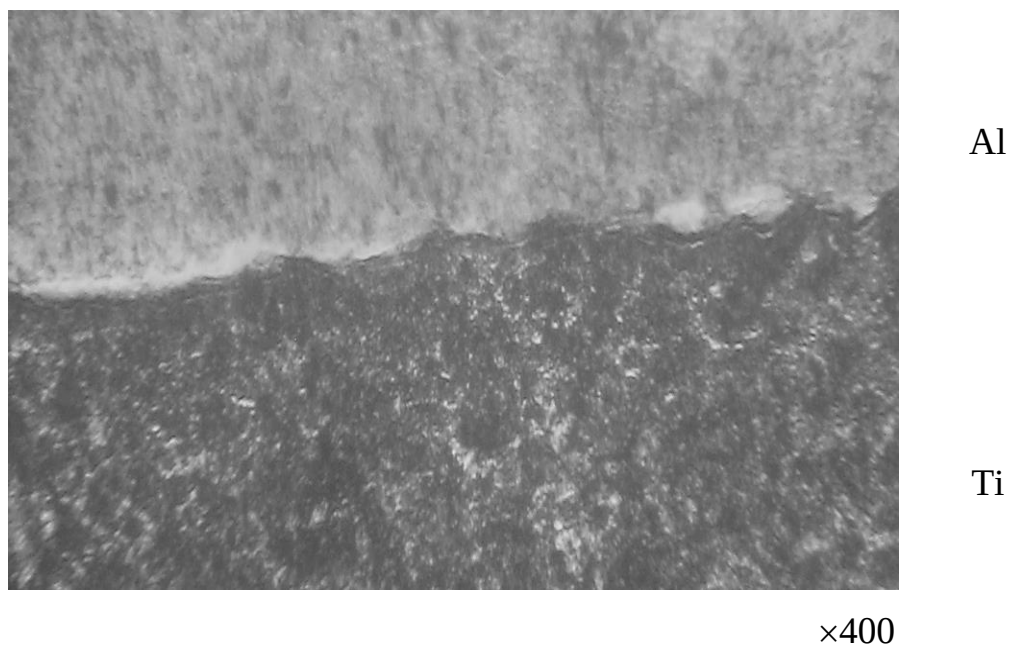


Рисунок 1.9 – Микроструктура зоны соединения при отжиге в течение 60 минут при температуре 550 °С



Рисунок 1.10 – Микроструктура зоны соединения при отжиге в течение 360 минут при температуре 550 °С

Повышение температуры термической обработки до 600 °С приводит к интенсификации роста интерметаллидов. Так, при выдержки в течение 30 минут, в отличии от температуры 550 °С уже наблюдается интерметаллическая прослойка.

Увеличение скорости роста интерметаллидов обусловлено интенсификацией диффузионных процессов на границе титана и алюминия. Выдержка в течение 60 минут позволяет получить прослойку интерметаллидов толщиной от 4 до 5 мкм. При выдержке 360 минут прослойка интерметаллидов составляет от 10 до 12 мкм. На рисунке 1.11 представлена микроструктура при отжиге в течение 360 минут при температуре 600 °С.

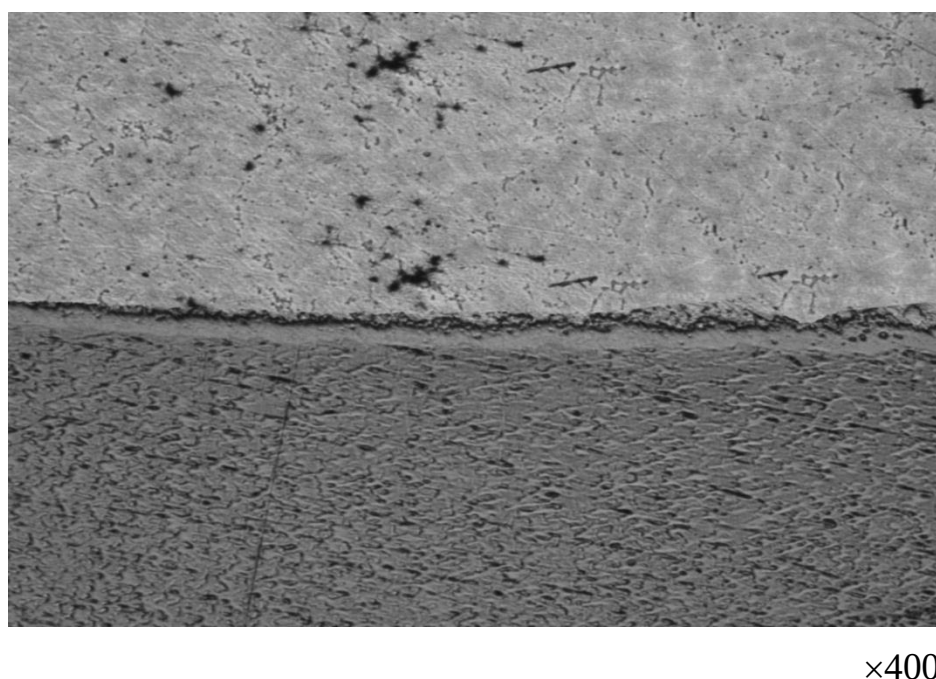


Рисунок 1.11 – Микроструктура зоны соединения при отжиге в течение 360 минут при температуре 600 °С

При температуре 630 °С образование интерметаллической прослойки наблюдается уже на 5 минуте выдержки. При выдержке в течение 900 минут образуется прослойка толщиной от 28 до 32 мкм. Далее процесс роста интерметаллической прослойки замедляется, и при выдержке в течение 1260 минут толщина прослойки составляет от 30 до 37 мкм, микроструктура при данном режиме представлена на рисунке 1.12. Максимальная толщина прослойки 100 мкм возможна при выдержке в течении 11520 минут при температуре 630 °С, микроструктура при данном режиме представлена на рисунке 1.13. Увеличение температурного режима синтеза

до 670 °C приводит к расплавлению алюминиевой составляющей и разрушению композиционного материала.

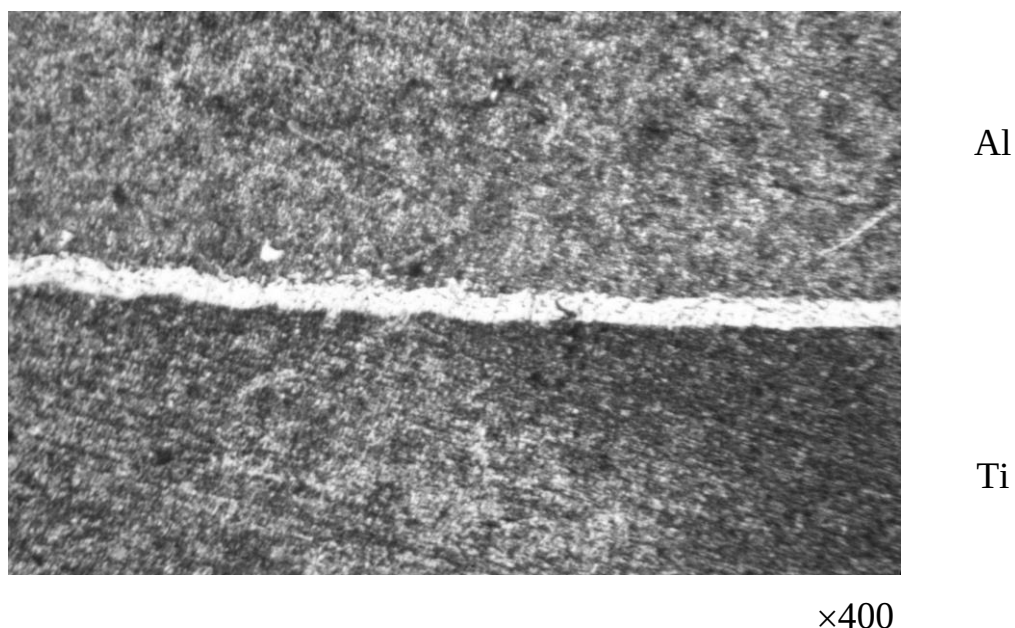


Рисунок 1.12 – Микроструктура зоны соединения при отжиге в течение 1260 минут при температуре 630 °C

Обобщая результаты исследований микроструктуры при различных режимах термической обработки построен график зависимости толщины интерметаллической прослойки от режима термической обработки. Данный график иллюстрируется на рисунке 1.14.

В работе [19] исследование химического состава интерметаллической прослойки выявило, что образующийся интерметаллид соответствует фазе TiAl_3 .

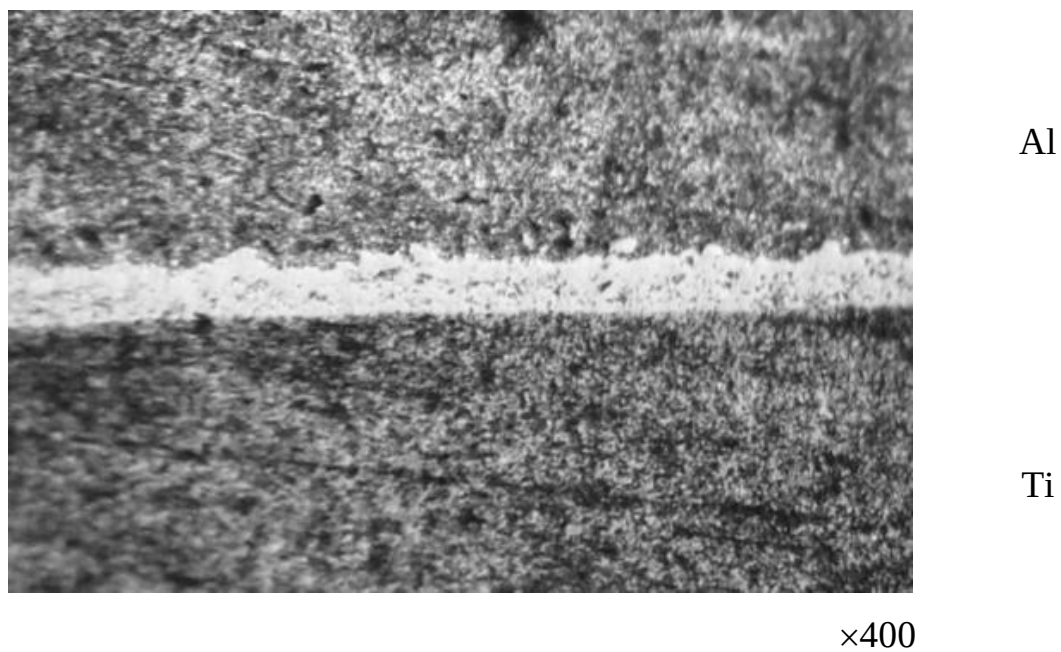


Рисунок 1.13 – Микроструктура зоны соединения при отжиге в течение 11520 минут при температуре 630 °С

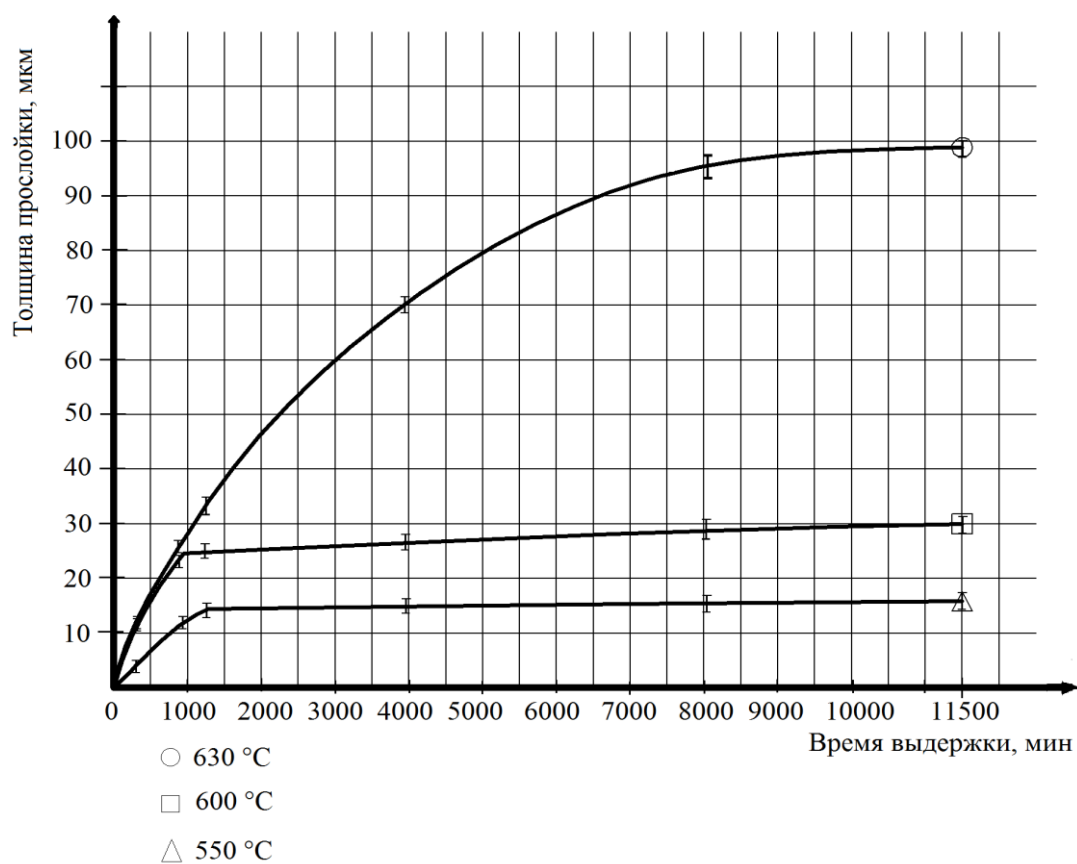


Рисунок 1.14 – Кинетика роста интерметаллической прослойки

Синтез интерметаллической прослойки в процессе термической обработки позволяет повысить прочностные показатели композиционного материала системы титан-алюминий. Оценка прочностных характеристик производилась испытанием на статическое растяжение согласно ГОСТ 1497-84 [28]. На рисунке 1.15 представлена зависимость временного сопротивления композиционного материала системы титан-алюминий от толщины интерметаллической прослойки.

Исходя из критерия прочности наиболее рациональной является толщина прослойки 100 мкм, временное сопротивление при этом составляет от 620 до 640 МПа. Стоит отметить что образцы вырезались в перпендикулярных направлениях, что позволяет судить об анизотропии механических свойств исследуемого материала.

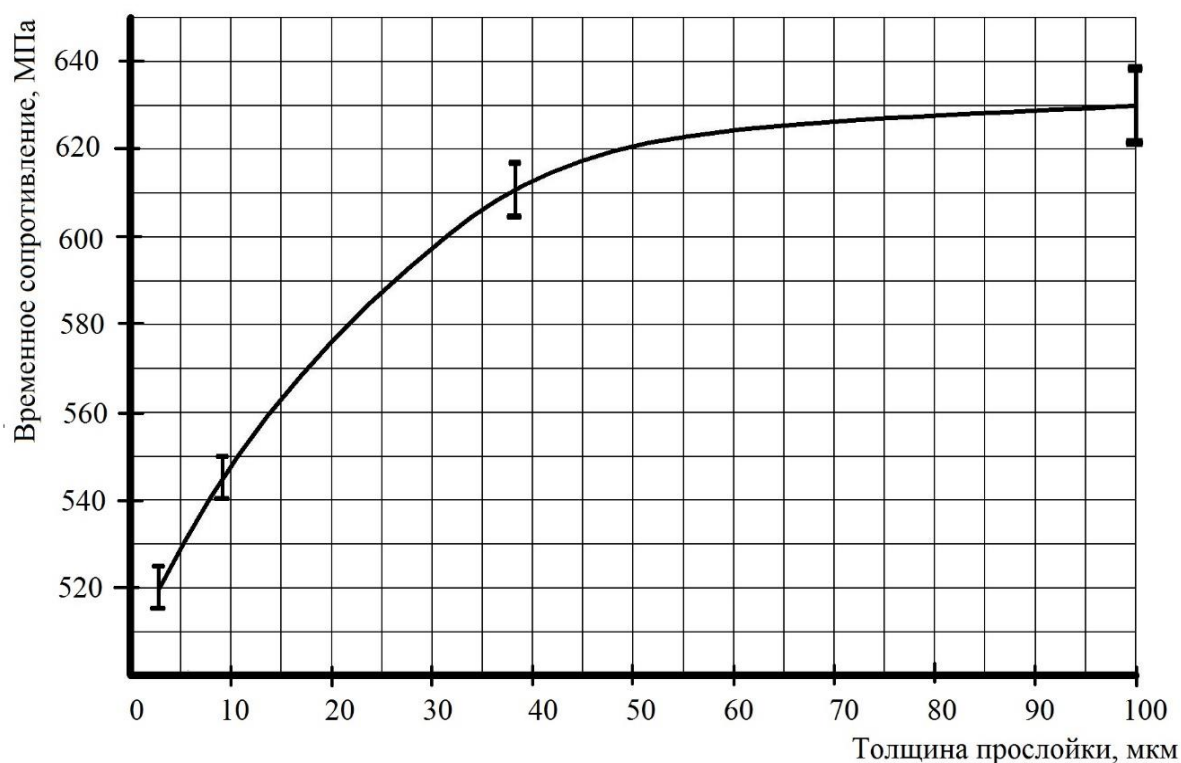


Рисунок 1.15 – Зависимость прочности композиционного материала от толщины интерметаллической прослойки

Помимо этого, оценивалась зависимость прочности от температурных показателей. Испытанию подвергались образцы, показавшие максимальные прочностные показатели при комнатной температуре. Механические характеристики композита при различных температурах представлены в таблице 1.3.

Таблица 1.3 – Механические свойства композиционного материала при различных температурах

$T, ^\circ\text{C}$	-100,0	100,0	200,0	300,0
$\sigma_B, \text{МПа}$	870,0-890,0	560,0-580,0	430,0-460,0	310,0-330,0

Оценка технологических свойств проводилась испытанием на изгиб в соответствии ГОСТ 14019-2003 [29] на машине ИР 5145-500. Испытанию подверглись образцы до синтеза интерметаллической прослойки и образцы с толщиной прослойки порядка 100 мкм. Испытания показали, что образцы с интерметаллической прослойкой, показавшие максимальные прочностные показатели, имели угол прогиба от 3 до 5 градусов. Образцы без синтезированной интерметаллической прослойки показали угол прогиба более 120 градусов. Испытания на изгиб показали, что синтез несплошной интерметаллической прослойки способствует значительному охрупчиванию композиционного материала.

Таким образом исследуемый композиционный материал системы титан-алюминий представляет собой слоистую композицию, в которой промежуточную алюминиевую пластину перфорируют сквозными каналами. Интенсивность роста интерметаллидов напрямую зависит от температуры и времени выдержки. При этом при достижении толщины прослойки 100 мкм её рост прекращается. Максимальная прочность достигается при толщине прослойки порядка 100 мкм, временное сопротивление при этом составляет от 620 до 640 МПа. Испытания на статическое растяжение при пониженных и повышенных температурах показывают, что в областях повышенных температур прочность композита снижается, а в области пониженных - повышается.

1.5 Прогнозирование конечного комплекса физико-механических свойств исследуемого композиционного материала системы титан-алюминий

Схема армирования исследуемого композиционного материала системы титан-алюминий позволяет варьировать большое количество параметров, влияющих на конечный комплекс физико-механических свойств. Оценка влияния параметров на конечный комплекс физико-механических свойств композита экспериментальными методами представляет собой трудноосуществимую задачу. В связи с этим актуально выглядит задача предварительной оценки свойств композиционного материала методами компьютерного моделирования.

В работах [18, 30, 31] проводился предварительный анализ исследуемого композиционного материала методом компьютерного моделирования в программе *SolidWorks* с интегрированным в него модулем *CosmosWorks*. На рисунке 1.16 представлена модель исследуемого композиционного материала, использовавшаяся при расчете [18]. В упомянутых работах на трехмерной модели проводился прогноз прочности исследуемого композиционного материала при различных статических нагрузках. При этом учет пластических деформаций не проводился.

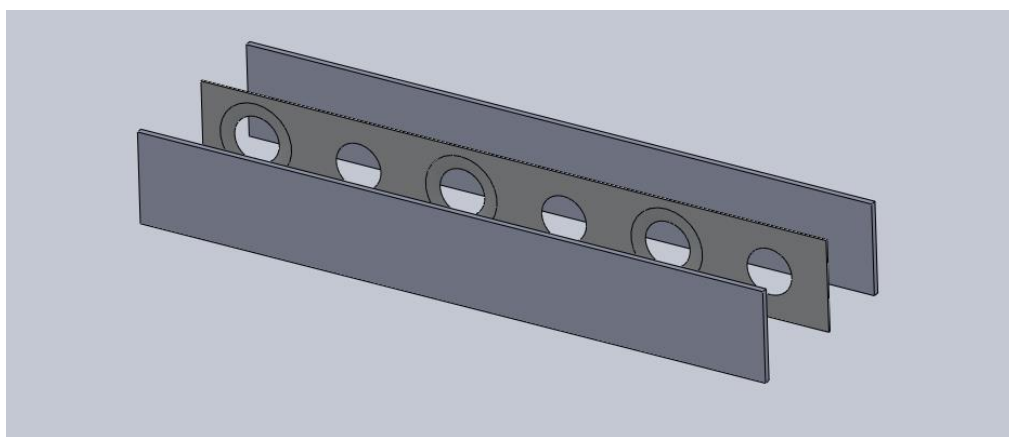


Рисунок 1.16 – Компьютерная модель композиционного материала

В исследуемом композиционном материале варьировались такие параметры, как геометрическая конфигурация перфораций и толщина интерметаллической

прослойки. Прогнозирование механических свойств компьютерным моделированием позволило выбрать наиболее рациональную геометрическую конфигурацию композиционного материала исходя из критерия прочности. В упомянутых выше работах было выявлено, что интенсивное разрушение композиционного материала происходит при коэффициенте запаса прочности, равному 0,7. На рисунке 1.17 представлена эпюра распределения коэффициента запаса прочности исследуемой модели композиционного материала [18].

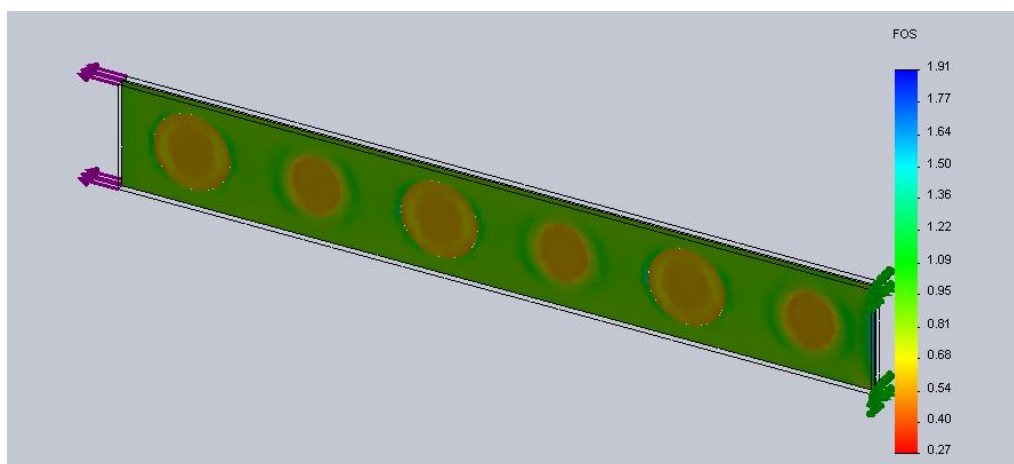


Рисунок 1.17 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности исследуемой модели композиционного материала

Кроме того, для подтверждения предположения об аналогичности свойств в зависимости от направления вырезки, были созданы модели образцов, вырезанных во взаимно перпендикулярных направлениях. Полученные результаты показали, что расхождение по прочностным показателям не превышает 5 %.

Результаты компьютерного моделирования описанных расходились с результатами реальных экспериментов на 15 %, что доказывает применимость компьютерного моделирования для прогнозирования свойств и поведения композиционных материалов. Сложность изготовления реальных образцов и количество параметров, которые необходимо варьировать для выявления наиболее рациональной конфигурации композита делает метод компьютерного моделирования одним из наиболее востребованных в настоящее время.

1.6 Патентное исследование

ГОСТ Р 15.011-96 [32] трактует следующее определение патентных исследований – это исследования технического уровня и тенденций развития объектов хозяйственной деятельности, их патентоспособности, патентной чистоты, конкурентоспособности (эффективности использования по назначению) на основе патентной и другой информации.

Порядок выполнения патентных исследований включает: – определение задач патентных исследований, видов исследований и методов их проведения и разработку задания на проведение патентных исследований.

Цель поиска информации (в соответствии с задачами патентных исследований, указанных в задании):

- определение изобретательской активности в области создания материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением;
- выявление основных тенденций развития данного направления и поиск новых научных и технических решений и областей их применения;
- выбор наиболее перспективных направлений исследований и разработок в области создания композиционных материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением.

Глубина исследований и научно-технических разработок по теме выполняемой научно-исследовательской работы, затрагивающей отрасли современной авиакосмической промышленности, военно-промышленной области, материаловедения, приводят к необходимости фрагментации патентных исследований по отдельным ключевым признакам, учитывающим принадлежность проводимой работы к той или иной отрасли знаний и промышленных технологий. Основными ключевыми признаками, по которым строится информационно-патентный поиск в направлении выполняемой работы, являются смысловые логические тематические выражения и специальные термины, определяющие границы исследуемой предметной области:

Патентный поиск в области разработки теоретических основ проведен с ретроспективой до 12 лет. Для проведения поиска были привлечены патентные и информационные материалы из фондов Федерального института промышленной собственности, в т.ч. электронной базы <http://www1.fips.ru> [33], научной электронной библиотеки <https://elibrary.ru> [34]. Широта и глубина поиска являются достаточными. В результате поиска для последующего анализа были отобраны рефераты и описания изобретений и патентная документация, представленная в таблице 1.4.

Таблица 1.4 – Отобранная для анализа патентная документация

Предмет поиска (объект исследования, его составные части)	Страна выдачи, вид и номер охранного документа. Классификационный индекс	Заявитель (патенто-обладатель), страна. Номер заявки, дата приоритета, конвенционный приоритет, дата публикации	Название изобретения (полной модели, образца)	Сведения о действии охранного документа или причина его аннулирования (только для анализа патентной чистоты)
1	2	3	4	5
Способ получения слоистых композиционных материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением	РФ Патент №2606134 (C1) B23K20/08 B32B7/04 [35]	Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Пензенский государственный университет» № заявки 2015134788, приоритет от 18.08.2015 Дата публикации: 10.01.2017	Способ получения композиционного материала	Прекратил действие, но может быть восстановлен

Продолжение таблицы 1.4

1	2	3	4	5
-	РФ Патент №2614511 (C1) B23K20/04 B23K103/18 B32B15/01 [36]	Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук № заявки 2015150934, приоритет от 27.11.2015 Дата публикации: 28.03.2015	Способ получения листового композиционного материала системы титан-алюминий	Нет данных
-	РФ Патент №2394665 (C1) B22F7/04 [37]	Российская Федерация, от имени которой выступает государственный заказчик - Министерство промышленности и торговли Российской Федерации, Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» № заявки 2009111550/02, приоритет от 31.03.2009 Дата публикации: 20.07.2010	Способ получения композиционного материала	Действует

Продолжение таблицы 1.4

1	2	3	4	5
-	РФ Патент №2522505 (C1) B32B7/04 B32B15/01 B23K20/08 [3]	Общество с ограниченной ответственностью Инженерно-Технологический Центр «Сварка», № заявки 2013119389/02, приоритет от 26.04.2013 Дата публикации: 20.07.2014	Способ получения композиционного материала	Прекратил действие, но может быть восстановлен
-	РФ Патент №2463140 (C1) B23K20/08 B32B7/04 B32B15/01 [38]	Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Волгоградский государственный технический университет», № заявки 2011114531/02, приоритет от 13.04.2013, Дата публикации: 10.10.2012	Способ получения композиционного материала титан-алюминий	Не действует

Продолжение таблицы 1.4

1	2	3	4	5
-	РФ Патент №2407640 (C2) B32B15/02 C22C47/20 B23K20/08 [39]	Государственное образова- тельное учреждение высшего профессионального образова- ния Федерального агентства по образованию Пензенский государственный универси- тет, Институт структурной макро- кинетики и проблем материа- ловедения, Российская Федерация, от имени которой выступает государственный заказчик - Министерство Обороны Рос- сийской Федерации, Пензенский региональный научно-технический центр по сварочному производству и промышленной безопасности «СУРА» № заявки 2008131359/02, приоритет от 29.07.2008 Дата публикации: 27.12.2010	Способ получе- ния композици- онного матери- ала	Действует
-	РФ Патент №2370350 (C1) B23K20/08 [40]	Государственное образова- тельное учреждение высшего профессионального образова- ния Волгоградский государ- ственный технический уни- верситет № заявки 2008111658/02 при- оритет от 26.03.2008 Дата публикации: 27.01.2004	Способ получе- ния композици- онного матери- ала титан-алю- миний	Не дей- ствует

За период от 2007 до 2019 года было запатентовано 7 способов производства слоистых композиционных материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением. Из них 5 основано на технологии сварки взрывом, 1 на технологии пакетной прокатки, 1 на технологии горячего прессования. Можно сделать вывод о преобладании технологии сварки взрывом в области создания слоистых композиционных материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением. В таблице 1.5 представлены анализируемая литература по исследуемой тематике в данной работе.

Таблица 1.5 – Научно-техническая, конъюнктурная, нормативная документация и материалы государственной регистрации (отчеты о научно-исследовательских работах)

Предмет поиска	Наименование источника информации с указанием страницы источника	Автор, фирма (держатель) технической документации	Год, место и орган издания (утверждения, депонирования источника)
1	2	3	4
-	журнал «Известия Волгоградского государственного технического университета»: межвуз. Сб. науч. ст ISSN 1990–5297	-	Волгоград
Структура и свойства композиционного материала системы титан-алюминий после термической обработки	УДК 621.791:621.771 Структура и свойства интерметаллидного титаноалюминиевого композита после закалки С. 28-31. [41]	Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Арисова В.Н., Метелкин В.В., С.Ю. Качур Волгоградский государственный технический университет	2008, №10(48)

Продолжение таблицы 1.5

1	2	3	4
-	УДК 536.2.081.1: 620.186.5:669.017.64 Структура и свойства слоистых титано-алюминевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов. С.5-11. [42]	Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Арисова В.Н., Киселев О.С., Кондратьев А.Ю., Метелкин В.В. Волгоградский государственный технический университет	2009, №11(59)
Свойства интерметаллидных прослоек в композициях системы титан-алюминий	УДК 536.2.081.1: 620.186.5:669.017.64 Свойства интерметаллидных прослоек в слоистых титано-алюминевых композитах С.35-40. [43]	Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Пронице Д.В., Арисова В.Н., Киселев О.С., Кондратьев А.Ю., Панков С.В. Волгоградский государственный технический университет	2009, №11(59)
Особенности формирования интерметаллидов при сварки взрывом композитов системы титан-алюминий	УДК 621.791:621.771 Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом при угловой схеме. С. 38-42. [44]	Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Арисова В.Н., Киселев О.С., Кондратьев А.Ю., Полежаев А.В. Волгоградский государственный технический университет	2010, №4(64)
-	УДК 21.791:621.771 Изменение структуры и фазового состава оплавов в слоистом титано-алюминевом композите в зависимости от параметров сварки взрывом. С. 14-19 [45]	Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Киселев О.С., Арисова В.Н., Кондратьев А.Ю., Козлов И.Г., Писарев С.П., Даненко В.Ф. Волгоградский государственный технический университет	2011, №5(78)

Продолжение таблицы 1.5

1	2	3	4
Особенности формирования интерметаллидов в композициях системы титан-алюминий при термической обработке	УДК 21.791:621.771 Влияние термической обработки на эволюцию структурно-механической неоднородности сваренных взрывом титано-алюминиевых композитов. С 19-22. [46]	Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Киселев О.С., Козлов И.Г., Поляков О.П. Волгоградский государственный технический университет	2011, №5(78)
Математическая оценка механических свойств композиционных материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением	УДК 621.791 Расчетная оценка прочности слоистых металло-интерметаллидных композитов системы титан-алюминий с двухфазной прослойкой с различным содержанием глобул алюминидов. С 6-11 [47]	Л.М. Гуревич Волгоградский государственный технический университет	2012, №9(96)
-	УДК 621.791 Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминиевых композитов в процессе изгиба. С 11-15 [48]	Гуревич Л.М., Трыков Ю.П., Волчков В.М., Киселев О.С., Даненко В.Ф., Писарев С.П. Волгоградский государственный технический университет	2012, №9(96)

Продолжение таблицы 1.5

1	2	3	4
-	журнал «Конструкции из композиционных материалов» ISSN 2073-2562	-	-
Особенности образования интерметаллидов в зоне соединения титан-алюминий	УДК 621. 763:537.39 Влияние электрического тока на реакционное спекание слоистой системы Ti-Al С.24-32 [49]	Синчук А.В., Цуркин В.Н., Иванов А.В., Дмитришина Я.Ю., Череповский С.С., Фещук М.Л.	2014 №1(133)
-	Журнал «Фундаментальные проблемы современного материаловедения» ISSN: 1811-1416	-	-
Особенности диффузии на границе титан-алюминий	УДК 539.1 Формирование обширной диффузионной зоны на границе раздела титан-алюминий С. 597 - 602 [50]	Плотников В.А., Алонцева Д.Л., Макаров С.В., Олимов М.Г.	2012 №4-2
Влияние интерметаллидов на жаростойкость композиционного материала	УДК: 621.762; 537.523.4 Повышение жаростойкости титанового сплава BT20 электроискровым осаждением покрытий на основе интерметаллида Ti_3Al с добавками оксида алюминия С. 346-352 [51]	Бурков А.А., Пячин С.А., Власова Н.М., Карпович Н.Ф., Каминский О.И.	2015 №3

В результате анализа патентной информации было сделано несколько выводов.

Во-первых, новизну в рассмотренных патентах можно распределить по следующим направлениям: композиционные материалы с повышенной износостойкостью, композиционные материалы с повышенным комплексом физико-механических свойств, композиционные материалы с особыми теплофизическими свойствами.

Во-вторых, преобладающей технологией производства композиционных материалов системы титан-алюминий является сварка взрывом.

В-третьих, в большинстве патентах осуществляется присутствует синтез интерметаллических элементов, что говорит о положительном влиянии интерметаллидов в композиционном материале на конечный комплекс свойств.

В-четвертых, в большинстве патентах используется слоистая конфигурация композиционного материала, что является свидетельством перспективности данной геометрической конфигурации композиционных материалов системы титан-алюминий.

Анализ научно-технической литературы показал, что большой объем исследований сосредоточен на изучении структуры композиционных материалов системы титан-алюминий, и кинетике образования интерметаллидов в зоне соединения титан-алюминий. Так же часть исследований направлена на возможность применения композиционных материалов с интерметаллическим упрочнением в качестве жаростойких конструкций. Помимо этого, распространена математическая оценка влияния интерметаллидов на конечный комплекс свойств композиционного материала.

Таким образом композиционные материалы на основе системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением является перспективным классом материалов, за счет уникального сочетания свойств, находящий применение в различных областях промышленности. Преобладающей технологией изготовления данного класса композиционных материалов является сварка взрывом.

При выборе режимов термической обработки авторы патентов исходят из геометрической конфигурации композита. Присутствуют патенты, где синтез интерметаллидов происходит при температуре, превышающей температуру плавления алюминия. В других же патентах данная температура не приемлема. Публикации научно-технической литературы в области композиционных материалов в большей степени сосредоточены на исследовании структуры зоны соединения и кинетики роста интерметаллидов.

Выводы к главе 1:

а) Проведен аналитический обзор в области композиционных материалов на основе системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением. Рассмотрены особенности диаграммы состояния Ti-Al, в частности основной особенностью данной системы является наличие широкого спектра интерметаллических соединений. Выявлено, что на основе системы Ti-Al возможно образование соединений Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$, $TiAl_3$, Ti_5Al_3 , Ti_9Al_{23} и Ti_5Al_{11} , но в процессе термической обработки энергетически выгодно образование соединения $TiAl_3$.

б) Изучены основные особенности композиционных материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением. Выявлено, что сущность повышения комплекса физико-механических свойств композитов системы титан-алюминий заключается в синтезе интерметаллических фаз в результате термической обработки. Присутствие сплошной интерметаллической прослойки приводит к значительному охрупчиванию композиционного материала, что может привести к разрушению при изгибающих нагрузках как под воздействием механического воздействия, так и термического. Синтез интерметаллидов, в зависимости от конфигурации композиционного материала режимы термической обработки могут отличаться. Исследовано влияние границы раздела на механизм разрушения композиционных материалов.

в) Рассмотрены основные особенности исследуемого композиционного материала. В исследуемом композиционном материале схема армирования предполагает перфорирование промежуточной алюминиевой пластины, что в дальнейшем

приводит к образованию несплошной интерметаллической прослойки. Рассмотрено влияние параметров термической обработки на кинетику роста интерметаллической прослойки. Выявлено, что с повышением температуры идет интенсификация роста интерметаллической прослойки, однако при температуре, выше температуры плавления алюминия идет расслоение композита. Максимальная толщина прослойки 100 мкм получена при выдержке в течение 11520 мин при температуре 630 °С. Изучена зависимость прочности композиционного материала от толщины интерметаллической прослойки. Максимальная прочность составляет 640 МПа при толщине прослойки 100 мкм. Изучены прочностные показатели композиционного материала в зависимости от температуры. Повышением температуры способствует снижению прочностных характеристик. Снижение же температуры, наоборот, приводит к повышению прочности.

г) Анализ работ по компьютерному моделированию исследуемого композиционного материала выявил, что данным методом подбиралась оптимальная конфигурация исследуемого композиционного материала. Проводились расчеты прочностных показателей композита без учета пластических деформаций, отклонение от результатов эксперимента составляло 15 %. При этом критерием разрушения было достижения критического значения коэффициента запаса прочности, равному 0,7. Перспективным является выбор данного метода для оценки влияния геометрической конфигурации на поведение материала при изгибающих нагрузках.

д) Патентный обзор выявил следующие перспективные направления использования композиционных материалов системы титан-алюминий: композиционные материалы с повышенной износостойкостью, композиционные материалы с повышенным комплексом физико-механических свойств, композиционные материалы с особыми теплофизическими свойствами. Наиболее перспективна слоистая конфигурация композиционных материалов системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением. Анализ научных периодических изданий выявил обилие работ по исследованию структуры зоны соединения и кинетики роста интерметаллидов.

2 Компьютерное моделирование как метод прогнозирования свойств материалов и конструкций

2.1 Краткий обзор системных продуктов, предназначенных для компьютерного моделирования

Компьютерные модели используются для получения новых знаний об объекте или для приближенной оценки поведения систем, слишком сложных для аналитического исследования. Компьютерное моделирование является одним из эффективных методов изучения сложных систем. На рисунке 2.1 приведена классификация программных продуктов, позволяющих смоделировать поведение материала при воздействии на него различных видов нагрузки.

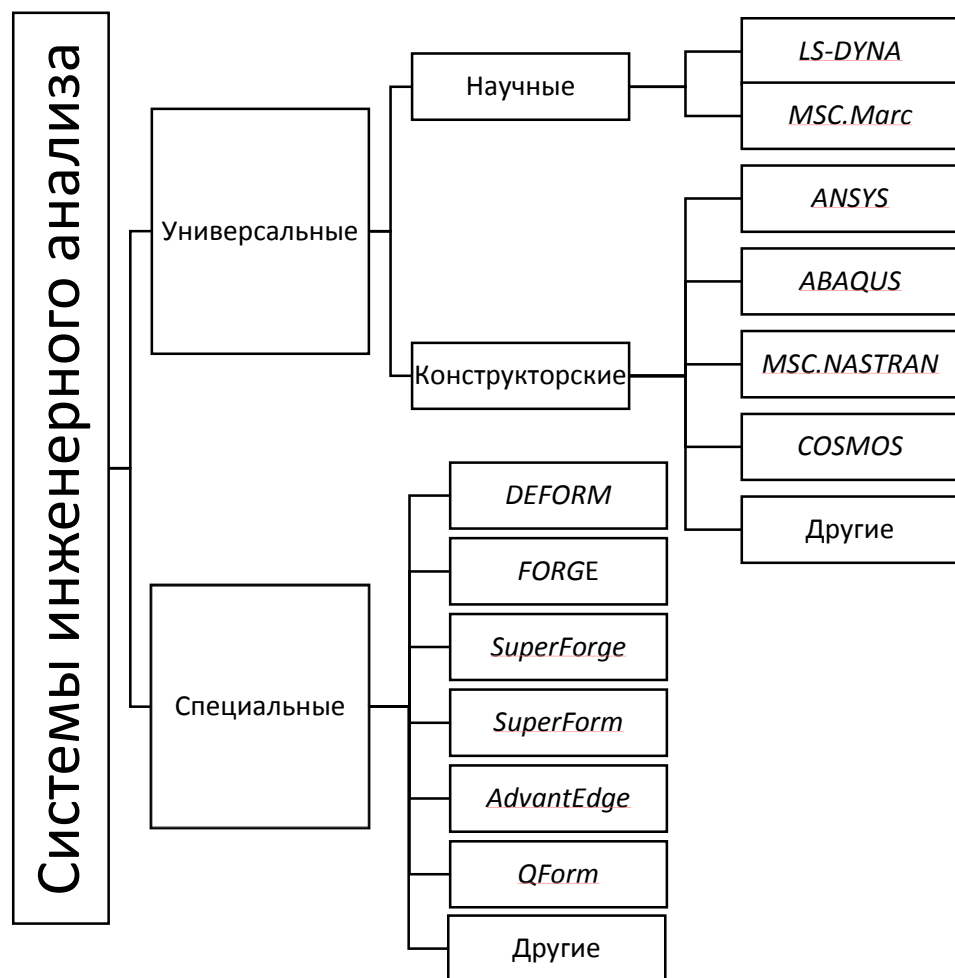


Рисунок 2.1 – Классификация программных продуктов.

LS-DYNA. Данный программный комплекс предназначен для решения трёхмерных динамических нелинейных задач механики деформируемого твёрдого тела, механики жидкости и газа, и задач теплопереноса, а также смежных задач. *LS-DYNA* активно применяется в таких областях науки и техники, как автомобилестроение (симуляция краш-тестов), военно-промышленный комплекс (симуляция взрывов боеприпасов и их воздействие на окружающие предметы), авиа- и ракетостроение (проектирование реактивных двигателей и сопел) и так далее [52].

В *LS-DYNA* реализованы явный и неявный методы конечных элементов с возможностью построения различных видов сеток, например, лагранжевой, эйлеровой и гибридной, многокомпонентная гидродинамика, бессеточный метод сглаженных частиц, бессеточный метод, основанный на методе Галеркина. Программа имеет встроенные процедуры автоматической перестройки и сглаживания сетки конечных элементов при вырождении узлов сетки. Помимо этого, данный программный комплекс имеет высокоэффективные алгоритмы решения задач контактного типа, имеет широкий набор моделей поведения материалов, возможности пользовательского программирования [52].

С 1996 г. модуль *LS-DYNA* был интегрирован в комплекс прикладных программ *ANSYS*, где находит применение при решении задач явной динамики. В 2006 г. модуль *LS-DYNA* также вошел в состав комплекса *MD NASTRAN*, помимо этого он имеет поддержку программного комплекса *MEDINA*.

MSC.Marc. Комплекс *Marc* дает возможность проводить комплексные анализы различных конструкций, которые находятся под воздействием силовых и тепловых нагрузок. Под воздействием нагрузки, конструкция испытывает большие перемещения и деформации, при которых материалы проявляют нелинейные свойства. В данном комплексе возможен учет предыстории нагрузки, которая включает в себя эффективный анализ задач контактного взаимодействия. Для построения сетки КЭ моделей и возможности обработки результатов комплекс использует препостпроцессоры: *Patran* или *Mentat*.

В настоящий момент программный комплекс *Marc* применяют для решения задач в различных отраслях промышленности: аэрокосмической, автомобильной, шинной, металлургической, электронной.

В базе данных *Marc* содержится около 200 элементов различных типов, предназначенных для решения задач прочностного, теплового, электростатического, магнитостатического, электромагнитного, акустического, а также для анализа механики жидкости, задач диффузии и т.д. Кроме того программа дает возможность задавать пользовательские настройки элементов.

Библиотека моделей поведения материалов комплекса *Marc* дает возможность использовать большое количество моделей материалов от простейшего линейного до сложного, с возможностью задать зависимость свойств от времени и температуры.

Кроме того, *Marc* позволяет проводить анализ различных технологических процессов, таких как штамповка, гибка, пластическое формование, различные виды механообработки и т.п. с применением двух- и трехмерных моделей, с учетом температурных воздействий.

В *Marc* реализована возможность глобального и локального перестроения сеток (*remeshing*). Данная функция применяется для решения задач, в процессе которых высокие деформации конструкции приводят к недопустимому искажению формы конечных элементов. В процессе перестроения сетки конечных элементов все граничные условия, нагрузки и параметры НДС (напряженно-деформированное состояние) предыдущего состояния в автоматическом режиме накладываются на новую сгенерированную сетку. Данная функция имеет особую важность при решении задач технологических операций штамповки, гибки и резки металла.

В *Marc* имеется возможность вызвать подпрограммы пользователей через стандартные точки входа, которые опрашиваются по указанию пользователя, самостоятельно определяющего, какие модули в данный момент ему необходимы для решения поставленной задачи. Подключение пользовательских модулей возможно через интерфейс пользователя *Mentat* и *Patran*.

ANSYS - это универсальный программный комплекс конечно-элементного (МКЭ) анализа. Данный комплекс развиваясь на протяжении последних 30 лет, является распространённой программой у специалистов в сфере автоматизированных инженерных расчётов (САПР, или *CAE*) и решения линейных и нелинейных, стационарных и нестационарных пространственных задач механики деформируемого твёрдого тела и механики конструкций (включая нестационарные геометрически и физически нелинейные задачи контактного взаимодействия элементов конструкций), задач механики жидкости и газа, теплопередачи и теплообмена, электродинамики, акустики, а также механики связанных полей [53].

Прогнозирование поведения конструкций методом компьютерного моделирования в современных областях промышленности позволяет избежать дорогостоящих и трудоемких операций разработки типа «проектирование – изготовление – испытания». Программный комплекс работает на основе геометрического ядра *Parasolid*. Системный продукт *ANSYS* разрабатывается американской компанией *ANSYS Inc.*

ABAQUS. Комплекс программ конечно-элементного анализа *ABAQUS* – это универсальный комплекс, предназначенный для решения задач многоцелевого инженерного междисциплинарного анализа. Данный комплекс также используется для научно-исследовательских и учебных задач в различных сферах деятельности.

Благодаря комплексу *ABAQUS* возможно провести решение таких сложных задач, как расчет прочности турбомашин и проектирование двигательных установок, проанализировать работу шасси и трансмиссий, определить поведение шин, рассчитать сварные соединения, провести анализ аварийных столкновений (краш-тесты), осуществить тесты на падение, смоделировать сверхпластическое формирование, литье металлов, пробитие материала, выполнить расчеты композиционных материалов, провести учет контактных взаимодействий большого числа тел и самоконтакт, сейсмическое воздействие, взрывное воздействие, провести расчеты надежности ядерных реакторов, анализировать прочность электронных компонентов и т.д.

Важной особенностью комплекса программ *ABAQUS* является его универсальность. Данным пакетом можно воспользоваться практически на всех стадиях конструирования и создания современных изделий и практически всеми расчетными, проектными и технологическими службами предприятия.

ABAQUS дает возможность междисциплинарного решения сложных задач и дает широкие возможности по подключению пользовательских модулей на всех этапах расчета конкретной задачи. Стоит отметить надежность программного комплекса *ABAQUS*. Данный продукт осуществляет контроль решений исследуемых процессов, автоматический выбор шага интегрирования, мониторинг задачи на всех этапах расчета, многочисленные функции контроля.

ABAQUS имеет тесную интеграцию со всеми современными *CAD* – системами. Помимо этого, комплекс имеет собственные мощные модули анализа решения *ABAQUS/CAE*. Также возможна и связь через интерфейсы с другими программными продуктами, такими как *ADAMS* (кинематика и динамика узлов и механизмов), *SYSNOISE* (акустика и виброакустика), *Moldflow* (литье пластмасс) и *FlowVision* (аэро- и гидродинамика) [54].

DEFORM – это специализированный системный продукт, который предназначен для моделирования задач технологических процессов обработки металлов давлением и термообработки. Комплекс, состоящий из виртуального штампа, прессы, молота, прокатного стана, печи, позволяет провести быстрый анализ разработанного технологическим процессом.

Комплекс программ *DEFORM* – это сложная расчетная система, которая основана на методе конечных элементов. Но в отличие от других расчетных систем, *DEFORM* предназначена для технологов, в связи с этим не требуется глубоких знаний о методе конечных элементов. При этом не нужно ждать завершения расчета, чтобы увидеть результаты, так как постпроцессор позволяет просматривать их уже в ходе расчета [55].

Стоит отметить структуру файлов системы *DEFORM*. Все начальные данные и результаты расчета находятся в одном файле, при этом любой рассчитанный шаг можно превратить в исходный, затем его можно отредактировать, добавить или

убрать инструмент, изменить его геометрию, варьировать параметры процесса, состояние заготовки или инструмента. Данная структура системы дает пользователю возможность продолжить любой расчет, который был прерван, а также вернуться на любой шаг расчета, поменять данные и продолжить расчет с модифицированного шага. Данные функции удобны при анализе многооперационных процессов при отладке той или иной операции.

Комплекс *MSC.SuperForge* является новой системой для решения задач моделирования процессов получения изделий давлением, например, ковкой или штамповкой. Данный комплекс нашел применение в современных областях промышленного производства. Данный комплекс программ эффективно используется при оценке влияния выбора инструмента и режима обработки заготовки на типичные характеристики процесса, такие как пластические деформации металла, окончательная геометрическая форма изделия и его свойства.

SolidWorks. В базовую конфигурацию *SolidWorks*, входит модуль решения прочностных задач – *CosmosXpress*. Модуль *CosmosXpress* является «облегчённой» версией пакета *CosmosWorks*, и пользуется инженерами-проектировщиками, которые не обладают широкими знаниями конечно-элементного анализа.

Широкие возможности базового модуля вкупе с большим количеством специализированных приложений делают *SolidWorks* мощным программным комплексом, способным гибко настраиваться для решения практически любых проектных и производственных задач. Благодаря этому различные конфигурации *SolidWorks* находят широкое применение во многих отраслях промышленности.

Таким образом в настоящее время существует богатый выбор CAE – систем, предназначенных для специалистов разного уровня и разных знаний в области анализа методом конечных элементов. В данной работе анализ композиционного материала будет осуществляться в комплексе *ANSYS*.

2.2 Анализ основных критериев прочности

В инженерных расчетах оценка прочности производится с учетом свойств и напряженного состояния материала. Трудность при решении задач прочности заключается в том, что механическое состояние материала меняется в зависимости от его напряженного состояния. Например, согласно экспериментальным данным, известно, что при трехстороннем сжатии образцов как из хрупких, так и из пластичных материалов, разрушения не происходит, а при одноосном сжатии хрупкие материалы разрушаются при достаточно малых напряжениях. Так чугун, являющийся типичным хрупким материалом, при воздействии равномерного трехосного сжатия, приобретает пластические свойства, в то же время при статическом растяжении проявляет хрупкие свойства. Таким образом, основным фактором, изменяющим механическое состояние материала, является напряжение. Следовательно, для определения предельного состояния материала, необходимо установить числовую меру напряженного состояния. При этом предельное состояние зависит от цели расчета и применяемых материалов. Следовательно, прочность детали определяется сравнением расчетного напряженного состояния в опасной точке с предельным напряженным состоянием материала [56].

Значения предельных напряжений определяются экспериментально, например, одноосным статическим растяжением или сжатием. Опасной точкой называется точка, в которой в материале, ранее других, наступит предельное (опасное) состояние.

При сложнонапряженном состоянии материала возможны различные комбинации между главными напряжениями. Поэтому, для экспериментального нахождения числовых значений главных напряжений, соответствующих предельным состояниям, необходимо провести большое количество испытаний при различных соотношениях между главными напряжениями, что практически невозможно как из-за большого объема, так и из-за технических трудностей эксперимента.

Установление критерия прочности (критерия предельного напряженного состояния) составляет задачу теории предельных напряженных состояний, обычно

называемой теорий прочности. Под критерием прочности следует понимать аналитическое представление в пространстве главных напряжений границы предельного напряженного состояния, в пределах которых материал может работать при заданных условиях без разрушения. Таким образом, теории прочности определяют условиях, вызывающие количественное изменение механических свойств материала, т.е. переход напряженного состояния в предельное напряженное состояние материала [56].

Для любого материала определенную оценку опасности сложного напряженного состояния можно получить, сопоставляя его с предельным одноосным напряженным состоянием. При решении данной проблемы было предложено, используя результаты испытаний материала на одноосное растяжение, теоретическими методами дать оценку прочности детали при любом сложном напряженном состоянии, т.е. напряжение одноосного растяжения принять в качестве эталона прочности, при помощи которого можно запас прочности при любом напряженном состоянии. В целях этого, в качестве критерия прочности, были выдвинуты различные гипотезы о причинах, которые вызывают опасное состояние.

Первая гипотеза гласит, что опасное состояние наступает в результате достижения каким-либо главным напряжением предельного значения.

Вторая гипотеза гласит, что опасное состояние наступает в результате достижения относительной линейной деформации предельного значения.

Третья гипотеза гласит, что опасное состояние наступает в результате достижения касательного напряжения предельного значения.

Четвертая гипотеза гласит, что опасное состояние наступает в результате достижения удельной потенциальной энергией формоизменения предельного значения.

Пятая гипотеза строится на результатах экспериментов и не содержит критерияльных гипотез.

В общем случае нагружения опасная точка может быть найдена только после принятия критерия предельного напряженного состояния (критерия прочности).

Например, если принять гипотезу, что предельное состояние определяется величиной главного напряжения, то опасной точкой будет точка, в которой возникает самое большое главное напряжение, если принять гипотезу, что предельное состояние определяется касательным напряжением, то опасной точкой будет точка, в которой касательное напряжение имеет наибольшее значение и т.д.

Эквивалентное напряжение – σ_v это напряжение, действующее в эквивалентном напряженном состоянии.

Эквивалентное напряженное состояние – одноосное напряженное состояние при растяжении или сжатии, равноопасное с заданным напряженным состоянием. На рисунке 2.2 представлено напряженное состояние точки.

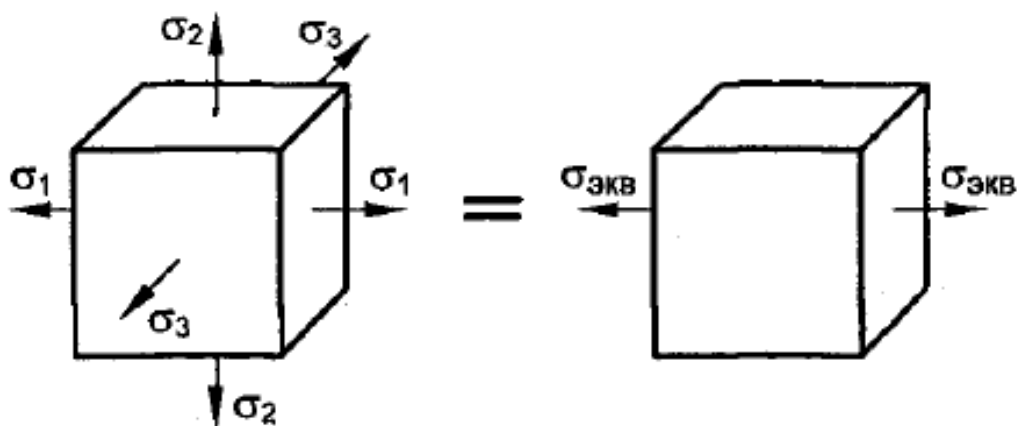


Рисунок 2.2 – Напряженное состояние точки:

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения, $\sigma_{\text{экв}}$ – эквивалентные напряжения

Для определения эквивалентного напряжения через главные напряжения $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$, определяющие заданное напряженное состояние, на основе принятых гипотез были разработаны критерии прочности, называемые в литературе классическими, а так как они основываются на механических показателях, то их часто называют механическими критериями прочности. Таким образом, под критериями прочности понимаются гипотезы, определяющие условия перехода материала в опасное состояние. Сущность теорий прочности состоит в создании ме-

тодов, позволяющих оценивать прочность деталей при сложных напряженных состояниях, если известны механические характеристики материала при простом растяжении или сжатии.

2.2.1 Теория наибольших нормальных напряжений

Согласно первой теории за критерий разрушения материала принимается наибольшее по абсолютной величине главное напряжение. Точка, в которой наибольшее по абсолютной величине главное напряжение достигается предельного значения, считается опасной. При расчетах прочности конструкций наибольшее главное напряжение не должно превышать допускаемого нормального напряжения $[\sigma]$, которое устанавливается при испытаниях на растяжение или сжатие образцов из данного материала. Критерий прочности по первой теории записывается в следующем виде [56]:

$$\sigma_1 \leq [\sigma]_p; \sigma_3 \leq [\sigma]_c, \quad (2.1)$$

где σ_1, σ_3 – главные напряжения, МПа;

$[\sigma]_p$ – допускаемые напряжения при простом растяжении, МПа;

$[\sigma]_c$ – допускаемые напряжения при простом сжатии, МПа.

В данной теории учитывается лишь одно главное напряжение, при этом другие не учитываются. Опытная проверка показывает, что эта теория позволяет получить удовлетворительные результаты только для очень хрупких материалов. Для пластичных материалов результаты расчетов и экспериментов не сходятся. В настоящее время данная теория прочности практически не используется.

2.2.2 Теория наибольших относительных удлинений

Во второй теории прочности в качестве критерия разрушения принимается наибольшее относительное удлинение. Точка считается опасной, если в ней наибольшее относительное удлинение достигает предельного значения. При расче-

тах величина наибольшего относительного удлинения при любом напряженном состоянии не должна превышать допускаемого значения $[\varepsilon]$, устанавливаемого при простом растяжении образцов из данного материала.

Уравнение прочности по второму критерию записывается в следующем виде:

$$\varepsilon_1 \leq [\varepsilon], \quad (2.2)$$

где ε_1 – наибольшая главная деформация, %;

$[\varepsilon]$ – допускаемое значение линейной деформации, %.

Подставляя обобщенный закон Гука в условия прочности через главные напряжения и подставляя значения ε_1 , $[\varepsilon]$ получим:

$$\sigma_1 - \mu(\sigma_2 + \sigma_3) \leq [\sigma]_p, \quad (2.3)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения, МПа;

$[\sigma]_p$ – допускаемые напряжения при простом растяжении, МПа;

μ – коэффициент Пуассона.

Таким образом вторая теория прочности учитывает все три главных напряжения. Опытная проверка показывает, что вторая теория прочности применима только к хрупким материалам и дает сравнительно удовлетворительные результаты для серых чугунов. Также критерий предполагает, что материал имеет одинаковое сопротивление простому растяжению и сжатию. В настоящее время данная теория практически не используется.

2.2.3 Теория наибольших касательных напряжений

Согласно третьей теории прочности точка считается опасной, если в ней наибольшее касательное напряжение достигает предельного значения. При расчетах величина наибольшего касательного напряжения при любом напряженном состоянии не должна превышать допускаемого значения $[\tau]$, устанавливаемого при простом растяжении образцов из данного материала. Уравнение прочности по третьему критерию записывается в следующем виде [56]:

$$\tau_{max} \leq [\tau], \quad (2.4)$$

где $[\tau]$ – допускаемые касательные напряжения, МПа;

τ_{max} – максимальные касательные напряжения, МПа.

Используя теорию напряженного состояния третий критерий прочности можно записать в следующем виде:

$$\sigma_1 - \sigma_3 \leq [\sigma], \quad (2.5)$$

где σ_1, σ_3 – главные напряжения, МПа;

$[\sigma]$ – допускаемые напряжения, МПа.

Данная теория имеет хорошие результаты для пластичных материалов, одинаково работающих на растяжение и сжатие. Касательные напряжения при пластической деформации тесно связаны с необратимыми сдвигами в кристаллической решетке. Таким образом, критерий наибольших касательных напряжений предполагает разрушение материала путем сдвига и скольжения его частей относительно друг друга.

2.2.4 Теория удельной потенциальной энергии формоизменения

Согласно четвертой теории в качестве критериев прочности принимается наибольшая величина удельной потенциальной энергии формоизменения. Опасной считается точка, в которой удельная потенциальная энергия формоизменения достигает предельного значения. При расчетах величина наибольшей удельной потенциальной энергии формоизменения при любом напряженном состоянии не должна превышать допускаемого значения $[u_{of}]$, определяемого про простом растяжении образцов из данного материала. Уравнение прочности по четвертому критерию можно записать в следующем виде [56]:

$$u_{ofmax} \leq [u_{of}], \quad (2.6)$$

где $[u_{of}]$ – предельная величина удельной потенциальной энергии формоизменения, Дж;

u_{ofmax} – максимальная величина удельной потенциальной энергии формоизменения, Дж.

Выражая условие 2.6 через главные напряжения получим:

$$\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - (\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1)} \leq [\sigma], \quad (2.7)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения, МПа;

$[\sigma]$ – допускаемые напряжения, МПа.

Данный критерий был сформулирован М. Губером в 1904 году и продолжена Р. Мизесом и Г. Генки. Так как формоизменение элемента связано со сдвигами и касательными напряжениями, то четвертая и третья теории прочности оказываются достаточно близки между собой (максимальное расхождение составляет 13% [37]). При этом оба критерия предполагают, что материал одинаково работает на растяжение и на сжатие. Предпочтительное использование четвертой теории в расчетах связано с тем, что величина эквивалентного напряжения в условиях прочности не зависит от присвоения индексов главным напряжениям, т.е. не требуется обязательного уяснения, какое из главных напряжений является наибольшим, а какое наименьшим.

2.2.5 Теория прочности Мора-Кулона

Особенностью пятой теории прочности является то, что она не содержит критерияльных гипотез. Теория Мора-Кулона полностью основывается на обобщении результатов экспериментов.

Условие прочности по критерию Мора-Кулона можно получить с помощью кругов (круги Мора), устанавливающие графическую связь напряжений $\tau_\alpha, \sigma_\alpha$ с углами α наклона площадки к оси x . Любое напряженное состояние в точке можно представить на плоскости $\tau_\alpha, \sigma_\alpha$ кругами Мора, из которых просто находятся положения главных площадок и величины главных напряжений.

Для плоского напряженного состояния уравнения, определяющие нормальные и касательные напряжения на наклонной площадке, имеют следующий вид [56]:

$$\sigma_{\alpha} = \sigma_x \cos^2 \alpha + \sigma_y \sin^2 \alpha - \tau_{xy} \sin 2\alpha, \quad (2.8)$$

$$\tau_{\alpha} = \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \sin 2\alpha + \tau_{xy} \cos 2\alpha, \quad (2.9)$$

где τ_{α}, τ_{xy} – касательные напряжения, МПа;

σ_x, σ_y – нормальные напряжения, МПа;

α – угол наклона, град.

Уравнения 2.8, 2.9 можно представить в следующем виде:

$$\left(\sigma_{\alpha} - \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \right)^2 + \tau_{\alpha}^2 = \left[\sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2} \right]^2, \quad (2.10)$$

где τ_{α}, τ_{xy} – касательные напряжения, МПа;

σ_x, σ_y – нормальные напряжения, МПа;

α – угол наклона, град.

Уравнение 2.10 является уравнением окружности в плоскости $\sigma_{\alpha}, \tau_{\alpha}$ с центром, отстоящим от начала координат на $a = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2}$, и радиусом

$R = \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2}$. На рисунке 2.3 представлена визуализация уравнения 2.10.

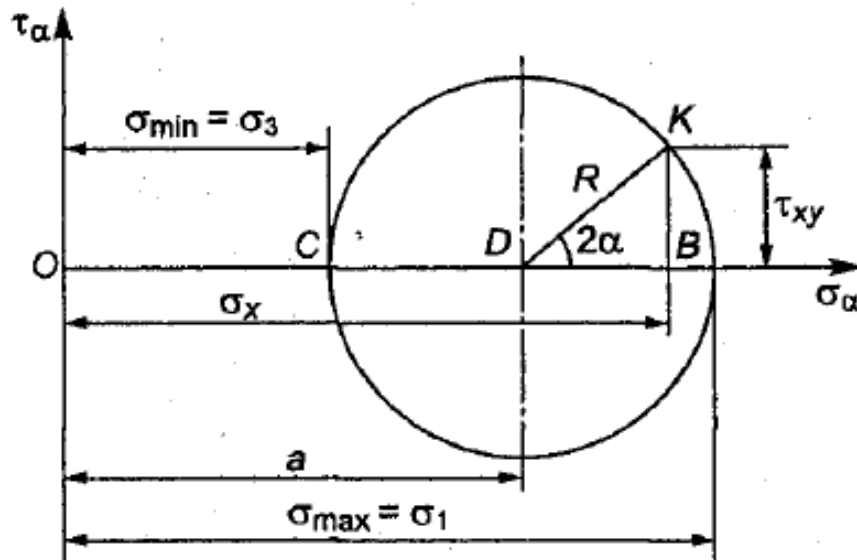


Рисунок 2.3 – Иллюстрация уравнения 2.10

Графическое представление напряжений было разработано Мором в 1882 г. и носит название круга Мора или круга напряжения.

Пересечение круга Мора с осью σ_α определяет главные напряжения при плоском напряженном состоянии:

$$\sigma_{max} = \sigma_1 = a + R = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2}, \quad (2.11)$$

$$\sigma_{max} = \sigma_3 = a - R = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} - \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2}\right)^2 + \tau_{xy}^2}, \quad (2.12)$$

где τ_{xy} – касательные напряжения, Па;

σ_x, σ_y – нормальные напряжения, Па;

a – расстояние до центра окружности, м;

R – радиус окружности, м;

σ_1, σ_3 – главные напряжения, Па.

Каждая точка на окружности изображает напряжения в некотором сечении. Координаты точки K , показанной на рисунке 2.7, представляют нормальное напряжение σ_x и касательное напряжение τ_{xy} , действующее на наклонной площадке, расположенной под углом α к оси x . На круге Мора угловая координата каждой точки равняется двойному углу, отсчитываемому от оси σ_α (напряжение σ_1). Круг напряжений позволяет по известным главным напряжениям находить нормальные и касательные напряжения, действующее в сечениях, расположенных под заданным углом к главным площадке, а также по известным нормальным и касательным напряжениям, действующим в заданном сечении, находить главные напряжения и их направления.

В общем случае объемного напряженного состояния на гранях элементарного параллелепипеда, выделенного в окрестности исследуемой точки, действуют три главных напряжения $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$, что показано на рисунке 2.4.

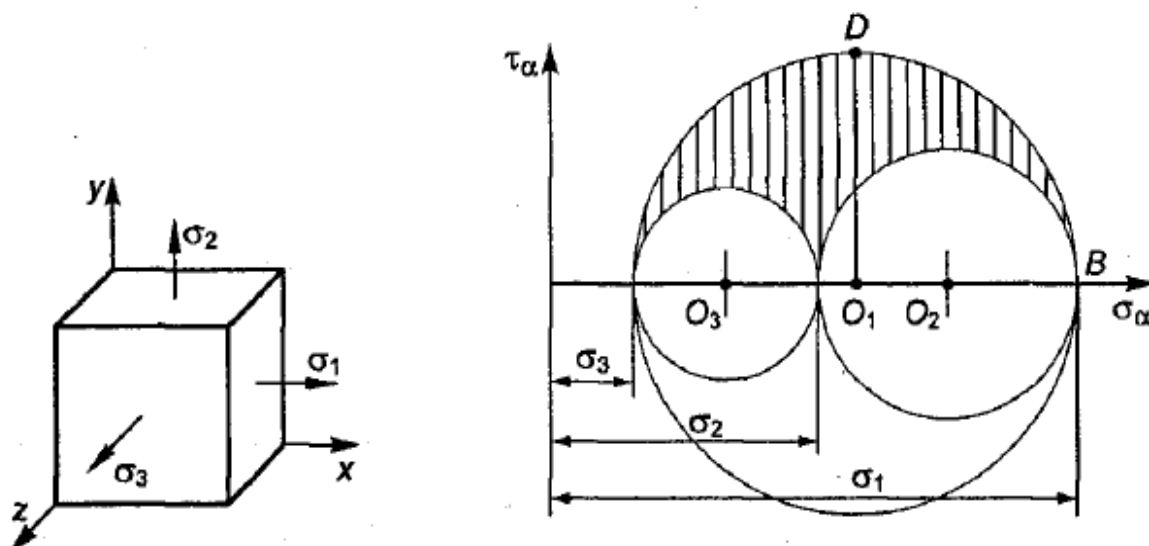


Рисунок 2.4 – Иллюстрация напряженного состояния

Каждый круг Мора определяет напряжения на площадках, параллельных осям x , y , z . Так, напряжения на площадках, параллельных напряжению σ_1 , изображается кругом Мора, построенного на главных напряжениях $\sigma_2 - \sigma_3$, и напряжения на площадках, параллельных σ_3 , изображаются кругом Мора, построенного напряжения $\sigma_1 - \sigma_2$. Максимальное касательное и нормальное напряжения в исследуемой точке определяются точками B и D большого круга. Заштрихованная область является геометрическим местом точек, определяющим нормальные и касательные напряжения на площадках общего назначения.

Таким образом, три круга Мора с заключенной между ними областью полностью определяют напряженное состояние в данной точке. Разрабатывая свою теорию, Мор полагал, что при одинаковом нормальном напряжении на площадках наиболее вероятное разрушение будет на той, на которой касательное напряжение наибольшее. Такие площадке определяются точками большого круга, построенного на главных напряжениях $\sigma_1 - \sigma_3$. Поэтому Мор считал, что промежуточное напряжение σ_2 не влияет на прочность, которая в общем случае напряженного состояния зависит только от величины и знака наибольшего и наименьшего главных напряжений. Согласно опытам, погрешность в оценке прочности, связанная с не учётом промежуточного главного напряжения, не превышает от 12 до 15 %.

Если у напряженного состояния, изображенного на рисунке 2.8, одновременно увеличивается все компоненты, пока напряженное состояние не достигнет предельного, при котором произойдет или разрушение образца, или в нем появятся пластические деформации. По результатам подобных опытов с другими напряженными состояниями можно построить на плоскости $\sigma_\alpha, \tau_\alpha$ семейство больших кругов Мора для соответствующих предельных состояний и вычертить их общую огибающую. Огибающая предельных кругов зависит от свойств материала и является его механической характеристикой. Учитывая большие технические сложности построения огибающей для напряженного состояния, когда все три главных напряжения являются растягивающими, на практике ее строят по результатам двух опытов – на растяжение и сжатие, при этом огибающую заменяют прямой касательной к окружностям.

Условие прочности по теории Мора можно записать в следующем виде [56]:

$$\sigma_1 - k\sigma_3 \leq [\sigma]_p, \quad (2.13)$$

где $[\sigma]_p$ – допустимое напряжение на растяжение, МПа;

σ_1, σ_3 – главные напряжения, МПа;

k – коэффициент, характеризующий неодинаковое сопротивление материала при простом растяжении и сжатии.

Если материал имеет одинаковые пределы прочности при растяжении и сжатии, то $k=1$ и формула 2.13 совпадает с уравнением 2.5, полученной по третьему критерию прочности.

В практических расчетах по допускаемым напряжениям в сложном напряженном состоянии критерий прочности Мора используется для материалов, имеющих различные механические характеристики при растяжении и сжатии. Для материалов, имеющих одинаковые механические характеристики при растяжении и сжатии, применяются третий и четвертый критерий прочности.

Следует отметить, что для напряженных состояний всестороннего сжатия критерий прочности Мора иногда приводит к отрицательным значениям эквивалентных напряжений. Такому результату формально дается следующее объяснение. Если эквивалентное напряжение равно 0, то напряженное состояние считается

равноопасно ненапряженному, а если эквивалентное напряжение меньше 0, его следует полагать менее опасным, чем ненапряженное.

Таким образом из разобранных классических критериев прочности для анализа прочности интерметаллической прослойки подходит теория Мора-Кулона. Для титановой и алюминиевой составляющих композиционного материала подходит теория Губера-Мизеса-Генки.

2.3 Решение задач методом конечных элементов

Метод конечных элементов позволяет приближенно решать довольно широкий спектр задач, которые математически формулируются в виде дифференциальных уравнений или в вариационной постановке.

Исходным объектом для применения МКЭ является материально тело, которое разбивается на отдельные части – конечные элементы.

В результате разбиения тела образуется сетка из границ элементов и точки пересечения этих границ образуют узлы. На границах и внутри элементов могут быть созданы дополнительные узловые точки. Совокупность из всех конечных элементов образует конечно-элементную модель деформируемого тела. Дискретная модель должна максимально полно покрывать область исследуемого объекта.

Выбор типа, формы и размера конечного элемента зависит от формы тела и вида напряженно-деформированного состояния. Стержневой КЭ применяется для моделируется одноосного напряженного состояния при растяжении (сжатии), а также в задачах о кручении или изгибе. Двумерный КЭ в виде треугольника или четырехугольной пластины используется для моделирования плоского деформированного состояния. Трехмерной КЭ в виде тетраэдра, шестигранника или призмы служит для анализа объемного напряженного состояния. Для расчета изгиба пластины берется соответствующий плоский КЭ, а для расчета оболочки используется оболочечный КЭ или также изгибаемый плоский элемент. В тех зонах деформируемого тела, где ожидается большие градиенты напряжений, нужно применять более мелкие КЭ или элементы большого порядка.

При расчете различных задач МКЭ в рассматриваемой области необходимо определить материалы элементов и задать их свойства. Так, в задач напряженно-деформированного состояния (НДС) необходимо задать упругие свойства и коэффициент Пуассона. Если же предполагается пластическое течение, то появляется необходимость задания истинных диаграмм растяжения, которые аппроксимируются билинейными или мультилинейными кривыми. При нагревании тела необходимо задать коэффициент теплового расширения. Для динамических задач необходимо задать плотность материала и, возможно, коэффициент вязкого демпфирования.

Состояние тела характеризуется конечным числом независимых параметров, определенных в узлах конечно-элементной сетки. Такие параметры называются степенями свободными. В задачах с деформируемыми телами в качестве степеней свободы принимаются перемещения узлов. В задачах теплопроводности степенями свободы являются температуры узлов.

Координаты узлов, перемещения узлов и произвольных точек элементов, силы и другие объекты могут определяться в различных системах отсчета (системах координат). В алгоритме МКЭ используется общая (глобальная) система координат, привязанная ко всей конечно-элементной модели и местные (локальные) системы координат, связанные с конкретными конечными элементами, в силу чего их называют элементными системами отсчета. Переход от одной системы отсчета к другой производится с помощью матриц преобразования [57].

В деформационной задаче число степеней свободы одного узла зависит от типа задачи и от системы отсчета. На рисунке 2.5 показан узел i , имеющей в общей системе координат x, y, z три степени свободы, оставляющих узловой вектор степени свободы (перемещений).

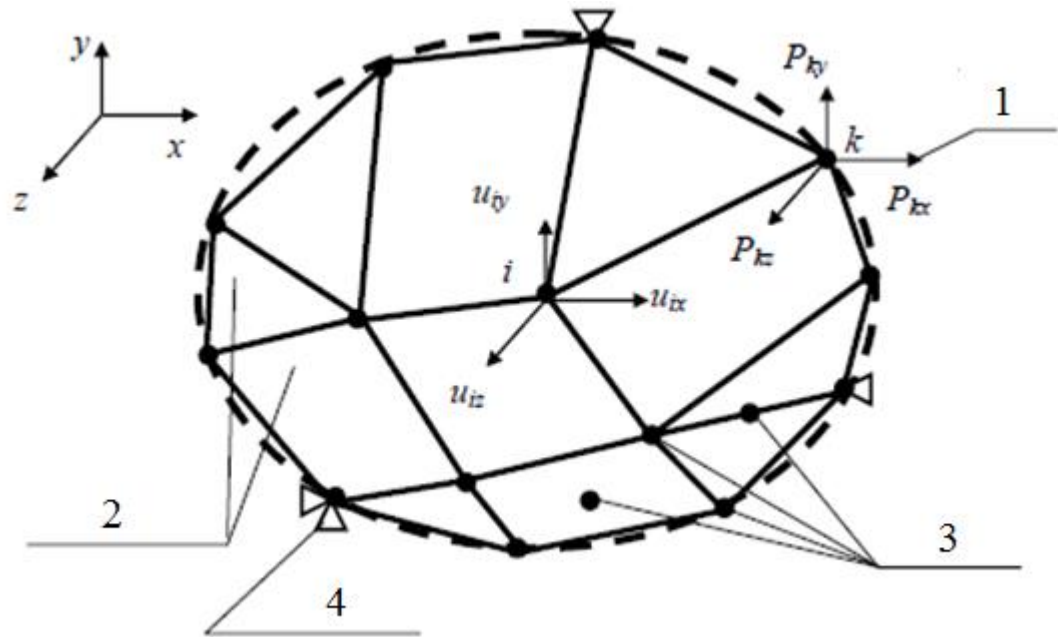


Рисунок 2.5 – Схема конечного элемента: 1 – узловые силы; 2 – конечные элементы; 3 – узлы; 4 – связи; i – узел; u_{ix} , u_{iy} , u_{iz} – векторы узловых перемещений; P_{kx} , P_{ky} , P_{kz} – векторы узловых сил

Интерполяция перемещений выполняется с помощью множества кусочно-непрерывных функций, называемыми функциями формы. Каждая функция формы отлична от нуля только в области одного «своего» конечного элемента, равна единице в одном узле этого элемента и равна нулю во всех других узлах. На рисунке 2.6 показана схема интерполяции поля перемещений на примере одномерной задачи деформирования стержня AB . Для одномерных конечных элементов строятся линейные функции формы. Конечные элементы с линейной аппроксимацией называются элементами первого порядка или симплекс-элементами. Элемент, для которого используются функции формы в виде многочлена второй степени, называются одномерными квадратичными, или одномерными элементами второго порядка. Степень полиномов, используемых в качестве функций формы, определяют порядок конечного элемента. Выбор порядка аппроксимации накладывает определенные условия на количество узлов элемента.

В статических задачах задаваемые перемещения (связи) должны исключать возможность перемещения нагруженной конструкции как абсолютно твердого

тела. Только в этом случае разрешающая система уравнений для элементов будет иметь единственное решение. Эта математическая особенность отражает физический факт, что действующие на свободное тело уравновешенные силы в статических задачах не определяют однозначного перемещения из-за неопределенности смещения его как твердого тела. Динамические задачи могут решаться без наложения связей – перемещения.

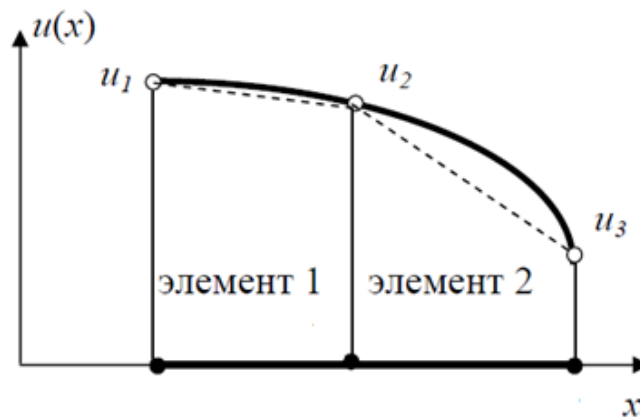


Рисунок 2.6 – Схема интерполяции одномерной задачи деформирования стержня: u_1, u_2, u_3 – перемещение узлов

В задачах теплопроводности граничные условия первого рода – заданные узловые температуры (связи) учитываются так же, как и заданные перемещения в деформационной задаче.

Для нестационарных задач должны быть определены начальные условия. В динамических задачах деформирования нужно знать для некоторого момента времени начальные положения и начальные скорости всех точек тела. В нестационарной задаче теплопроводности требуется знать для некоторого начального момента времени начальное поле температур.

В задаче деформирования после определения глобального вектора степеней свободы находят элементные векторы узловых перемещений. Через них путем интерполяции с помощью функций формы вычисляются перемещения любых точек элементов. Для стержневых элементов находят вектора, а затем методами сопротивления материалов вычисляют внутренние силы, моменты и напряжения. Для

плоских и объемных элементов, дифференцируя аппроксимирующие функции перемещений внутри элементов, находят деформации и по закону Гука вычисляют напряжения.

Для конечных элементов первого порядка с линейной интерполяцией перемещений величины деформаций и напряжений внутри элементов получаются постоянными, следовательно, на межэлементных границах эти величины будут иметь разрывы. Для квадратичных элементов и элементов более высокого порядка с нелинейной интерполяцией перемещений величины деформаций и напряжений внутри элементов вычисляются обычно приближенно. На границах элементов при таком подходе поля деформаций и напряжений имеют конечные разрывы. С целью уточнения результатов вычислений применяют различные способы усреднения. Например, в выбранном узле берут среднюю величину узловых значений напряжений, найденных для всех элементов, примыкающих к этому узлу. Более точные результаты получаются с помощью теорий сопряженной аппроксимации [58, 59].

В динамической задаче общий вектор узловых перемещений и все другие указанные выше величины (деформация, напряжения, реакции) находятся как функции времени. В задаче теплопроводности через найденные узловые температуры, используя аппроксимирующие функции формы, можно определить температуру любой точки, градиенты температур и потоки тепла. В нестационарной задаче теплопроводности все указанные выше величины определяются как функции времени.

Решение МКЭ поставленной краевой задачи осуществляется программой *ANSYS* в три этапа. На первом этапе создается основа конечно-элементной модели исследуемого объекта. Этот этап включает в себя следующие процедуры:

а) Устанавливается физически тип задачи (механика деформируемого твердого тела, теплопередача, гидродинамика и т.д.), производится соответствующая настройка программы.

б) Выбирается тип конечного элемента в зависимости от размерности объекта и других его свойств. Могут быть заданы некоторые характеристики элементов.

в) Выбирается материал объекта и указываются все его необходимые свойства. Свойства могут быть заданы с клавиатуры или импортированы из библиотеки материалов *ANSYS*. Заданные свойства определяют модель материала (линейно-упругий, упруго-пластичный, билинейный и т.д.), что влияет на выбор определяющих уравнений МКЭ.

г) Строится геометрическая твердотельная модель объекта. В классическом *ANSYS* для этого используется программный модуль *PREP7*. В *Workbench* используется модуль *Design Modeler*. Геометрическая модель может быть экспортирована из какого-либо *CAD*-пакета.

д) Геометрическая модель разбивается на конечные элементы. При разбивке могут быть заданы различные параметры сетки.

е) В случае контактной задачи устанавливаются контактные пары, определяются модуль контакта и ее характеристики.

Второй этап – наложение на модель необходимых физических условий и решение задачи – состоит из трех основных шагов:

а) Задаются граничные условия – силы, перемещения (связи) и пр.

б) Выбирается тип анализа (статический, динамический, модальный и т.д.) Возможен выбор метода решения системы уравнений МКЭ и задание параметров вычислительных процедур (числа шагов нагружения, числа итераций и др.).

в) Осуществляется решение системы уравнений, полученной методом МКЭ.

В результате решения формируется файл результатов, который содержит вектор найденных степеней свободы (узловых перемещений, узловых температур и т.д.)

Третий этап – анализ результатов расчета. Рассчитанный МКЭ физические величины (перемещения, деформации, напряжения, температуры и др.) представляются в графическом окне *ANSYS* в виде картинок, таблиц, графиков, анимаций. Все эти результаты можно записать в соответствующие файлы.

При выполнении рассмотренных выше этапов решения задачи программа *ANSYS* создает в памяти компьютера базу заданных, содержащую полную информацию о модели. Эту базу данных можно сохранить в бинарном файле использовать для продолжения анализа.

Таким образом сущность метода конечных элементов заключается в разбиении геометрического тела на узлы, обладающих различными степенями свободы. Дальнейшим этапом для каждого узла решается и идет аппроксимация результатов. В общем сущность просе делится на три этапа: подготовка к расчету, расчет, анализ результатов расчета.

Выводы к главе 2:

а) Проведен краткий обзор современных *CAE* – продуктов. Выявлено, что компьютерное моделирование является мощным современным средством, активно используемое в последняя время конструкторами и учеными. В качестве продукта для исследования в данной работе выбран комплекс *ANSYS*.

б) Проведен анализ классических критериев прочности. Для оценки прочности интерметаллической прослойки выбрана теория Мора-Кулона. Для анализа прочности титана и алюминия выбрана теория Губера-Мизеса-Генки.

в) Изучены основные особенности метода конечных элементов. Выявлены основные этапы расчета методом конечных элементов в программном комплексе *ANSYS*. В общем случае решение задачи методом МКЭ проходит в три этапа: подготовка к расчету, расчету и анализу результатов расчета.

3 Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного материала

3.1 Задание модели поведения материалов, построение геометрической модели, разбивка на конечные элементы

Программный комплекс *ANSYS* для своих расчетов использует диаграмму деформирования материала. При этом следует обратить внимание, что диаграмма деформирования должна быть построена в истинных напряжениях и деформациях, кроме того, в координатах «интенсивность напряжений – интенсивность деформаций». Это, так называемая, обобщенная диаграмма деформирования, которая считается справедливой для любых напряженных состояний в точке (в которой главные напряжения $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$). Следует помнить, однако, что разрушение, как ножницами, отсекает эту диаграмму в разных точках в зависимости от напряженного состояния. Общая тенденция такова – чем больше среднее напряжение по отношению к интенсивности напряжений, тем меньше интенсивность пластической деформации на момент разрушения.

Удачным обстоятельством является то, что диаграмма деформирования, полученная при одноосном напряженном состоянии (простое растяжение), совпадает с обобщенной диаграммой [60].

Самое адекватное ввести в расчет реальную, экспериментально полученную, диаграмму деформирования. Однако существует несколько методов её аппроксимации разной степени приближения. В данной работе используется билинейная диаграмма деформирования. Для её задания необходимо вычислить тангенциальный модуль упругости согласно формуле [60]:

$$E_T = \frac{\sigma_B(1+1,4\psi) - \sigma_T}{-\ln(1-\psi) - \varepsilon_T}, \quad (3.1)$$

где σ_B – напряжение временного сопротивления, МПа;

σ_T – напряжение предела текучести, МПа;

ψ – относительное сужение, %;

ε_T – деформация предела текучести, %;

E_T – тангенциальный модуль упругости, МПа.

Механические характеристики, используемые для расчета тангенциального модуля упругости представлены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Характеристики материалов, используемые для расчета модели поведения

Материал	σ_b , МПа	σ_T , МПа	ψ , %	E_T , МПа	ε_T , %
АМг5М	360,0	200,0	38,0	710,0	0,2
ВТ1-0	460,0	370,0	63,0	1120,0	0,2

Физико-механические характеристики компонентов композиционного материала, используемые непосредственно в расчете, представлены в таблице 3.2. Стоит отметить недостаток данных о механических характеристиках интерметаллида $TiAl_3$ связанный с тем, что статическое испытание данного материала не проводилось. Механические характеристики данного компонента определялись сторонними методами, такими, как вдавление индентора и др. В связи с этим в расчете используется линейное поведение данного компонента. Для оценки прочности для интерметаллида $TiAl_3$ по теории Мора-Кулона необходим предел прочности материала при сжатии. В литературе [11] имеются данные, о пределе прочности при сжатии интерметаллида, и он составляет 354 МПа.

Таким образом рассчитана и задана билинейная модель поведения для материалов АМг5М и ВТ1-0 и линейная модель поведения для интерметаллида $TiAl_3$.

Таблица 3.2 – Физико-механические характеристики компонентов, используемые непосредственно в расчете

Материал	σ_b , МПа	σ_T , МПа	E , ГПа	E_T , МПа	Коэффициент Пуассона, μ	$\sigma_{b.сж}$, МПа
ВТ1-0	460,0	370,0	112,0	500,0	0,34	-
АМг5М	360,0	200,0	71,0	740,0	0,33	-
$TiAl_3$	1200,0	980,0	235,0	-	0,17	354,0

Схемы расчета будет соответствовать схемам испытания на изгиб по ГОСТ 14019-2003 [29], но с некоторыми допущениями. Для образца толщиной 5 мм ГОСТ 14019-2003 предусматривает следующие параметры эксперимента:

- а) диаметр оправки составляет 10 мм;
- б) расстояние между опорами от 22,5 до 27,5 мм;
- в) скорость деформации не должна превышать 15 мм/мин;
- г) ориентировочная длина образца составляет от 130 до 180 мм.

При формировании геометрической схемы расчета приняты следующие допущения по конфигурации эксперимента:

- а) для облегчения задачи длина образца уменьшена до 40 мм;
- б) упрощена геометрическая модель композиционного материала;
- в) для избегания контактов поверхностей и облегчения расчета опоры заменены шарнирными креплениями, а оправка заменена нагрузкой, направленной на поверхность, длина которой равна диаметру оправки.

Учитывая выше сказанное разработана следующая геометрическая схема расчета, представленная на рисунке 3.1.

Геометрическая конфигурация образца композиционного материала представлена на рисунке 3.2.

С целью определения влияния расстояния между алюминиевыми составляющими, а, следовательно, и между интерметаллическими прослойками на максимальную деформацию, не приводящей к разрушению образца, расстояние, *а* будет изменяться.

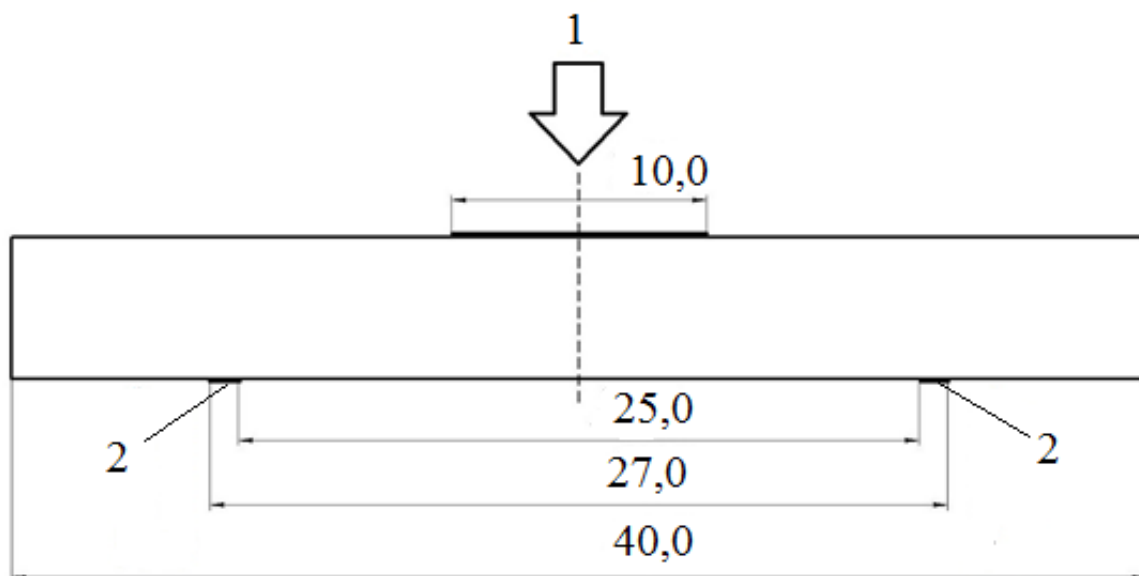


Рисунок 3.1 – Схема приложения нагрузки:

1 – нагрузка; 2 – площадки для шарнирного крепления

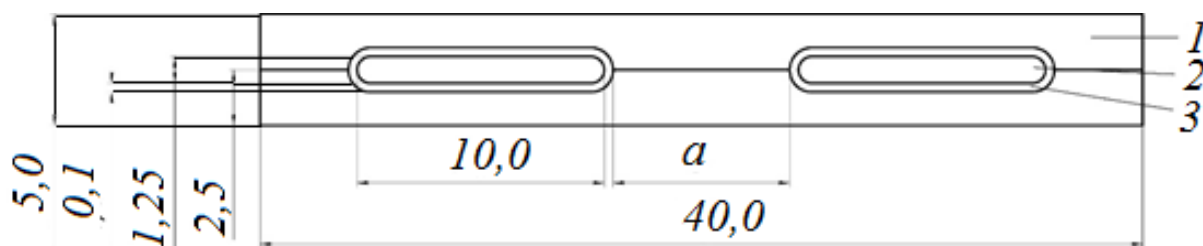


Рисунок 3.2 – Геометрическая конфигурация композиционного материала:

1 – ВТ1-0; 2 – АМг5М; 3 – TiAl_3 ; a – расстояние между интерметаллическими прослойками

В таблице 3.3 представлена конфигурации схем расчета.

Таблица 3.3 – Конфигурации схем расчета

Схема эксперимента	1	2	3	4
a , мм	9,8	11,8	13,8	14,8

Дальнейшим этапом подготовки к расчету является разбивка геометрической модели на конечные элементы. Для титановой и алюминиевой составляющей композиционного материала шаг разбивки составляет $0,1 \text{ мм}^2$, а для интерметаллической прослойки TiAl_3 шаг разбивки составляет $0,0125 \text{ мм}^2$. Общее количество элементов для всех схем расчета составило 83740. На рисунке 3.3 показан фрагмент сетки конечных элементов модели в области интерметаллической прослойки.

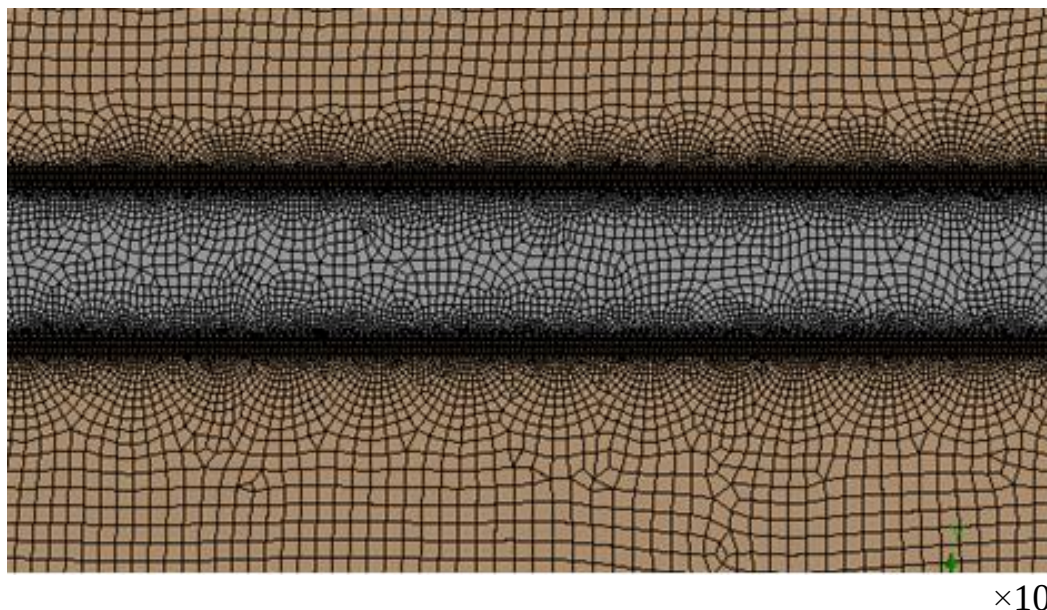


Рисунок 3.3 – Фрагмент сетки конечных элементов модели в области интерметаллической прослойки

Таким образом были заданы модели поведения материалов, входящих в состав композиционного материала. Построена твердотельная геометрическая модель и произведена разбивка модели на конечные элементы.

3.2 Анализ напряженно-деформированного состояния модели композиционного материала

3.2.1 Анализ напряженно-деформированного состояния первой схемы расчета

Первая схема расчета повторяет реально проведенный эксперимент и необходима для подтверждения выбранного критерия прочности. Расстояние между прослойками интерметаллидов составляет 9,8 мм. При этом в работе [18] подтверждено, что разрушения материала происходит при коэффициенте запаса прочности 0,7 и что разрушения титана и алюминия не происходит, а слабым элементом является интерметаллическая прослойка. В данной работе за разрушение будет приниматься момент достижения критического значения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки. Приняты следующие допущения при расчете:

- а) упрощение геометрии композиционного материала;
- б) игнорирование межслойных эффектов;
- в) игнорирование температурных эффектов;
- г) игнорирование земной гравитации;
- д) в расчетной модели оправка и опоры заменены креплениями и силовой нагрузкой;
- е) модель композиционного материала выполнена в двухмерной конфигурации.

В первой схеме модель плавно нагружалась до 80 МПа в течение 10 секунд.

На рисунках 3.4 и 3.5 представлены график изменения коэффициента запаса прочности согласно гипотезе Мора-Кулона для интерметаллической прослойки и эпюра его распределения в момент достижения критического значения. Критическое значение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки наступало на 6,8 секунде нагрузки.

На рисунках 3.6 и 3.7 представлены график изменения коэффициента запаса прочности по гипотезе Губера-Мизеса-Генки для титана и алюминия, и эпюра его распределения на 6,8 секунде.

Анализ эпюры показал, что минимальное значение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия имеют верхние и нижние слои титана, значение коэффициента запаса прочности при этом составляет 1.47.

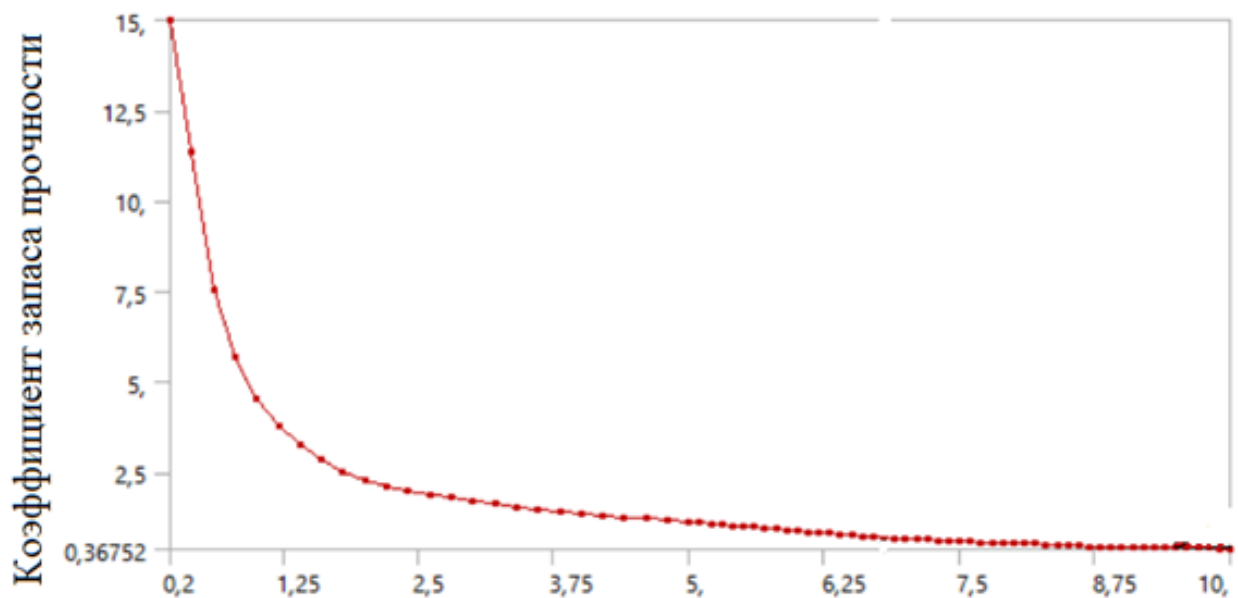


Рисунок 3.4 – График изменения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

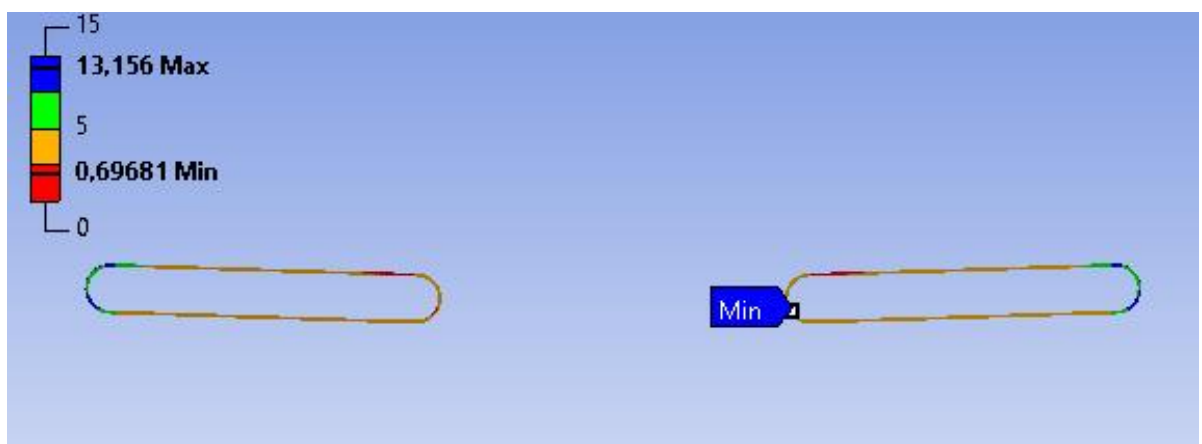


Рисунок 3.5 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

На рисунке 3.8 показаны эпюра перемещений по оси y на 6,8 секунде. Прогиб составил 0,35 мм, угол прогиба при этом составил 4,6 градусов, что отклоняется от результата реального эксперимента на 13 %.

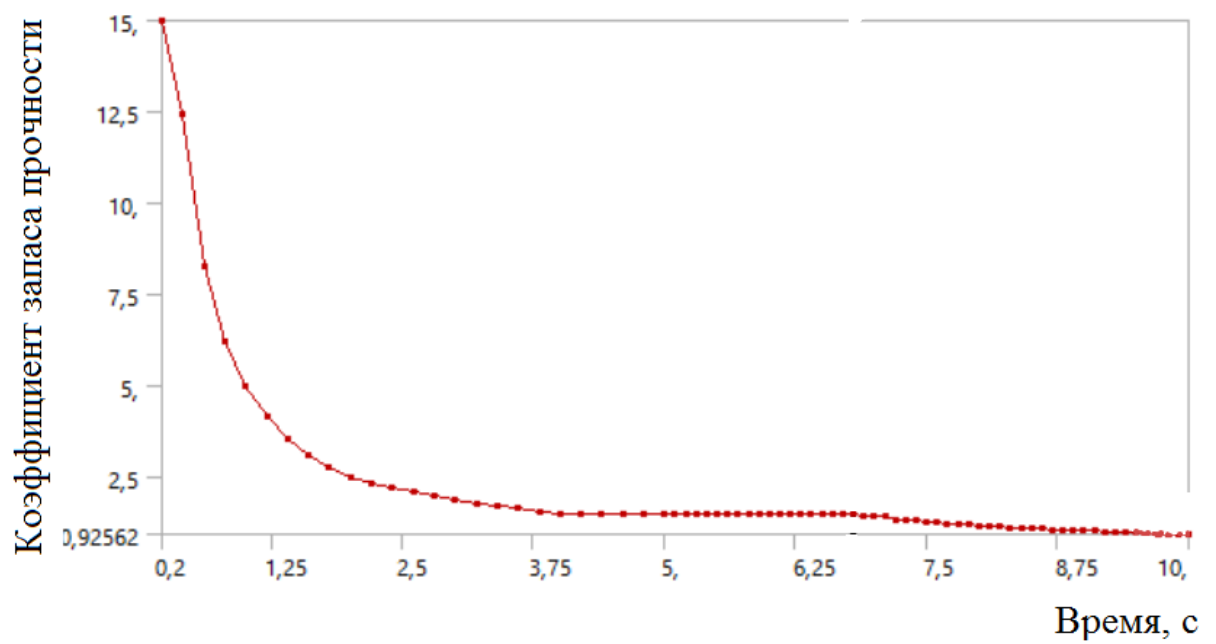


Рисунок 3.6 – График изменения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

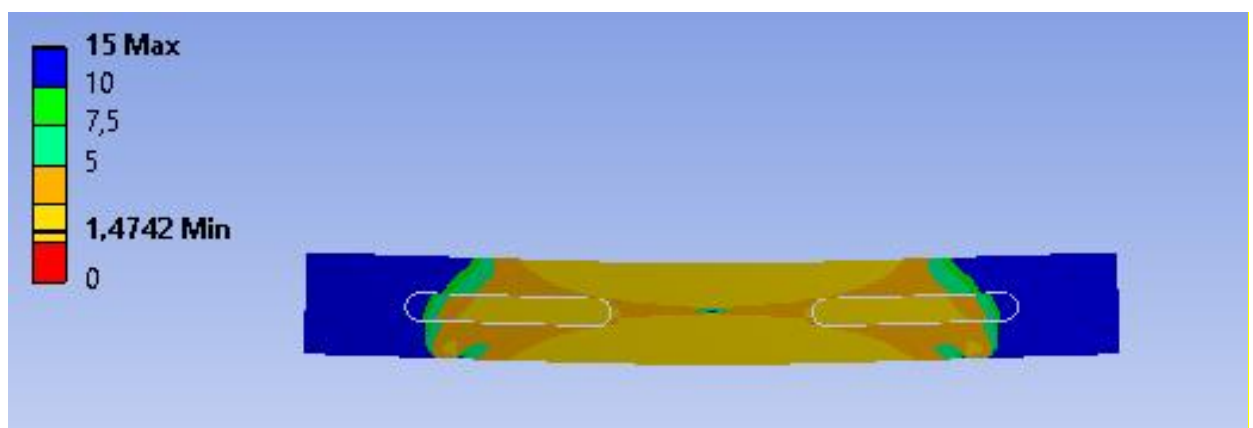


Рисунок 3.7 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

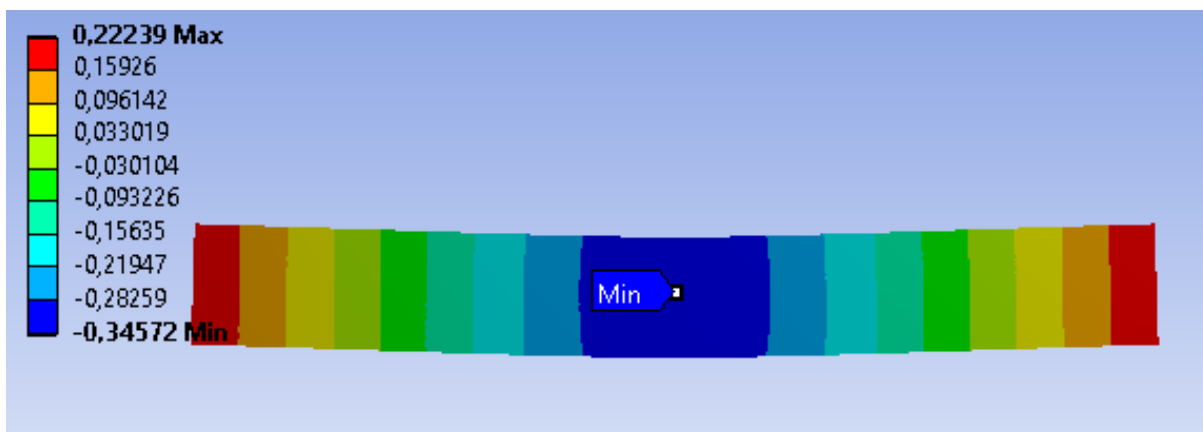


Рисунок 3.8 – Эпюра перемещений по оси у

Таким образом результаты реального эксперимента и выбранной расчетной модели отклоняются на 13 %, что является удовлетворительным результатом.

3.2.2 Анализ напряженно-деформированного состояния второй схемы расчета

Во второй схеме расчета расстояние между увеличено на 2 мм и составляет 11,8 мм. Модель плавно нагружалась до 80 МПа в течении 30 секунд. На рисунках 3.9 и 3.10 представлены график изменения коэффициента запаса прочности согласно гипотезе Мора-Кулона для интерметаллической прослойки и эпюра его распределения в момент достижения критического значения. Критическое значение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки наступало на 21,6 секунде нагрузки.

На рисунках 3.11 и 3.12 представлены график изменения коэффициента запаса прочности по гипотезе Губера-Мизеса-Генки для титана и алюминия, и эпюра распределения его на 21,6 секунде нагружения.

Анализ эпюры показал, что минимальное значение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия имеют верхние и нижние слои титана, значение коэффициента запаса прочности при этом составляет 1.33.

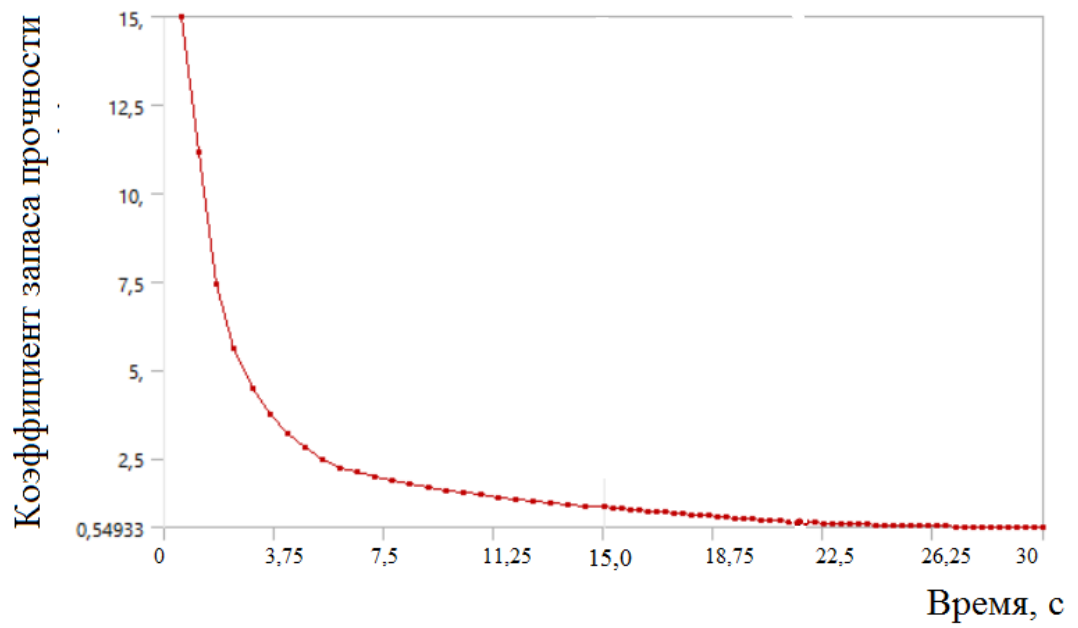


Рисунок 3.9 – График изменения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

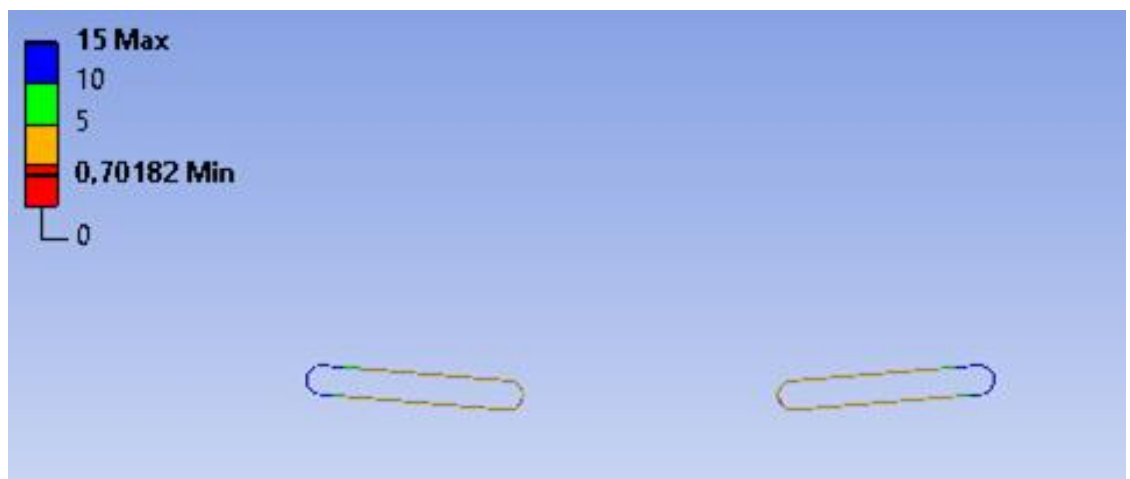


Рисунок 3.10 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

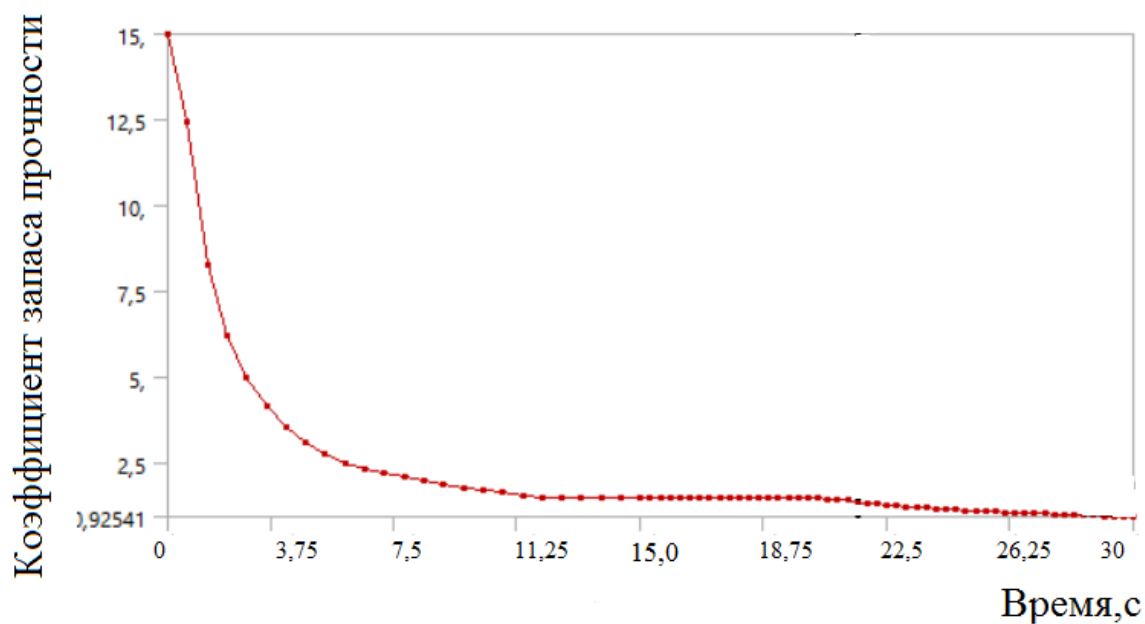


Рисунок 3.11 – График изменения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

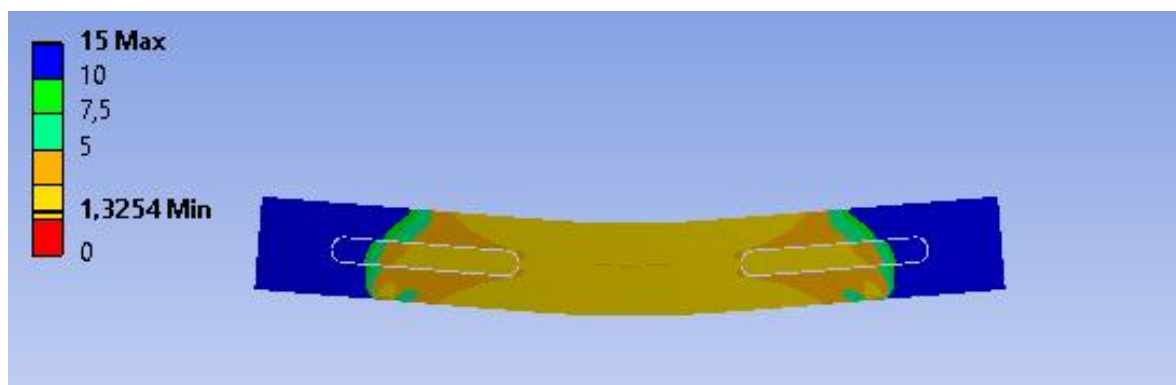


Рисунок 3.12 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

На рисунке 3.13 показаны эпюры перемещений по оси y на 21,6 секунде. Прогиб составил 0,96 мм, угол прогиба при этом составил 11,8 градусов.

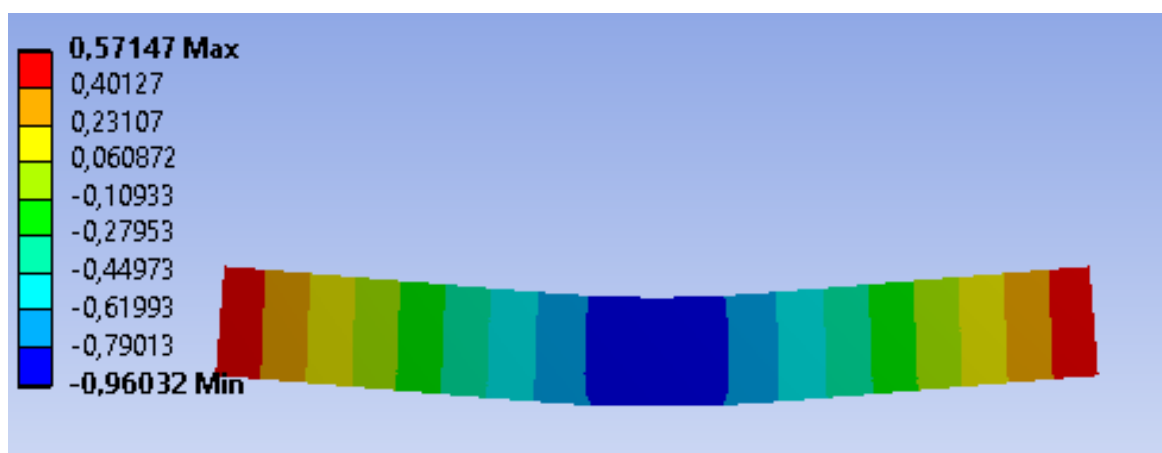


Рисунок 3.13 – Эпюра перемещений по оси у

Таким образом с увеличением расстояния между интерметаллическими прослойками с 9,8 мм до 11,8 мм угол прогиба увеличился на 7,2 градуса.

3.2.3 Анализ напряженно-деформированного состояния третьей схемы расчета

В третьей схеме расчета расстояние между увеличено на 2 мм и составляет 13,8 мм. Модель плавно нагружалась до 80 МПа в течении 40 секунд. На рисунках 3.14 и 3.15 представлены график изменения коэффициента запаса прочности согласно гипотезе Мора-Кулона для интерметаллической прослойки и эпюра его распределения в момент достижения критического значения. Критическое значение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки наступало на 32,75 секунде нагрузки.

На рисунках 3.16 и 3.17 представлены график изменения коэффициента запаса прочности по гипотезе Губера-Мизеса-Генки для титана и алюминия, и эпюра распределения его на 32,75 секунде нагружения.

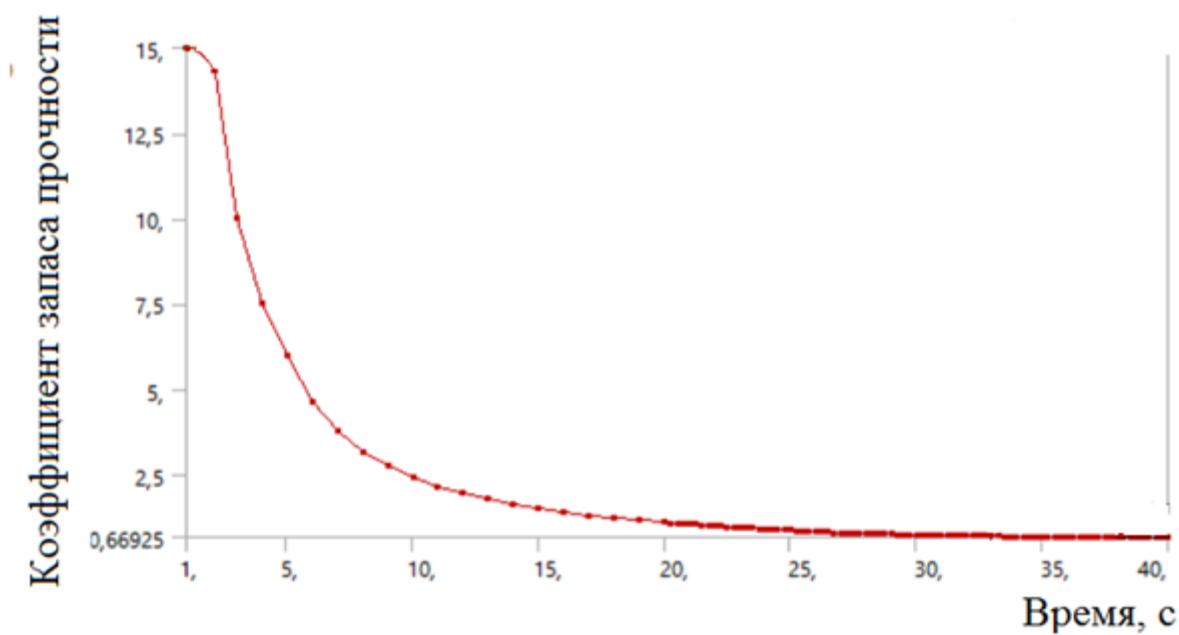


Рисунок 3.14 – График изменения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

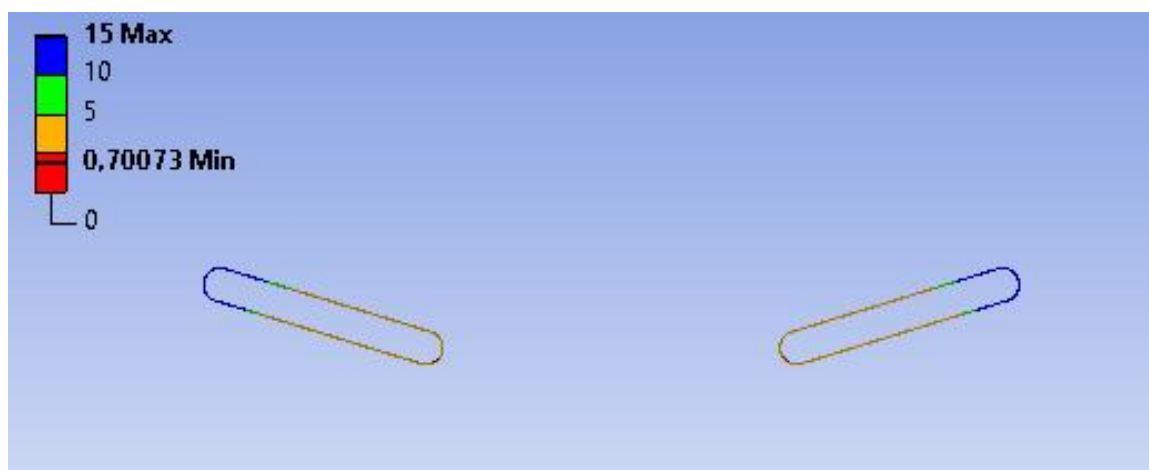


Рисунок 3.15 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

Анализ эпюры показал, что минимальное значение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия имеют верхние и нижние слои титана, значение коэффициента запаса прочности при этом составляет 1.09.

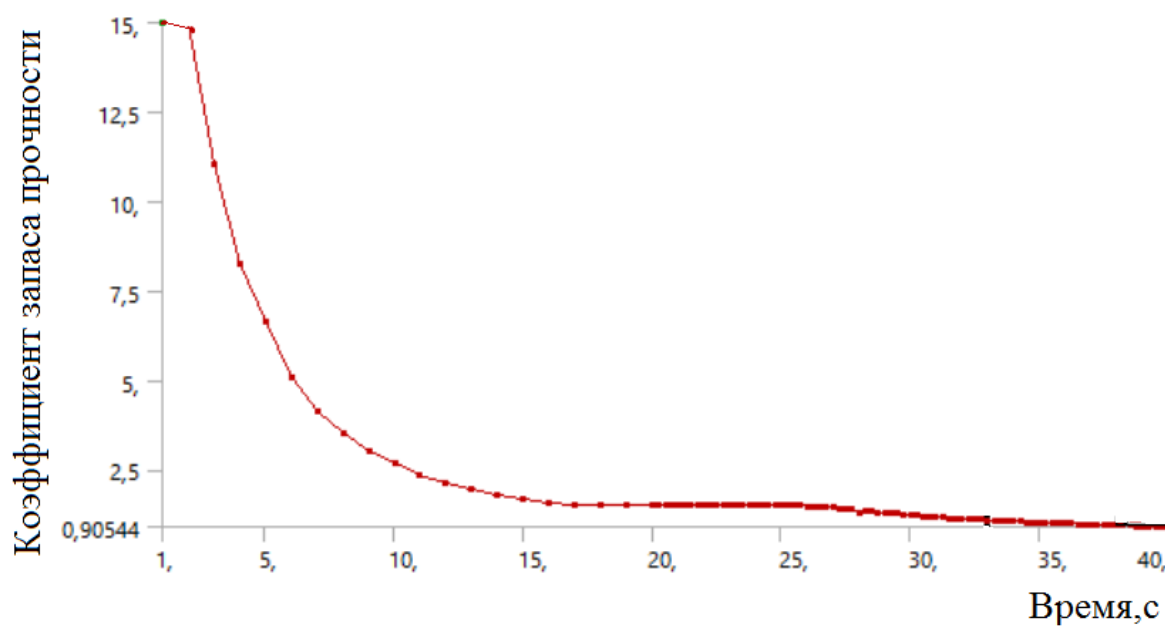


Рисунок 3.16 – График изменения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

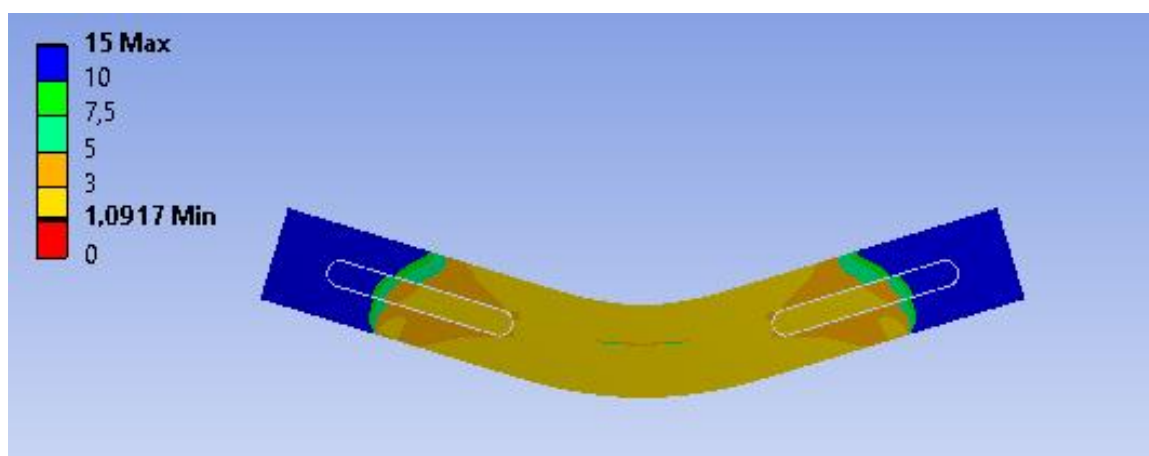


Рисунок 3.17 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

На рисунке 3.18 показаны эпюра перемещений по оси y на 32,75 секунде. Прогиб составил 3,51 мм, угол прогиба при этом составил 39,3 градуса.

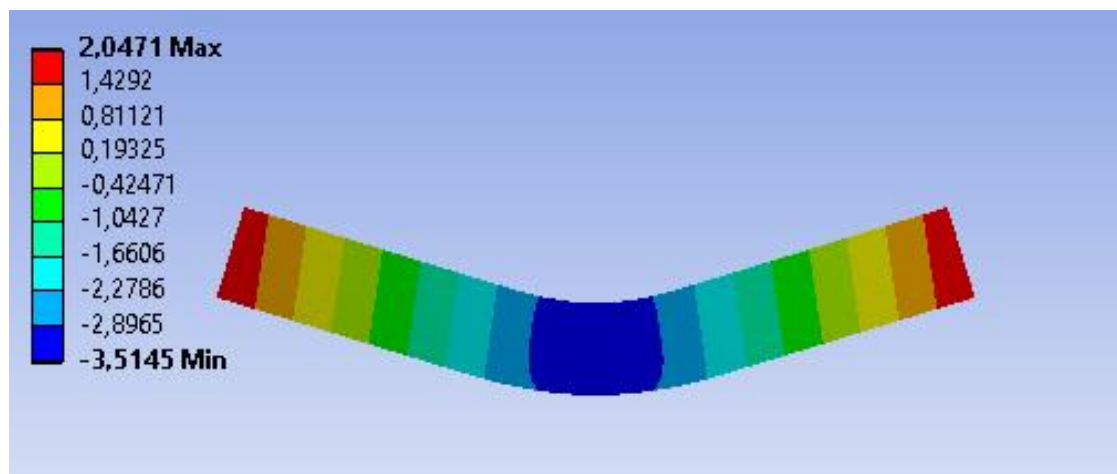


Рисунок 3.18 – Эпюра перемещений по оси y

Таким образом с увеличением расстояния между интерметаллическими прослойками с 11,8 мм до 13,8 мм угол прогиба увеличился на 32,1 градуса. Анализ трех схем расчета показывает, что зависимость максимального угла прогиба от расстояния между интерметаллическими прослойками имеет нелинейную зависимость. Для адекватной оценки в четвертой схеме расчета расстояние между прослойками будет увеличено на 1 мм, а не на 2 мм.

3.2.4 Анализ напряженно-деформированного состояния четвертой схемы расчета

В четвертой схеме расчета расстояние между увеличено на 1 мм и составляет 14,8 мм. Модель плавно нагружалась до 100 МПа в течении 40 секунд. На рисунках 3.19 и 3.20 представлены график изменения коэффициента запаса прочности согласно гипотезе Мора-Кулона для интерметаллической прослойки и эпюра его распределения в момент достижения минимального значения.

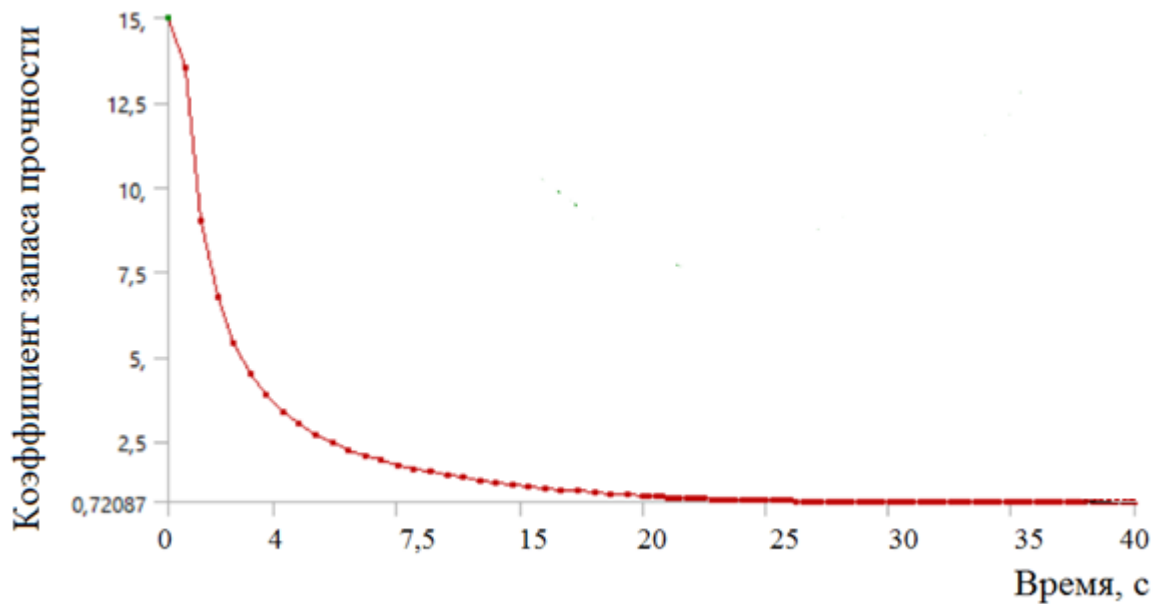


Рисунок 3.20 – График изменения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

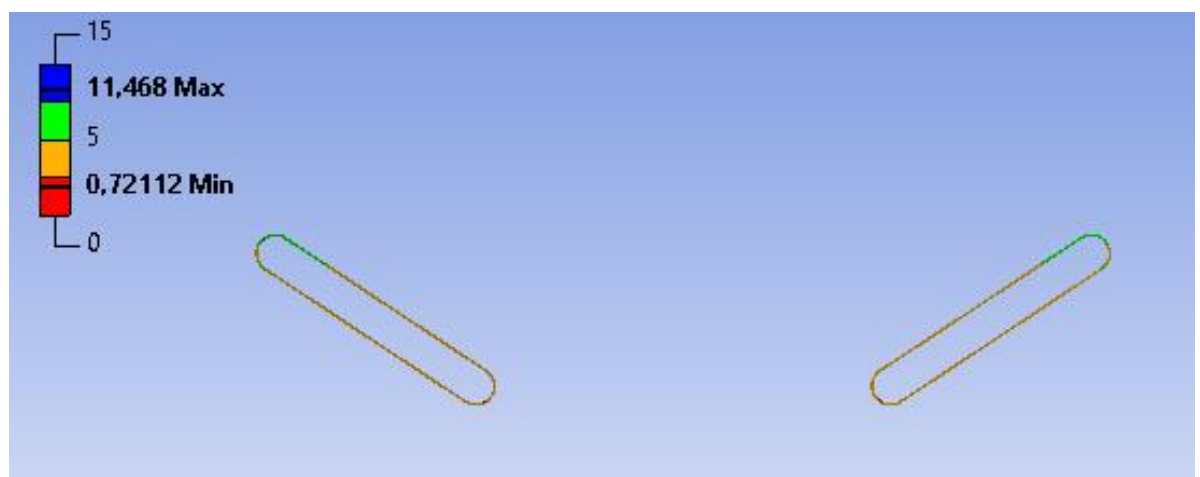


Рисунок 3.21 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки

В четвертой схеме расчета достижения критического значения прочности для интерметаллической прослойки не произошло. После достижения значения 0,72 на 33,5 секунде расчета оно начало медленно повышаться. На рисунках 3.22 и 3.23 представлены график изменения коэффициента запаса прочности по гипотезе Губера-Мизеса-Генки для титана и алюминия, и эпюра распределения его на 33,5 секунде нагружения.

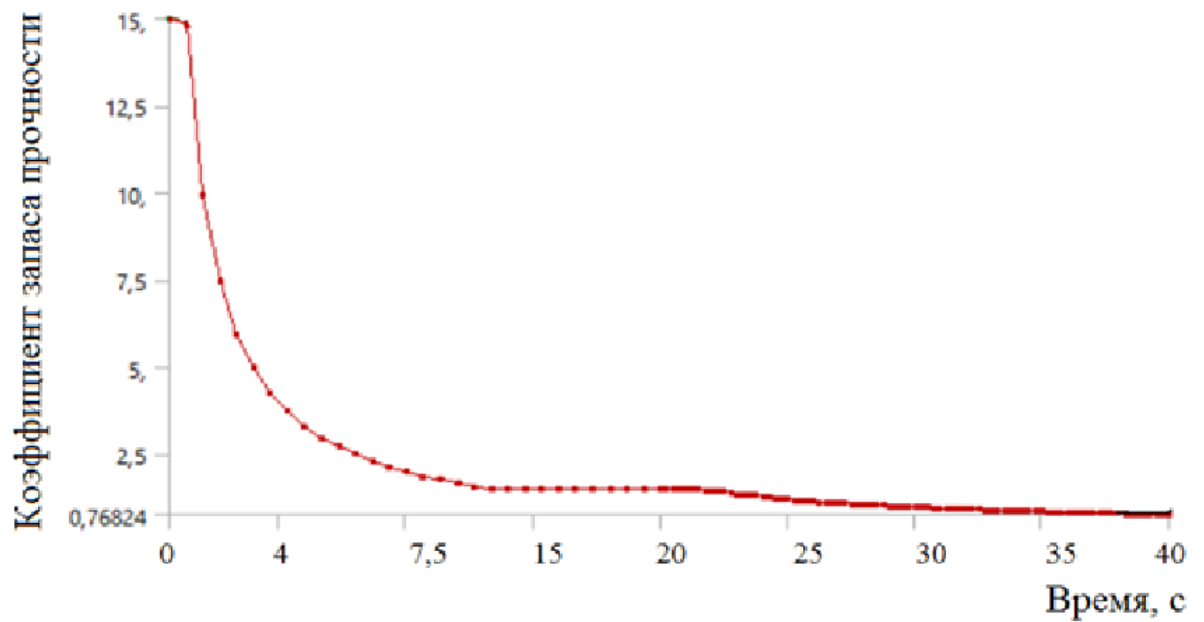


Рисунок 3.22 – График изменения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

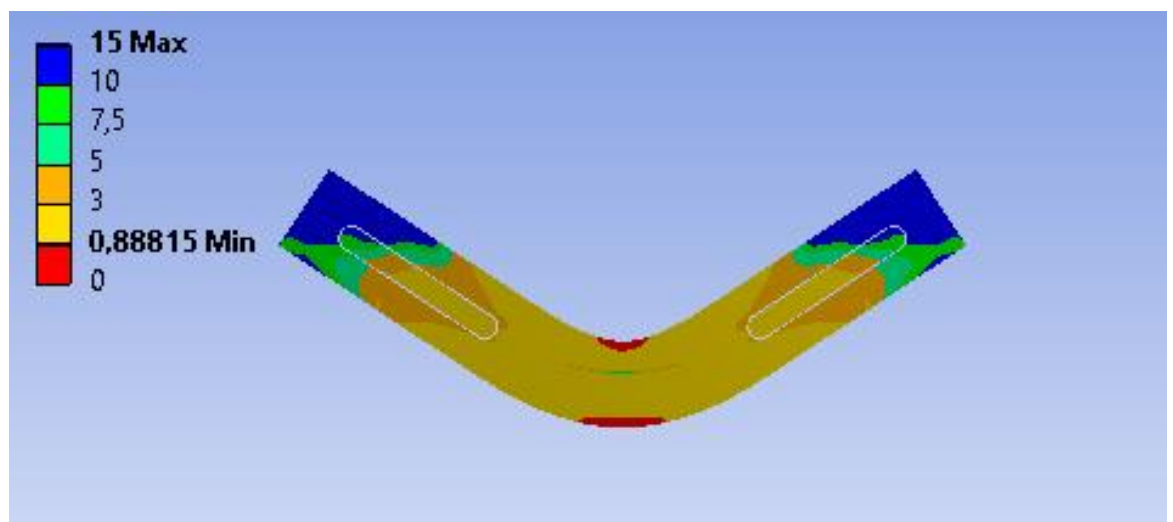


Рисунок 3.23 – Эпюра распределения коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

Анализ эпюры показал, что в момент достижения минимального значения коэффициента запаса прочности для интерметаллидов минимальное значение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия имеют верхние и нижние слои титана, значение коэффициента запаса прочности при этом составляет 0,89.

На рисунке 3.24 показаны эпюра перемещений по оси y на 33,5 секунде. Прогиб составил 6,8 мм угол прогиба при этом составил 73,6 градуса.

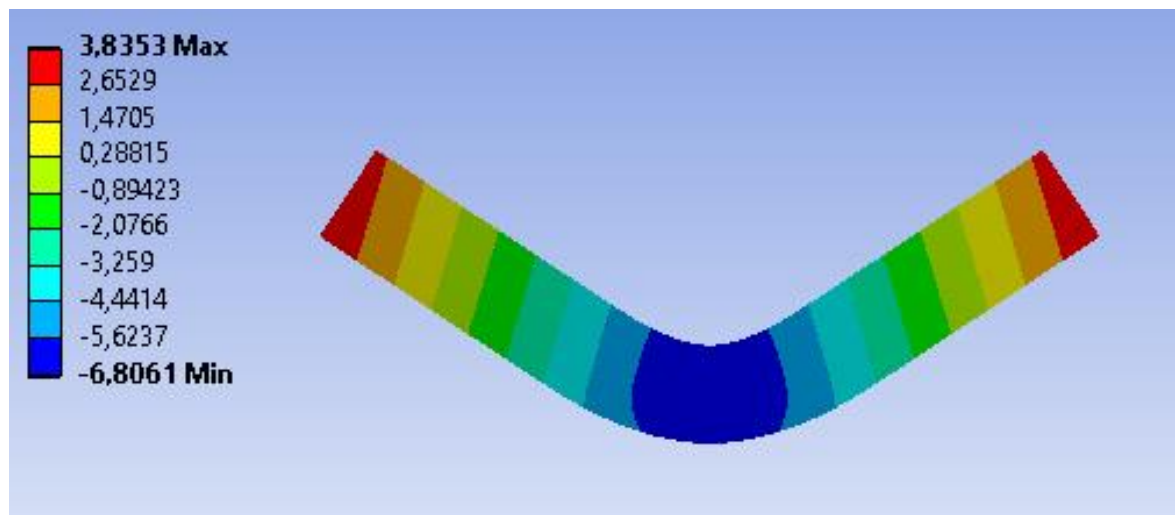


Рисунок 3.24 – Эпюра перемещений по оси у

Таким образом с увеличением расстояния между интерметаллическими прослойками с 13,8 до 14,8 не приводит к разрушению интерметаллической прослойки. Минимальное значение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки составляет 0,72 и достиглось на 33,5 секунде расчета. Далее значение коэффициента запаса прочности увеличивалось. Угол прогиба на 33,5 секунде расчета составил 73,6 градуса. Максимальный угол прогиба в данной схеме составил 123,4 градуса, при этом коэффициент запас прочности для интерметаллической прослойки составил 0,74, а для титана и алюминия 0,76.

3.2.5 Обобщение результатов расчета

Обобщая результаты расчета можно сделать вывод о том, что с увеличением расстояния между интерметаллическими прослойками максимальный угол прогиба увеличивался в близкой к параболической зависимости. На рисунке 3.25 представлена зависимость максимального угла прогиба от расстояния между интерметаллическими прослойками по четырем схемам расчета.

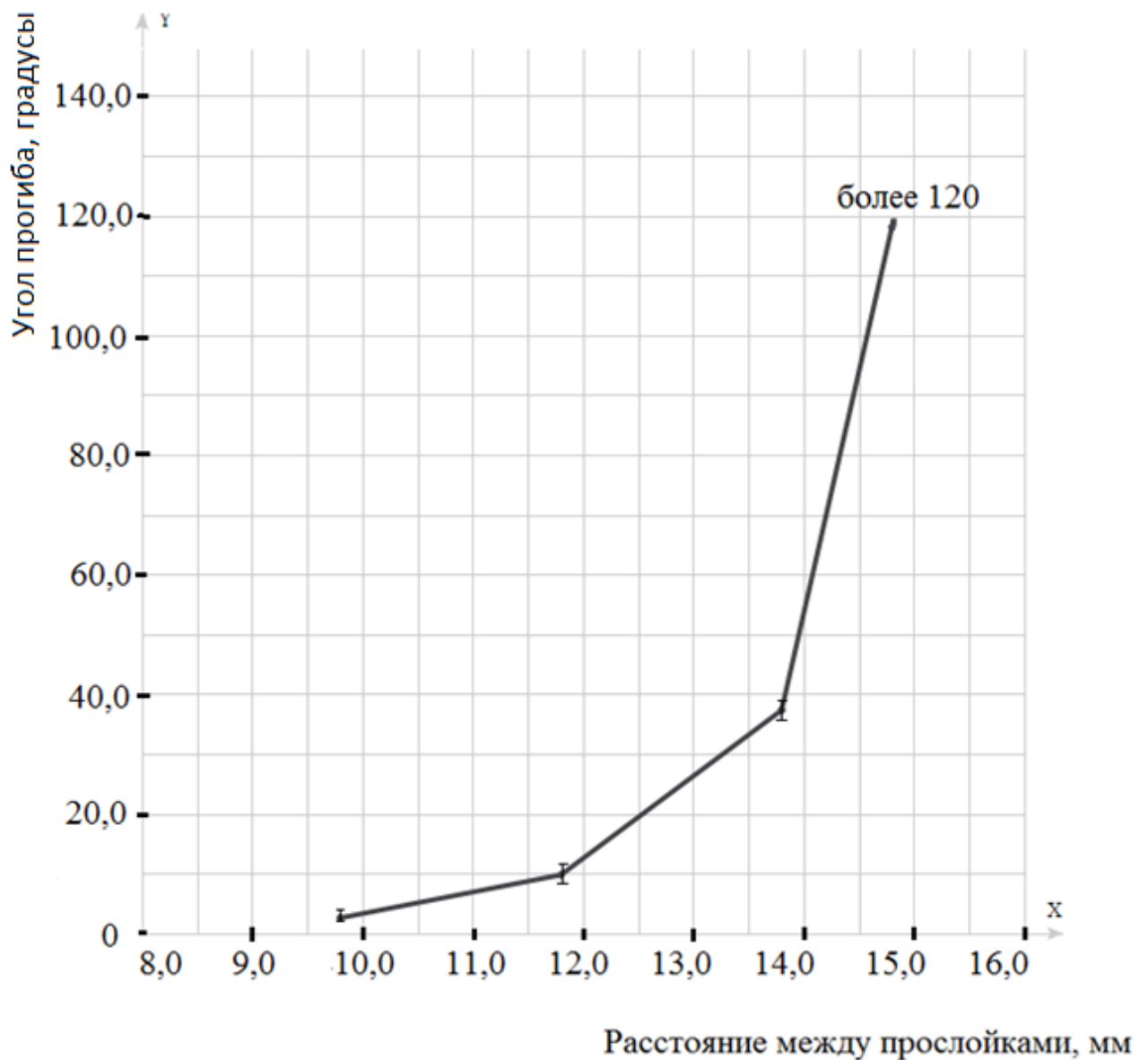


Рисунок 3.25 – Зависимость угла прогиба от расстояния между интерметаллическими прослойками

Из рисунка 3.25 видно, что зависимость угла прогиба от расстояния между интерметаллическими прослойками имеет нелинейный характер, схожий с параболической зависимостью.

Обобщенные результаты данных четырех схем расчета представлены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Обобщённые результаты расчетов

Схема расчета	1	2	3	4
Расстояние между прослойками, мм	9,8	11,8	13,8	14,8
Коэффициент запаса прочности для интерметаллидов	0,7	0,7	0,7	0,72
Коэффициент запаса прочности для титана и алюминия	1,47	1,33	1,09	0,89
Прогиб, мм	0,35	0,96	3,51	6,8
Угол прогиба, град	4,6	7,2	39,3	120

Таким образом, минимальное расстояние между интерметаллическими прослойками, при котором они не оказывают влияния на максимальный угол прогиба, составляет 14,8 мм. При этом угол прогиба составляет более 120 градусов.

Выводы к главе 3:

а) Разработано четыре схемы расчета напряженно-деформированного состояния композиционного материала системы титан-алюминий. Схема модели составлялись на основе ГОСТ 14019-2003. Обозначены основные допущения при расчете.

б) Проведен расчет первой схемы, показавшей, что результаты расчета разработанной схемы разнятся с результатами эксперимента на 13 %. Таким образом обозначена достоверность результатов расчета с выбранными условиями и допущениями.

в) Проведен расчет второй, третьей и четвертой схемы. Результаты расчета показали, что с увеличением расстояния между интерметаллическими прослойками угол прогиба расчет с зависимостью, близкой к параболической. При расстоянии между прослойками 14,8 мм критическое значение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки не достигается. Максимальный угол прогиба в данной схеме составил 123,4 градуса, при этом коэффициент запаса прочности для интерметаллической прослойки составил 0,74, а для титана и алюминия 0,76.

Заключение

В результате проведенного исследования в рамках данной магистерской диссертации был выполнен анализ структуры и физико-механических свойств композиционного материала системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением.

В результате аналитического обзора композиционных материалов системы титан-алюминий было выявлено, что данной системе свойственен широкий спектр интерметаллических соединений. Выявлено, что на основе системы Ti-Al возможно образование соединений Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$, $TiAl_3$, Ti_5Al_3 , Ti_9Al_{23} и Ti_5Al_{11} , но в процессе термической обработки энергетически выгодно образование соединения $TiAl_3$. Данные соединения обладают высокой прочностью, но достаточно хрупки. Было изучено влияние интерметаллических компонентов на комплекс свойств и механизм разрушения композиционных материалов. Присутствие сплошного интерметаллического слоя приводит к значительному охрупчиванию композиционного материала, что может привести к разрушению при изгибающих нагрузках как под воздействием механического воздействия, так и термического. Проанализирован исследуемый композиционный материал, представляющий собой слоистую конфигурацию титановых слоев и промежуточной перфорированной пластиной алюминия. Рассмотрено влияние параметров термической обработки на кинетику роста интерметаллических компонентов. Выявлено, что с повышением температуры идет интенсификация роста интерметаллических слоев, однако при температуре, выше температуры плавления алюминия идет расслоение композита. Максимальная толщина прослойки 100 мкм получена при выдержке в течение 11520 минут при температуре 630 °C. Изучена зависимость прочности композиционного материала от толщины интерметаллической прослойки. Максимальная прочность составляет 640 МПа при толщине прослойки 100 мкм. Изучены прочностные показатели композиционного материала в зависимости от температуры. Повышением температуры способствует снижению прочностных характеристик. Снижение же температуры, наоборот, приводит к повышению прочности.

Выявлено что, перспективным и активно используемым в настоящее время, метод компьютерного моделирования позволяет достаточно точно спрогнозировать комплекс физико-механических характеристик исследуемых материалов. Перспективным продуктом исследования конструкций и материалов является комплекс *ANSYS*. Данный комплекс использует метод конечных элементов.

Была разработана схема оценки технологичности материала на основе ГОСТ 14019-2003. Обозначены основные допущения разработанной схемы. Отклонение результатов расчета разработанной схемы от реальных экспериментов составляет 13 %. Проведен анализ зависимости расстояния между интерметаллическими прослойками на максимальный угол прогиба материала. При расстоянии между прослойками 14,8 мм критическое значение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки не достигается.

По результатов работы написано две статьи [61, 62] в системе Российского индекса научного цитирования (РИНЦ).

Список литературы

1. **Тюшляева, Д. С. Изучение влияния термообработки на металлические слоистые материалы, полученные сваркой взрывом** [Текст] / Д. С. Тюшляева // Инновации в материаловедении и металлургии: материалы III междунар. интерактив. науч.-практ. конф., - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. - С. 128-130.
2. **Коржов, В.П. Структура и высокотемпературная прочность при изгибе многослойного композиционного материала из интерметаллидов титана с алюминием** [Текст] / В.П. Коржов, М.И. Карпов // Вестн. Тамб. ун-та. Сер. Естественные и технические науки, 2013. - Вып. 4 (2). - С. 1673-1675.
3. **Способ получения композиционного материала** [Текст]: пат. 2522505 Рос. Федерация, МПК В32В7/04, В32В15/01, В23К20/08 / Розен А.Е., Крюков Д.Б., Гуськов М.С. [и др.]; заявитель и патентообладатель ООО Инженерно-Технологический Центр «Сварка». - № 2013119389/02; заявл. 26.04.2013; опубл. 20.07.14, Бюл. № 20. - 9 с.
4. ***Ternary Alloys*** [Text] \ Ed. G. Petzow, G. Effenberg. Weinheim: VCH, 1990. - V. 3. - 646 p.
5. **Клоптов, А.А. Система Ti-Al. Симметричные аспекты** [Текст] / А.А. Клоптов, М.Г. Дементьева, А.И. Долидчик [и др.]. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, Алтайский гос. тех. ун-т., 2006. - №2, том 3, - С. 112- 120
6. **Корнилов, И. И. Титан. Источники, составы, свойства, металлохимия и применение** [Текст] / И. И. Корнилов. - М.: Наука, 1975. - 310 с.
7. **Диаграммы состояния двойных металлических систем** [Текст] справочник: в 3-х т. / Н.П. Лякишев [и др] М.: Машиностроение. 1996-2000. т.1. - 241 с.
8. **Смитлз, К. Дж. Металлы** [Текст]: справочник / К. Дж. Смитлз - М.: Металлургия, 1980. - 447 с.

9. Xie, Y.Q. *Atomic states, potential energies, volumes, stability and brittleness of ordered FCC Ti3Al-type alloys* [Text] / Y. Q Xie, H.J. Peng, X.B. Liu, K. Peng // *Physica B.*, 2005. - V. B. 362. - P. 1-17.

10. Барабаш, О.М., Коваль, Ю.Н. **Кристаллическая структура металлов и сплавов** [Текст]: справочник / О. М. Барабаш, Ю.Н. Коваль - Киев: Наукова думка, 1986. - 598 с.

11. Sahu, P. *Lattice imperfections in intermetallic Ti–Al alloys: an X-ray diffraction study of the microstructure by the Rietveld method* [Text] / P. Sahu // *Intermetallics*, 2006. - V.14. P. 180-188.

12. Kainuma, R. *Phase stability and interdiffusivity of the L10-based ordered phases in Al-rich portion of the Ti-Al binary system* [Text] / Kainuma R., Sato J., Ohnuma I., Ishida K. *Intermetallics*. 2005. V.13. - P. 784-791.

13. Kaffner, U. R. *Thermodynamic assessment and calculation of the Ti-Al system* [Text] / U. R. Kaffner, J. C. Lin, Y. A. Chang // *Metallurgical and materials transactions. A.*, 1992. - V. 23, № 8. - P. 2081-2090.

14. Павлюкова, Д.В. **Структура и механические свойства слоистых материалов на основе титана и алюминия по технологии сварки взрывом и дополнительной термической обработки** [Текст]: автореф. дис...канд. техн. наук: / Д.В. Павлюкова. - Новосибирск: Новосиб. гос. техн. ун-т., 2011. - 20 с.

15. Milman, Yu. V. *Mechanical behavior of Al₃Ti intermetallics and L12 phases on its basis* [Text] / Yu. V. Milman, D. B. Miracle, S. I. Chugunova [etc]. // *Intermetallics*. - 2001. - V. 9. - P. 839-845.

16. **Разработка новых схем армирования композиционных материалов на основе интерметаллического упрочнения** / Л.Б. Первухин, Крюков Д.Б., Кривенков А.О. [и др.]. // *Металлург, «Металлургиздат».*, 2016. - №7. – С. 85-87.

17. Проничев, Д. В., **О моделировании температурных полей и полей напряжений в слоистых интерметаллических композитах** [Текст] / Д.В. Проничев, Ю.П. Трыков, В.М. Волчков [и др.]. // *Известия волгоградского государственного технического университета, Волг. гос. тех. ун-т.* 2012. - Вып. 9(96) - С. 16-19

18. Гуськов М. С. **Создание высокопрочного композиционного материала титан-алюминий с перфорированным интерметаллическим слоем и оксидо-керамическим покрытием** [Текст]: дис ... канд. Тех. наук: 05.16.09: защищена 15.10.15: утв. 23.06.16 / Гуськов Максим Сергеевич; - Пенза, 2015. - 151 с.

19. Жоров, А. Н. **Формирование структуры и микромеханических свойств сваренных взрывом титано-алюминиевых слоистых металлических и интерметаллидных композитов** [Текст]: автореф. дис...канд. техн. наук / А.Н. Жоров. - Волгоград: ВолгГТУ, 2006. - 20 с.

20. Трыков, Ю.П., **Диффузия в слоистом титано-алюминиевом композите ВТ1-АД1 при повышенных температурах** [Текст] / Ю.П. Трыков, Л.М. Гуревич, А.Н. Жоров [и др.]. // Известия волгоградского государственного технического университета, Волг. гос. тех. ун-т. 2007. - Вып. 5(31) - С. 3-6

21. Трыков, Ю.П., **Влияние деформации изгиба на кинетику диффузии в сваренном взрывом композите ОТ4-АД1-АМг6** [Текст] / Ю.П. Трыков, Л.М. Гуревич, А.Н. Жоров [и др.]. // Перспективные материалы, «Интерконтакт Наука», 2003. - Вып. 6 - С.76-80

22. Зелепугин, С.А., **Синтез металло-интерметаллического слоистого композиционного материала системы Ti-TiAl₃ различными методами** [Текст] / С. А. Зелепугин, О.А. Шкода, О.К. Лепакова [и др.]. // Труды ВИАМ, эл-е издание. 2016. - Вып. 11(47) - С. 23-31

23. Батаев, И.А., **Зарождение и рост алюминидов титана в слоистом композите, сваренным взрывом** [Текст] / И.А. Батаев, А.А. Батаев, Е.Д. Головин [и др.]. // Физика металлов и металловедение, 2012, - Вып.10, том 113, - С. 998-1007

24. Гуревич, Л.М., **Механизмы структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия** [Текст] / Л.М. Гуревич // Известия волгоградского государственного технического университета, Волг. гос. тех. ун-т. 2013. - Вып. 6(109) - С. 6-13

25. **Панькин, Н.А., Исследование структуры (Ti, Al) - композитов, полученных холодным прессованием порошков и твердофазным спеканием** [Текст] / Н.А. Панькин, А.Ф. Сигачев, Ю.С. Носов [и др.]. // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, изд. «Калвис» 2014. - Вып. 1 - С. 27-31

26. **Зелепугин А.С., Зелепугин С.А. Численное моделирование разрушения многослойных композитов титан - триалюминид титана при высокоскоростном ударе** [Текст] / А.С. Зелепугин, С.А. Зелепугин // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований., «Изд. дом Академия Естествознания» - 2017. - Вып. 11-2. - С. 194-198

27. **Nesvadba, P. Explosive welding for preparation of multilayer materials. Shock-assisted synthesis and modification of materials** [Text] / P. Nesvadba. // Moscow: TORUS PRESS Ltd, 2006. - P. 82-92.

28. **Металлы. Методы испытаний на растяжение** [Текст]: ГОСТ 1497-84. - Введ. 1986-01-01. - М.: Изд-во стандартов, 1984. - III, 35 с.: ил.

29. **Материалы металлические. Метод испытаний на изгиб** [Текст]: ГОСТ 14019-2003. - Введ. 2004-09-01. - М.: Изд-во стандартов, 2004. - 8 с.

30. **Крюков, Д. Б. Разработка модели нового композиционного армированного материала системы титан-алюминий в программе SolidWorks** [Текст] / Д.Б. Крюков, А.В. Прыщак, М.С. Гуськов. // Системы проектирования, моделирования, подготовки производства и управление проектами CAD/CAM/CAE/PDM, сборник статей VIII межд. Науч. - практ. конф. 2014. - С. 45-49

31. **Крюков, Д. Б. Исследование влияния конфигурации упрочняющих элементов на прочностные свойства моделей композиционных материалов системы титан-алюминий** [Текст] / Д.Б. Крюков, А.В. Прыщак, М.С. Гуськов // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки, Пенз. гос. ун-т., 2014. - С.112-119

32. Система разработки и постановки продукции на производство (СППП). Патентные исследования. Содержание и порядок проведения [Текст] / ГОСТ Р 15.011-96. - Введ. 1996-01-01, М.: Стандартиформ, 2010. - 15 с.

33. Федеральный институт промышленной собственности [Электронный ресурс]: URL: <http://www.fips.ru> (дата обращения 10.03.19)

34. Научная электронная библиотека [Электронный ресурс]: URL <https://elibrary.ru> (дата обращения 15.03.19)

35. Способ получения композиционного материала [Текст]: пат. 2606134 Рос. Федерация: МПК В23К20/08, В32В 7/04 / Первухин Л.Б., Казанцев С.Н., Крюков Д.Б. [и др.]; заявитель и патентообладатель Фед. Гос. бюджетное образ. учреждение высшего обр. «Пензенский государственный университет». № 2015134788; заявл. 18.08.15; опубл. 10.01.17, Бюл. № 1. - 10 с: ил

36. Способ получения листового композиционного материала системы титан-алюминий [Текст]: пат. 2614511 Рос. Федерация: МПК В 23 К 20/04, В23К103/18, В32В 5/01 / Карелин Ф.Р., Трайно А.И., Юсупов В.С. [и др.]; заявитель и патентообладатель Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова. - № 2015150932; заяв. 27.11.15; опуб. 28.03.17, Бюл № 10 - 6 с: ил.

37. Способ получения композиционного материала [Текст]: пат. 2394665 Рос. Федерация: МПК В22F 7/04 / Абузин Ю.А., Шавнев А.А., Жабин А.Н., Федотов С.В.; заявитель и патентообладатель мин. пром. и торговли Рос. Федерации; Всероссийский науч. иссл. институт авиационных материалов, № 2009111550/02, заяв. 31.03. 09; опуб. 20.07.10, Бюл. № 20 - 6 с.

38. Способ получения композиционного материала титан-алюминий [Текст]: пат. 2463140 Рос. Федерация: МПК В23К20/08, В32В7/04, В32В15/01 / Трыков Ю.П., Писарев С.П., Гуревич Л.М. [и др.]; заявитель и патентообладатель Волг. гос. техн. ун-т: № 2011114531/02; заяв. 13.04.11; опуб. 10.10.12, Бюл. № 28 - 16 с: ил.

39. Способ получения композиционного материала [Текст]: пат. 2407640 Рос. Федерация: МПК В32В15/02, С22С 47/20, В23К20/08 / Розен А.Е., Лось И.С., Крюков Д.Б. [и др.]; заявитель и патентообладатель Пенз. гос. ун-т., № 2008131359/02: заяв. 10.02. 10; опуб. 27.12.10, Бюл № 4 - 8 с: ил.

40. Способ получения композиционного материала титан-алюминий [Текст]: пат. 2370350 Рос. Федерация: МПК В 23 К 20/08, / Трыков Ю.П., Писарев С.П., Гуревич Л.М. [и др.]; заявитель и патентообладатель Волг. гос. техн. ун-т, № 2008111658/02: заяв. 26.03.08; опуб. 20.10.09, Бюл. № 29 - 14 с: ил.

41. Гуревич, Л.М. Структура и свойства интерметаллидного титаноалюминиевого композита после закалки [Текст]: / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, В.Н. Арисова [и др.]. // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2008. - Вып. 10(4). - С. 28-31

42. Гуревич, Л.М. Структура и свойства слоистых титано-алюминевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов [Текст]: / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, В.Н. Арисова [и др.]. // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2009. - Вып. 11(59). - С. 5-11

43. Гуревич, Л.М. Свойства интерметаллидных прослоек в слоистых титано-алюминевых композитах [Текст]: / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, Д.В. Пронычев [и др.] // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2009. - Вып. 11(59). - С. 35-40

44. Гуревич, Л.М. Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+АД1, полученном сваркой взрывом при угловой схеме [Текст]: / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, В.Н. Арисова [и др.]. // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2010. - Вып. 4(64). - С. 38-42

45. Гуревич, Л.М. Изменение структуры и фазового состава оплавов в слоистом титано-алюминиевом композите в зависимости от параметров сварки взрывом [Текст]: / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, О.С. Киселев [и др.]. // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2011. - Вып. 5(78). - С. 14-19

46. Гуревич, Л.М. Влияние термической обработки на эволюцию структурно-механической неоднородности сваренных взрывом титано-алюминиевых композитов [Текст]: / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, О.С. Киселев [и др.]. // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2011. - Вып. 5(78). - С. 19-22

47. Гуревич, Л.М. Расчетная оценка прочности слоистых металло-интерметаллидных композитов системы титан-алюминий с двухфазной прослойкой с различным содержанием глобулей алюминидов [Текст]: / Л.М. Гуревич // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2012. - Вып. 9(96). - С. 6-11

48. Гуревич, Л.М. Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминевых композитов в процессе изгиба [Текст]: / Л.М. Гуревич, Ю.П. Трыков, В.М. Волчков [и др.]. // Известия Волг. гос. тех. ун-та., изд. Волг. гос. тех. ун-т. - 2012. - Вып. 9(96). - С. 11-15

49. Синчук, А.В. Влияние электрического тока на реакционное спекание слоистой системы Al-Ti [Текст]: / А.В. Синчук, В.Н. Цуркин, А.В. Иванов [и др.]. // Конструкции из композиционных материалов, изд. научн.-техн. центр оборонного комплекса., М. - 2014. - Вып. 1(133). - С. 24-32

50. Плотников, В.А. Формирование обширной диффузионной зоны на границе раздела титан-алюминий [Текст]: / В.А. Плотников, Д.Л. Алонцева, С.В. Макаров [и др.]. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, изд. Алтайский гос. тех. ун-т.- 2012. - Вып. 4-2 - С. 597-602

51. Бурков, А.А. Повышение жаростойкости титанового сплава BT20 электроискровым осаждением покрытий на основе интерметаллида Ti_3Al с добавками оксида алюминия [Текст]: / А.А. Бурков, С.А. Пячин, Н.М. Власова [и др.]. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, изд. Алтайский гос. тех. ун-т.- 2015. - Вып. 3 - С. 346-352

52. Компания **LS-DYNA**. [Электронный ресурс] URL: <http://www.lstc.com> (дата обращения: 10.04.2019)

53. **ANSYS Система конечно-элементного анализа**. [электронный ресурс] URL: <http://www.tadviser.ru> (дата обращения: 10.04.2019)

54. **Комплекс систем ABAQUS.** [Электронный ресурс] URL: <https://www.3ds.com/products-services/simulia/products/abaqus> (дата обращения: 17.04.2018).

55. **Комплекс систем DEFORM.** [Электронный ресурс] URL: <https://www.deform.com> (дата обращения: 17.04.2018).

56. **Подскребко, М.Д. Сопротивление материалов: учебник для вузов** / М.Д. Подскребко. - Минск: Выш. шк., 2007. - 797 с.

57. **Бруяка, В.А. Инженерный анализ в ANSYS Workbench: учеб. пособие** / В.А. Бруяка, В.Г. Фокин, Е.А. Солдусова, Н.А. Глазунова, И.Е. Адеянов - Самара: Самар. Гос.тех. ун-т, 2010. - 271с: ил.

58. **Оден, Дж. Конечные элементы в нелинейной механике сплошных сред** [Текст] / Дж. Оден, пер. с англ. - М: Мир, 1976. - 464 с.

59. **Сегерлинд, Л. Применение метода конечных элементов** [Текст] / Л. Сегерлинд, пер. с англ. – М.: Мир, 1979. - 392 с.

60. **Морозов, Е.М. ANSYS в руках инженера: Механика разрушения** / Е.М. Морозов, А.Ю. Муйземнек, А.С. Шадский. - М.: ЛЕНАНД, 2019, - 456 с.

61. **Козлов, Д.В. Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного материала системы титан-алюминий** [Текст] / Д.В. Козлов, И.С. Лось // Вестник Пензенского государственного университета, Пенз. Гос. ун-т., 2018. - Вып. 3(23) - С.82-87

62. **Козлов, Д. В. Моделирование пластической деформации композиционного материала с интерметаллическим упрочнением в условиях статической нагрузки** [Текст] / Д. В. Козлов, И. С. Лось // Инновации технических решений в машиностроении и транспорте, сб. статей., - МНИЦ ПГАУ. - Пенза: РИО ПГАУ, 2019. - С.163-167

Министерство науки и высшего образования РФ
ФГБОУ ВО «Пензенский государственный университет»
Кафедра «Сварочное, литейное производство и материаловедение»

Магистерская диссертационная работа

на тему:

*«Исследование структуры и физико-механических
свойств композиционного материала системы
титан-алюминий с интерметаллическим
упрочнением»*

Выполнил: студент гр.17МТм1

Козлов Д.В.

Руководитель: к.т.н., доцент

Прыщак А.В.

Пенза 2019

Цель и задачи исследования

Целью работы является исследование особенностей структуры и свойств композиционного материала системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением, компьютерное моделирование деформационного процесса под действием изгибающих нагрузок при варьировании геометрической конфигурации локальных интерметаллидов.

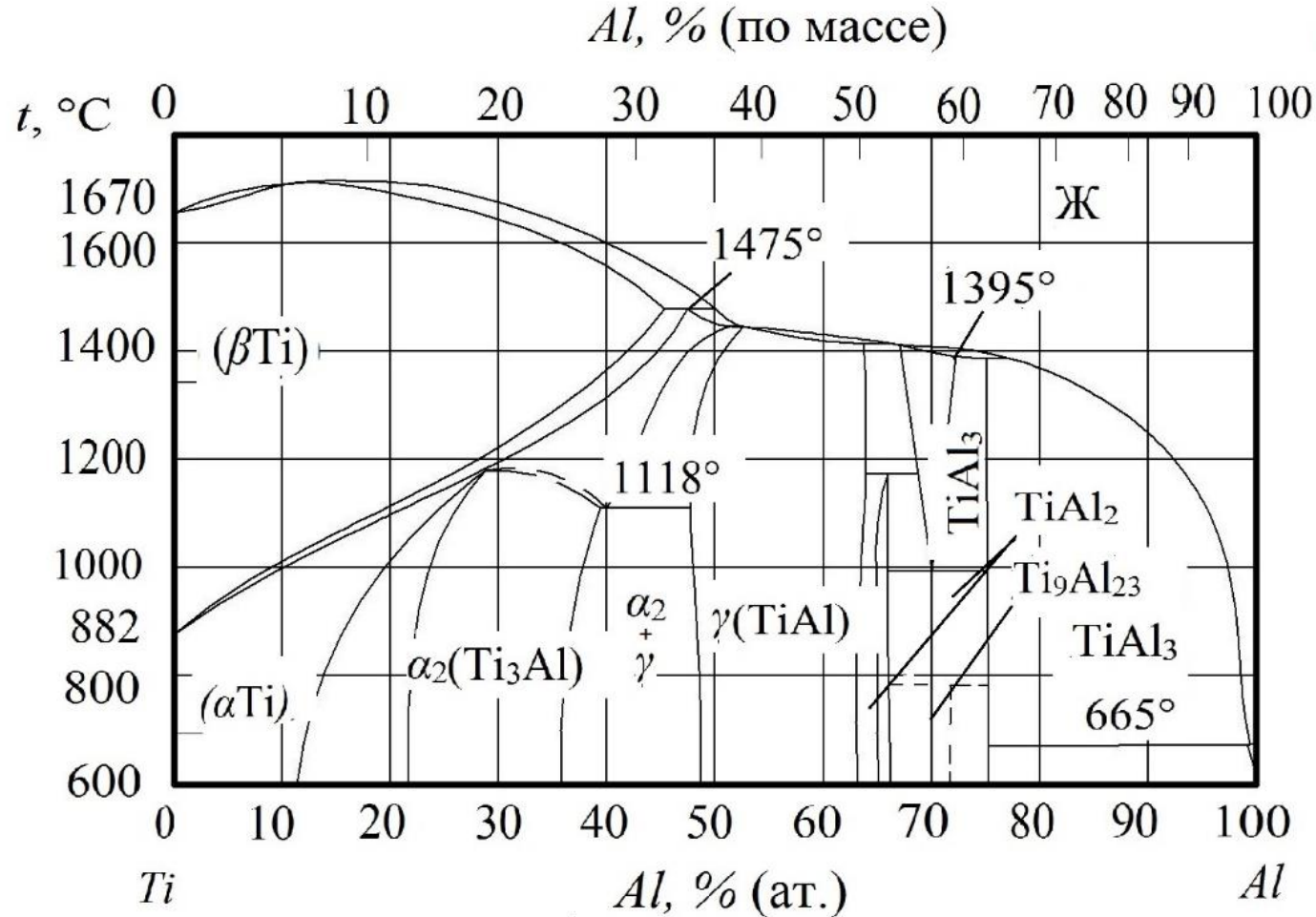
Для достижения указанной цели требуется решение следующих задач:

- 1) проведение аналитического обзора композиционных материалов на основе системы титан-алюминий с целью выявления их общих особенностей, перспектив и основных проблем;
- 2) изучение особенностей структуры исследуемого композиционного материала;
- 3) исследование кинетики роста интерметаллической прослойки;
- 4) анализ физико-механических характеристик исследуемого композиционного материала;
- 5) разработка схемы расчета для исследования деформационного процесса композиционного материала под действием статических изгибающих нагрузок методом компьютерного моделирования;
- 6) расчет и анализ напряженно-деформированного состояния композиционного материала при различных геометрических конфигурациях;
- 7) выявление минимального расстояния между интерметаллическими компонентами, при котором они не оказывают критического влияния на максимальный угол прогиба.

Положения, выносимые на защиту

1. Проведен анализ прочностных и структурных особенностей исследуемого композиционного материала.
2. Разработана схема моделирования деформационного процесса композиционного материала при воздействии на него изгибающих нагрузок.
3. Исследовано влияние геометрической конфигурации композиционного материала на распределение коэффициента запаса прочности и максимальный угол прогиба.
4. Выявлено минимальное расстояние между интерметаллическими компонентами, при котором они не оказывают влияния на максимальный угол прогиба.

Диаграмма состояния Ti-Al



Возможные интерметаллиды на основе системы титан-алюминий:

Ti_3Al , TiAl , TiAl_2 , TiAl_3 , Ti_5Al_3 , $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}$, $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$

При условии твердофазного взаимодействия, наиболее вероятным, с энергетической точки зрения, является образование фазы TiAl_3 .

Диаграмма состояния Ti-Al

(Ternary Alloys [Text] \ Ed. G. Petzow, G. Effenberg. Weinheim: VCH, 1990. V. 3. 646 p)

Особенности слоистых композиционных материалов системы титан-алюминий

- 1) Присутствие прочных интерметаллических фаз.
- 2) Высокие удельные физико-механические показатели.
- 3) Высокая жаропрочность.
- 4) Высокая коррозионная стойкость.
- 5) Низкая прочность при изгибающих напряжениях, возникающих вследствие механического или температурного воздействия.
- 6) Сложности подбора режимов термической обработки при изготовлении композита.
- 7) Операции формообразования должны быть завершены до синтеза интерметаллических фаз.

Структура исследуемого композиционного материала

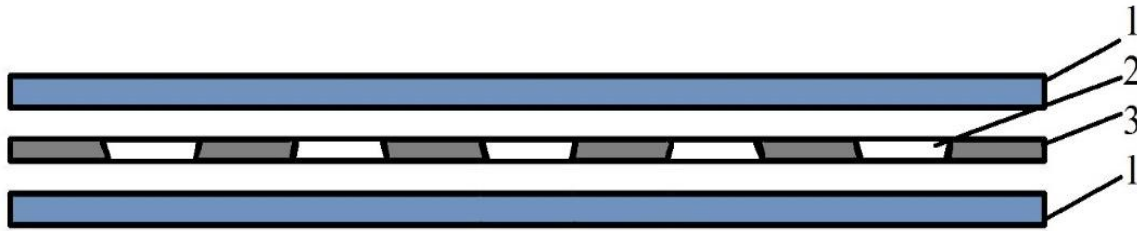


Схема слоев исследуемого композиционного материала до технологических операций изготовления композита

1 - титановый сплав BT1-0

2 - перфорации

3 - алюминиевый сплав АМг5М

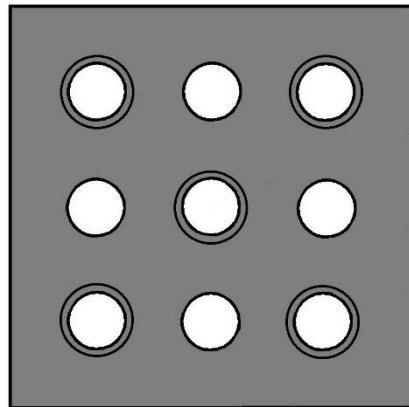


Схема перфорирования промежуточной алюминиевой пластины



BT1-0

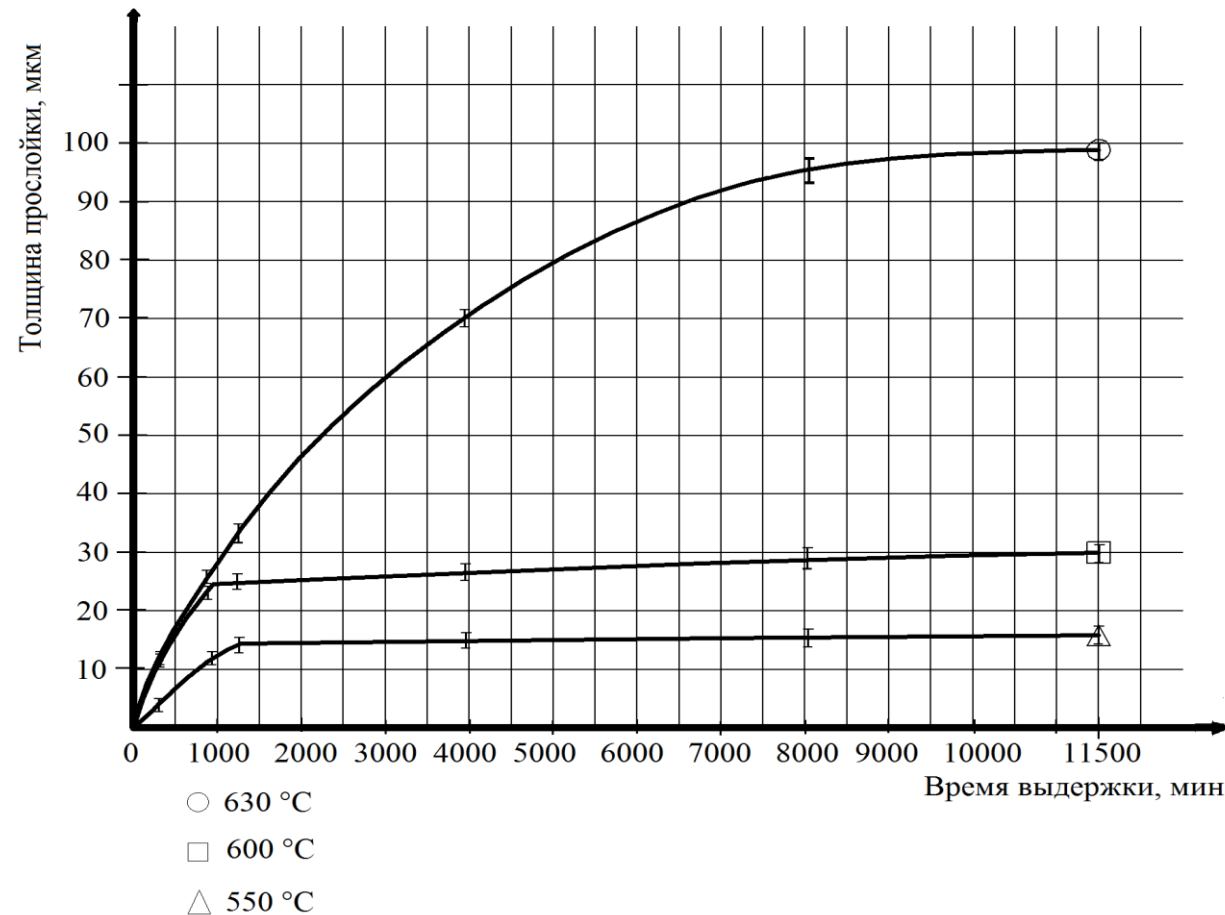
TiAl₃

АМг5М

x400

Микроструктура зоны соединения титан-алюминий после синтеза интерметаллических компонентов

Кинетика роста интерметаллических компонентов

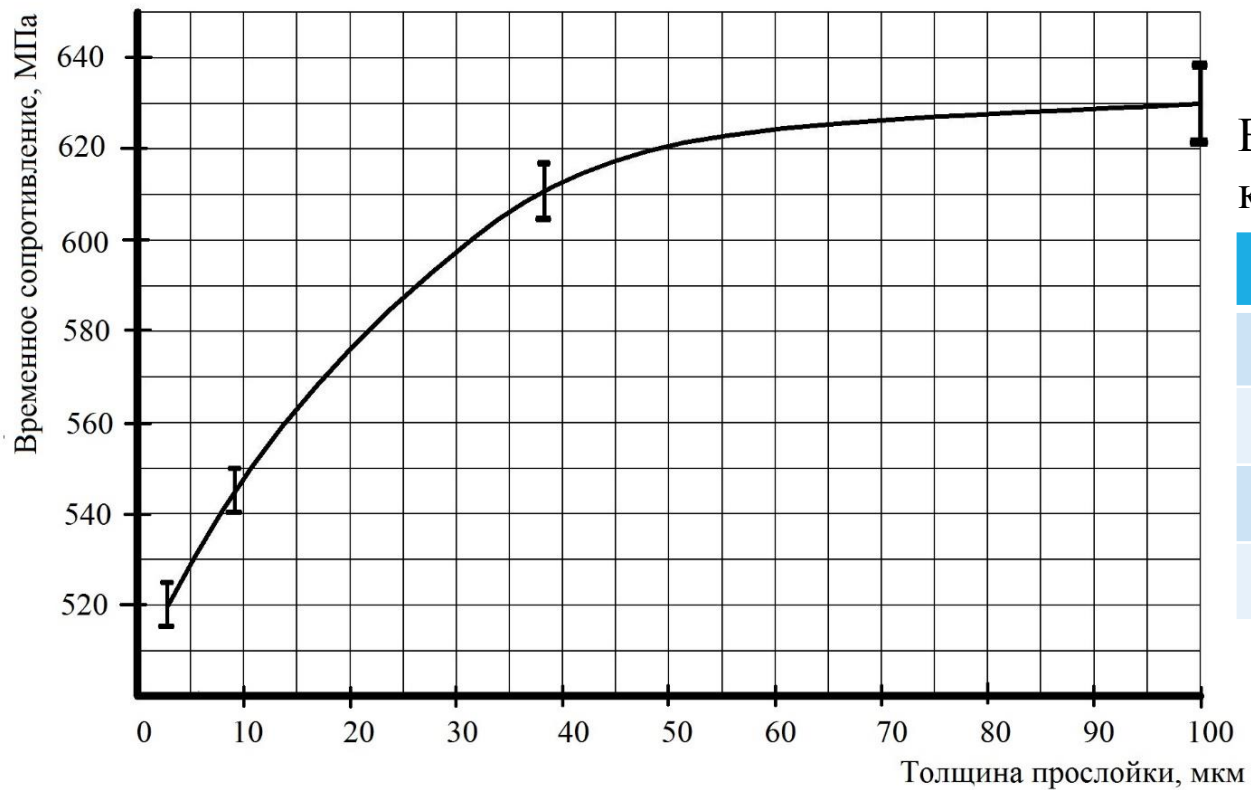


Кинетика роста интерметаллических фаз

Дальнейшее повышение температурного режима синтеза приводит к расплавлению алюминиевой составляющей и дальнейшее её вытекание из зоны соединения, что приводит к расслоению композиционного материала.

(Гуськов М. С. Создание высокопрочного композиционного материала титан-алюминий с перфорированным интерметаллическим слоем и оксидо-керамическим покрытием [Текст]: дис ... канд. Тех. наук: 05.16.09: защищена 15.10.15: утв. 23.06.16 / Гуськов Максим Сергеевич; - Пенза, 2015. - 151 с.)

Физико-механические свойства исследуемого композиционного материала



Зависимость временного сопротивления от толщины интерметаллической прослойки

Влияние температуры на прочность композиционного материала

Температура, °C	σ_t , МПа
-100,0	870,0-890,0
100,0	560,0-580,0
200,0	430,0-460,0
300,0	310,0-330,0

Анализ особенностей и применения основных теорий прочности

Теория прочности	Теория наибольших нормальных напряжений	Теория наибольших относительных удлинений	Теория наибольших касательных напряжений	Теория удельной потенциальной энергии формоизменения	Теория прочности Мора-Кулона
Особенности	За критерий разрушения материала принимается наибольшее по абсолютной величине главное напряжение.	За критерий разрушения принимается наибольшее относительное удлинение.	За критерий разрушения принимается наибольшее касательное напряжение.	За критерий разрушения принимается наибольшая величина удельной потенциальной энергии формоизменения.	Не содержит критериальных гипотез. Полностью основывается на обобщении результатов экспериментов.
Применение	Хрупкие материалы. В настоящий момент теория практически не используется.	Хрупкие материалы. В настоящий момент теория практически не используется.	Пластичные материалы, одинаково работающие на растяжение и сжатие. Предполагает разрушение материала путем сдвига.	Пластичные материалы, одинаково работающие на растяжение и сжатие.	Материалы, имеющие различные механические характеристики при растяжении и сжатии.

Решение задач методом конечных элементов

Подготовка к расчету (Preprocessing)

- Установление типа задачи
- Выбор типа конечных элементов
- Выбор моделей поведения материалов
- Построение геометрической твердотельной модели
- Разбивка модели на конечные элементы
- Установление контактных пар (в случае контактной задачи)

Расчет (Processing)

- Задание граничных условий (силы, перемещения, связи)
- Выбор типа анализа
- Выбор метода решения систем уравнений МКЭ
- Задание параметров вычислительных структур
- Осуществление решения системы уравнений

Анализ результатов расчета (Postprocessing)

- Анализ результатов расчета
- Вывод рассчитанных величин в виде рисунков, таблиц, графиков, анимаций
- Формирование файла решения

Модели поведения материалов, входящих в состав композита

Расчет тангенциального модуля упругости для задания билинейной модели поведения материала:

$$E_T = \frac{\sigma_B(1 + 1,4\psi) - \sigma_T}{-\ln(1 - \psi) - \varepsilon_T}$$

где σ_B – временное сопротивление, МПа,

σ_T – предел текучести, МПа,

ψ – относительное сужение, %,

ε_T – деформация предела текучести, %,

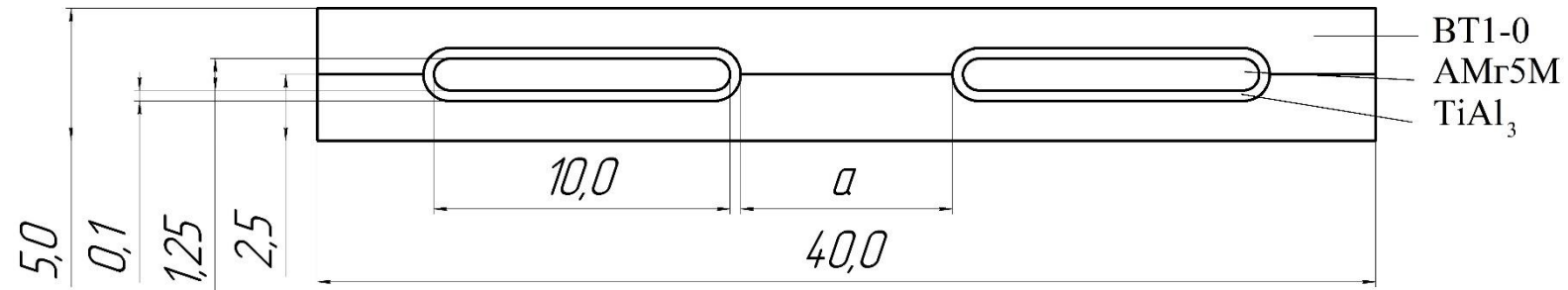
E_T – тангенциальный модуль упругости, МПа.

Физико-механические характеристики компонентов, используемые непосредственно в расчете

Материал	σ_B , МПа	σ_T , МПа	E, ГПа	E_T , МПа	Коэффициент Пуассона, μ	$\sigma_{B.cж}$, МПа
BT1-0	460,0	370,0	112,0	500,0	0,34	-
AMr5M	360,0	200,0	71,0	740,0	0,33	-
TiAl ₃	1200,0	980,0	235,0	-	0,17	354,0

(Морозов, Е.М. ANSYS в руках инженера: Механика разрушения /
Е.М. Морозов, А.Ю. Муйземнек, А.С. Шадский. - М.: ЛЕНАНД, 2019, - 456 с.)

Эскиз композиционного материала и схема приложения нагрузки



a – расстояние между интерметаллическими прослойками

Эскиз композиционного материала

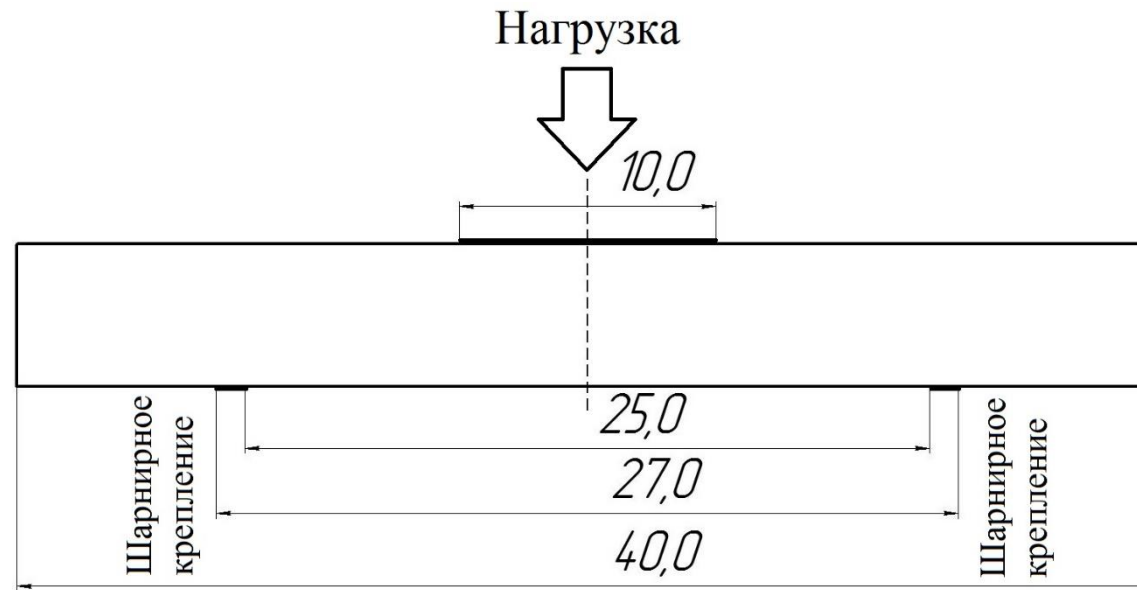
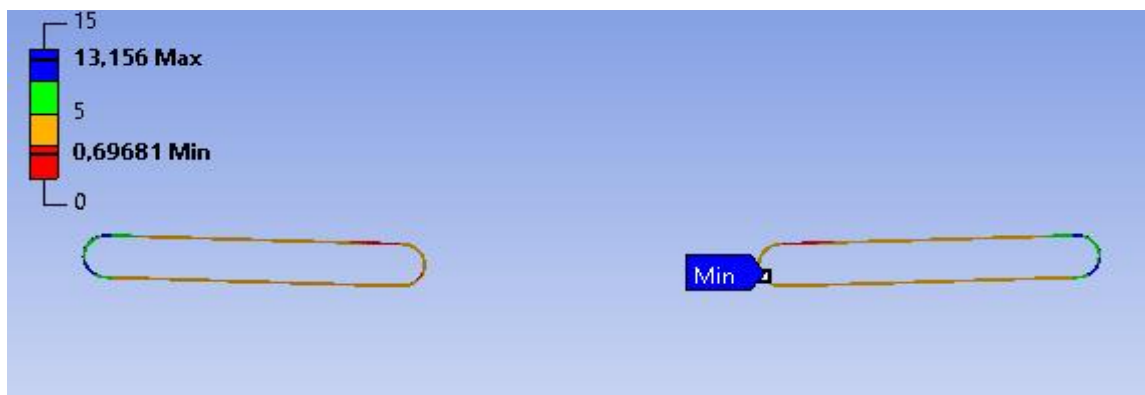
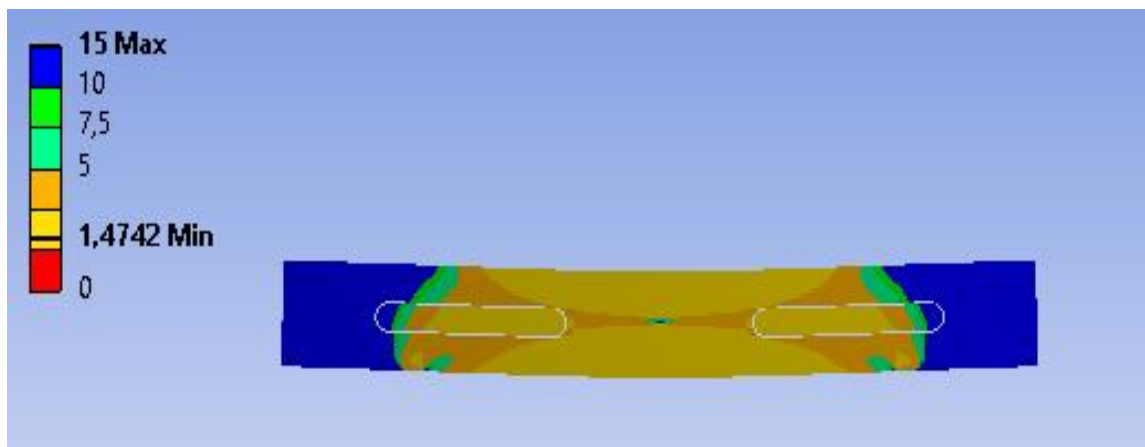


Схема приложения нагрузки

Анализ напряженно-деформированного состояния композиционного материала по первой схеме расчета



Распределение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки



Распределение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

Расстояние между прослойками – 9,8 мм

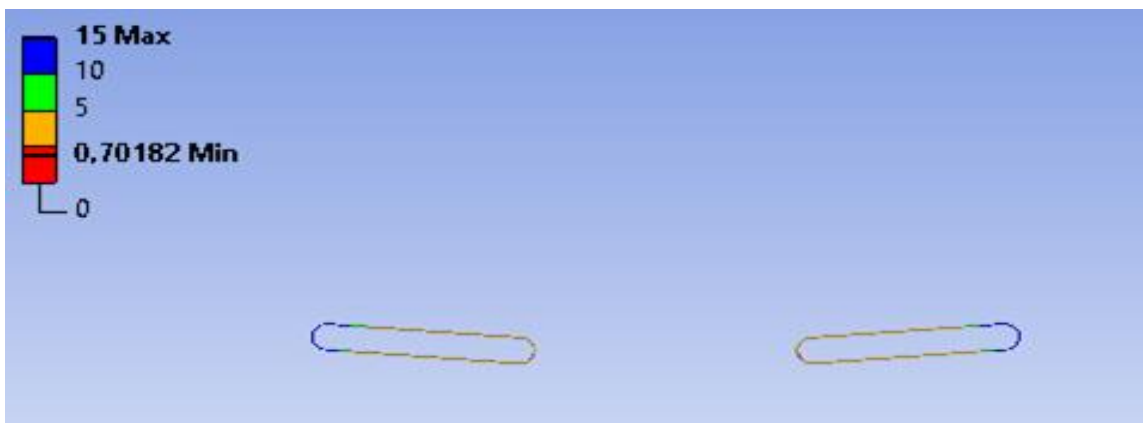
Прогиб – 0,35 мм;

Угол прогиба – 4,6 градусов;

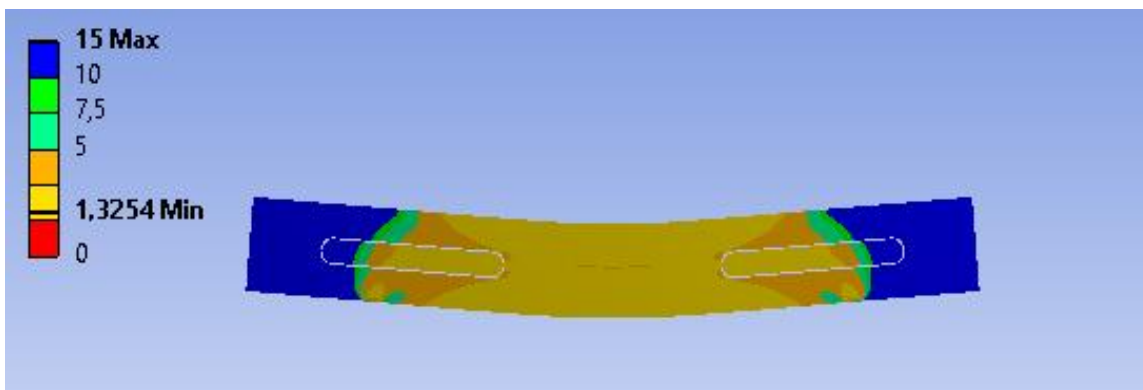
Коэффициент запаса прочности для интерметаллида – 0,7;

Коэффициент запаса прочности для титана и алюминия – 1,47;

Анализ напряженно-деформированного состояния композиционного материала по второй схеме расчета



Распределение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки



Распределение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

Расстояние между прослойками – 11,8 мм

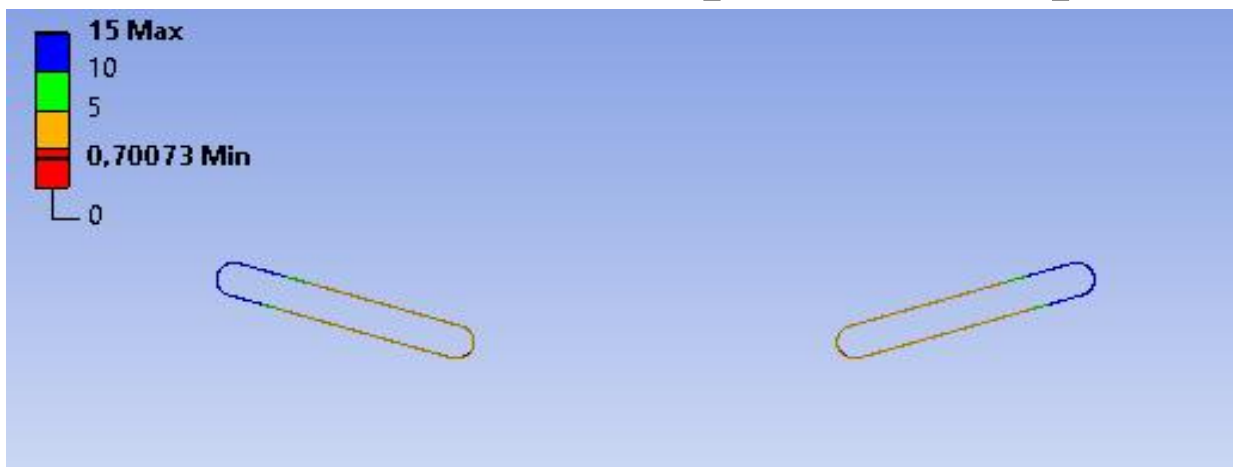
Прогиб – 0,96 мм;

Угол прогиба – 11,8 градусов;

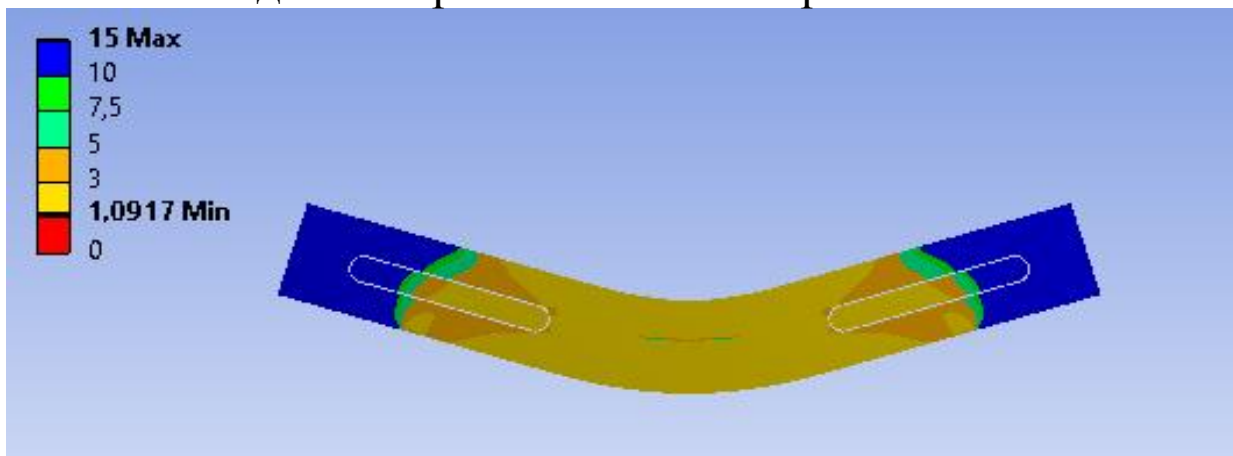
Коэффициент запаса прочности для интерметаллида – 0,7;

Коэффициент запаса прочности для титана и алюминия – 1,33;

Анализ напряженно-деформированного состояния композиционного материала по третьей схеме расчета



Распределение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки



Распределение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

Расстояние между прослойками – 13,8 мм

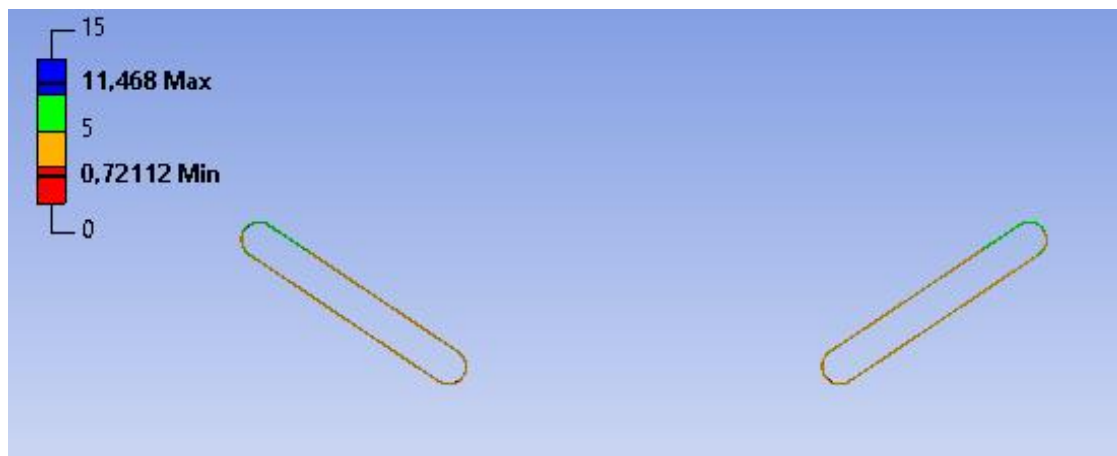
Прогиб – 3,51 мм;

Угол прогиба – 39,3 градусов;

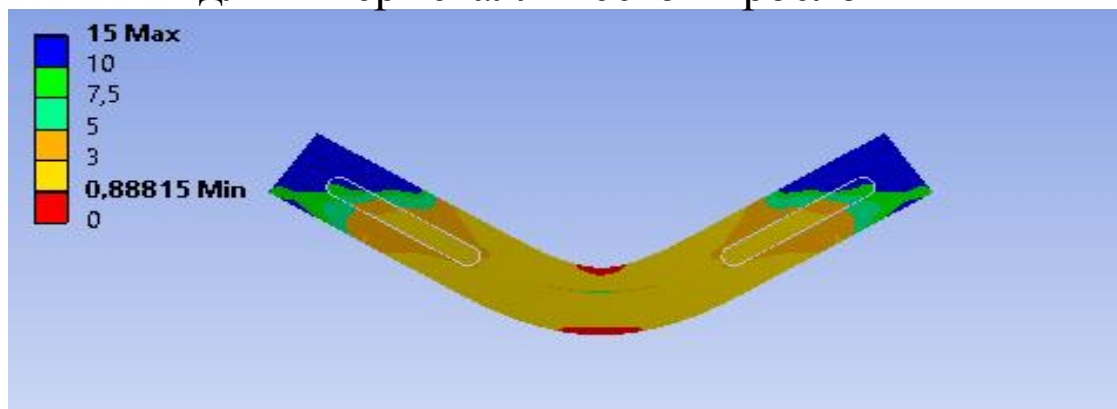
Коэффициент запаса прочности для интерметаллида – 0,7;

Коэффициент запаса прочности для титана и алюминия – 1,09;

Анализ напряженно-деформированного состояния композиционного материала по четвертой схеме расчета



Распределение коэффициента запаса прочности для интерметаллической прослойки



Распределение коэффициента запаса прочности для титана и алюминия

Расстояние между прослойками – 14,8 мм

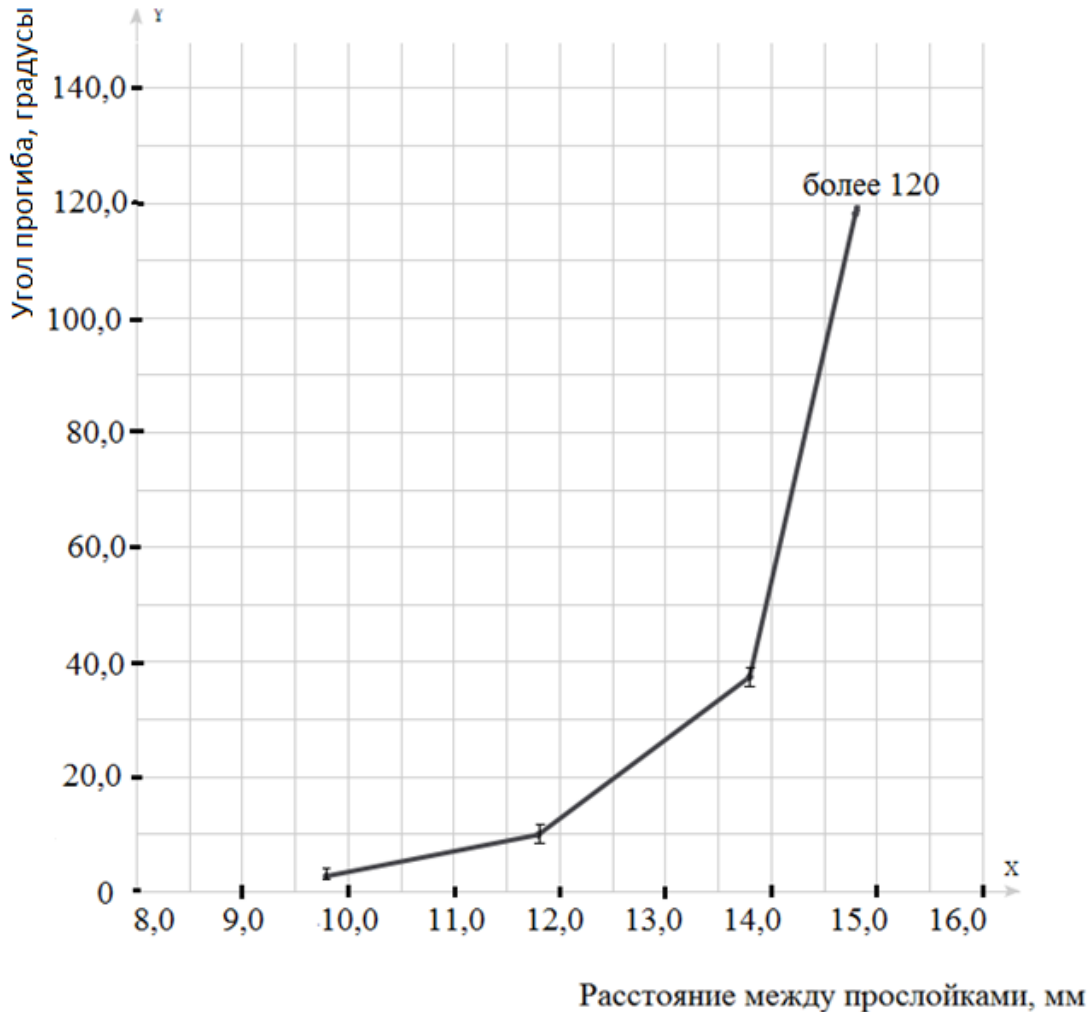
Прогиб – 6,8 мм;

Угол прогиба – 76,3 градусов;

Коэффициент запаса прочности для интерметаллида – 0,72;

Коэффициент запаса прочности для титана и алюминия – 0,89;

Обобщение результатов расчета



Зависимость угла прогиба от расстояния между
интерметаллическими прослойками

При расстоянии между интерметаллическими прослойками равному 14,8 мм критическое значение коэффициента запаса прочности интерметаллидов не достигается

Публикации по теме магистерской диссертации

1. Козлов, Д.В. Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного материала системы титан-алюминий [Текст] / Д.В. Козлов, И.С. Лось // Вестник Пензенского государственного университета, Пенз. Гос. ун-т., 2018. - Вып. 3(23) - С.82-87
2. Козлов, Д. В. Моделирование пластической деформации композиционного материала с интерметаллическим упрочнением в условиях статической нагрузки [Текст] / Д. В. Козлов, И. С. Лось // Инновации технических решений в машиностроении и транспорте, сб. статей., - МНИЦ ПГАУ. - Пенза: РИО ПГАУ, 2019. - С.163-167

Заключение

Таким образом решены следующие задачи:

- 1) проведен аналитический обзор композиционных материалов на основе системы титан-алюминий, выявлены их общие особенности, перспективы и основные проблемы,
- 2) изучена структура исследуемого композиционного материала;
- 3) исследована кинетика роста интерметаллической прослойки;
- 4) проведен анализ физико-механических свойств композиционного материала;
- 5) разработана схема расчета для анализа деформационного процесса композиционного материала под действием статических изгибающих нагрузок;
- 6) исследовано влияние геометрической конфигурации композиционного материала на его поведение под действием статических изгибающих нагрузок;
- 7) выявлено минимальное расстояние между интерметаллическими компонентами, при котором они не оказывают влияния на максимальный угол прогиба.

Спасибо за внимание