

Министерство образования и науки  
Российской Федерации  
Тольяттинский государственный университет  
Институт машиностроения  
Кафедра «Сварка, обработка материалов  
давлением и родственные процессы»

**А.И. Ковтунов,  
С.В. Мямин, Т.В. Семистенова**

# **СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

Электронное учебное пособие



© ФГБОУ ВО «Тольяттинский  
государственный университет», 2017

ISBN 978-5-8259-1137-3

УДК 620.22(075.8)

ББК 30.363я73

Рецензенты:

д-р техн. наук, профессор

Тольяттинского государственного  
университета *Б.Н. Перевезенцев;*

д-р техн. наук, профессор, заведующий  
кафедрой «Сварочное, литейное  
производство и материаловедение»

Пензенского государственного  
университета *А.Е. Розен.*

Ковтунов, А.И. Слоистые композиционные материалы : электронное учебное пособие / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин, Т.В. Семистенова. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2017. – 1 оптический диск.

Учебное пособие направлено на изучение современных способов производства, механических и эксплуатационных свойств слоистых композиционных материалов.

Предназначено для подготовки магистров по дисциплине «Новые конструкционные материалы» по направлению 15.04.01 «Машиностроение», магистерской программе «Технология и оборудование для пайки».

Текстовое электронное издание.

Рекомендовано к изданию научно-методическим советом Тольяттинского государственного университета.

Минимальные системные требования: IBM PC-совместимый компьютер: Windows XP/Vista/7/8; PIII 500 МГц или эквивалент; 128 Мб ОЗУ; SVGA; CD-ROM; Adobe Acrobat Reader.

Редактор *Е.Л. Хохлова*  
Технический редактор *Е.Л. Хохлова*  
Верстка: *Л.В. Сызганцева*  
Художественное оформление,  
компьютерное проектирование:  
*И.И. Шишкина*

Дата подписания к использованию  
23.03.2017.  
Объем издания 6,01 Мб.  
Комплектация издания:  
компакт-диск, первичная упаковка.  
Заказ № 1-15-16.

Издательство Тольяттинского  
государственного университета  
445020, г. Тольятти,  
ул. Белорусская, 14,  
тел. 8 (8482) 53-91-47  
[www.tltsu.ru](http://www.tltsu.ru)

## Содержание

Введение .....	5
1. КЛАССИФИКАЦИЯ И ХАРАКТЕРИСТИКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....	6
1.1. Классификация композиционных материалов .....	6
1.2. Проблемы формирования композиционных материалов .....	13
1.3. Металлы и сплавы, применяемые для производства композиционных материалов .....	17
2. СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....	23
2.1. Твердофазные методы .....	24
2.2. Получение металлических композиционных материалов жидкофазными способами .....	31
2.3. Газофазные методы изготовления композиционных материалов .....	40
3. СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....	45
3.1. Слоистые композиты сталь – алюминий .....	45
3.2. Слоистые композиционные материалы титан – алюминий .....	54
3.3. Слоистые композиционные материалы никель – алюминий .....	62
Библиографический список .....	68

## ВВЕДЕНИЕ

Металлические композиционные материалы, обладая уникальным комплексом механических и эксплуатационных свойств, успешно применяются во многих отраслях промышленности.

Применение композитов позволяет снизить массу летательных аппаратов, автомобилей, судов, увеличить КПД двигателей, а также создать новые конструкции, обладающие высокой работоспособностью и надежностью [1; 2].

В настоящее время разработаны и применяются различные композиционные материалы: волокнистые, армированные нитевидными кристаллами и непрерывными волокнами тугоплавких соединений и элементов, дисперсно-упрочненные материалы, слоистые материалы, созданные путем прессования или прокатки разнородных материалов, сплавы с направленной кристаллизацией эвтектических структур, сплавы с интерметаллидным упрочнением.

Развитие современных композиционных материалов непосредственно связано с открытием высокой прочности нитевидных кристаллов, разработкой новых армирующих материалов — высокопрочных и высокомодульных непрерывных волокон бора, углерода,  $Al_2O_3$ , SiC и волокон других неорганических тугоплавких соединений, а также с исследованиями и применением алюминидов, характеризующихся сочетанием высоких прочностных и эксплуатационных свойств [3].

Существует множество технологий получения композитов: пропитка армирующих волокон матричным материалом; холодное прессование компонентов с последующим спеканием; осаждение матрицы плазменным напылением на упрочнитель с последующим обжатиением; пакетная диффузионная сварка монослойных лент компонентов; совместная прокатка армирующих элементов с матрицей и др.

В пособии дается характеристика и классификация металлических композиционных материалов и способов их производства, а также приводятся основные свойства слоистых композитов.

## **1. КЛАССИФИКАЦИЯ И ХАРАКТЕРИСТИКА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Под композиционными материалами понимают материалы, состоящие из двух или более разнородных по химическому составу, структуре и свойствам компонентов, нерастворимых или малорастворимых друг в друге [4].

Композиты формируются в результате объемного сочетания исходных материалов, один из которых образует матрицу, или связующее, а другой является наполнителем. Матрица и наполнитель имеют границу раздела.

В работе [5] были выделены следующие условия формирования композиционных материалов.

1. Композит должен представлять собой сочетание хотя бы двух разнородных материалов с четкой границей раздела между фазами.
2. Компоненты композиции образуют ее своим объемным сочетанием.
3. Композиция должна обладать свойствами, которых нет ни у одного из ее компонентов в отдельности.

Управляя объемным содержанием исходных компонентов, можно получать материалы с требуемыми значениями прочности, жаропрочности, модуля упругости, износостойкости, коррозионной стойкости и другими специальными свойствами [6; 7; 8; 9].

### **1.1. Классификация композиционных материалов**

Композиционные материалы можно классифицировать по природе компонентов, по структуре и по геометрии наполнителя, по расположению и количеству компонентов, по агрегатному состоянию матричного материала при получении композита и т. д. (рис. 1).

В зависимости от агрегатного состояния матричного материала в процессе производства композитов различают твердофазные, жидкофазные, газо- и парофазные, а также комбинированные металлические композиционные материалы.

По геометрической форме наполнителя разделяют на нульмерные, одномерные и двумерные.

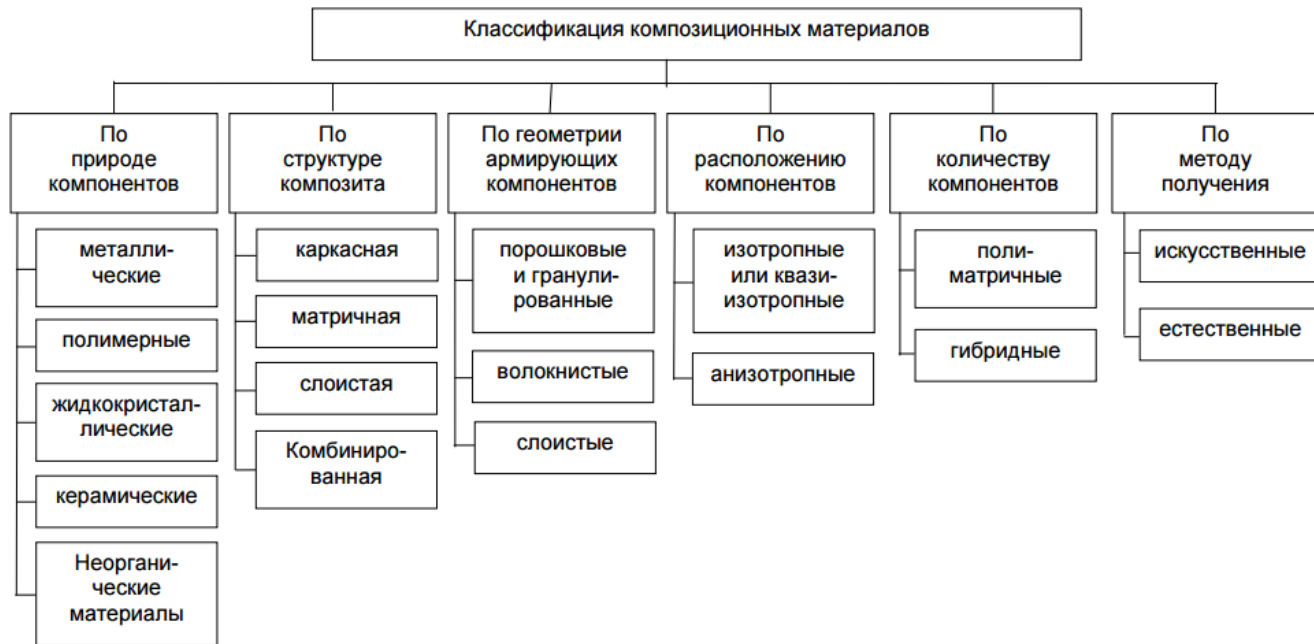


Рис. 1. Классификация композиционных материалов

Нульмерные наполнители имеют размеры одного и того же порядка в трех измерениях.

Одномерные наполнители представляют собой волокна круглого или прямоугольного сечения.

Двухмерные наполнители — это слои или пластины, длина и ширина которых значительно превышают их толщину.

Исходя из этого, композиционные материалы разделяют по структуре на дисперсно-упрочненные, или армированные нульмерным наполнителем, волокнистые, или армированные одномерным наполнителем, слоистые, или армированные двумерным наполнителем.

В дисперсно-упрочненном композите включения равномерно распределены в матрице, расстояния между соседними частицами задаются их объемной долей.

В волокнистых композитах волокна в матрице могут располагаться направленно либо хаотично.

Структура слоистых композитов представлена чередующимися матричными и армирующими слоями (рис. 2). Матричными считаются слои большие по толщине. Объемная доля армирующих слоев задается соотношением толщин матричного и армирующего слоя [1; 6].

По природе компонентов композиты подразделяются на металлические, полимерные, жидкокристаллические, керамические и другие неорганические материалы (углерод, оксиды, бориды и др.). Обычно композиты получают общее название по материалу матрицы [10].

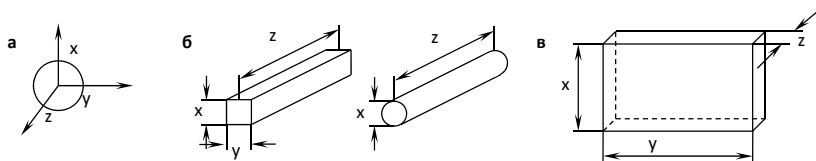


Рис. 2. Классификация наполнителей в композиционном материале [1]:  
а — нульмерные ( $x = y = z$ ); б — одномерные ( $x = y \ll z$ );  
в — двумерные ( $x = y \gg z$ )



Структура композита бывает каркасной; матричной; слоистой; комбинированной. К композитам с каркасной структурой относятся, например, псевдосплавы, полученные методом пропитки; с матричной структурой – дисперсно-упрочненные и волокнистые композиты; со слоистой структурой – композиты, составленные из чередующихся слоев фольги или листов материалов различной природы или состава; с комбинированной структурой – включающие комбинации первых трех групп. Например, псевдосплавы, каркас которых упрочнен дисперсными включениями, – каркасно-матричная структура и др. [10; 11].

По расположению компонентов композиты бывают изотропные или квазиизотропные (порошковые, дисперсно-упрочненные, хаотично армированные дисперсными частицами, дискретными или непрерывными волокнами и др.); анизотропные (волокнистые, слоистые с определенной ориентацией армирующих элементов относительно матрицы) [10; 11].

Изотропные материалы имеют одинаковые свойства во всех направлениях, анизотропные – разные. К числу изотропных композитов относятся псевдосплавы и хаотично армированные материалы. Упрочнение хаотично армированных композитов осуществляется короткими (дискретными) частицами игольчатой формы, ориентированными в пространстве случайным образом. В качестве таких частиц используют отрезки волокон или нитевидные кристаллы, при этом композиты получаются квазиизотропными, т. е. анизотропными в микрообъемах, но изотропными в макрообъеме всего изделия. Анизотропия композита является конструкционной, она закладывается специально для изготовления конструкций, в которых наиболее рационально ее использовать. Возможность управления свойствами вновь создаваемых материалов оказывает существенное влияние на совершенствование технологического проектирования [10; 11].

По количеству компонентов композиты классифицируются на полиматричные – с использованием в материале нескольких матриц; гибридные, или полиармированные, – с использованием наполнителей различной природы. Композиты, которые содержат два или более различных по составу типа армирующих элементов, называются полиармированными, или гибридными. Гибридные ком-

позиты могут быть простыми, если армирующие элементы имеют различную природу, но одинаковую геометрию, и комбинированными, если армирующие элементы имеют и различную природу, и различную геометрию.

По методу получения выделяют искусственные и естественные. К искусственным относятся все композиты, полученные в результате искусственного введения армирующей фазы в матрицу, к естественным — сплавы эвтектического и близкого к ним состава. В эвтектических композитах армирующей фазой являются ориентированные волокнистые или пластинчатые кристаллы, образованные естественным путем в процессе направленной кристаллизации.

В промышленности широкое применение нашли слоистые композиционные материалы. Применение слоистых металлических композиций позволяет не только повысить надежность и долговечность деталей и оборудования, но и существенно сократить расход высоколегированных сталей, дефицитных и дорогостоящих цветных металлов (никель, хром, медь, молибден и др.), снизить энергоемкость и металлоемкость, расходы на техническое обслуживание, производство запчастей и ремонт оборудования. Слоистые композиционные материалы (СКМ) применяют в строительстве, машиностроении, авиастроении, приборостроении, химической и нефтехимической промышленности и ряде других отраслей промышленности. Их используют в качестве несущих конструкций, переходников, приспособлений и деталей, обладающих специальными свойствами.

Слоистые композиты состоят из нескольких слоев, соединяемых друг с другом по всей площади. Структура СКМ состоит из набора чередующихся двумерных армирующих компонентов — слоев, жестко связанных между собой по всей поверхности. Такие композиты являются однонаправленными, т. е. свойства отличаются в зависимости от направления приложения нагрузки [1].

Слои в композитах, в зависимости от их толщины, можно классифицировать как листы или пластины с толщиной 1–10 мм и более, фольги толщиной 0,05–1 мм и пленки толщиной  $10^{-3}$ –0,05 мм [1].

Слоистая структура композита может быть представлена как набор в объеме изотропного однородного материала (рис. 2) поверх-

ностей ( $\Pi_1 - \Pi_3$ ), локальная прочность которых меньше прочности исходного изотропного материала. При этом слои ( $C_1 - C_3$ ), связанные по поверхностям ( $\Pi_1 - \Pi_4$ ), однородны и изотропны [1].

Слоистые композиционные материалы также разделяют на анизотропные (рис. 3) и квазиизотропные (рис. 4). Квазиизотропные слоистые композиты составлены из хаотично ориентированных слоистых ячеек. Внутри этих ячеек свойства в направлении осей  $x$ ;  $y$ ;  $z$  — отличны, а в целом, в объеме всего материала, можно считать, что свойства в направлении этих осей одинаковы.

В слоистых композитах чередующиеся слои могут быть выполнены либо из одного и того же материала, либо из различных. В первом случае прочность связи по границе раздела слоев А-А (рис. 5) обеспечивается за счет диффузии атомов вещества А через границу раздела в процессе термической обработки при получении композита. Во втором случае прочность связи между слоями обеспечивается за счет образования новых соединений по границе их раздела — продуктов реакции между соседними слоями в результате гетеродиффузии [1].

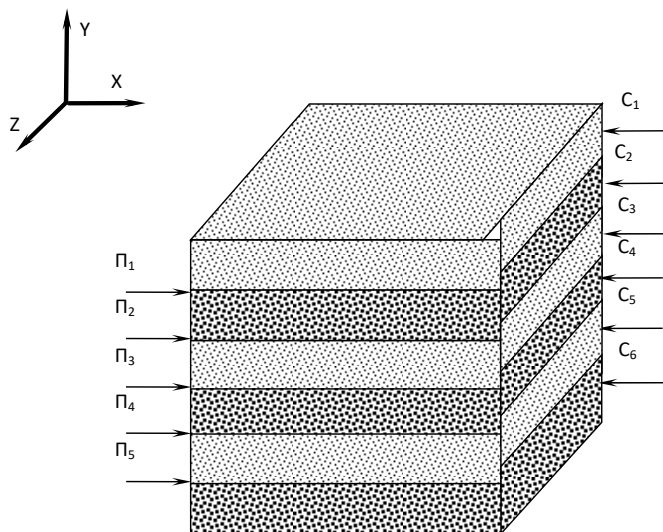


Рис. 3. Схематическое представление слоистой структуры композиционного материала:  $\Pi_1 - \Pi_5$  — поверхности раздела;  $C_1 - C_6$  — чередующиеся слои

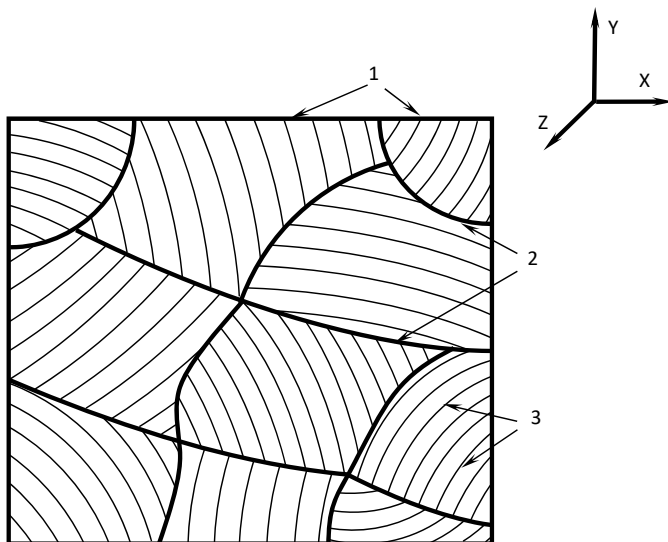


Рис. 4. Схематическое представление слоистого композиционного материала с квазиизотропной структурой: 1 – хаотично ориентированные слоистые ячейки; 2 – границы раздела между ячейками; 3 – границы раздела внутри ячеек

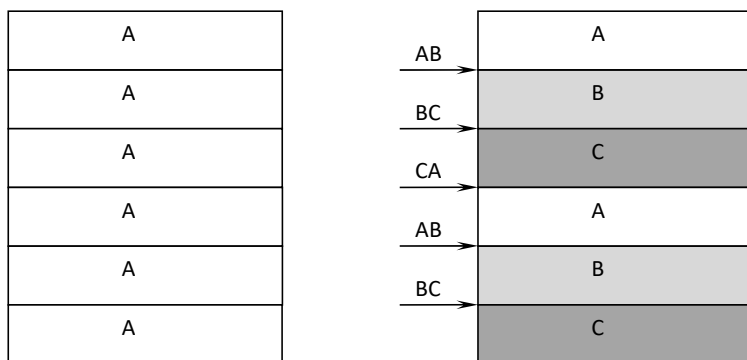


Рис. 5. Схематическое представление слоистого композиционного материала, состоящего из чередующихся слоев одинакового ( $a$ ) и различного ( $b$ ) химического состава: А, В, С – обозначение химического состава слоев; АВ, ВС, СА – обозначение химического состава границ раздела между слоями

Слоистые композиционные материалы можно классифицировать исходя из свойств матрицы и наполнителя:

- 1) на материалы с твердой матрицей и мягким наполнителем;
- 2) на материалы с мягкой матрицей и твердым наполнителем.

Материалы первой группы применяются в качестве жаростойких композитов, обладающих высокой вязкостью, а материалы второй группы – в качестве теплостойких материалов [12].

По функциональным признакам все производимые в настоящее время слоистые композиты подразделяются на следующие виды: коррозионно-стойкие, антифрикционные, электротехнические, инструментальные, износостойкие, термобиметаллы, биметаллы для глубокой вытяжки и бытовых изделий.

Применение коррозионно-стойких слоистых композитов характеризуется высокой эффективностью и экономичностью: значительно сокращается расход легирующих элементов, снижается стоимость машин и механизмов, повышается ресурс их работы. Из этих материалов изготавливаются детали и конструкции, работающие в условиях низких и высоких температур и давлений, при воздействии различных агрессивных сред. Изделия из биметаллов производятся различными методами литья, литейного плакирования, прокатки, сварки и наплавки.

## **1.2. Проблемы формирования композиционных материалов**

Возможность формирования композиционного материала определяется совместимостью исходных компонентов. Для получения композитов с оптимальными свойствами межфазное взаимодействие должно быть ограничено, поскольку интенсивное взаимодействие приводит к ухудшению механических свойств композиционного материала. При высоких температурах на поверхности волокон композита протекают химические реакции. Если химическая реакция затрагивает тонкий слой, то это даже упрочняет связь наполнителя с матрицей, но если слой утолщается, то продукты реакции могут сильно ослабить эту связь, кроме того, волокно может разрушиться. Химическое взаимодействие

может происходить как при изготовлении композитов, так и при их высокотемпературной эксплуатации [11].

Для того чтобы композит обладал стабильными свойствами при повышенных температурах, его компоненты должны быть химически совместимы. Понятие химической совместимости включает понятие термодинамической и кинетической совместимости.

Термодинамическая совместимость – это способность матрицы и армирующих элементов находиться в состоянии термодинамического равновесия неограниченное время при температуре получения и эксплуатации. Термодинамически совместимо в изотермических условиях ограниченное число композиционных материалов, состоящих из компонентов, практически не растворимых друг в друге в широком интервале температур (например, Cu – W). Большинство композитов состоит из термодинамически несовместимых компонентов, для которых из диаграмм состояния можно определить только возможные фазовые равновесия и направленность реакций.

Кинетическая совместимость – способность компонентов находиться в состоянии метастабильного равновесия, контролируемого такими факторами, как адсорбция, скорость диффузии, скорость химических реакций. Термодинамически несовместимые составляющие композита в определенных температурно-временных интервалах с использованием новых оптимальных технологий могут быть совместимы кинетически и достаточно надежно работать.

Наряду с химической совместимостью при создании композита важно обеспечить механическую совместимость, т. е. соответствие упругих констант, коэффициентов термического расширения и показателей пластичности компонентов, позволяющих достигнуть прочности связи для передачи напряжений через границу [11].

Таким образом, по характеру взаимодействия металлов в зоне контакта можно выделить три группы [11]:

1) металлы с ограниченной или полной взаимной нерастворимостью. К этой группе относятся такие сочетания, как Cu+Fe, Cu+Ag, Cu+W, Fe+Pb, Mo+Ag и др.;

2) металлы с хорошей взаимной растворимостью, образующие твердые растворы, например, сочетания Fe+Ni, Mo+W, углеродистая сталь + коррозионно-стойкая сталь и др.;

3) металлы, образующие химические интерметаллидные соединения, – Fe+Ti, Fe+Al, Ti+Cu, Fe+Zr и др.

Одним из условий получения композита является формирование поверхности раздела между матрицей и наполнителем. Состояние границы раздела определяет эффективность армирования композита тем или иным наполнителем. Основной функцией является обеспечение связи матрицы с наполнителем, необходимое для передачи и распределения нагрузки между составляющими композита.

На поверхности раздела между матрицей и наполнителем формируется переходный слой, по химическому составу, структуре и механическим свойствам отличный от таковых для матрицы и наполнителя.

В определенной мере свойства композита будут зависеть от толщины и свойств этого переходного слоя. В работе [1] предложено классифицировать композиционные материалы с малой (менее 0,5 мкм), средней (0,5–1 мкм) и большой (более 1–2 мкм) толщиной границы. Авторами [1] экспериментально показано, что композиты с малой толщиной границы раздела между матрицей и наполнителем имеют более высокие механические характеристики.

Влияние на свойства композиционного материала будет оказывать стабильность химического состава и структуры границы раздела при условиях эксплуатации: температуре, давлении, времени, газовой среде и внешней нагрузке. Как ранее отмечалось, для получения стабильной границы в создаваемом композите следует рассматривать вопрос о термодинамической совместимости составляющих его фаз.

В зависимости от способа изготовления композита можно выделить несколько типов связи на поверхности раздела матрицы и наполнителя.

Механическая связь реализуется в том случае, если армирующий элемент имеет шероховатую поверхность, а химическое взаимодействие между ним и матрицей отсутствует. Прочность такой связи обеспечивается исключительно за счет сил трения по границе раздела и может существенно увеличиваться при передаче на армирующие элементы сжимающих напряжений. Реакционная связь возникает, если по границе раздела в результате химической реакции образуется

новое соединение или твердый раствор. Например, в слоистом композите, составленном из чередующихся слоев оксида иттрия и хрома. В процессе термообработки в защитной газовой среде или в вакууме по границе слоев образуется хромит иттрия ( $YCr_3$ ) [8].

Реакционная связь может возникать в результате последовательности обменных реакций. Примером такой связи является связь, возникающая по границе раздела титано-алюминиевой матрицы с борным волокном. При образовании реакционной связи толщина слоя продукта реакции определяется интенсивностью процесса диффузии [8].

Оксидная связь может быть рассмотрена как частный вид реакционной связи, поскольку по границе раздела в результате химической реакции образуются оксидные соединения. Оксидная связь возникает всегда, если в качестве матрицы и армирующих элементов используются вещества, содержащие природные поверхностные оксидные пленки. Они присущи, например, алюминию, бору, карбиду и нитриду кремния вследствие их повышенного химического сродства к кислороду [8].

Адгезионная связь образуется в результате растекания при расплавлении менее тугоплавкого матричного компонента по поверхности более тугоплавкого армирующего компонента, находящегося в твердом состоянии. После охлаждения и кристаллизации расплава между указанными компонентами формируется связь. Этот процесс возможен только при условии хорошего смачивания расплавом армирующей составляющей композита. Кроме того, здесь очень важным является этап предварительной подготовки смачиваемой поверхности, заключающийся в удалении поверхностных загрязнений. В данном случае связь между матрицей и упрочнителем достигается посредством действия ван-дер-ваальсовых сил. Силы притяжения такого происхождения называют еще дисперсионными силами. Это силы взаимодействия ближнего порядка, они начинают действовать при условии, если расстояние между поверхностями составляющих композита не превышает нескольких диаметров атома.

Смешанная связь. Это совокупность двух или нескольких вышеперечисленных типов связи, которые могут одновременно реализоваться по поверхности раздела того или иного композита.



В реальных композитах обычно формируется смешанный тип связи.

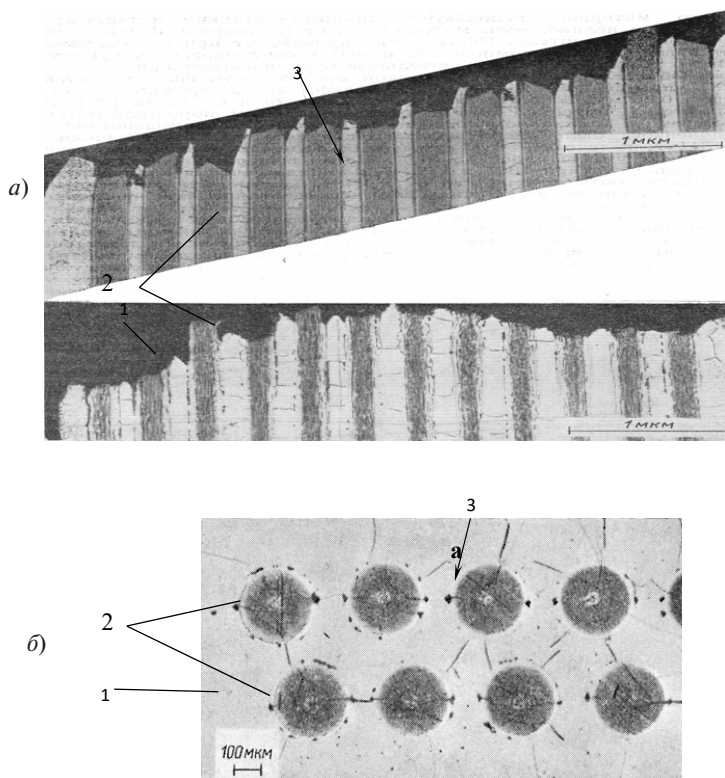


Рис. 6. Структура границы раздела (поперечное сечение) в композите Nb – W (волокно): *а* – продольное сечение; *б* – поперечное сечение; 1 – ниобиевая матрица; 2 – вольфрамовые волокна; 3 – граница раздела [8]

### 1.3. Металлы и сплавы, применяемые для производства композиционных материалов

В качестве матричных материалов при изготовлении композитов используют промышленные металлы и сплавы, которые уже применяются в различных областях техники, а также новые сплавы, разработанные специально для армирования их тем или иным видом волокон. В зависимости от условий эксплуатации и в первую

очередь от рабочих температур в МКМ используют следующие матричные материалы [11; 13]:

- легкие металлы и сплавы (на основе алюминия и магния);
- металлы и сплавы на основе титана;
- медь и ее сплавы;
- жаростойкие и жаропрочные сплавы на основе железа, никеля и кобальта;
- тугоплавкие металлы и сплавы.

Широко используются деформируемые алюминиевые сплавы, не упрочняемые термической обработкой, марок АМц, АМг, АМгЗ и др., основными легирующими элементами которых являются марганец и магний. Эти сплавы обладают хорошей пластичностью, коррозионной стойкостью и свариваемостью, но сравнительно небольшой прочностью. Механические свойства их определяются содержанием легирующих элементов и степенью нагартовки в результате пластической деформации. Большую группу деформируемых алюминиевых сплавов составляют упрочняемые термической обработкой дуралюмины (Д1, Д6, Д16, Д18 и др.) и сплавы групп АВ, АК, В95. После термической обработки (закалки и искусственного старения) эти сплавы имеют повышенную механическую прочность.

Из литейных алюминиевых сплавов наиболее распространены силумины, которые обладают хорошими литейными свойствами и в качестве основного легирующего элемента содержат 4–13 % Si. Однако они малопластичны, имеют низкую ударную вязкость и коррозионную стойкость. Теплостойкость силуминов также невелика. Так, для сплава АЛ5 при 300 °С сточасовая длительная прочность составляет 3 кгс/мм<sup>2</sup>.

Весьма перспективны для жаропрочных композитов на алюминиевой основе матричные материалы типа САП (спеченный алюминиевый порошок), которые представляют собой алюминий, упрочненный дисперсными частицами оксида алюминия  $Al_2O_3$ . Исходным продуктом для получения этих материалов служит тончайшая алюминиевая пудра, содержащая 6–22 %  $Al_2O_3$ , из которой брикетированием, спеканием и последующей прокаткой получают листы САП. Главное преимущество САП в их высокой жаропрочности. Даже при температуре 500 °С их прочность составляет 8–12 кгс/мм<sup>2</sup>. Кроме

того, эти материалы хорошо обрабатываются давлением и резанием, обладают высокой коррозионной стойкостью.

Магний и его сплавы выгодно отличаются от других конструкционных материалов низкой плотностью, относительно высокими механическими свойствами, хорошей способностью сопротивляться ударным нагрузкам и вибрациям. Такие деформируемые магниевые сплавы, как МА5, МА8, МА2-1, технологически пластичны и хорошо обрабатываются давлением. Сплав МА2-1 легко поддается прокатке и всем операциям листовой штамповки: гибке, отбортовке и вытяжке (при нагреве до 250–300 °С). Кроме того, он хорошо сваривается аргонодуговой сваркой. При 20 °С этот сплав обладает прочностью 28–29 кгс/мм, а его относительное удлинение составляет 16–18 %.

Литейные магниевые сплавы, такие как МЛ5, МЛ 12, МЛ 15, обладают хорошей жидкотекучестью и малой линейной усадкой 1,3–1,6 %. После термической обработки (старения) они значительно упрочняются. Их обрабатывают методами литья в песчаные формы, в кокиль и под давлением.

Из листовых МКМ наиболее распространены тонкие листы или фольга, получаемые прокаткой. Сплавы алюминия для получения листов толщиной более 5 мм подвергают горячей прокатке в интервале температур 350–440 °С с высокими скоростями – 10 м/с и более. Тонкие листы и фольгу изготавливают из горячекатаных листов рулонным способом. Для большинства сплавов магния температуру начала прокатки назначают в пределах 340–440 °С, а конца – 225–250 °С. Горячекатаные листы и полосы для повышения пластичности отжигают при температуре 300–350 °С в течение 2–4 ч, а затем подвергают холодной прокатке.

Титан и его сплавы обладают ценными физико-механическими свойствами: при сравнительно малой плотности (4500 кг/м<sup>3</sup>) титановые сплавы могут иметь предел прочности от 50 (для нелегированного титана) до 150 кгс/мм<sup>2</sup> (для сплавов). Поэтому по абсолютной и тем более по удельной прочности он превосходит сплавы алюминия и магния и многие легированные стали в широком диапазоне температур 20–500 °С. Технический титан ВТ1 и большинство сплавов титана, например, ВТ5, ВТ3, ВТЛ-1, имеют хорошие литейные свойства и применяются для производства фасонных и тонкостен-

ных отливок. Титан и его сплавы можно обрабатывать давлением, особенно в горячем состоянии в интервале 1200–1600 °С, всеми известными способами. Горячую прокатку проводят при температурах 700–900 °С. При этом получают полосы толщиной 5–7 мм, которые затем подвергают теплой прокатке при температурах 550–700 °С до получения листов толщиной 1,5–2 мм.

Медь, имеющая высокую электро- и теплопроводность в сочетании с высокой коррозионной стойкостью, широко применяется в электротехническом аппаратостроении. В технологическом отношении медь хорошо обрабатываемый металл, так как он хорошо куется, прокатывается в пруток, ленту, фольгу, протягивается в проволоку. В большинстве случаев обрабатывают медь в холодном состоянии с промежуточными отжигами для снятия внутренних напряжений, возникающих при ее деформации. Многие медные сплавы обладают хорошими литейными свойствами.

Из металлических матриц на основе железа, никеля и кобальта при создании МКМ чаще всего применяют окалиностойкие и жаропрочные стали и сплавы. Окалиностойкими (жаростойкими) обычно называют стали и сплавы, обладающие стойкостью против разрушения поверхности в газовых средах при нагревании выше 550 °С и работающие в ненагруженном или слабонагруженном состоянии. Примерами жаростойких отечественных сплавов могут быть никелевые сплавы системы никель – хром (нихромы) с добавками W, Mo, Al и Ti. Введение в эти сплавы значительного количества хрома (20–40 %) повышает сопротивление окислению, а другие легирующие добавки предназначены для увеличения термической стойкости. Армирование таких сплавов тугоплавкими волокнами позволяет резко повысить их жаропрочность и использовать их при температурах на 150–200 °С выше, чем рабочие температуры неармированных матриц.

Жаропрочные сплавы также обладают значительной окалиностойкостью, но главное их качество – это способность работать в нагруженном состоянии при высоких температурах. Повышенная длительная прочность, высокое сопротивление ползучести и усталости в никелевых сплавах достигается за счет введения Ti и Al, образующих дисперсные упрочняющие фазы Ni<sub>3</sub>Ti и Ni<sub>3</sub>Al, а также

при легировании тугоплавкими элементами (W, Mo, Nb), упрочняющими твердый никелевый раствор, и малыми добавками бора и других элементов, которые увеличивают стабильность межзеренных границ. Примеры таких сплавов – деформируемые сплавы ЭИ437А, ЭИ437Б, ЭИ617 и др.

Окалиностойкие и жаропрочные деформируемые стали и сплавы обладают низкой технологической пластичностью, высоким сопротивлением деформированию, большим упрочнением при нагреве, низкой теплопроводностью. Поэтому они значительно труднее, чем обычные конструкционные стали, поддаются пластической деформации. Чем сильнее легирован материал, тем температура его обработки давлением выше, что обусловлено более высоким порогом рекристаллизации.

В настоящее время существуют жаропрочные сплавы на никелевой и кобальтовой основе, которые легированы десятью и более элементами (иногда их называют суперсплавами), – ЖС6, ЖС6К, ВЖЛ8, что поднимает их рабочие температуры вплоть до 1100 °С. Однако пластические свойства таких материалов весьма низки, поэтому их не подвергают пластической деформации, а применяют как жаропрочное литье. Выплавляют жаропрочные сплавы преимущественно методами вакуумно-индукционной, вакуумно-дуговой с расходуемым электродом, электронно-лучевой и плазменной плавки. Литейные жаропрочные сплавы применяют в самых напряженных узлах и деталях высокотемпературных агрегатов, таких как газотурбинные рабочие и сопловые лопатки, роторы, венцы. МКМ из литейных жаропрочных сплавов изготавливают преимущественно жидкофазными методами (литье, пропитка), а также методами порошковой металлургии (прессование-спекание, горячее и динамическое горячее прессование).

Методами порошковой металлургии стало возможно получать МКМ с матрицей из особо тугоплавких металлов – ниобия, вольфрама, молибдена и сплавов на их основе. Чаще всего такие матрицы подвергают дисперсному упрочнению частицами тугоплавких соединений примерно равноосной формы с размерами в пределах 0,01–0,1 мкм. Волокнистыми наполнителями (усаами, волокнами тугоплавких соединений) эти матрицы армируют для того, чтобы

придать им особые эксплуатационные характеристики — ударопрочность, термостойкость, специальные физические свойства. Создавая такие МКМ, используют матричный материал в виде тонких порошков с размерами 0,1–5 мкм, тонкой металлической фольги толщиной 10–100 мкм, а также применяют различные методы осаждения матрицы на волокна с последующим уплотнением покрытых волокон горячим прессованием, прокаткой и т. п.

### **Вопросы для самоконтроля**

1. Что называют композиционными материалами?
2. Как классифицируются композиционные материалы?
3. Что представляют собой слоистые композиты?
4. Как классифицируются слоистые композиты?
5. Чем определяется возможность формирования композиционного материала?
6. Что понимают под термодинамической совместимостью?
7. Что такое кинетическая совместимость?
8. На какие группы подразделяются металлы по характеру взаимодействия?
9. Какую функцию выполняет поверхность раздела между матрицей и наполнителями?
10. Какие типы связи могут формироваться при контакте матрицы и наполнителя?

## 2. СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В настоящее время применяются различные способы получения слоистых композиционных материалов. Целесообразность применения того или иного способа обуславливается свойствами исходных материалов, формой изготавливаемой металлопродукции, условиями ее эксплуатации и методами обработки изделия.

Классифицировать способы изготовления слоистых композитов можно по ряду признаков. Исходя из условий протекания процессов на границе соединения составляющих, различают три сочетания агрегатных состояний металлов в зоне контакта: жидкое с жидким, твердое с жидким и твердое с твердым [14].

Таким образом, существующие способы изготовления слоистых композитов и биметаллов можно разделить на газофазные, жидкофазные, твердофазные и комбинированные (рис. 7).



Рис. 7. Общая классификация процессов получения и обработки композитов с металлической матрицей [15]

## 2.1. Твердофазные методы

### 2.1.1. Изготовление металлических слоистых композиционных материалов способом совместной прокатки

Совместная прокатка является одним из распространенных способов изготовления металлических слоистых композиционных материалов. Технология представляет собой совместную прокатку заготовок с целью получения неразъемного соединения листов по всей площади соприкосновения металлов. Такой способ позволяет получать так называемые естественно-композиционные материалы [16]. Материалы для изготовления композиционных материалов данным способом могут быть как одного класса, например, нержавеющая сталь и углеродистая сталь, так и разных классов, таких как медь и нержавеющая сталь или алюминий и медь.

Схема прокатки представлена на рис. 8. Рулоны исходных металлов укладываются друг на друга и пропускаются через рабочие валки.

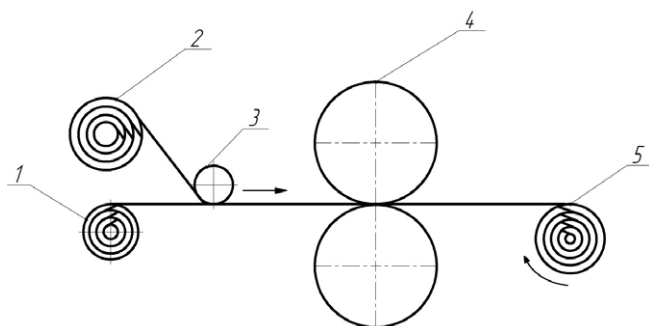


Рис. 8. Схема совместной прокатки полос методом холодной прокатки:  
1 – размотчик полосы основного слоя; 2 – размотчик полосы лакирующего слоя; 3 – направляющий ролик; 4 – рабочие валки стана; 5 – моталка с рулоном многослойной полосы

Для получения слоистых композитов может применяться способ пакетной прокатки (рис. 9). Многослойный пакет сваривается по периметру, затем разрезается, снова сваривается до получения необходимого количества слоев. После подвергается горячей прокатке.



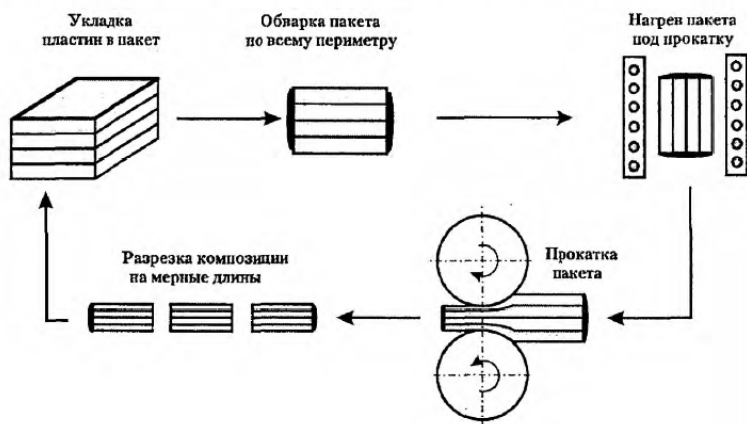


Рис. 9. Схема получения слоистых композитов при помощи пакетной прокатки

Качество соединения слоев в формируемом прокаткой композиционном материале определяется несколькими факторами: состоянием поверхности контакта, химическим составом деформируемых металлов, температурой прокатки и величиной деформации листов.

Влияние химического состава на способность металлов образовывать соединение в твердом состоянии исследовано в работах [16; 17; 18]. От химического состава металла зависят его пластические свойства, наличие и характер окисных пленок на его поверхности, скорость процессов диффузии. Кроме того, на процессы диффузии сильное влияние оказывают примеси в металле. Их влияние может быть как положительным, так и отрицательным.

При горячей прокатке активация поверхностей происходит за счет их сдвиговой пластической деформации. Она способствует разрушению пленки окислов на соединяемых поверхностях. На чистых поверхностях создаются центры активации [19], связанные с выходом на поверхность дислокаций [20]. Если дислокации, обеспечивающие акт пластической деформации, создают диполи клиновых дислокаций и выходят на поверхность металла в зону физического контакта, то они являются центром возмущения [15]. Каждая дислокация [21] может представлять собой эффективный путь, по которому будет устремлен поток атомов разнородных материалов, направленных на-

встречу друг другу. По этим каналам происходит взаимный транспорт атомов и перенос энергии, приводящий к уравниванию всей системы. Дальнейшее деформирование материала приводит к продвижению навстречу друг другу атомов металла, имеющих повышенную энергию и перемещающихся по образованным каналам дефектной структуры на довольно большое расстояние [22].

### 2.1.2. Изготовление металлических слоистых композиционных материалов методом прессования и диффузионной сваркой

Прессование является основной операцией процесса изготовления композитов по методу диффузионной сварки, поэтому допускается рассматривать их как один метод изготовления композиционных материалов (рис. 10).

В процессе прессования происходит пластическая деформация материала матрицы, необходимая для заполнения пространства между волокнами упрочняющей фазы и для максимального уплотнения самой матрицы. При этом на границе раздела между слоями либо частицами матрицы протекают диффузионные процессы, которые обеспечивают прочную связь на этих границах и необходимый уровень прочности самого композиционного материала [23].

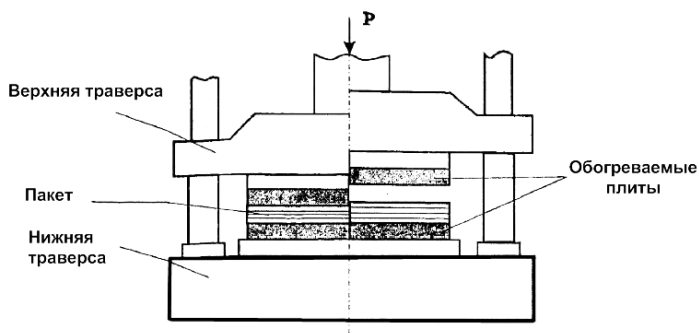


Рис. 10. Схема процесса горячего прессования

Основными технологическими параметрами прессования являются давление прессования, температура, время выдержки и среда, в которой происходит процесс.

Различают 4 типа технологии прессования композитов [23]:

- прессование в замкнутой пресс-форме и между обогреваемыми плитами;
- ступенчатое прессование;
- изостатическое или автоклавное прессование;
- динамическое горячее прессование (рис. 10).

Одним из важнейших методов получения металлических композиционных материалов в твердом состоянии является диффузионная сварка. Суть процесса заключается в выдержке прижатых друг к другу листов разнородных металлов, нагретых до определенной температуры при необходимом давлении и времени выдержки, что обеспечивает массоперенос металлов, вследствие чего формируется слоистый композиционный материал. Процесс диффузионной сварки проходит в специальных вакуумных камерах, которые также могут заполняться инертным газом (рис. 11).

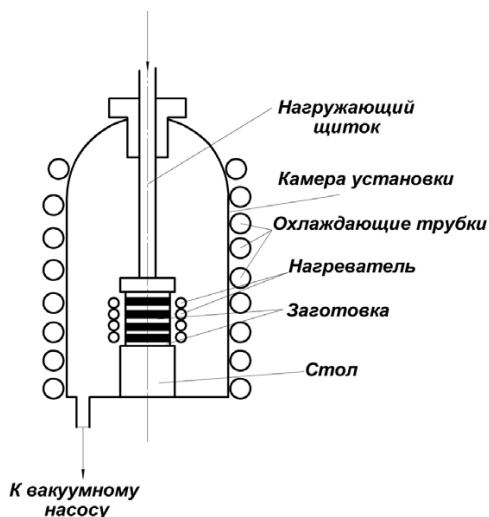


Рис. 11. Схема процесса диффузионной сварки слоистых композиционных материалов

Недостатками этих двух методов является ограниченный вакуумной камерой размер биметалла или композита, сложность оборудования для их производства и, как следствие, низкая производительность.

### 2.1.3. Изготовление металлических композиционных материалов методом сварки взрывом

Сварка взрывом представляет собой твердофазный, бездиффузионный, управляемый технологический процесс получения сварных соединений однородных и разнородных металлов. Характерными для сварки взрывом являются интенсивные пластические деформации металла в околошовной зоне, вызванные воздействием импульса высокой амплитуды и малой длительностью [24]. В некоторых случаях сварка взрывом является единственным возможным способом изготовления композиционного материала необходимого состава и геометрических размеров. При этом не требуется узкоспециализированного дорогостоящего оборудования. В настоящее время существует большое число схем процесса сварки взрывом, но все они основываются на базовой схеме (рис. 12).

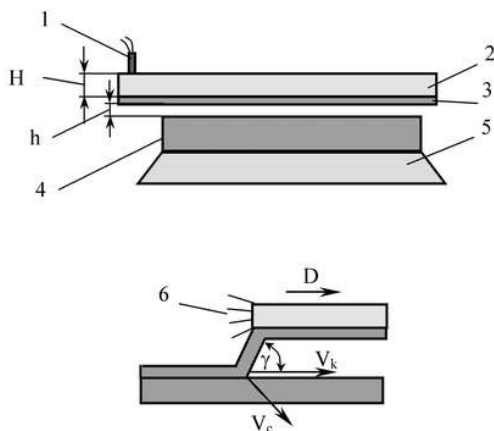


Рис. 12. Основная схема сварки взрывом

На опоре 5 располагают основную пластину 4, над которой с зазором устанавливают метаемую пластину 3. На метаемый слой укладывают заряд взрывчатого вещества высотой  $H$  – 2 и закрепляют детонатор 1. При инициировании взрывчатого вещества по заряду распространяется детонационная волна со скоростью детонации  $D$ . Под действием высокого давления 6 отдельные участки метаемой пластины последовательно приобретают скорость порядка несколь-

ких сотен метров в секунду, поворачиваются относительно своего первоначального положения и соударяются со скоростью  $V_c$  с неподвижной пластиной. В результате косоугольного соударения пластин при правильно выбранных параметрах процесса в зоне контакта происходят частичная очистка соединяемых поверхностей, их активация и образование соединения со скоростью  $V_k$  с характерной волнообразной границей раздела слоев.

Структура получаемого композиционного материала имеет ярко выраженную зону перехода волнообразного вида (рис. 13).

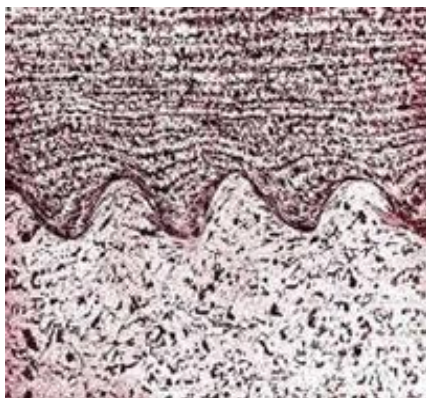


Рис. 13. Структура композиционного материала, полученного сваркой взрывом

При помощи сварки взрывом можно изготавливать как двухслойные, так и многослойные композиционные материалы в виде слоистых пластин и цилиндрических прутков.

При изготовлении цилиндрических прутков материал для изготовления композита находится в стальной трубе, которая находится внутри взрывчатого вещества. В процессе взрыва происходит динамическое обжатие и прочное соединение металла матрицы с металлом наполнителя. В итоге формируется композиционный материал цилиндрической формы (рис. 14).

При сварке взрывом пакета слоистых материалов осуществляется совместная пластическая деформация поверхностных слоев соединяемых металлов. Происходит сближение металлов на расстояния взаимодействия межатомных сил. При этом происходит упрочнение

по всей толщине каждого слоя, а величина этого упрочнения зависит от индивидуальных свойств материала данного слоя [24].

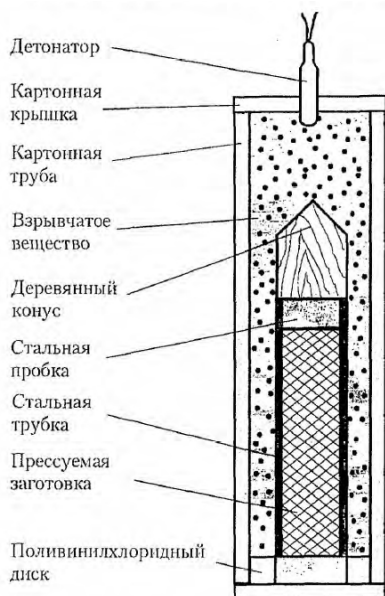


Рис. 14. Схема получения цилиндрических композиционных материалов сваркой взрывом

В случае деформации взрывом слоистых композиционных материалов с резко различающимися температурами плавления необходимо учитывать возможность оплавления одной из составляющих.

Режимы сварки взрывом подбираются в зависимости от материала матрицы и упрочнителя. Помимо этого, необходимо контролировать массу заряда взрывчатого вещества, скорость детонации и другие параметры [24].

Важным параметром, определяющим свойства композита, является высота заряда. При малой высоте заряда уменьшается время приложения давления и снижается скорость детонации, что может приводить к снижению свойств. Высота заряда подбирается в зависимости от состава и свойств исходных материалов [24].

## **2.2. Получение металлических композиционных материалов жидкофазными способами**

Структура композиционного материала, получаемого жидкофазным способом, формируется под действием трех факторов: физико-химических, конструктивных и технологических. Основными факторами в первой группе являются физико-химические свойства армирующих элементов и матрицы, характер их взаимодействия, условия и характер кристаллизации и затвердевания. Ко второй группе относятся параметры армирования, геометрические параметры армирующих элементов и геометрические параметры литых заготовок. К третьей – подготовка поверхности армирующих элементов, способ приготовления расплава матрицы, способ изготовления композита, последующая обработка заготовки.

Изготовление СКМ жидкофазным способом, методом пропитки, предусматривает контакт жидкого металла наполнителя с твердым металлом матрицы и требует смачивания. Смачивание металлической матрицы расплавом наполнителя приводит к тесному контакту фаз, что является необходимым условием для начала процессов химического взаимодействия по границам раздела металлов и формирования цельного тела СКМ. Энергетические условия смачивания определяются тем, что любая термодинамическая система наиболее устойчива при минимуме свободной энергии, и любой процесс, вызывающий ее уменьшение, будет термодинамически оправдан, а при смачивании уменьшается поверхностное натяжение на границе раздела фаз. Для обеспечения смачивания краевой угол должен составлять менее  $90^\circ$ . Эта величина угла характерна также и для растворения. Если предположить, что смачивание сопровождается небольшим растворением, то этот тип связи охватывает оба предельных случая взаимной растворимости. Для образования связи путем смачивания и растворения поверхность компонентов необходимо очистить от адсорбированных газов и загрязнений перед их соприкосновением [25].

При соблюдении всех необходимых условий смачивания обеспечивается максимальная площадь соприкосновения металлического расплава с матрицей при равновесных условиях. При отсутствии смачивания значительно возрастает вероятность образования непро-

паев, пустот, флюсовых включений и участков слабого соединения компонентов композиции по границе между ними, что приводит к снижению ее прочности. Основным условием смачивания при самопроизвольной пропитке является уменьшение свободной энергии системы. Основным критерием смачивания является условие:

$$\sigma_{\text{т-г}} - \sigma_{\text{т-ж}} > 0,$$

где  $\sigma_{\text{т-г}}$ ,  $\sigma_{\text{т-ж}}$  – удельные свободные энергии на границах раздела твердое тело – газ и твердое тело – жидкость.

Из условия равновесия лежащей капли, которое имеет вид:

$$\cos \Theta = (\sigma_{\text{т-г}} - \sigma_{\text{т-ж}}) \cdot \sigma_{\text{ж-г}},$$

можно найти условие самопроизвольной пропитки:

$$\sigma_{\text{ж-г}} \cdot \cos \Theta > 0,$$

где  $\Theta$  – краевой угол смачивания, отсчитываемый со стороны жидкой фазы.

При  $\Theta < 90^\circ$ ,  $\cos \Theta > 0$  возможна самопроизвольная пропитка. Если  $\Theta$  незначительно меньше  $90^\circ$ , то движущая сила процесса пропитки невелика, и необходимо прикладывать дополнительное давление (рис. 15).

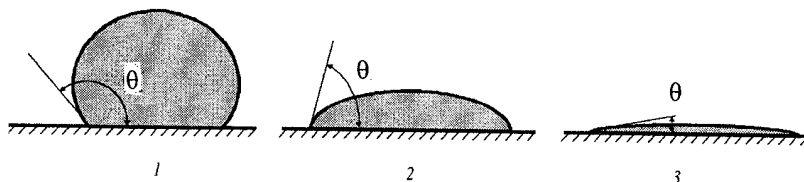


Рис. 15. Форма капли на поверхности твердого тела:

1 – смачивание поверхности жидкостью отсутствует; 2 – ограниченное смачивание; 3 – полное смачивание ( $\theta \rightarrow 0$ ) [12]

Основными достоинствами жидкофазных способов формирования композитов являются [26]:

- 1) возможность получения изделий сложной формы;
- 2) повышенная производительность технологического процесса;
- 3) слабое силовое воздействие на хрупкие компоненты композита;
- 4) возможность использования тканых и жгутовых материалов;



5) возможность максимальной автоматизации технологического процесса.

В настоящее время используется несколько технологических схем получения металлических композиционных материалов, основанных на пропитке армирующего каркаса металлическим расплавом. Основным критерием, позволяющим разделить известные технологические методы пропитки, является способ приложения давления к жидкому металлу, заставляющего заполнять свободные промежутки армирующего каркаса. В соответствии с этим критерием можно выделить следующие методы пропитки:

- 1) не требующие приложения внешних сил (заполнение межволоконных промежутков только за счет капиллярных эффектов);
- 2) основанные на вакуумном всасывании жидкого металла в межволоконные промежутки (заполнение пустот за счет разности между атмосферным давлением и давлением, создаваемым в порах армирующего каркаса при его вакуумировании; величина этой разницы не может превышать величину атмосферного давления);
- 3) основанные на приложении к жидкому металлу избыточного давления, превышающего атмосферное (с помощью сжатых газов и др.) [12].

Самопроизвольная пропитка осуществляется по нескольким схемам:

- 1) при помощи погружения металлического каркаса в расплавленный металл;
- 2) при расплавлении пропитываемого материала, находящегося на торце армирующего каркаса (пропитка сверху);
- 3) при опускании нижнего торца армирующего каркаса в расплавленный металл (пропитка снизу).

Все три схемы процесса самопроизвольной пропитки не требуют приложения внешних усилий и основаны на смачивании жидким металлом наполнителя стенок армирующего каркаса.

Преимуществами данного способа получения композиционного материала являются простая технологическая оснастка и возможность изготовления изделий сложной геометрической формы. Недостатками же являются наличие пустот и пор, образующихся при кристаллизации металла наполнителя.

В целях снижения окисления металлов и уменьшения числа дефектов самопроизвольную пропитку обычно ведут в атмосфере инертных газов или в вакууме.

Одной из разновидностей пропитки под давлением является вакуумная пропитка. Максимальное давление, которое можно прикладывать к жидкому металлу, должно быть не больше 1 атмосферы. Преимущества вакуумной пропитки связаны с улучшением смачивания жидким расплавом армирующего каркаса и сокращением времени взаимодействия жидкого металла с каркасом матрицы (рис. 16).

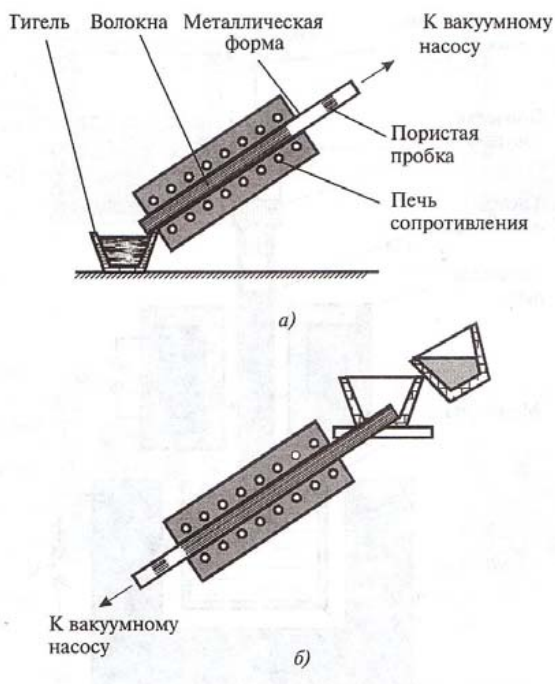


Рис. 16. Схема изготовления СКМ вакуумной пропиткой с нижним (а) и верхним (б) расположением тигля

Пропитка матричных каркасов под давлением происходит при избыточном давлении, превышающем 0,1 МПа [26].

Для осуществления процесса пропитки под избыточным давлением часто применяют машины для литья под давлением. Для

приложения давления к расплавленному металлу в таких машинах используется поршень либо сжатый воздух.

Структура композиционного материала, получаемого жидкофазным способом, формируется под действием трех факторов: физико-химических, конструктивных и технологических. Основными факторами в первой группе являются физико-химические свойства армирующих элементов и матрицы, характер их взаимодействия, условия и характер кристаллизации и затвердевания. Ко второй группе относятся параметры армирования, геометрические параметры армирующих элементов и геометрические параметры литых заготовок. К третьей – подготовка поверхности армирующих элементов, способ приготовления расплава матрицы, способ изготовления композита, последующая обработка заготовки.

Для осуществления процесса пропитки под избыточным давлением часто применяют машины для литья под давлением. Для приложения давления к расплавленному металлу в таких машинах используется поршень либо сжатый воздух. Процесс пропитки под избыточным давлением можно рассмотреть на примере получения углеалюминиевых композитов (рис. 17).

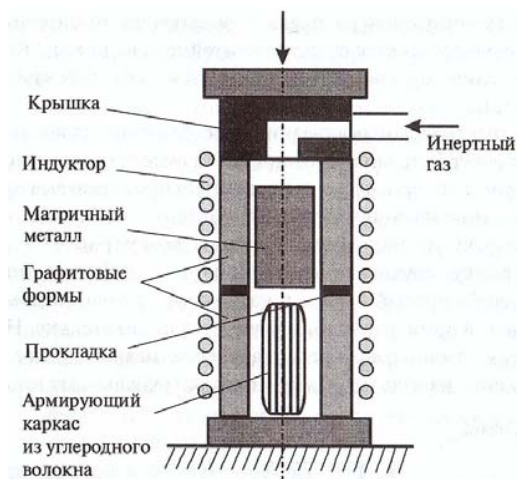


Рис. 17. Схема процесса изготовления углеалюминиевых композиционных материалов способом пропитки под давлением

Вакуумно-компрессионная пропитка представляет собой сочетание способов вакуумной пропитки и пропитки под избыточным давлением (рис. 18).

В данном случае расплавленный металл пропитывает волокнистый каркас. Матрицей здесь является расплавленный металл, который пропитывает каркас, сделанный из волокон. В результате получается композиционный материал, геометрические размеры которого повторяют форму оправки, на которую наматываются волокна.

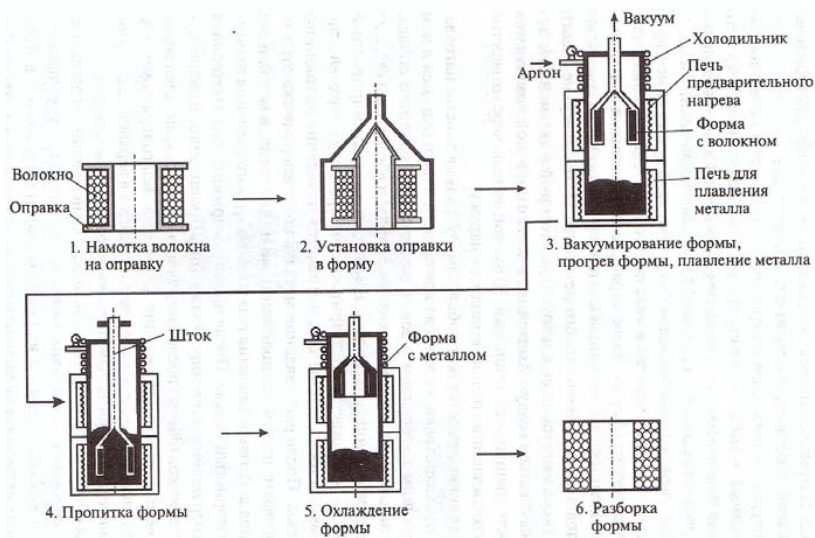


Рис. 18. Схема процесса получения композиционного материала при помощи вакуумно-компрессионной пропитки [23]

Еще одним способом жидкофазного получения композиционных материалов является ультразвуковая пропитка.

Способ основан на воздействии ультразвуковых волн на расплавленный металл, при помощи которых он поднимается в капиллярных зазорах матричного каркаса.

Данное явление, основанное на увеличении высоты подъема металла в зазоре под воздействием ультразвуковых волн, называется звукокапиллярным эффектом.

Схема ультразвуковой пропитки приведена на рис. 19.

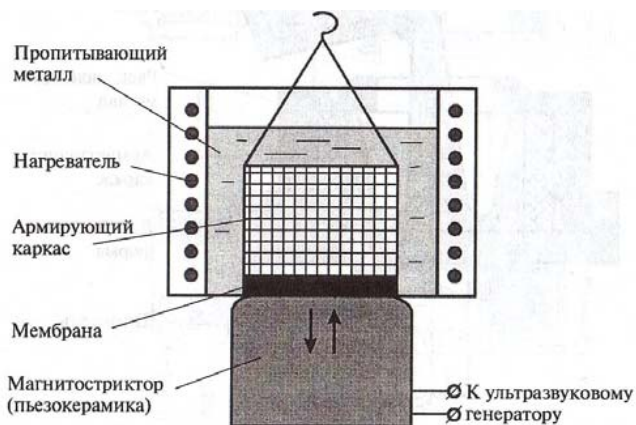


Рис. 19. Схема ультразвуковой пропитки при получении композиционных материалов

Армирующий каркас опускают в расплавленный металл, на который воздействуют ультразвуковыми волнами с частотой 23,5 кГц и интенсивностью  $3,5 \cdot 10^{-4}$  Вт/м<sup>2</sup> [26]. Это позволяет увеличить скорость пропитки и уменьшить количество дефектов, образующихся между слоями композиционного материала. Данный способ отличается простотой и высокой технологичностью процесса и позволяет изготавливать композиционные материалы любой геометрической формы. Размеры же композитов ограничиваются размерами печи, в которой происходит плавление металла.

Одним из новых и перспективных классов материалов являются пенометаллы. Их изготавливают при помощи порошковой металлургии и жидкофазными способами. Пенометалл представляет собой легкий пористый материал. Поры могут быть как по всему объему пенометалла и выходить на поверхность, так и внутренними, без выхода на внешние грани тела пенометалла. Некоторые пенометаллы с закрытой пористостью, например пеноалюминий, из-за своей малой плотности 0,9–1,5 г/см<sup>3</sup> способны плавать в воде. Пеноалюминий является одним из наиболее распространенных пенометаллов.

Пеноалюминий обладает низкой плотностью, низким значением коэффициента тепло- и электропроводности, высокой сопро-

тивляемостью воздействию огня, экологической чистотой, способностью эффективно поглощать энергию удара.

Один из способов жидкофазного получения пеноалюминия основан на воздействии на жидкий металл пенообразующим газом (рис. 20). В металлоприемник с жидкой металлической суспензией вводят пустотелый вал с вращающимся импеллером. Через вал и импеллер в жидкий металл подается пенообразующий газ. На поверхности металла образуется стабильный слой жидкой пены. Вязкая пена удаляется через слив или транспортируется на стол формовки готовых изделий [12; 27].

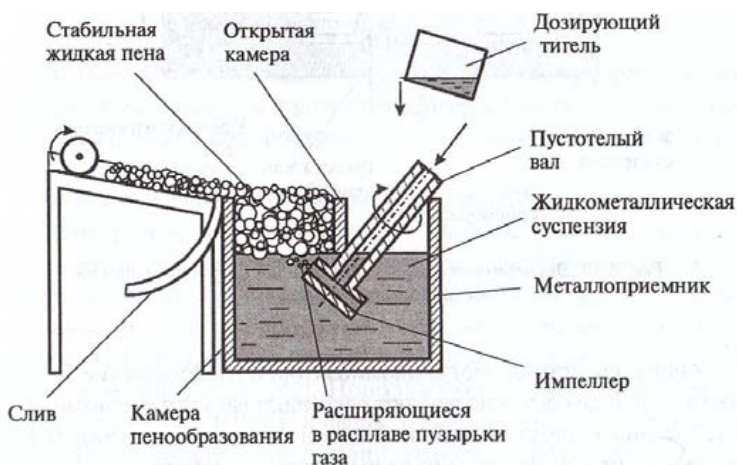


Рис. 20. Схема получения пеноалюминия [12]

Однако механические свойства пеноалюминия не отличаются высокими показателями, поэтому были разработаны технологии получения многослойных композиционных материалов титан – пеноалюминий, которые отличаются более высокими значениями прочности при изгибе при низкой плотности [28]. Технология основывается на совместной прокатке пеноалюминия и титана и отличается высокой трудоемкостью и ограниченной номенклатурой получаемых изделий [28].

С целью расширения области применения слоистых композиционных материалов титан – пеноалюминий была разработана жидкофаз-

ная технология, которая основывается на одновременном формировании многослойного композита и пористой структуры алюминиевого слоя при заливке литейной формы алюминием [29, 30, 31].

При этом для формирования композиционной структуры в литейную форму 1 предварительно предложено устанавливать титановую арматуру 2, а для формирования пористой структуры форма заполняется гранулами из водорастворимых солей 3 [29, 30]. После подготовки литейной формы ее заполняют жидким алюминием 4 из тигля 5 (рис. 21). После затвердевания полученную отливку извлекают из формы и помещают в воду для растворения соли. Размер пор алюминиевого слоя определяется размером гранул, а пористость находится в пределах 45–70 % [31] (рис. 22).

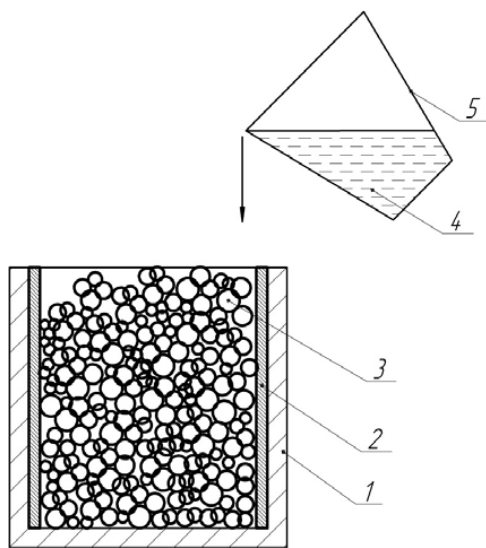


Рис. 21. Схема изготовления слоистого пенокомпозита алюминий – титан

Титановая арматура в данном случае выполняет армирующую роль и принимает на себя изгибающие нагрузки, что придает всему композиту дополнительную прочность при малом весе.



Рис. 22. Внешний вид слоистого пенокомпозита алюминий – титан

### **2.3. Газофазные методы изготовления композиционных материалов**

Изготовление металлических композиционных материалов газофазными методами применяется в случае, когда недопустимо взаимодействие материала матрицы с упрочнителем. Газофазные методы изготовления композиционных материалов основаны на газотермическом напылении или осаждении материала из газовой фазы. В основном газотермические методы применяют для получения тонких слоев с особыми свойствами.

Газотермическое напыление является весьма распространенным методом получения композиционных материалов. Самым распространенным способом газотермического напыления является плазменное напыление. Для плазменного напыления используют плазмотроны, а в качестве плазмообразующего газа применяют азот, аргон, гелий, аммиак и смеси газов. Формирование слоя плазменного покрытия происходит при соударении частиц плазмы с контактной поверхностью. Из-за высоких температур процесса частицы плазмы соединяются между собой и поверхностью заготовки и образуется прочное соединение. Толщина напыляемого покрытия, его прочность и плотность зависят от параметров процесса и характера напыляемого вещества и поверхности, на которую происходит напыление. Для напыления используют материалы в виде



порошков или проволоки сплошного сечения. Схема процесса плазменного напыления представлена на рис. 23.

Распыляемый материал подается в плазменную дугу и под действием высоких температур происходит его плавление и перенос при помощи потока плазмы с высокой температурой на напыляемую поверхность.

Весь технологический процесс плазменного напыления можно представить следующим образом (рис. 24).

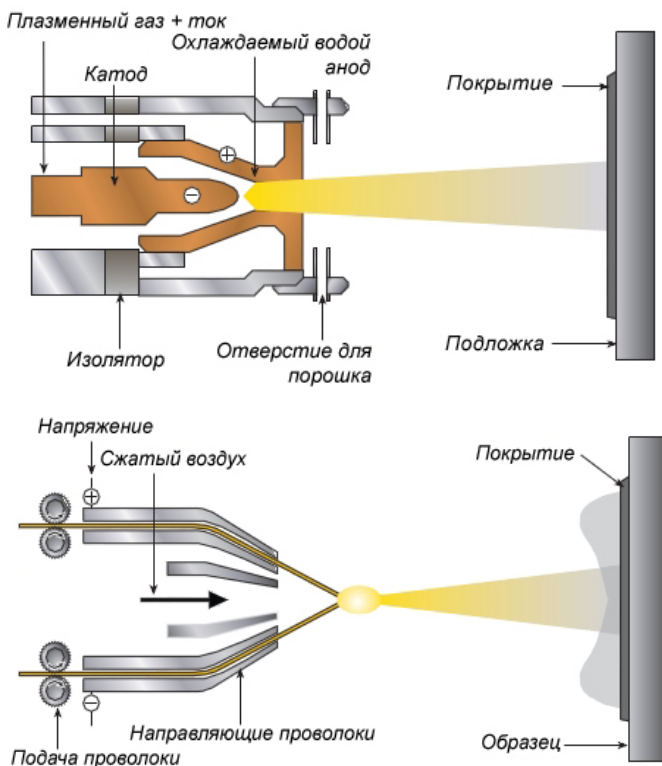


Рис. 23. Схема процесса плазменного напыления

Существует более простой способ нанесения покрытий газотермическим способом – газопламенное напыление. Сущность способа заключается в формировании покрытия за счет переноса частиц напыляемого материала газовой струей на подложку. Горючими га-

зами являются ацетилен, пропан-бутан, природный газ. Окислителем является кислород.



Рис. 24. Схема технологического процесса плазменного напыления при получении металлических композиционных материалов

Наиболее часто используют ацетилен и кислород, а напыляемый материал подают в виде проволоки, прутков или порошков (рис. 25).

При перемешивании струй пламени и газопорошковой взвеси происходит теплообмен. Частицы плавятся и переносятся на подложку, создавая металлическое напыление. Такие установки пред-

назначены для легкоплавких материалов. Температура их плавления должна быть ниже 800 °С. А также для нанесения тугоплавких материалов и самофлюсующихся материалов.

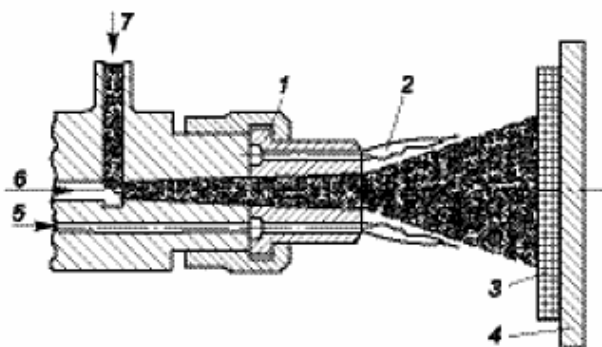


Рис. 25. Схема газопламенного напыления с материалом порошкового типа: 1 – газовое сопло; 2 – кольцевое пламя; 3 – покрытие; 4 – подложка; 5 – горючий газ; 6 – кислород; 7 – порошок

Еще одной разновидностью газопламенных методов нанесения покрытий является осаждение материала из газовой фазы. Сущность процесса заключается в формировании на поверхности детали покрытия за счет осаждения на нее легколетучих металлов из газовой фазы. Процесс формирования покрытия происходит в газовой камере. Поверхность детали предварительно разогревают. Давление в камере может быть как нормальное атмосферное, так и пониженное.

Основное назначение данного метода – нанесение защитных покрытий на поверхность изделий сложной формы из тугоплавких материалов и композиционных материалов из несплавляемых компонентов [23].

### Вопросы для самоконтроля

1. Какие способы производства слоистых композитов существуют?
2. Как классифицируются способы производства композитов?
3. Какие способы производства композитов относятся к твердофазным?
4. В чем сущность метода совместной прокатки?
5. В чем сущность прессования?

6. В чем сущность сварки взрывом?
7. Какие факторы оказывают влияние на структуру композиционного материала, получаемого жидкофазным способом?
8. Каков основной критерий смачивания?
9. В чем заключаются основные достоинства жидкофазных способов формирования композитов?
10. Какие технологические схемы используются для получения металлических композиционных материалов пропиткой?
11. Как осуществляется самопроизвольная пропитка?
12. Каковы преимущества самопроизвольной пропитки?
13. Что представляет собой вакуумно-компрессионная пропитка?
14. В чем сущность способа ультразвуковой пропитки?
15. Что такое пенометалл? Как производят пеноалюминий?
16. В каких случаях применяются газофазные методы для изготовления композиционных материалов?
17. В чем сущность метода плазменного напыления?
18. Какова технология газопламенного напыления при изготовлении композитов?
19. Каково назначение метода осаждения материала из газовой фазы?

## **3. СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

### **3.1. Слоистые композиты сталь – алюминий**

Сочетание сталь – алюминий обладает малой плотностью и высокой прочностью. Использование сталеалюминиевых композитов позволяет сократить расход дефицитных материалов, расширить возможности конструирования различной аппаратуры, машин и устройств, создает условия для увеличения срока службы изделий. Кроме того, применение таких материалов позволяет снизить массу и стоимость конструкций [32].

Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью и в сочетании со сталью позволяет заменить такие дефицитные металлы, как олово и свинец. Сталеалюминиевые композиты благодаря своей коррозионной стойкости успешно применяются для изготовления судостроительных корпусных конструкций [32].

Сварные сталеалюминиевые конструкции из алюминиевых сплавов и стали с применением переходных элементов алюминий – сталь используются в судовом машиностроении и могут быть использованы при строительстве железнодорожного транспорта, в вагоно- и автомобилестроении.

Процесс получения композитов сталь – алюминий связан с рядом проблем, которые обусловлены резким различием физико-химических свойств алюминия и железа и их способностью образовывать интерметаллические соединения. Значительное различие в коэффициентах линейного расширения, теплопроводности и теплоемкости алюминия и железа обуславливает возникновение значительных термических напряжений на границе перехода слоев, а образование интерметаллидов – охрупчивание зоны соединения слоев.

#### **3.1.1. Взаимодействие алюминия и железа**

Как уже отмечалось, трудности соединения при формировании соединений алюминия со сталью определяются, прежде всего, тем, что алюминий отличается по своим физико-химическим и механи-

ческим свойствам от железа и сталей. По сравнению с малоуглеродистой и аустенитной сталью алюминий имеет в 5–8 раз более высокую теплопроводность и почти вдвое меньшую объемную теплоемкость. Кроме того, препятствием является наличие тугоплавкой окисной пленки, создающей включения в шве и, как уже отмечалось, образование хрупких интерметаллидных фаз по линии перехода.

Чем выше температура процесса изготовления композиционного материала, тем больше ширина переходного слоя. Механизм роста интерметаллидного слоя, основные закономерности протекания диффузионных процессов при взаимодействии алюминия со сталью в твердой и твердожидких фазах представлен в трудах отечественных [32–44] и зарубежных исследователей [45–59].

Высокие температуры процесса формирования слоистых композитов способствуют активизации процессов образования и роста интерметаллидных фаз, охрупчивающих зону перехода между слоями.

В равновесных условиях алюминий с железом образуют твердые растворы, интерметаллические соединения и эвтектику [50]. Растворимость железа в алюминии незначительна (0,053 % при эвтектической температуре 654 °С), растворимость алюминия в железе в 600 раз выше и составляет примерно 32 %. При затвердевании в структуре сплавов алюминия с железом появляются кристаллы соединения  $\text{FeAl}_3$  (59,18 % Al). При содержании до 1,8 % железа и температуре 654 °С образуется эвтектика  $\text{Al} + \text{FeAl}_3$ . Дальнейшее увеличение содержания железа в сплаве влечет за собой появление химических соединений следующих составов:  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$  (62,93 % Al),  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  (54,71 % Al),  $\text{FeAl}_2$  (49,13 % Al),  $\text{FeAl}$  (32,57% Al) и др. (рис. 26).

Компоненты системы Fe–Al обладают простейшими структурами:  $\alpha$ -Fe – кубическая объемно-центрированная,  $a = 2,8664 \text{ \AA}$ ;  $\gamma$ -Fe – кубическая гранецентрированная,  $a = 3,656 \text{ \AA}$ ; Al – кубическая гранецентрированная,  $a = 4,04914 \text{ \AA}$ .

Несмотря на сравнительно близкие величины периодов, структурные компоненты не образуют непрерывного ряда твердых растворов. На  $\alpha$ -модификации железа базируется ограниченный ряд твердых растворов с максимальным содержанием алюминия, равным приблизительно 53 ат. % при температуре 1103 °С. Из этого твердого раствора в результате превращения, состоящего в упо-

рядочении распределения атомов железа и алюминия, образуются два самых богатых железом соединения –  $\text{FeAl}$  и  $\text{Fe}_3\text{Al}$  со следующими структурами:  $\text{FeAl}$  – кубическая примитивная структура типа  $\text{CsCl}$ ,  $a = 2,903 \text{ \AA}$ ;  $\text{Fe}_3\text{Al}$  – кубическая гранецентрированная типа  $\text{DO}_3$  ( $\text{BiFe}_3$ ),  $a = 5,78 \text{ \AA}$ . При  $552 \text{ }^\circ\text{C}$  и  $26,8 \text{ } \%$  (ат.)  $\text{Al}$  реализуется вырожденное перитектоидное превращение  $\alpha + \alpha_2 \leftrightarrow \text{Fe}_3\text{Al}$ ; в точке с указанными выше координатами сосуществуют ферромагнитная фаза  $\alpha\text{-Fe}$  и парамагнитная  $\text{Fe}_3\text{Al}$  [36; 51]. По данным [51], упорядоченная структура типа  $\text{Fe}_3\text{Al}$  образуется в сплавах, содержащих от 25 до 34 % ат.  $\text{Al}$ , после медленного охлаждения. После закалки этих сплавов от температуры  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  и выше возникает структура  $\text{FeAl}$ . Процесс упорядочения характеризуется изменением ряда физических свойств, в частности, более низким значением точки Кюри, изменением периода кристаллической решетки при комнатной температуре в зависимости от содержания алюминия. При его содержании до 10 вес. % период кристаллической решетки увеличивается линейно с повышением содержания легирующего элемента. Сплавы с содержанием алюминия от 10 до 20 вес. % характеризуются в упорядоченном состоянии почти постоянным периодом решетки [40]. В области невысокого содержания алюминия образуется также нестабильная фаза  $\text{Fe}_2\text{Al}$  с гексагональной структурой типа  $\text{MgZn}_2$  (фаза Лавеса),  $a = 4,76 \text{ \AA}$ ;  $b = 7,70 \text{ \AA}$ ;  $a/c = 1,62$ .

При содержании алюминия, превышающем 50 ат. %, в системе  $\text{Al-Fe}$  образуются фазы  $\text{FeAl}_2$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$ ,  $\text{FeAl}_3$  ( $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ ) и метастабильные соединения  $\text{FeAl}_6$ . Структура  $\text{FeAl}_6$  – ромбическая с периодами решетки  $a = 7,440 \text{ \AA}$ ;  $b = 6,4644 \text{ \AA}$ ;  $c = 8,779 \text{ \AA}$ . Структура  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  ( $\text{FeAl}_3$ ) – одна из самых сложных структур интерметаллических соединений, имеющая моноклинную элементарную ячейку с периодами  $a = 15,489 \text{ \AA}$ ;  $b = 8,0834 \text{ \AA}$ ;  $c = 12,476 \text{ \AA}$ ;  $\beta = 107043'$ . Структура соединения  $\text{Fe}_2\text{Al}_3$ , более богатого железом, чем  $\text{FeAl}_3$ , ромбическая с параметрами  $a = 7,68 \text{ \AA}$ ;  $b = 6,40 \text{ \AA}$ ;  $c = 4,20 \text{ \AA}$  [50].

Особенности строения и параметров кристаллической решетки во многом определяют свойства соединений системы  $\text{Fe-Al}$ . Так, при отношении числа валентных электронов к числу атомов в решетке, равном  $3/2$ , интерметаллические соединения образуют  $\beta$ -фазы с ОЦК структурой или со сложной кубической решеткой.

К таким относится соединение  $\text{FeAl}$ , которое обладает металлическими свойствами, однако участие  $d$ -электронов в межатомной связи предопределяет появление ковалентной составляющей. Интерметаллиды этого типа характеризуются высокой стойкостью против окисления и газовой коррозии, что позволяет их использовать в качестве жаростойких материалов и покрытий [52].

При описании особенностей процессов образования интерметаллидных фаз имеют значение физико-химические свойства. Физико-химические свойства образующихся интерметаллических фаз существенно отличаются от свойств алюминия и железа, что может влиять на конечные механические свойства сплава.

При взаимодействии металлов существенную роль играют диффузионные процессы.

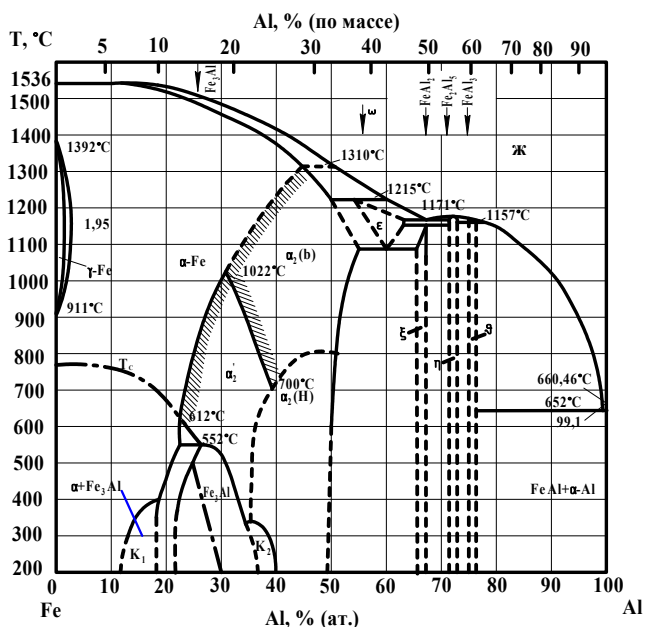


Рис. 26. Диаграмма состояния системы железо – алюминий [38]

Известно, что коэффициент диффузии Al в Fe на 7 порядков выше, чем Fe в Al [40]. Коэффициент диффузии железа в интер-



металлиды на 2 порядка выше, чем значения коэффициента самодиффузии железа. Самый высокий коэффициент диффузии наблюдается у интерметаллидов  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ . С увеличением температуры нагрева подвижность атомов железа в интерметаллидах увеличивается. Таким образом, в случае образования интерметаллидов в зоне контакта алюминия с железом диффузия железа в алюминий возрастает.

Увеличение концентрации легкоплавкого материала не приводит к монотонному изменению значений коэффициента диффузии. Этот факт, по предположению автора [40], связан с особенностями структуры соответствующих интерметаллических фаз.

Коэффициенты диффузии алюминия при температуре 580 °С в интерметаллические фазы системы железо – алюминий выше, чем коэффициент его самодиффузии практически на 3 порядка. Наиболее высоким коэффициентом диффузии при данной температуре обладает соединение  $\text{FeAl}_2$  [40].

Различия в коэффициентах линейного расширения алюминия, железа и образующихся интерметаллидных фаз является еще одним фактором, определяющим свойства композита. Здесь прослеживается обратная зависимость коэффициента линейного расширения интерметаллидных фаз от температуры плавления. Так, например, сплав  $\text{FeAl}_2$ , имея более высокую температуру плавления, чем сплав  $\text{FeAl}$ , обладает более низким коэффициентом линейного расширения, а самым высоким коэффициентом линейного расширения обладает алюминий. При этом наблюдается резкое различие в значениях коэффициентов у сплавов и металлов [40].

Температура плавления твердого раствора железа (5 %) в алюминии превышает 900 °С, температура плавления фаз  $\text{FeAl}_3$  и  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  выше 1110 °С, фазы  $\text{FeAl}$  – выше 1200 °С [50; 53].

Свойства интерметаллидных фаз системы алюминий – железо весьма различны (рис. 27). Максимальной микротвердостью обладают фазы  $\text{FeAl}_3$ ;  $\text{FeAl}_2$ ;  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$ ;  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . Значение микротвердости для этих фаз колеблется в интервале 960–1150 кгс/мм<sup>2</sup>. Для фазы  $\text{FeAl}$  значение микротвердости достигает 600 кгс/мм<sup>2</sup>, а для фазы  $\text{Fe}_3\text{Al}$  – 270 кгс/мм<sup>2</sup> [36; 38].

Наибольшей твердостью при комнатной температуре обладает соединение  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  (1150 кг/мм<sup>2</sup>). Твердость всех интерметаллидных фаз уменьшается с ростом содержания железа. С увеличением температуры микротвердость соединений падает. Точка перегиба в значениях микротвердости лежит в пределах 0,3–0,5  $t_{\text{пл}}$ . Для фаз  $\text{FeAl}_3$  и  $\text{FeAl}_2$  разупрочнение наступает при 0,5  $t_{\text{пл}}$ ; фаза  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  разупрочняется при 0,45  $t_{\text{пл}}$ , фаза  $\text{FeAl}$  – при 0,33  $t_{\text{пл}}$ . А для  $\text{Fe}_3\text{Al}$  происходит постепенное снижение твердости. Приведенные данные объясняют хорошую деформируемость исследуемых материалов при повышенных температурах и могут служить обоснованием выбора температуры обработки [36; 38]. Высокая твердость некоторых фаз также характеризует их высокую абразивную износостойкость.

Прочностные свойства этих фаз изменяются практически противоположно твердости. Наибольшей прочностью при растяжении обладают фазы  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ;  $\text{FeAl}$ , а наименьшей – фазы  $\text{FeAl}_3$ ;  $\text{FeAl}_2$ ;  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$ ;  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . Наиболее высокой прочностью при сжатии обладают фазы  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ;  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$ . Высокая прочность при сжатии фазы  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$  объясняется наличием мягкой межзеренной прослойки алюминия [36; 38]. Однако разрушение соединения  $\text{Fe}_2\text{Al}_7$  протекает хрупко – на диаграмме практически не регистрируется площадка текучести. Значительно хрупки и фазы  $\text{FeAl}_3$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{FeAl}_2$ .

Всем интерметаллидам системы железо – алюминий присущ хрупкий характер разрушения. Хрупкость этих соединений объясняется их сложным кристаллическим строением, наличием ковалентной и ионной связи. При деформации подобных соединений скольжение быстро прекращается и при дальнейшей деформации полос оно не возникает. Искажение кристаллической решетки, вызывающее появление полос скольжения, кристаллографически ограничено, что и приводит к хрупкому разрушению [36; 38].

Несмотря на хрупкость при низких температурах, при высоких температурах интерметаллические соединения в какой-то мере становятся пластичными [60].

В работах Рябова В.Р. [36; 38; 40] также отмечено, что в сплавах  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$  с увеличением содержания железа зерна приобретают более правильную форму и заметно увеличиваются в размере.

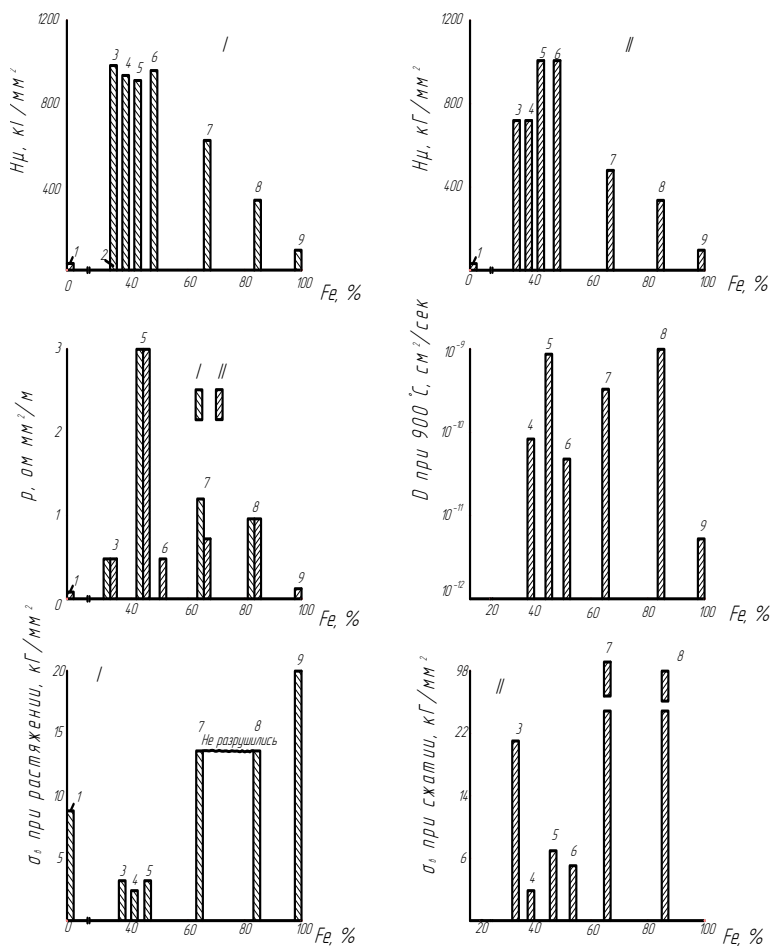


Рис. 27. Свойства интерметаллических фаз системы железо – алюминий: I – литое состояние; II – состояние после отжига; 1 – Al; 2 – Al + FeAl<sub>3</sub>; 3 – Fe<sub>2</sub>Al<sub>7</sub>; 4 – FeAl<sub>3</sub>; 5 – Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>; 6 – FeAl<sub>2</sub>; 7 – FeAl; 8 – Fe<sub>3</sub>Al; 9 – Fe [50]

### 3.1.2. Механические свойства слоистых композиционных материалов сталь – алюминий

Механические свойства слоистых композиционных материалов определяются главным образом прочностью сцепления слоев при работе на срез и отрыв. При отслоениях или недостаточной прочности сцепления при воздействии статических или динамических

механических нагрузок происходит разрушение всего композита, так как нарушается механизм послойного распределения нагрузки.

Прочность сцепления слоев зависит от множества факторов: способ изготовления, режимы технологии, химический состав металлов и других факторов.

Средние значения прочности сцепления слоев при работе на срез находятся в пределах 60 МПа. В работах [54–58] указывается, что прочность сталеалюминиевых слоистых композитов при работе на срез составляет 45–60 МПа.

Разрушение при работе на срез происходит по переходному интерметаллидному слою, образуемому в результате взаимодействия стали и алюминия (рис. 28) [58].

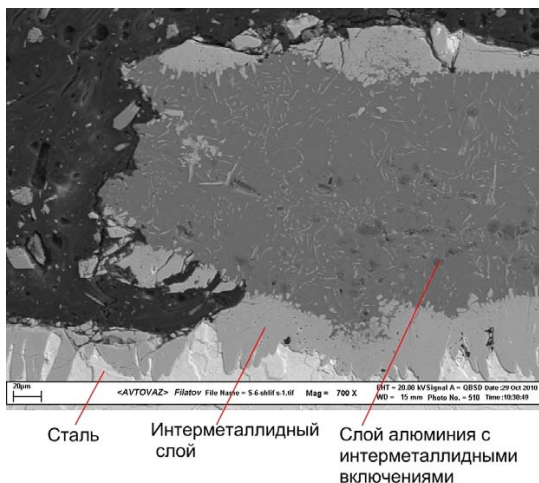


Рис. 28. Место разрушения при испытаниях прочности сцепления слоев СКМ на срез

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» изготавливает полосы слоистого композиционного материала алюминий – сталь расширенного сортамента марки СКМ, предназначенные для сварки корпусных конструкций современных кораблей и судов из стали и алюминиевых надстроек. Прочность сцепления слоев такого композита при работе на срез составляет 55 МПа, а при работе слоев на отрыв – не менее 100 МПа.

При механических испытаниях сварных соединений сталь – алюминий разрушение наблюдается по основному металлу. На рис. 29 представлен внешний вид детали после механического испытания.



Рис. 29. Тавровое (крестообразное) сварное соединение стальной и алюминиевой деталей, выполненное с применением переходного элемента из СКМ алюминий – сталь после испытания на растяжение

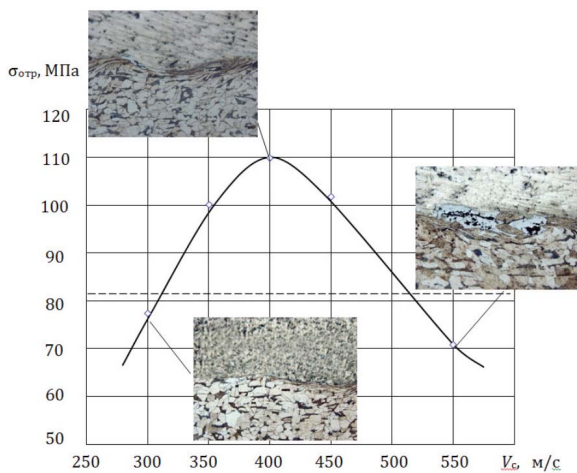


Рис. 30. Зависимость прочности сцепления слоев от скорости соударения

Композиционные материалы сталь – алюминий, изготавливаемые сваркой взрывом, имеют прочность сцепления слоев при работе на отрыв 100 МПа [59]. На рис. 30 показано влияние прочности сцепления слоев при работе на отрыв в зависимости от скорости соударения.

Прочностные характеристики слоистых сталеалюминиевых композитов в значительной мере определяются наличием переходного слоя интерметаллидов.

Переходный интерметаллидный слой, образующийся на границе раздела металлов, является в большинстве случаев очагом разрушения. В настоящее время одним из важных направлений научных изысканий в области получения композиционных материалов является определение кинетики и механизма роста интерметаллидного слоя.

### **3.2. Слоистые композиционные материалы титан – алюминий**

Слоистые композиционные материалы титан – алюминий являются одной из наиболее перспективных групп композиционных материалов, способных работать в условиях повышенных температур и нагрузок [60; 61].

Такие материалы применяются в машиностроении для изготовления переходников, предназначенных для сварки различных конструкций из разнородных металлов, корпусов, узлов и деталей космической аппаратуры, летательных аппаратов, химической, криогенной и атомной техники и т. д. Слоистый титано-алюминиевый композит АМг6-АД1-ВТ1-0 нашел широкое применение при изготовлении переходных элементов для сварки плавлением деталей из титановых и алюминиевых сплавов [3].

В автомобилестроении возможно применение данных композиционных материалов для высоконагруженных двигателей, несущих конструкций и ходовой части автомобилей. В авиа-, ракето- и судостроении слоистые композиционные материалы на основе титановых сплавов благодаря высоким удельнопрочностным, жаростойким и коррозионно-стойким показателям могут заменить дорогостоящие материалы.

### 3.2.1. Взаимодействие алюминия и титана

Известно, что в слоистых титано-алюминиевых композитах, состоящих из разнородных по физико-механическим свойствам металлов, при технологических и эксплуатационных нагревах возможно протекание диффузионных процессов и, как следствие, образование хрупких интерметаллидных прослоек на границе соединения. Существующие сведения об изучении кинетики формирования диффузионных прослоек в металлических композиционных материалах, в том числе титано-алюминиевых, опубликованы в работах Л.Н. Ларикова, В.И. Лысака, П.О. Пашкова, В.С. Седых, Ю.П. Трыкова, В.Р. Рябова, В.М. Фальченко, Д.А. Фридлянда и др. [62].

Рассмотрим фазовый состав и свойства сплавов системы алюминий – титан.

Алюминий и титан обладают существенными различиями в физических свойствах и кристаллическом строении. Диаграмма состояния системы относится к системам с перитектическим превращением. При 1460 °С протекает реакция с образованием фазы  $\text{AlTi}$  ( $\gamma$ -фазы), содержащей 36,03 % Al по массе. Соединение  $\text{TiAl}_3$  образуется при 1340 °С и 60–64 % Al. При содержании титана менее 0,15 % по перитектической реакции образуется твердый раствор титана в алюминии [63].

Предельная растворимость титана в алюминии сравнительно мала и достигает 0,26 % при 665 °С [50].

Алюминий в титане образует ограниченные области твердых  $\alpha$  и  $\beta$ -растворов.

В [64] указывается, что формирование соединений  $\text{TiAl}_2$ ,  $\text{Ti}_2\text{Al}_5$ ,  $\text{Ti}_5\text{Al}_{11}$  и  $\text{Ti}_9\text{Al}_{23}$  происходит из фазы  $\text{TiAl}$  при реакции жидкости с твердой фазой, а также в условиях твердофазного взаимодействия, но наиболее вероятным является образование фазы  $\text{TiAl}_3$ . Формирование данного типа интерметаллидов энергетически и термодинамически более выгодно. Данные факты были экспериментально подтверждены [64], кроме того, были выполнены расчеты, показывающие, что по сравнению с  $\text{TiAl}$  и  $\text{Ti}_3\text{Al}$  фаза  $\text{TiAl}_3$  имеет самое низкое значение свободной энергии образования [65].

Соединение  $\text{TiAl}$  имеет тетрагональную кристаллическую решетку типа  $\text{AuCu}$  с параметрами  $a = 0,3988$  нм и  $c = 0,4079$  нм.

Интерметаллид  $\text{TiAl}$  обладает плотностью  $\rho = 3800 \text{ кг/м}^3$ . Упорядоченность атомов алюминия и титана в кристаллической решетке сохраняется до температуры плавления соединения  $\text{TiAl} - 1450 \text{ }^\circ\text{C}$ . Интерметаллид данного типа также характеризуется низкой пластичностью до 0,5 %. Пластическая деформация соединений  $\text{TiAl}$  осуществляется скольжением одиночных дислокаций в трех направлениях, движение которых при комнатной температуре заблокировано. Авторы [64] отмечают, что с повышением температуры до  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  пластичность материала возрастает, что объясняется разблокированием дислокаций и осуществлением деформации по механизму двойникования [64; 66; 67]. Предел прочности  $\text{TiAl}$  материала находится в диапазоне  $350\text{--}580 \text{ МПа}$  [68; 69]. Модули упругости интерметаллида – постоянные величины и составляют  $E = 175 \text{ ГПа}$  и  $G = 67 \text{ ГПа}$ . Нагрев материала до  $700 \text{ }^\circ\text{C}$  способствует повышению пластических свойств материала до 30 % [66]. Кристаллическая решетка соединения  $\text{TiAl}_3$  объемно-центрированная тетрагональная собственного типа с параметрами  $a = 0,5446$  и  $c = 0,8608 \text{ нм}$  [70; 77]. Температурный коэффициент линейного расширения материала находится в диапазоне  $9,75\text{--}9,9 \cdot 10^6 \text{ К}^{-1}$ . Температура плавления интерметаллида –  $1377 \text{ }^\circ\text{C}$ .  $\text{TiAl}_3$  обладает сравнительно низкой плотностью  $\rho = 3300 \text{ кг/м}^3$  и высокими показателями упругости и коррозионной стойкости. Модули упругости интерметаллида – постоянные величины и составляют  $156$  и  $90 \text{ ГПа}$ .  $\text{TiAl}_3$ , так же как и остальные алюминиды титана, обладает низкой пластичностью. Это объясняется ограниченной подвижностью дислокаций при низких температурах, низкой величиной поверхностной энергии, а также малым количеством систем двойникования и скольжения. Монолитный интерметаллид  $\text{TiAl}_3$  является чрезвычайно хрупким материалом и разрушается при коэффициенте интенсивности напряжений  $2 \text{ МПа}$ , а напряжение разрушения материала при изгибе и сжатии составляет  $162$  и  $354 \text{ МПа}$  соответственно [72]. Предел текучести интерметаллида  $\text{TiAl}_3$  измерен в работе [64] методом вдавливания индентора и составляет  $980 \text{ МПа}$ . Микротвердость по методу Виккерса равна  $390\text{--}420 \text{ НВ}$ , при нагреве материала до  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  происходит снижение его твердости. При этом пластичность интерметаллида при нагреве возрастает незначительно (от 0,7 % при  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  до 0,8 при  $900 \text{ }^\circ\text{C}$ ).



В исследованиях [73] отмечается, что микротвердость интерметаллидов  $TiAl$  и  $TiAl_3$  составляет 1,8 и 5,9 ГПа. Твердость литых и отожженных сплавов титана и алюминия определяется их соотношением. При содержании алюминия в интервале 1–25 % на границе насыщения  $\alpha$ -твердого раствора наблюдается увеличение твердости. С повышением содержания алюминия твердость снижается и достигает минимума при 36 % [73].

В работе [62] были установлены допустимые временно-температурные условия, существование периода задержки образования интерметаллических соединений по линии контакта титан – жидкий алюминий. При температуре расплава 700 и 800 °С и выдержке 15 минут интерметаллидных фаз не наблюдается. При температуре 900 °С и большей выдержке образуется фаза  $TiAl_3$ .

В работе [74] отмечается, что в зависимости от количества  $\beta$ -стабилизаторов интерметаллиды титан – алюминий подразделяются на «альфа-2»-сплавы/«супер-альфа-2»-сплавы, «гамма»-сплавы и «орто»-сплавы [74]. Несмотря на высокие удельные прочностные и жаропрочные свойства, эти малолегированные «альфа-2»-сплавы имели при комнатной температуре малую пластичность, ударную вязкость и низкую технологичность. Следовательно, разрушение композиционных материалов при приложении нагрузки зачастую происходит по этим интерметаллидным фазам. Кроме того, вследствие малого содержания  $\beta$ -фазы возникает пониженная стойкость к окислению.

Высокая хрупкость алюминидов титана, образующихся при контакте металлов в процессе изготовления титано-алюминиевых композитов, зачастую является причиной разрушения композитов при приложении нагрузки по переходному слою.

Наличие интерметаллидного слоя в композиционном материале определяет его механические характеристики. Если состав переходного слоя можно отнести к «гамма»-сплавам, содержащим менее 51 Al (ат. %), то переходный слой является двухфазным. В качестве второй фазы присутствует и  $TiAl_3$ , количество которой зависит от содержания Al: при 50 Al (ат. %) ее ~ 5 (об. %), а при 47 Al (ат. %) ~ 25 (об. %). Такая зависимость фазового состава от содержания Al оказывает сильное влияние на структуру и механические свойства переходного слоя и всего СКМ в целом.

Исследования двухфазных сплавов показали, что только литые Ti (47–49) – Al (ат. %), в структуре которых присутствовало (10–15) (об. %) «альфа-2»-фазы с тонкопластинчатой структурой, обладали наилучшими механическими свойствами:  $\sigma^{20} B = (520–480)$  МПа и  $\delta^{20} = (2,5–2,7)$  %. При уменьшении содержания Al в сплавах увеличивались прочностные свойства, а при увеличении содержания Al они уменьшались. Особенно резко изменялось относительное удлинение, которое падало с 2,5 % до (0,5–1) %.

Наибольшее повышение механических свойств интерметаллидов достигнуто за счет снижения содержания Al до (45–48) (ат. %) и легированием их до 10 (ат. %) тугоплавкими элементами. Сплавы имеют состав Ti – (45–48) Al – (1–3) (Cr + Mn + V + Zr) – (1–5) (Nb + Ta + Mo + W + Re) – (0,1–2) (B + Si + C) (ат. %). В структуре присутствует (20–15) (об. %)  $\alpha_2$ -фазы + (10–15) (об. %)  $\beta$ -фазы + некоторое количество карбидов, силицидов или их совместных соединений (остальное  $\gamma$ -фаза).

### **3.2.2. Механические свойства слоистых композиционных материалов титан – алюминий**

Прочность сцепления слоев СКМ титан – алюминий при работе на срез и отрыв зависит от способа изготовления и параметров технологического процесса. При жидкофазном способе изготовления СКМ титан – алюминий прочность сцепления слоев при срезе находится в интервале 65–90 МПа, в зависимости от температуры процесса и зазора между пластинами титанового пакета [86]. Исследования процесса жидкофазного формирования СКМ показали, что с повышением температуры скорость диффузии элементов растет. Это приводит к увеличению скорости роста переходного слоя и увеличению его толщины.

Образование в переходной зоне соединений  $Ti_3Al$  и  $TiAl$  определяется термическим циклом процесса. Как показывают исследования [76], образование интерметаллидов начинается при температурах от 500 °С.

Прочность сцепления слоев зависит как от наличия и толщины интерметаллидных слоев, так и от дефектов в слоях композита. Дефекты являются концентраторами напряжений и впоследствии –

очагами разрушения. Такими дефектами могут быть поры, пустоты, флюсовые включения. В интерметаллидных слоях такими дефектами являются поры и трещины.

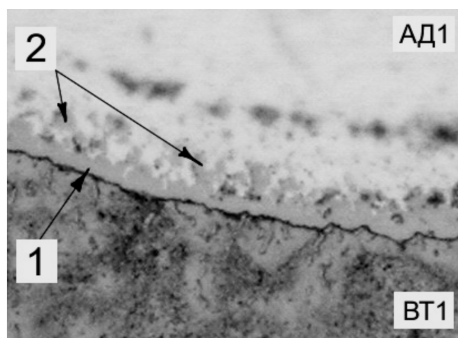


Рис. 31. Структура переходной зоны в СКМ титан – алюминий [77]

На рис. 31 изображена часть переходной зоны СКМ титан – алюминий, полученного жидкофазным способом. Трещина проходит через весь алюминидный слой и отделяет его от титанового.

В интерметаллиде остаются достаточно высокие остаточные напряжения, которые возникают при кристаллизации и последующем остывании уже готового композиционного материала. Эти напряжения возникают из-за разности в объеме интерметаллидных фаз. Это способствует образованию трещин и разрушению композита по переходной зоне.

В работе [75] были проведены испытания прочности СКМ титан – алюминий на срез. Исследования подтверждают, что разрушение происходит по переходному слою [75].

Рентгеноспектральный анализ поверхности разрушения показывает, что ее химический состав соответствует фазе  $TiAl_3$ .

Из-за хрупкости алюминидов титана при комнатной температуре пластичность всего композита резко снижается, что приводит к разрушению при воздействии изгибающих нагрузок.

В исследованиях [78] показано влияние температуры на толщину и состав слоев при жидкофазном формировании титан-алюминиевых слоистых композитов. Металлографические исследования образцов показывают, что толщина алюминиевого слоя уменьшает-

ся с увеличением температуры процесса изготовления СКМ титан – алюминий. Это связано с процессами стекания алюминиевого расплава с образца.

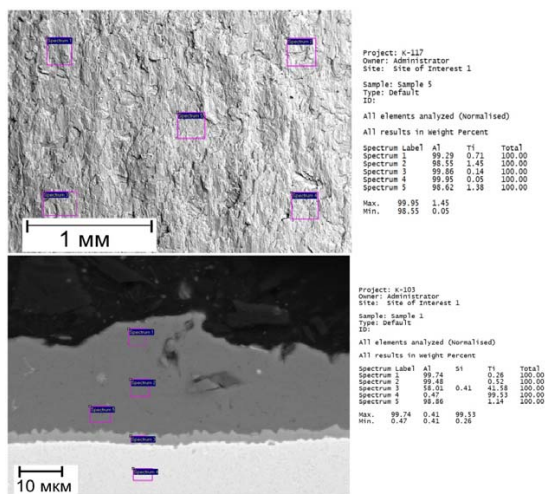


Рис. 32. Поверхность разрушения СКМ титан – алюминий

Анализ химического состава покрытия показал, что алюминиевый слой легирован до 0,5–0,6 масс. % титаном. При температуре расплава более 900–950 °С наблюдается формирование переходного слоя, который содержит 34–35 масс. % титана. Такой состав соответствует области существования фаз  $\gamma + \text{TiAl}_3$  [78].

В работе [62] изучалось влияние температурно-временных факторов на кинетику диффузионного взаимодействия титана с расплавом алюминия в слоистых материалах ВТ1-0-АД1 и ВТ1-0-АД1-ВТ1-0, получаемых жидкофазным способом. Автором установлено, что процесс формирования структуры диффузионного слоя представляет собой зарождение в зоне контакта металлов тонкой интерметаллидной прослойки, которая после определенного периода начинает активно проникать вглубь титана, растворяя его поверхностный слой с выделением дисперсных интерметаллидных частиц  $\text{TiAl}_3$  в расплав. Выделяющиеся частицы  $\text{TiAl}_3$  формируют диффузионный слой, который за счет постепенного увеличения своей толщины заполняет весь объем расплавленного алюминия. После его запол-

нения одновременно продолжается рост толщины диффузионного слоя за счет растворения титана и происходит увеличение содержания в нем интерметаллида до полного исчезновения алюминиевой фазы. В процессе формирования диффузионного слоя при жидкофазном взаимодействии титана и алюминия можно выделить три этапа: начальная стадия — малоактивный рост интерметаллидной прослойки на границе Ti–Al; стадия роста — интенсивное увеличение толщины диффузионного слоя с постоянным для данной температуры содержанием дисперсных частиц интерметаллида  $TiAl_3$ ; стадия насыщения — увеличение объемного содержания фазы  $TiAl_3$  в диффузионном слое [62].

В работе [62] также установлено, что в результате взаимодействия титана с расплавом алюминия формируются диффузионные слои, толщины которых на один-два порядка превышают толщины интерметаллидных прослоек при твердофазной диффузии. Структура диффузионного слоя матричная на базе твердого раствора на основе алюминия с дисперсными интерметаллидными включениями. Рентгенофазовый анализ показал, что дисперсная фаза, возникающая на всех стадиях жидкофазного диффузионного взаимодействия титана и алюминия при температурах 675, 700 и 750 °С, является интерметаллидом  $TiAl_3$ .

При получении титано-алюминиевых композитов ОТ4-АД1 сваркой взрывом на границе формируется интерметаллидный слой, представленный в основном фазой  $TiAl_3$ . Пластическая деформация зоны соединения от 1,7 до 17,5 % не влияет на кинетику зарождения и роста интерметаллидной прослойки [62].

Автором исследований [62] была установлена зависимость образования интерметаллидов в титано-алюминиевых соединениях, полученных сваркой взрывом (рис. 33), с учетом их влияния на прочностные свойства СКМ. На графике выделены три области: безопасные нагревы, при которых интерметаллиды не образуются, допустимые нагревы с толщиной интерметаллидной прослойки до 2 мкм, не приводящей к снижению прочности соединения слоев, и опасные нагревы, при которых толщина интерметаллидов превышает допустимую величину 2 мкм, что значительно снижает прочностные свойства титано-алюминиевых соединений.



Рис. 33. Температурно-временная зависимость образования интерметаллидов в титано-алюминиевых СКМ: 1 – зона безопасных нагревов (интерметаллидов нет); 2 – зона допустимых нагревов (толщина интерметаллидов < 2 мкм); 3 – зона недопустимых нагревов (толщина интерметаллидов > 2 мкм) [62]

### 3.3. Слоистые композиционные материалы никель – алюминий

Слоистые металлические композиционные материалы никель – алюминий применяются в машиностроении для изготовления переходников, предназначенных для сварки различных конструкций из разнородных металлов, корпусов, узлов и деталей космической аппаратуры, летательных аппаратов, химической, криогенной и атомной техники и т. д.

Изготавливают СКМ никель – алюминий как твердофазными, так и жидкофазными и другими способами. Наиболее распространены такие способы изготовления СКМ и биметаллов никель – алюминий, как сварка взрывом, прокатка, диффузионная сварка и жидкофазная пропитка [32].

#### 3.3.1. Взаимодействие алюминия с никелем

Согласно диаграмме состояния [89] в сплавах системы Al-Ni образуется пять соединений:  $\text{Al}_3\text{Ni}$ ,  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ ,  $\text{AlNi}$  ( $\beta'$ ),  $\text{AlNi}_3$  ( $\alpha'$ ),  $\text{Al}_3\text{Ni}_5$ . Соединение  $\text{Al}_3\text{Ni}$  имеет постоянный состав, остальные соединения – существенные области гомогенности. Соединение  $\text{AlNi}$  плавится конгруэнтно,  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ ,  $\text{AlNi}$ ,  $\text{AlNi}_3$  – по перитектическим реакци-

ям. Соединение  $\text{Al}_3\text{Ni}_5$  образуется при температуре  $700^\circ\text{C}$  и имеет область гомогенности –  $32\text{--}36\%$  (ат.) Al. Соединение  $\text{AlNi}_3$  в ряде случаев обозначается так же, как  $\gamma'$ -фаза. Соединение  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  ранее неточно обозначалось как  $\text{Al}_2\text{Ni}$ . Со стороны Al в системе имеет место эвтектическое превращение, температура которого, по данным различных авторов, колеблется в пределах  $630\text{--}640^\circ\text{C}$ , а концентрация эвтектической точки – в пределах  $2,5\text{--}3,06\%$  (ат.) [ $5,3\text{--}6,4\%$  (по массе)]. Температура перитектического превращения, при котором образуется соединение  $\text{Al}_3\text{Ni}$ , определена равной  $854^\circ\text{C}$ , а концентрация жидкой фазы, участвующей в этом превращении,  $15,1$  и  $15,3\%$  (ат.) [ $28$  или  $28,4\%$  (по массе)] Ni. Соединение  $\text{Al}_2\text{Ni}_3$  образуется при температуре  $1133^\circ\text{C}$ . Температура перитектической реакции образования фазы  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$ , по другим источникам, составляет  $1132^\circ\text{C}$ , а фазы  $\text{Al}_3\text{Ni}$  –  $842^\circ\text{C}$ .

Со стороны Ni инвариантное превращение при  $1385^\circ\text{C}$  является эвтектическим, а при температуре  $1395^\circ\text{C}$  – перитектическим. При последнем превращении образуется соединение  $\text{Ni}_3\text{Al}$ .

Соединение  $\text{Ni}_3\text{Al}$  упорядочено по типу  $\text{L1}_2$  и существует в узком интервале концентраций вблизи  $75$  ат. % Ni [78].

Электронная структура соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  подробно исследована экспериментальными методами [79]. При описании сил связи в двойном соединении  $\text{Ni}_3\text{Al}$  выделяют не только металлическую и ковалентную составляющие, но и ионный вклад [80]. Сложилось представление, согласно которому обмен местами для атомов алюминия и никеля энергетически чрезвычайно невыгоден и при отклонении от стехиометрии в позициях недостающих атомов образуются вакансии. Именно с этим обстоятельством связывают узкую область гомогенности соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  [81].

В настоящее время сложилось представление о кристаллической решетке  $\text{Ni}_3\text{Al}$  как состоящей из двух подрешеток – для атомов Ni и атомов Al, обмен местами для которых практически невозможен [78]. При отклонении от стехиометрии недостающие атомы замещаются вакансиями [78]. Именно этим обстоятельством обусловлена узкая область гомогенности двойного соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  [78].

Соединение  $\text{NiAl}_3$  имеет орторомбическую элементарную ячейку, в которой находятся четыре атома никеля и двенадцать атомов алю-

миния, а соединение  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  кристаллизуется в тригональной сингонии. Атомы алюминия образуют псевдокубическую структуру, атомы никеля занимают  $2/3$  центров псевдокубов, остальные остаются вакантными. Вакантные места лежат в плоскостях, перпендикулярных тригональной оси. Область гомогенности соединения  $\text{NiAl}_3$  очень узка, а соединение  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  находится в пределах 4 ат. % никеля [78].

Литературные данные о величине микротвердости алюминидов никеля различны. Так, в работе [82] указывается, что микротвердость фазы  $\text{NiAl}_3$  составляет 5684–5978 МПа, по данным [83], 7546, [84] – 5831 МПа, а в исследованиях В.Н. Еременко, Н.Д. Лесника, Т.С. Ивановой [85] – 8036 МПа. Микротвердость фазы  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , по данным различных источников, варьируется от 7056 [82] до 9300–12 750 МПа [86], а фазы  $\text{NiAl}$  – 3087 МПа [87].

В силу особенностей связи атомов в кристаллической решетке и их упорядоченного распределения интерметаллическое соединение  $\text{Ni}_3\text{Al}$  обладает высокой температурой плавления (1385 °С), пониженной плотностью (7530 кг/м<sup>3</sup>) и термической стабильностью структуры до температуры плавления. Особенностью интерметаллидного соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  является повышение предела текучести в интервале температур 800...900 °С. Так, например, при 20 °С предел текучести составляет  $\sigma_{0,2} = 380$  МПа. При 1200 °С предел текучести равен  $\sigma_{0,2} = 185$  МПа. Аномальное повышение предела текучести проявляется в сплавах с дальним атомным порядком и сильнее всего со сверхструктурой  $\text{L1}_2$  [78].

При комнатной температуре временное сопротивление разрыву литого алюминида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  стехиометрического состава (13,3 % Al) составляет 190...215 МПа при пределе текучести 85...92 МПа и относительном удлинении около 1 %. Увеличение содержания алюминия до 14 % приводит к некоторому повышению прочностных характеристик ( $\sigma_b = 270...350$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 100...110$  МПа) и относительного удлинения ( $\delta = 1,2...1,7$  %) литого интерметаллида. Предел текучести интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , полученного методами порошковой металлургии, колеблется в пределах от 100 МПа при величине зерна  $d \sim 1000$  мкм, до 900 МПа при  $d \approx 3$  мкм. Относительное удлинение при этом составляет 1...2,5 % [88].

Пластическая деформация интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  осуществляется скольжением в плоскости октаэдра сверхдислокаций с вектором



Бюргера  $a$ , которые состоят из двух дислокаций типа  $a/2$  одного знака с антифазной границей между ними. Скольжение первой дислокации  $a/2\langle 110 \rangle$  приводит к разупорядочению в расположении атомов сверхструктуры вдоль плоскости, а скольжение второй такой же дислокации восстанавливает упорядоченное расположение атомов в плоскости скольжения. В итоге сверхдислокация, состоящая из двух дислокаций, движущаяся в полностью упорядоченном твердом растворе вдоль плоскостей, не должна испытывать никакого сопротивления скольжению (в первом приближении) со стороны твердого раствора. Поэтому копланарное движение сверхдислокаций происходит при небольших напряжениях.

Пластичность и прочность интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  можно повысить измельчением зерна и повышением чистоты исходных материалов. Однако наиболее эффективный способ повышения комплекса его свойств состоит в легировании [88].

$\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{NiAl}$  обладают сравнительно небольшой плотностью и достаточно высокими характеристиками жаропрочности и жаростойкости [89].

При формировании композиционного материала по границе раздела металлов в основном образуются два интерметаллидных соединения –  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  и  $\text{NiAl}_3$ .

### **3.3.2. Механические свойства слоистых композиционных материалов никель – алюминий**

Прочность сцепления слоев при испытаниях на срез в СКМ никель – алюминий зависит от способа изготовления и изменяется при варьировании режимами. По данным [90], прочность составляет 60–70 МПа.

Как уже отмечалось, при формировании СКМ никель – алюминий в зоне контакта металлов образуются интерметаллидные фазы – алюминиды никеля, обладающие рядом специфических свойств. Их состав зависит от температуры и продолжительности технологического процесса изготовления СКМ.

При жидкофазном формировании никель–алюминиевых композитов переходный слой состоит из двух последовательно расположенных зон. Интерметаллидная зона, расположенная со стороны

никелевой пластины, представляет собой сплошную полосу, толщина которой изменяется на всем диапазоне исследованных температур (рис. 34, 35).

Содержание алюминия в этой зоне составляет 41–43 %, а никеля 57–59 %, что соответствует химическому составу интерметаллидной фазы  $Ni_2Al_3$ . Со стороны алюминия образуется интерметаллидная зона, содержащая алюминия 58,39 % и никеля  $Ni = 41,61$  %, она представляет собой вытянутые вдоль границы алюминия образования пластинчатой формы интерметаллидной фазы  $NiAl_3$  (рис. 35, б).

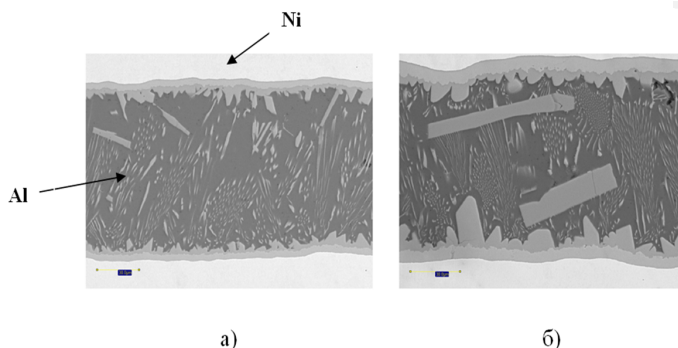


Рис. 34. Поперечное сечение СКМ при температурах формирования СКМ 700 °С (а), температура формирования СКМ 750 °С (б)

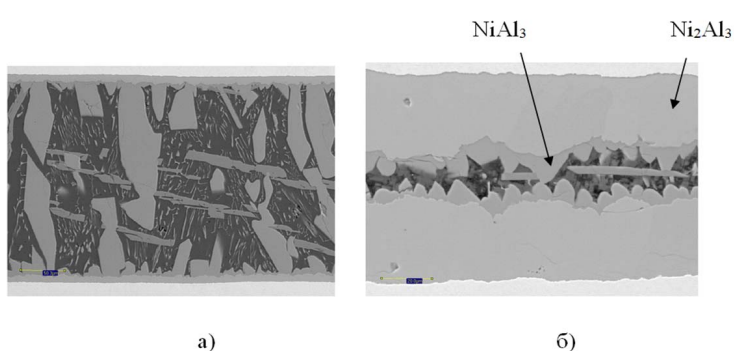


Рис. 35. Поперечное сечение при температурах формирования СКМ 850 °С (а), температура формирования СКМ 950 °С (б)

Микротвердость интерметаллидных прослоек составляет в среднем 9,4 ГПа у  $Ni_2Al_3$  и 6,5 ГПа – у  $NiAl_3$  [91].

В работе Богданова А.Ю. исследуются процессы формирования никель-алюминиевых слоистых композитов сваркой взрывом. Им установлено, что формирование переходного слоя зависит от энергии, затраченной на пластическую деформацию поверхностных слоев металла. Если значение этого параметра не превышает  $1 \text{ МДж/м}^2$ , то граница соединения свободна от оплавленного металла и имеет безволновой профиль. Увеличение энергии приводит к нестабильному волнообразованию, росту площади и относительной протяженности оплавленного металла переменного состава и морфологии. Рентгеноструктурным анализом определено, что включения оплавленного металла на межслойной границе состоят из интерметаллидов  $\text{NiAl}_3$  и  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ . С увеличением энергии содержание в оплавленном металле более твердой фазы  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  увеличивается. Исследование взаимодействия образовавшихся после сварки алюминия с никелем участков оплавленного металла с диффузионной зоной, формирующейся при термической обработке композита, показало, что на первом этапе диффузионные прослойки повторяют контур оплава, а затем, по мере увеличения времени термообработки, «поглощают» его, выравнивая свой стехиометрический состав [92].

### **Вопросы для самоконтроля**

1. В чем преимущества сталеалюминиевых композитов?
2. Каковы особенности взаимодействия алюминия со сталью?
3. Какие сложности возникают при создании соединений стали и алюминия?
4. Какими механическими характеристиками обладают слоистые композиты сталь – алюминий?
5. Где применяются слоистые композиты титан – алюминий?
6. Какие фазы образуют титан и алюминий при взаимодействии?
7. Какова предельная растворимость титана в алюминии при  $665 \text{ }^\circ\text{C}$ ?
8. Какими механическими свойствами обладают слоистые композиционные материалы титан – алюминий?
9. Где могут применяться слоистые композиты никель – алюминий?
10. Каковы механические характеристики слоистых композитов никель – алюминий?

## Библиографический список

1. Арзамасов, Б.Н. Материаловедение : учебник для технических вузов / Б.Н. Арзамасов [и др.]. — М. : Изд-во МГТУ имени Н.Э. Баумана, 2001. — 648 с.
2. Новые материалы / под ред. Ю.С. Карабасова. — М. : МИСИС, 2002. — 736 с.
3. Гуревич, Л.М. Теоретические и технологические основы создания слоистых металло-интерметаллидных титано-алюминиевых композитов : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.09 : защищена 12.12.13 / Л.М. Гуревич. — Волгоград, 2013. — С. 220—230.
4. Композиционные материалы : справочник / В.В. Васильев [и др.] ; под общ. ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. — М. : Машиностроение, 1990. — 512 с.
5. Кербер, М.Л. Композиционные материалы // Соросовский образовательный журнал. — 1999. — № 5. — С. 33—41.
6. Карпинос, Д.М. Новые композиционные материалы / Д.М. Карпинос, Л.И. Тучинский, Л.Р. Вишняков. — Киев : Вища школа, 1977. — 312 с.
7. Портной, К.И. Структура и свойства композиционных материалов / К.И. Портной [и др.]. — М. : Машиностроение, 1979. — 255 с.
8. Меткалф, А. Поверхности раздела в металлических композитах / А. Меткалф ; пер. с англ. — М. : Мир, 1978. — 437 с.
9. Современные композиционные материалы / под ред. Л. Браутмана и Р. Крока ; пер. с англ. — М. : Мир, 1970. — 672 с.
10. Мэттьюз, Ф. Механика и технология композитных материалов / Ф. Мэттьюз, Р. Роллингс. — М. : РИЦ Техносфера, 2003. — 320 с.
11. Карпов, Я.С. Композиционные материалы: компоненты, структура, переработка в изделия / Я.С. Карпов, О.В. Ивановская. — Харьков : Национальный аэрокосмический ун-т, 2001. — 153 с.
12. Батаев, А.А. Композиционные материалы: строение, получение, применение : учеб. пособие / А.А. Батаев, В.А. Батаев. — М. : Университетская книга ; Логос, 2002. — 400 с.
13. Фрегер, Г.Е. Основы механики и технологии композиционных материалов : учеб. пособие / Г.Е. Фрегер [и др.]. — Киев : Аристей, 2004. — 524 с.

14. Материаловедение и технология композиционных материалов : учебник для вузов / А.Г. Кобелев [и др.]. — М. : Интермет Инжиниринг, 2006. — 368 с.
15. Рыбин, В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В.В. Рыбин. — М. : Metallurgy, 1986. — 224 с.
16. Семенов, А.П. Схватывание металлов / А.П. Семенов. — М. : Машгиз, 1958.
17. Айнбиндер, С.Б. Холодная сварка металлов / С.Б. Айнбиндер. — Рига : АН ЛатвССР, 1957.
18. Астров, Е.И. О схватывании металлов при совместном пластическом деформировании / Е.И. Астров // Сб. ПТНИИ Горьк. СХХ. — Вып. 2 (4). — Горький, 1960.
19. Каракозов, Э.С. Соединения металлов в твердой фазе / Э.С. Каракозов. — М. : Metallurgy, 1976. — 263 с.
20. Сахацкий, Г.П. Технология сварки металлов в холодном состоянии / Г.П. Сахацкий. — Киев : Наукова думка, 1979. — 295 с.
21. Борц, Б.В. Феноменологическое описание процесса сварки разнородных металлов в твердой фазе / Б.В. Борц, В.И. Ткаченко // XVIII Междунар. конф. по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, 8–13 сентября 2008, Алушта, Крым. — Харьков, 2008. — С. 185–187.
22. Борц, Б.В. Создание композиционных материалов методом горячей прокатки в вакууме / Б.В. Борц // Вопросы атомной науки и техники. — 2009. — № 2. — С. 128–134.
23. Буланов, И.М. Технология ракетных и аэрокосмических конструкций из композиционных материалов / И.М. Буланов, В.В. Воробей. — М. : МГТУ им Н.Э. Баумана, 1998.
24. Портной, К.И. Композиционные материалы на никелевой основе / К.И. Портной, Б.Н. Бабич, И.Л. Светлов. — М. : Metallurgy, 1979. — 264 с.
25. Тялина, Л.Н. Новые композиционные материалы : учеб. пособие / Л.Н. Тялина, А.М. Минаев, В.А. Пручкин. — Тамбов : Изд-во ТГТУ, 2011. — 80 с.
26. Тучинский, Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки / Л.И. Тучинский. — М. : Metallurgy, 1986. — 208 с.

27. Семенов, Б.И. Алюмопенокомпози́ты — перспективный класс новых материалов для машино- и приборостроения / Б.И. Семенов, В.С. Романова // *Материаловедение*. — 1998. — № 9. — С. 47–52.
28. Польшкин, И.С. Пеноалюминий будущего — пенокомпози́т / И.С. Польшкин // *Технология легких сплавов*. — 2006. — № 1–2. — С. 210–211.
29. Ковтунов, А.И. Тепловые условия формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли / А.И. Ковтунов [и др.] // *Литейщик России*. — 2011. — № 6. — С. 43–45.
30. Ковтунов, А.И. Исследование процессов формирования пеноалюминия фильтрацией через водорастворимые соли / А.И. Ковтунов [и др.] // *Технология легких сплавов*. — 2011. — № 4. — С. 74–78.
31. Ковтунов, А.И. Исследование физико-механических свойств пеноалюминия, полученного фильтрацией через водорастворимые соли / А.И. Ковтунов, Ю.Ю. Хохлов, Д.А. Семистенов // *Заготовительные производства в машиностроении*. — 2012. — № 6.
32. Рябов, В.Р. Применение биметаллических и армированных сталей алюминидных соединений / В.Р. Рябов. — М. : *Металлургия*, 1975. — 288 с.
33. О природе диффузионных процессов, ответственных за образование соединений при сварке в твердой фазе / Л.Н. Лариков [и др.] // *Физика и химия обработки материалов*. — 1971. — № 4. — С. 113–116.
34. Лариков, Л.Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л.Н. Лариков, В.Р. Рябов, В.М. Фальченко. — М. : *Машиностроение*, 1975. — 192 с.
35. Лариков, Л.Н. Диффузия в металлах и сплавах : справочник / Л.Н. Лариков, В.И. Исайчев. — Киев : *Наукова думка*, 1987. — 512 с.
36. Рябов, В.Р. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами / В.Р. Рябов. — Киев : *Наукова думка*, 1983. — 264 с.
37. Куракин, А.К. Механизм влияния кремния и алюминия на процессы реактивной диффузии железа в алюминий / А.К. Куракин // *Физика металлов и материаловедение*. — 1970. — № 1. — С. 105–110.

38. Рябов, В.Р. Алитирование стали. — М. : Metallургия, 1973. — 240 с.
39. Рябов, В.Р. Сварка плавлением алюминия со сталью. — Киев : Наукова думка, 1972. — 196 с.
40. Рабкин, Д.М. Сварка разнородных металлов / Д.М. Рабкин, В.Р. Рябов, С.М. Гуревич. — Киев : Техніка, 1975. — 208 с.
41. Рабкин, Д.М. Сварка алюминия и его сплавов со сталью и медью / Д.М. Рабкин, В.Р. Рябов. — М. : Машиностроение, 1965. — 95 с.
42. Исследование свойств и работоспособности биметаллического соединения X18H10T-AMг6 / В.М. Годин [и др.] // Промышленные биметаллы. — М. : ВИЛС, ОНТИ, 1966. — С. 66–71.
43. Штернин, Л.А. Сварка трением алюминия со сталью и медью / Л.А. Штернин, С.Н. Прокофьев // Сварочное производство. — 1961. — № 11. — С. 30–31.
44. Биметаллические соединения / К.Е. Чарухина [и др.]. — М. : Metallургия, 1970. — 280 с.
45. Gilbreat, W. P. Definition and evaluation of parameters which influence the adhesion of metals // Adhes or Cold Weld Mater. Spase Environ. — Philadelphia, 1987. — 128 p.
46. Hofmann, W. Beitrag zur des Problems der Verbindungsmoglichkeit Blei-Aluminium und Beei-Stahl / W. Hofmann, W. W. Krysko, W. Herrnikind // Metall. — 1966. — Bd. 20. — № 8. — P. 820–822.
47. Bausinger, F. R. Bimetal insert rings for aluminium-to-steel pipe welds // Heat., Pip. And Air Condit. — 1970. — V. 42. — № 9. — P. 96–101.
48. Tylecote, R. F. Investigation on pressure welding // Brit. Weld. J. — 1954. — V 1. — № 3. — P. 74–80.
49. Gumm, P. Kaltpreschweinen von Stall / P. Gumm, I. Ruge / Kupfer und Nickel // Stahl verbundkorpern durch Flie pressen. — Werkstattstechnik, 1968. — Bd. 58. — P. 313–317.
50. Хансен, М. Структура двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. — М. : Metallургиздат, 1962. — 210 с.
51. Синельников, В.С. Алюминиды / В.С. Синельников, В.А. Поддериин, В.Н. Речкин. — Киев : Наукова думка, 1965. — 657 с.
52. Гольдштейн, М.И. Специальные стали : учебник для вузов / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. — М. : Metallургия, 1985. — 408 с.

53. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа : справ. изд. / О.А. Банных [и др.]. — М. : Металлургия, 1986. — 440 с.
54. Графас, Н.И. Некоторые свойства расплавленных солевых флюсов и их роль при плавке и рафинировании алюминия / Н.И. Графас, А.И. Беляева // Цветная металлургия. — 1959. — Т. 4. — С. 27–31.
55. Ковтунов, А.И. Исследование жидкофазных процессов формирования слоистых композиционных материалов системы железо — алюминий / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин // Цветные металлы. — 2010. — № 7. — С. 65–66.
56. Ковтунов, А.И. Влияние меди на формирование слоистых композиционных материалов сталь — алюминий / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин, Т.В. Чермашенцева // Вопросы материаловедения. — 2011. — № 2 (66). — С. 30–36.
57. Ковтунов, А.И. Исследование влияния кремния на свойства СКМ сталь — алюминий / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин, Т.В. Чермашенцева // Технология металлов. — 2010. — № 12. — С. 35–40.
58. Ковтунов, А.И. Исследование влияния титана на свойства слоистых композиционных материалов сталь — алюминий / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин, Т.В. Чермашенцева // Цветные металлы. — 2011. — № 1. — С. 87–90.
59. Цицилин, В.В. Особенности сварки взрывом толстых стальных листов с алюминиевыми сплавами / В.В. Цицилин, Г.А. Вольферц // Известия ВолгГТУ. — 2004. — № 6.
60. Fleischer, R.L. Intermetallic compounds for strong high-temperature materials: status and potential / R.L. Fleischer, D.M. Dimiduk, H.A. Lipsitt // Annual Review of Materials Science. — 1989. — Vol. 19. — P. 231–263.
61. Vecchio, K.S. Synthetic Multifunctional Metallic-Intermetallic Laminate Composites / K.S. Vecchio // Journal of the Minerals, Metals and Materials. — 2005. — № 57 (3). — P. 25–31.
62. Жоров, А.Н. Формирование структуры и микромеханических свойств сваренных взрывом титано-алюминиевых слоистых металлических и интерметаллидных композитов : автореф. дис. ... канд. тех. наук : 05.02.01 : защищена 22.12.2006 / А.Н. Жоров. — Волгоград, 2006. — 20 с.



63. Рабкин, Д.М. Сварка разнородных материалов / Д.М. Рабкин, В.Р. Рябов, С.М. Гуревич. — М. : Машиностроение, 1975. — 216 с.
64. Гуськов, М.С. Создание высокопрочного композиционного материала титан – алюминий с перфорированным интерметаллическим слоем и оксидо-керамическим покрытием : дис. ... канд. тех. наук : 05.02.01 / М.С. Гуськов. — Пенза, 2015. — 151 с.
65. Kaffner, U.R. Thermodynamic assessment and calculation of the Ti-Al system 135 / U.R. Kaffner, J.C. Lin, Y.A. Chang // Metallurgical and materials transactions A. — 1992. — V. 23. — № 8. — P. 2081–2090.
66. Greenberg, B.A. Possible factors affecting brittleness of the intermetallic compound TiAl / B.A. Greenberg, V.I. Anisimov, Y.N. Gornostiev // Scripta metalla. — 1988. — V. 22. — № 6. — P. 859–864.
67. Аномалии деформационных характеристик интерметаллида TiAl / Б.А. Гринберг [и др.] // Физика металлов и металловедение. — 1992. — № 4. — С. 24–32.
68. Имаев, Р.М. Механические свойства мелкозернистого интерметаллида TiAl. Хрупко-вязкий переход / Р.М. Имаев, О.А. Кайбышев, Г.Ю. Салишев // Физика металлов и металловедение. — 1991. — № 3. — С. 179–187.
69. Peters, M. Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications / M. Peters, C. Leyens. — Wiley : VCH Verlag, 2003. — 532 p.
70. Yap, L.T. NOx Oxy-fuel flames for uniform heat transfer / L.T. Yap, M. Pourkashanian // Proceedings the minerals, metals and materials society. — 1996. — P. 655–660.
71. Павлюкова, Д.В. Структура и механические свойства слоистых материалов на основе титана и алюминия, полученных по технологии сварки взрывом и дополнительной термической обработки : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.09 / Д.В. Павлюкова. — Новосибирск, 2011. — 237 с.
72. Effects of ductile laminate thickness, volume fraction, and orientation on fatigue-crack propagation in Ti-Al<sub>3</sub>Ti metal-intermetallic laminate composites / R.R. Adharapuraru, K.S. Vecchio, F. Jiang, A. Rohatgi // Metallurgical and materials transactions: A. — 2005. — V. 36. — № 6. — P. 1595–1608.
73. Трыков, Ю.П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю.П. Трыков, Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун. — М. : Металлургия, 2004. — 230 с.

74. High temperature mechanical behavior of some advanced Ti3Al / S.E. Hsu, N.N. Hsu, C.H. Tong, C.V. Ma, S.V. Lee // High-Temp. Ordered intermetallic Alloys II: Symp. Boston, Mass., Dec. 2–4, 1986. – Pittsburg (Pa), 1987. – P. 507.
75. Ковтунов, А.И. Исследование технологических и механических свойств слоистых титано-алюминиевых композиционных материалов, полученных жидкофазным способом / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин // Авиационные материалы и технологии. – 2013. – № 1. – С. 9–12.
76. Куркин, С.Э. Исследование структуры и свойств композиционного материала системы алюминий – титан / С.Э. Куркин, М.С. Холин // Вестник науки и образования. – 2015. – № 5 (7). – С. 46–48.
77. Гуревич, Л.М. Структура и свойства слоистых титано-алюминиевых композитов, упрочненных частицами интерметаллидов / Л.М. Гуревич [и др.] // Известия ВолгГТУ. – 2009. – № 3. – С. 5–11.
78. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справочник. В 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1997. – 1024 с.
79. Min, B.I. Magnetism, electron structure and Fermi surface of Ni<sub>3</sub>Al / B.I. Min, A.J. Freeman, H.J. F. Jansen // Phys. Rev. B. – 1988. – V. 37. – № 12. – P. 6757–6762.
80. Ito, O. Molecular orbital approach to the chemical bonding at grain boundary in γ' Ni<sub>3</sub>Al / O. Ito, H. Tamaki // Acta Mater. – 1995. – V. 43. – № 7. – P. 2731–2735.
81. Теория фаз в сплавах / под ред. В.Е. Панина [и др.]. – Новосибирск : Наука, 1984. – 223 с.
82. Иванько, А.А. Твердость : справочник / А.А. Иванько. – Киев : Наукова думка, 1968. – 127 с.
83. Алюминиевые сплавы. Металловедение алюминия и его сплавов : справочное руководство. – М. : Металлургия, 1971. – 352 с.
84. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния : справочник. – М. : Наука, 1977. – 227 с.
85. Еременко, В.Н. Кинетика растекания алюминия по никелю / В.Н. Еременко, Н.Д. Лесник, Т.С. Иванова // Порошковая металлургия. – 1978. – № 11. – С. 46–51.

86. Изучение природы и особенностей формирования приконтактной зоны при растекании алюминия по никелю / В.Н. Еременко [и др.] // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 1989. – № 5. – С. 21–25.
87. Влияние подготовки расплава на структуру и свойства интерметаллидного сплава на основе  $Ni_3Al$  / Б.В. Николаев [и др.] // Известия АН СССР. Металлы. – 1991. – № 1. – С. 104–200.
88. Перевалова, О.Б. Влияние нанокристаллического бориды никеля на микроструктуру и механические свойства интерметаллида  $Ni_3Al$ , легированного бором / О.Б. Перевалова // ФММ. – 2004. – Т. 97. – № 4. – С. 103–110.
89. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М. : МИСИС, 2005.
90. Влияние термической обработки на структуру и свойства участков оплавленного металла в слоистом композите системы ni-al / В.Г. Шморгун [и др.] // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2013. – Т. 7. – Вып. 6 (109).
91. Поварова, К.Б. Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. Ч. 1 / К.Б. Поварова, О.А. Банных // Материаловедение. – 1999. – № 2. – С. 35–42.
92. Богданов, А.Ю. Формирование структуры и свойств слоистых покрытий системы Ni-Al на поверхности стальных изделий машиностроения : автореф. дис. ... канд. тех. наук : 05.16.09 : защищена 26.12.12 / А.Ю. Богданов. – Волгоград, 2012. – 20 с.