

Министерство образования и науки РФ
Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
Политехнический институт
Кафедра Материаловедения и обработки материалов

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ Темных В.И.
« _____ » 2020 г.

БАКАЛАВРСКАЯ РАБОТА

Влияние термодеформационной обработки на структуру и свойства дисперсно-упрочненного алюминия

22.03.01 Материаловедение и технология обработки материалов

Руководитель _____ д.т.н., профессор Бабкин В.Г.
подпись, дата должность, ученая степень

Выпускник _____ Попов А.С.
подпись, дата

Нормконтролёр _____ Свечникова Л.А.
подпись, дата

Красноярск 2020

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	3
1 Обзор литературы по проблеме.....	5
1.1 Получение заготовок методом литья. Фасонное и полунепрерывное литье.....	5
1.2 Структура и свойства литейного сплава АЛ9 после термомеханической обработки.....	8
1.3 Технологические особенности деформационного упрочнения литых заготовок метод прокатки и прессования.....	10
1.4 Свойства алюминиевого сплава 1013(АД) после различных видов обработки.....	13
1.5 Свойства алюминиевого сплава 1421, подвергнутого пластической деформации и термообработке.....	15
1.6 Композиционные материалы на металлической основе и способы получения.....	18
1.7 Выводы по главе.....	27
2 Методика проведения эксперимента.....	28
3 Результаты работы.....	30
3.1 Механизм упрочнения сплавов дисперсными частицами.....	30
3.2 Результаты экспериментального исследования.....	33
Заключение.....	35
Список используемых источников.....	36

Введение

В современной промышленности изделия и материалы из алюминия имеют высокую востребованность. Это обусловлено уникальными свойствами алюминия: высокая электропроводность, легкость и пластичность, кроме того, он отличается устойчивостью к коррозии, а также легко переносит резкие температурные колебания. Развитие разных областей промышленности требует разработки новых технологий и видов обработки материалов, обеспечивающих увеличение их физико-механических и эксплуатационных свойств. Самое широкое использование имеют сплавы алюминия, которые прошли упрочнение термообработкой и нагартовкой и легированный алюминий. Но эти способы, также, как и легирование как способ повышения механических свойств не удовлетворяет требованиям современного машиностроения и имеет определенные ограничения. Также исследованы все системы алюминиевых сплавов. Один из наиболее перспективных способов – это упрочнение сплава диспергированием частиц по методу *ex situ*. Однако методом *ex situ* невозможно получить упрочняющие фазы размером менее 1 мкм, так как их сложно ввести в расплав и равномерно распределить в объеме материала.

Получение новых неоднородных материалов путем синтеза упрочняющих фаз непосредственно в расплаве является одним из способов повышения эксплуатационных и механических свойств алюминиевых сплавов с низким содержанием легирующих элементов. Но, существующая технология синтеза дисперсных частиц в расплаве требует усовершенствования, так как способ получения таких материалов требует высокого перегрева, в процессе которого возникает окисление металла и угар.

Поэтому совершенствование технологии получения дисперсно-упрочненных сплавов на основе алюминия является актуальной задачей в процессе изготовления слитков.

Первым направлением упрочнения алюминиевых сплавов является легирование небольшим количеством переходных металлов. Высокоскоростная кристаллизация или специальная термодеформационная обработка позволяет реализовать оптимальную структуру.

Второе направление – это разработка эффективных технологий получения композиционных сплавов с алюминиевой матрицей, обеспечивающих требуемый уровень эксплуатационных свойств. Эта технология позволяет достичь высокий запас пластичности и прочности. Но, в промышленности широкого распространения это направление не получило, так как создание материала существуют сложности ввода наноразмерных частиц упрочняющей фазы в расплав и необходим высокий перегрев при синтезе частиц непосредственно в расплаве. В связи с недостатками этих способов для производства дисперсно-упрочненных композиционных сплавов на основе алюминия очень актуальным является разработка и применение промежуточных сплавов (лигатур), содержащих в достаточно большом

количество армирующих частиц заданного размера, практически нерастворимых при температурах плавки и литья. При этом, на сегодня, по этому вопросу в научной и технической литературе сведений на эту тему практически нет.

В качестве перспективы дисперсно-упрочненный алюминий обладает следующими преимуществами: небольшая масса; достаточно высокие показатели прочности и пластичности после литья, что дает возможность дополнительно провести упрочняющую обработку; т.к. матрицей является алюминий, сохраняется высокая электропроводимость. Все современные способы получения композиционных дисперсно-упрочненных алюминиевых материалов метод литья в лабораториях и промышленных масштабах выявлены за границей, в России подобное производство не развито. Именно поэтому необходимо провести исследование данного материала и найти способы решения введение его в промышленное производство.

1 Обзор литературы по проблеме

1.1 Получение заготовок методом литья. Фасонное и полунепрерывное литье

Литье металла – технологический процесс изготовления металлических заготовок путем заливки расплавленного металла в полость литейной формы. Залитый в литейную форму горячий металл при охлаждении кристаллизуется и обретает вид конечного изделия [1]. Преимущество данного процесса – возможность получения самых разнообразных по конфигурации, массе, физико–механическим и эксплуатационным свойствам заготовки из различных металлов. В промышленности в основном используются следующие специальные способы литья: фасонное и полунепрерывное литьё.

Фасонное литье – изготовление изделий в соответствии с моделью. Этим методом производят продукцию самых различных размеров, форм и пространственной конфигурации – от плоских плит до сложных элементов, имеющих полости, каналы и тому подобное.

В metallургии под фасонным литьем подразумевают целую группу методик:

- литье в вакуумируемые формы песка без связующих (вакуумно–пленочная формовка, ВПФ);
- литье по газифицируемым моделям (ЛГМ);
- литье в кокиль;
- литье по выплавляемым моделям (точное литье);
- литье в песчано–глинистые формы;
- литье в оболочковые формы.

Технологическая схема фасонного литья. Помимо различий, во всех методах получения фасонных отливок существует общая для всех видов литья технологическая цепочка. Технологический процесс может быть следующим:

- подготовка формовочной смеси;
- подготовка стержневой смеси;
- изготовление форм;
- изготовление стержней;
- сборка формы;
- плавка металла;
- заливка формы;
- изъятие заготовок из формы;
- термическая или химико–термическая обработка отливки (по необходимости);
- механическая обработка отливки (по необходимости).

Качество отливок зависит от тщательности изготовления форм, качества формовочных смесей, используемых сталей, точности выполнения всех операций технологической цепочки [2].

Полунепрерывное литье – это способ получения протяженных отливок постоянного поперечного сечения посредством прерывной подачи расплава в форму и вытягивания из нее закристаллизовавшейся части отливки. Прерывность подачи расплава в кристаллизатор ограничена по времени (массе), соответственно и длина вытягиваемой части ограничена. В зависимости от направления вытягивания отливки различают вертикальное и горизонтальное полунепрерывное литье.

Технология полунепрерывного литья предполагает использование специальной литейной формы – кристаллизатора и включает в себя периодически выполняемые операции [3].

Кристаллизатор имеет внутреннюю полость, профиль которой соответствует поперечному сечению отливки. Рабочую часть кристаллизатора, контактирующую с металлом, изготавливают из меди, твердых алюминиевых сплавов, стали или графита, охлаждаемую водой.

Для получения отливок с внутренними полостями в кристаллизатор устанавливают литейный стержень соответствующего сечения. При полунепрерывном литье отливку требуемой длины вытягивают из кристаллизатора за один цикл, затем подачу расплава в кристаллизатор временно прекращают и возобновляют после снятия предыдущей отливки.

Особенности данного способа и области его применения. При полунепрерывном литье в кристаллизаторе определенной протяженности получают отливки или литые заготовки заданной длины. В полости кристаллизатора в различных его частях расплав одновременно охлаждается и затвердевает, и все его части последовательно проходят через одни и те же зоны кристаллизатора и формируются в одних и тех же условиях. Это обеспечивает равномерность литейных свойств по длине.

Извлечение из формы (вытягивание из кристаллизатора) отливки происходит до ее полной кристаллизации, которая заканчивается вне кристаллизатора в условиях естественного или искусственного охлаждения, например, водного, что позволяет сокращать длительность производственного цикла и повышать производительность труда [3].

Отливки, полученные в результате литья, используются при изготовлении деталей в современной электронике, для производства автомобилей и летательных аппаратов, в станкостроении и во многих других областях промышленности.

Для литья можно использовать любые металлы, но в большинстве случаев те, которые обладают жидкотекучестью – способностью принимать конфигурацию литейной формы. Этот параметр зависит от химического состава и структуры самого металла. Температура плавления играет важную роль: чем она ниже, тем легче металл отливается промышленным способом.

Сегодня способом промышленного литья изготавливают изделия из следующих металлов:

- цветные, редкие и драгоценные металлы;
- черные металлы [1–2].

Свойства некоторых алюминиевых сплавов после литья представлены в табл.1.

Таблица 1 – Механические свойства заготовок после полунепрерывного литья

Марка сплавов	Состояние заготовки	Механические свойства			
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %
АД1	Литое	82	44	40,2	72
АМг2	Литое	175	92	30,1	66,1
АВ	Литое	189	110	16,1	33,0
	Литое гомогенизированное	201	105	14,2	29,3
Д1	Литое	244	213	4,5	12,2
	Литое гомогенизированное	255	163	4,2	11,0

Однако легирование сплавов как метод повышения механических свойств литых сплавов ограничен диаграммами состояния (на сегодняшний момент все диаграммы состояния изучены), достаточно долг по времени, т.к. требуется подготовить шихту и другие материалы. Существует несколько вариантов повышения механических свойств, наиболее применимый для литых сплавов – термомеханическая обработка; технологический процесс и его влияние на свойства рассматриваются в следующем разделе.

1.2 Структура и свойства литьевого сплава АЛ9 после термомеханической обработки

В обычном состоянии алюминиевые сплавы не обладают высокой прочностью, но при этом довольно пластичны. Для упрочнения алюминиевых деформируемых сплавов, подверженных старению, применяется термомеханическая обработка. С помощью такой обработки можно получить множество типов структуры материала, которые соответствуют требованиям производства. Процесс термомеханической обработки заключается в одновременном воздействии давления и немедленной закалке с последующим старением, в результате которой достигается увеличение некоторых механических свойств. Параллельно в промышленности увеличивается объем применения литьевых алюминиевых сплавов. Особенностью изделий из литьевых сплавов заключается в их микроструктуре: они обладают пониженной прочностью, пластичностью, высокой склонностью к хрупкому разрушению и при этом обычная термическая обработка неэффективна для устранения этих недостатков. В связи с этим было важно выяснить, можно ли улучшить свойства литого сплава АЛ9, состав которого приведен в табл.2

Таблица 2 – Химический состав литьевого алюминиевого сплава АЛ9 (мас. %)

Сплав	Al	Si	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Fe
АЛ9	Ост.	7,22	0,04	0,10	0,49	0,06	0,10	0,43

Исследуемый сплав выплавляется в промышленной индукционной печи емкостью 400 кг и поставляется в виде пластин размерами 40 x 15 x 400 мм. Пластины разрезаются на заготовки 15 x 15 x 120 мм для термической и термомеханической обработки. Образцы нагревали для закалки в следующем режиме: нагрев при температуре $535^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 5 часов и последующим быстрым охлаждением в воде комнатной температуры.

Пластическая деформация при термомеханической обработке осуществлялась прокаткой на двухвалковом прокатном стане со скоростью деформации с^{-1} при температурах 20, 100, 150, 170, 200, 250, 500 и 535°C и степенями деформации 15 и 30 % [4].

ВТМО по сравнению с НТМО менее значительно повышает прочностные свойства, но увеличивает пластичность. Фрактографические исследования показали, что в изломах образцов сплава, подвернутого ВТМО, ниже доля интеркристаллитной составляющей. В результате проведенного эксперимента сделан вывод, что низкотемпературная термомеханическая обработка (ТМП) значительно повышает прочность сплава АЛ9 при значительном снижении пластичности. Горячая деформация предпочтительнее холодной, так как она обеспечивает лучший набор механических свойств. Кроме того, использование НТМО значительно сокращает продолжительность старения сплава. Зависимости свойств сплава АЛ9 от температуры деформации представлены на рис 1.

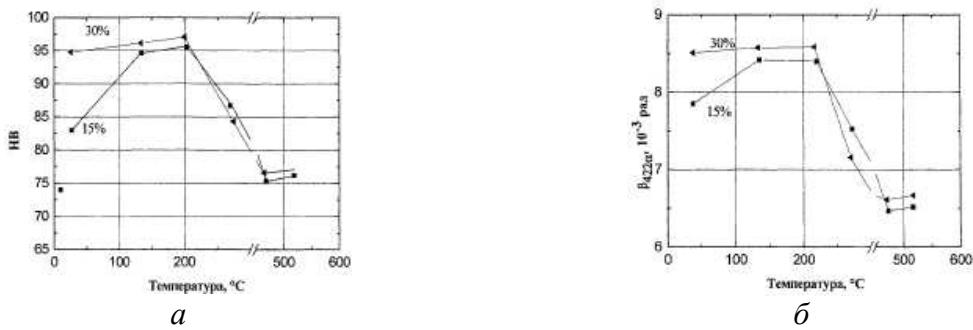


Рисунок 1 – Зависимости свойств сплава АЛ9 от температуры деформации: *a* – твердости, *б*- физического уширения.

Свойства АЛ9 после различных видов обработки представлены в табл. 3

Таблица 3 – Механические свойства алюминиевого сплава АЛ9 после различных видов обработки

Режим обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Литое состояние	160	115	3,0
Деформация при 20 °C со степенью 30 % + старение: 170 °C–2 часа	280	215	2,2
Деформация при 150 °C со степенью 15 % + старение: 150 °C – 4 часа 170 °C – 2 часа	270 265	210 205	2,6 2,7
Деформация при со степенью 30 % + старение: 170 °C – 2 часа	285	215	2,5
Деформация при 200 °C со степенью 15 % + старение: 150°C–4 часа	250	190	3,0

Ограничение термодеформационной обработки – невысокая пластичность, к тому же сама технология исполнения термодеформационной обработки сложна, также в процессе велика вероятность возникновения дефектов микро- и макроструктуры. Литые сплавы вследствие низких механических свойств не получили большого применения, наиболее применимы деформируемые сплавы, обладающие более высокой пластичностью по сравнению с литейными сплавами.

1.3 Технологические особенности деформационного упрочнения литых заготовок методом прокатки и прессования

Основными технологическими способами упрочнения литых заготовок являются прокатка и прессование. Прокатка—обработка металлической заготовки давлением с целью уменьшения поперечного сечения слитка или заготовки и придания им требуемой формы путем обжатия между вращающимися валками прокатного стана [4]. Прокатывается до 90% всей выплавляемой стали и большинство цветных металлов. При прокатке металл пластиически деформируется вращающимися валками. Взаимное положение валков и заготовки, форма и количество валков могут отличаться. Кроме наиболее распространенного типа прокатки – продольной, существуют еще два типа поперечной и поперечно–винтовой.

При поперечной прокатке валки, вращаясь в одном направлении, придают вращение заготовке и деформируют ее. При поперечно-винтовой прокатке валки расположены под углом и сообщают заготовке при деформировании вращательное и поступательное движения [5].

Прокатные инструменты – это валки, которые в зависимости от прокатываемого профиля могут быть гладкими, использоваться для прокатки листов, лент и т. д.; ступенчатыми для прокатки полосовой стали и ручьевыми для сортового проката. Ручьем называют вырез на боковой поверхности валка, а комбинация двух ручьев образует полость, называемую калибром. Каждая пара ручьевых валков обычно образует несколько калибров. Валки состоят из рабочей части – бочки, шеек и трефы.

Шейки валков вращаются в подшипниках, которые могут перемещаться с помощью специального нажимного механизма для изменения расстояния между валками и регулирования взаимного положения их осей. Совокупность прокатных валков с станиной называется рабочей клетью, которая вместе со шпинделем для привода валков, шестеренной клетью для передачи вращения от одного к двум валам, редуктором, муфтами и электродвигателем образует рабочую линию стана.

Рабочие клети по числу и расположению валков могут быть двухвалковые; четырехвалковые, у которых два валка рабочих и два опорных; многовалковые, у которых также два валка рабочих, а остальные опорные. Использование опорных валков позволяет применять рабочие валки малого диаметра, благодаря чему увеличивается вытяжка и снижаются деформирующие силы.

Прокатные станы могут быть одноклетевые (с одной рабочей клетью) и многоклетевые [5].

Наиболее совершенные многоклетевые станы являются непрерывными, где рабочие клети расположены последовательно одна за другой. Прокатываемая полоса проходит через каждую клеть только один раз, то есть число рабочих клетей этих станов равно необходимому числу проходов

полосы. Расстояние между клетями обычно меньше длины прокатываемой полосы, поэтому ее прокатывают одновременно в нескольких клетях.

Прокатные станы разделяют по назначению на станы для производства полуфабрикатов и станы для производства готового проката. К первой группе относятся обжимные станы для прокатки слитков в полупродукт крупного сечения (блюминги, дающие заготовки для сортового проката и слябинги, дающие заготовки из листового проката) и заготовки для получения полупродукта меньшего сечения [5].

В качестве исходных заготовок при прокатке могут быть стальные слитки массой до 60 т, либо слитки из цветных металлов и их сплавов обычно массой до 10 т. При производстве сортовых профилей стальной слиток массой до 15 т в горячем состоянии прокатывают на блюминге, получая заготовки квадратного (или близкого к нему) сечения (от 140 x 140 до 450 x 450 мм), называемые блюмами.

Прессование – процесс изготовления изделий сложного поперечного сечения из цветных металлов, их сплавов, а также стали. В результате воздействия высокого давления на помещенный в контейнер металл, происходит его выдавливание сквозь отверстие или несколько отверстий, с целью получения заготовки заданной формы.

Температурный режим прессования определяется в основном величиной сопротивления деформации металла. Горячее прессование используется чаще, чем холодное, но с увеличением производства высокопрочных инструментальных сталей и совершенствования оборудования область применения холодного прессования расширяется. В настоящее время наряду с дискретным прессованием (периодически повторяющийся процесс), применяется способ в полунепрерывном и непрерывном режиме, а также развиваются процессы, основанные на совмещении литья, прокатки и прессования.

Существует два способа прессования-прямой и обратный. При прямом прессовании прутков заготовка, нагретая до определенной температуры, помещается в контейнер пресса. Матрица прикреплена к одной стороне контейнера с помощью матрицодержателя. С другой стороны заготовка прижимается пресс-шайбой, соединенной со шплинтом. Шплинт получает необходимое давление от плунжера пресса. Под действием этого давления металл выдавливается наружу через отверстие матрицы. В конце процесса прессования часть металла остается в контейнере – пресс-остаток, который идет на отходы. Способ обратного прессования прутков происходит таким образом: в контейнер входит не пресс-шайба, а полый пуансон с матрицей на конце. Матрица давит на заготовку, и металл течет в отверстие матрицы навстречу движению пуансона. Обратный метод уменьшает количество отходов металла на пресс-остатке и уменьшает силу деформации, но конструкция пресса становится более сложной.

Прямое прессование труб отличается от предыдущих способов наличием иглы, которая проходит через отверстие в заготовке. Длина иглы

несколько превышает высоту заготовки. При давлении пресс-шайбы на заготовку металл выдавливается в зазор между матрицей и иглой, образуя трубу. Внутренний диаметр трубы равен диаметру иглы, наружный диаметр отверстия в матрице. Прессование выполняют на гидравлических прессах вертикального и горизонтального типов большой мощности.

Технологический процесс прессования включает операции:

- подготовка заготовки к прессованию (разрезка, предварительное обтачивание на станке, так как качество поверхности заготовки оказывает влияние на качество и точность профиля);
- нагрев заготовки с последующей очисткой от окалины;
- укладка заготовки в контейнер;
- непосредственно процесс прессования;
- отделка изделия (отделение пресс-остатка, разрезка).

Упрочнение изделий в ходе прокатки и прессования происходит за счет изменения структуры. Принцип изменения микроструктуры в процессе прокатки и прессования схожи: при холодной обработки микроструктура вытягивается по направлению приложения силы, в итоге образуется направленная структура. В случае горячей ОМД происходит рекристаллизация материала, поэтому подобную обработку используют для изготовления крупных деталей. В качестве примера в табл.4 приведены механические свойства различных изделий из сплава АД31 представлены в табл.4 [7].

Таблица 4 – Механические свойства изделий из сплава АД31 при температуре 20 °C

Сортамент	σ_b , МПа	σ_t , МПа	δ , %
Трубы, ГОСТ 18482–79	130	60	12
Пруток, ГОСТ 21488–79	90	60	15
Профили, ГОСТ 8617–81	127	69	13

Из таблицы 4 видно, что полученные изделия обладают высокой прочностью и низкой пластичностью, однако данные изделия изготавливаются из алюминиевых слитков, это достаточно долго и велика вероятность разрушения изделий. Современной промышленности требуется небольшое время производства (по возможности исключить термическую обработку), потому необходимо совместить методы фасонного и полунепрерывного литья. Влияние деформационного упрочнения на различные системы алюминиевых сплавов, изготовленных методами фасонного и полунепрерывного литья, исследованными в некоторых статьях, рассматриваются в следующих разделах.

1.4 Свойства алюминиевого сплава 1013(АД) после различных видов обработки

Химический состав сплава 1013 представлен в табл.5. Расплав сплава 1013(АД) готовили индукционной плавильной установке УИП–100–2.4–0.6х2Г в графитовом тигле. Рафинирование расплава проводили с применением гексахлорэтана.

Таблица 6 – Химический состав алюминиевого сплава 1421 (мас. %)

Компоненты	Al	Fe	Si	Mn	Ti	Cu	Mg	Zn
Содержание	99,3	0,3	0,3	0,025	0,15	0,05	0,05	0,1

Оптимальный режим непрерывного литья обеспечили при следующих параметрах. Сплав разогревали до температуры 730 °C, затем переливали в промежуточный ковш, отстаивали и остужали до 700 °C. Удалив шлак, расплав разливали в устройство непрерывного литья. Температуру жидкого металла контролировали с помощью термопар градуировки ХА(К) по ГОСТ Р8.585–2001. Показания термопар фиксировали с помощью многоканального измерителя температуры Термодат–29М1. В процессе кристаллизации в устройстве непрерывного литья одновременно происходит процесс объемной кристаллизации, поэтому для предотвращения преждевременного застывания расплава в кристаллизаторе обеспечивали температуру расплава на 10–20 °C выше, чем при обычном литье технически чистого алюминия. Расплав, остывший до 680–690 °C, с помощью промежуточного ковша заливали в устройство непрерывного литья. Снижение температуры заливки расплава в кристаллизатор ниже 700 °C обеспечивает также устранение образования горячих трещин в заготовке.

В процессе работы устройства в кристаллизаторе происходит также обработка давлением расплава в двух противоположных боковых направлениях. На выходе из устройства получали заготовки толщиной 15 мм и шириной 30 мм. Длина заготовок не имеет ограничений.

Структура образцов после непрерывного литья с обработкой расплава давлением представлена на рисунке 2.

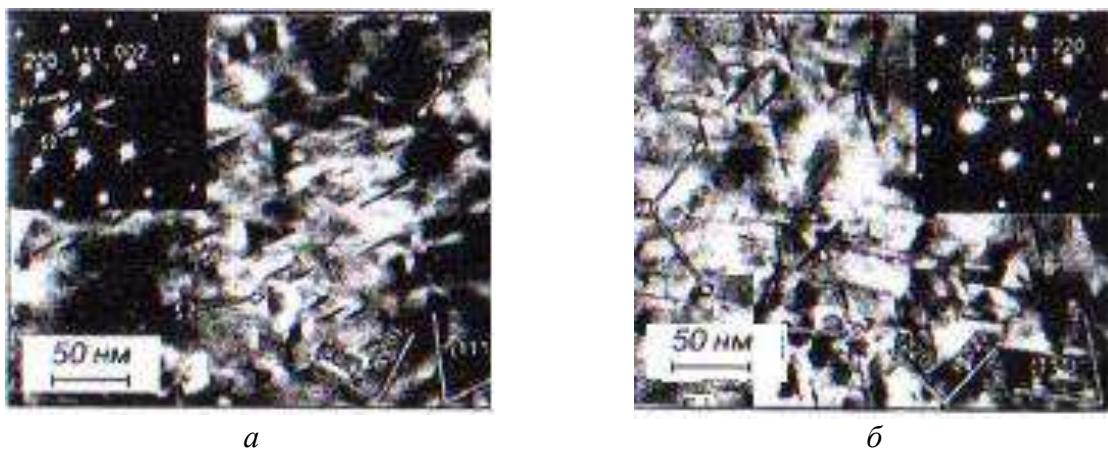


Рисунок 2 – Микроструктура образца после непрерывного литья с одновременной обработкой давлением: *а* – вдоль заготовки, *б* – поперек заготовки

Механические свойства определяли по ГОСТ 1497–84 на образцах шириной 25 мм, толщиной 4,5 мм, длинной 80 мм. исследования на растяжение проводили на универсальной испытательной машине AG-250kNX. Временное сопротивление разрыву и относительное удлинение при растяжении листов толщиной 4–5 мм из сплава АД1 в отожжёном состоянии при комнатной температуре составляют 60 МПа и 28 %, в нагартованном – 130 МПа и 5 %, в горячекатаном – 70 МПа и 15 %. Механические свойства после непрерывного литья совместно с ОМД: временное сопротивление 87 МПа, предел текучести 41 МПа, относительное удлинение 32 %, относительное сужение 59 % [9]. Авторы статьи предлагают использовать данный сплав для изделий авиа- и автомобилестроения. Однако существуют системы сплавов, которые после обработки давлением обладают механическими свойствами выше. Подобные сплавы называются дисперсно-твердеющими.

Представляет интерес исследования влияния пластической деформации и термообработки на свойства деформируемых сплавов системы Al–Mg–Li, упрочнённых дисперсными частицами алюмината скандия, которые выделяются из твердого раствора при охлаждении и затвердевании этих сплавов, которые рассматриваются в следующем разделе.

1.5 Свойства алюминиевого сплава 1421, подвергнутого пластической деформации и термообработке

Создание сплава 1421 стало результатом исследования системы Al–Mg–Li для уменьшения массы самолетов. Химический состав сплава представлен в табл. 6. С целью повышения прочностных свойств слитков и полуфабриката, улучшения свариваемости было осуществлено легирование сплава скандием.

Введение добавки скандия в количестве 0,15–0,30 % приводит к заметному повышению прочности разрыву и предела текучести деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. Механизм упрочнения связан с присутствием в алюминиевой матрице дисперсных частиц типа Al_3Sc , выделяющихся из твердого раствора, и с сохранением в термически обработанных деформированных полуфабрикатах нерекристаллизованной, полигонизованной структуры [8].

Таблица 6 – Химический состав алюминиевого сплава 1421 (мас. %)

Компоненты	Al	Mg	Li	Zr	Si	Fe	Ti	Mn	Na
Содержание	91–95,5	0,5–6	1,9–2,3	0,09–0,15	0,1–0,3	0,3	0,1	0,3	0,005

Основные эксперименты осуществляли на образцах, вырезанных из штамповок, полученных из слитков промышленной плавки сплава 1421.

В температурном интервале 300–500 °C показатель пластичности образцов из слитка практически не зависит от температуры деформации. В то же время горячедеформированный сплав 1421 имеет ярко выраженный пик максимальной пластичности при температуре деформации 350 °C, где показатель пластичности равняется 2,35, в то время как показатель пластичности литого сплава не превышает 0,35 во всем исследованном интервале. Поэтому слитки из данного сплава требуется деформировать в первых проходах с небольшими обжатиями, не превышающими 20 %.

Среднее сопротивление деформации у горячекатаных плит выше, чем у литых слитков, так, для литого состояния 150 МПа, а для горячекатаного состояния 175 МПа [8].

Микроструктура сплава в исходном состоянии приведена на рис. 3, и представляет собой неравноосные зерна, ориентированные в направлении деформации при штамповке. Горячая деформация сопровождается образованием субзерен с размерами в пределах 2–4 мкм. Внутри субзерен плотность дислокаций невелика. В структуре наблюдаются также включения в виде частиц, расположенных преимущественно цепочками по границам зерен и в виде отдельных скоплений в теле зерна. Эти частицы можно интерпретировать как выделения S-фазы (Al_2MgLi), хотя не исключено, что некоторые из них являются частицами γ -фазы ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$).

При динамическом нагружении исследуемых образцов провели оценку характера разрушения, в результате чего выяснилось, что в изломах просматриваются участки, имеющие ямочное строение, что говорит о вязком транскристаллитном разрушении, происходящем путем образования и коалесценции микропор [8].

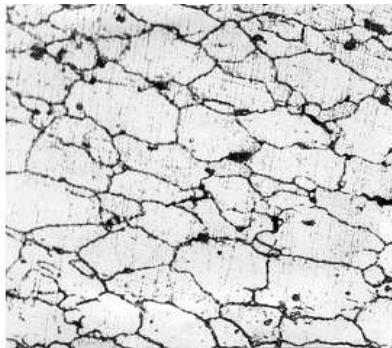


Рисунок 3 – Микроструктура образца из сплава 1421 в исходном состоянии, х200 мкм

Деформация при термомеханической обработке, в основных экспериментах, осуществлялась прокаткой со степенями 15 и 30 % и скоростью 1 с^{-1} в интервале температур 20–450 °C. Для всех вариантов обработки гомогенизация проводилась при 450 °C с выдержкой 1,5 ч после прогрева садки. Прокатке при 20–300 °C подвергали предварительно закаленные образцы. Высокотемпературную деформацию проводили при температуре нагрева под закалку (450 °C), а также после подстуживания до 400 °C, после чего осуществляли немедленное охлаждение в воде.

Пластическая деформация при всех изученных температурах (20–450 °C) по сравнению с закаленным недеформированным состоянием привела к повышению твердости сплавов и тем большему, чем выше степень обжатия при прокатке. Максимальное упрочнение обеспечила деформация, проводимая в температурном интервале интенсивного развития процессов старения (150–170 °C).

Деформация при температуре гомогенизации (450 °C) дает сравнительно небольшое упрочнение. Отметим, что при этой обработке процессы рекристаллизации оказались практически полностью подавленными, а на границах зерен формировалась зубчатость, характерная для ВТМО. Снижение температуры деформации до 400 °C сопровождалось некоторым понижением твердости, что обусловлено распадом пересыщенного твердого раствора в процессе подстуживания от температуры гомогенизации до температуры прокатки [7].

Интенсификация процессов выделения и сохранение повышенной плотности дислокаций способствует повышению твердости сплава 1421 во время старения при 120–170 °C. Максимальный уровень твердости недеформированных образцов (80 HRB) наблюдается после 16–24 ч старения при 150 °C и после 12–16 ч старения при 170 °C. У образцов,

деформированных при температуре гомогенизации (450°C), максимум твердости (82 HRB) достигается при 170°C за 10–12 ч. Наибольшее и примерно одинаковое упрочнение образцов (85 HRB), деформированных с обжатием 30 % при 150°C , наблюдается после старения продолжительностью 10–16 ч при 150°C и 8–12 ч при 170°C . Структура сплава после термомеханической обработки представлена на рисунке 4.

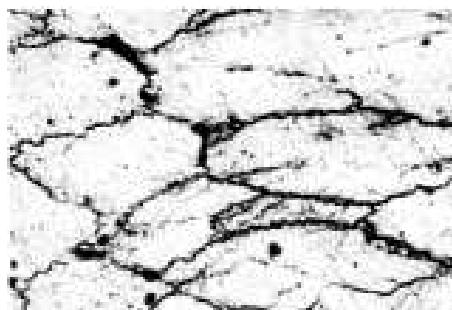


Рисунок 4 – Микроструктура сплава 1421 после термомеханической обработки, х200 мкм

Свойства сплава 1421 изучали после искусственного старения при температурах 150 и 170°C с выдержками до 24 и 12 ч соответственно. Старение закаленных и деформированных при всех исследованных температурах образцов сплава 1421 при 150°C сопровождается повышением прочности вплоть до 24 ч выдержки. Максимум упрочнения при 150°C соответствует 16–24-часовой выдержке. Холодная и теплая деформации этого сплава, ускоряя процессы распада пересыщенного твердого раствора, смещают максимум прочностных характеристик в сторону меньшей продолжительности выдержки [8]. Механические свойства деформированного сплава 1421 после термообработки представлены в таблице 7[8].

Таблица 7 – Механические свойства деформированного сплава 1421 после термообработки

Обработка		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
450°C	1,5 ч, вода + деф.15 % при 20°C Старение 150°C –8 ч	573	7,1
	вода+деф.30 % при 20°C Старение 170°C – 8 ч	600	5,6

Недостатки сплава марки 1421: многооперационность его получения высокая стоимость скандия и лития, размер частиц алюминида скандия Al_3Sc составляет 250 мкм, медленная термическая обработка.

Деформационные методы упрочнения не применяются для изделий фасонного литья, так как деформация предполагает изменение формы изделия и структуры, к тому же при избыточном давлении происходит макроструктурное разрушение изделий. В последние годы получают композиционные сплавы, где упрочняющей фазой являются тугоплавкие частицы, которые имеют высокую прочность даже после литья.

1.6 Композиционные материалы на металлической основе и способы получения

Композиционным материалом называется объемная неоднородная система, состоящая из разных по форме и свойствам двух или большего числа компонентов и построенная так, чтобы использовать преимущества каждого из них.

Дисперсно-упрочненные материалы состоят из матрицы, в объеме которой большей частью равномерно распределены дисперсные нуль-мерные (точечные) частицы, не растворяющиеся в матрице.

Несущим компонентом в дисперсно-упрочненных материалах является матрица, в которой дисперсные частицы создают эффективное торможение движению дислокаций до температуры начала плавления, т. е. материалы этой группы обладают высокой жаропрочностью и в качестве жаропрочных они и находят применение в соответствующих отраслях машиностроения [10].

В композиционном материале конечная структура формируется в процессе его изготовления, то есть всегда получается не просто композиционный материал, а материал-изделие с заданной структурой, свойствами, формой, размерами и состоянием анизотропии, связанным с формой изделия и схемой его нагружения в условиях эксплуатации [11].

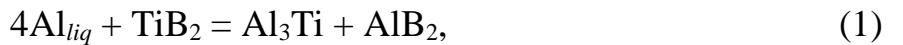
Способы получения. Литые образцы КМ получали следующими методами:

- 1 Диспергирование керамических частиц TiB_2 в алюминиевые сплавы;
- 2 Метод *in-situ*.

Диспергирование керамических частиц TiB_2 в алюминиевые сплавы. Применение легкосплавных материалов в конструкциях обусловлено их прочностью, ударной вязкостью и, прежде всего, их специфическими модулями. Не так давно был разработан новый тип материала, в основе которого лежит метод армирования высокотемпературными керамическими материалами с низкой плотностью, в частности: оксидов алюминия и углерода, частиц карбida кремния. В результате армирования конечный продукт имеет значительное снижение плотности и коэффициента теплового расширения, повышается пластичность. Таким образом, комбинаторный эффект свойств матрицы и армирования можно наблюдать в металлических композиционных материалах. В результате проведенных экспериментов в лабораторных условиях были разработаны новые технологии изготовления металлического композиционного материала, а именно: напыление-формование алюминиевого сплава SiC , прессование и пропитка заливкой заготовки армированного волокном металлического композиционного материала, включающие технологии смешивания порошка и экструзионной обработки [12].

Технология диспергирования диборидной фазы, использующая плавку и литье алюминиевых сплавов в воздухе, была хорошо апробирована в течение последних 50 лет в алюминиевой промышленности при изготовлении

модифицированных лигатур и мелкозернистых отливок из алюминиевых сплавов для штамповки. Реакцией модификации является следующая реакция:



которая является важным аспектом TiB_2 и относится к дисперсии керамической фазы в металлической фазе. И AlB_2 , и/или смесь диборида (Al , Ti) B_2 , которые образуются в результате реакции модификации, являются изоморфными с TiB_2 и, следуя правилу Хьюма–Ротери, проявляют повышенную растворимость.

Эта твердая боридная фаза, имеющая идентичную TiB_2 кристаллическую структуру, является межфазно и кристаллографически совместимой со сплавом матрицы. Это одна из причин, по которой модифицированный алюминиевый сплав проявляет повышенные усталостные свойства за счет смыкания или слияния границ зерен и дислокаций за счет комплексной боридной фазы, характерные особенности которой видны и в высокотемпературных жаропрочных сплавах. Благодаря благоприятной межфазной реакции и низкой растворимости сложных боридов в матрице $\text{Al}-\text{TiB}_2$ композиционный материал может лучше проявлять высокотемпературные и низкотемпературные усталостные свойства, а также прочность на разрушение и излом. Некоторые механические свойства металлических композиционных материалов, изготовленных из отлитого и отожженного алюминиевого сплава с TiB_2 , рассмотрены в патенте Великобритании GB–A-2259308. Карбид титана улучшает свойства так же, как и TiB_2 , но в меньшей степени [12].

В предпочтительном варианте дисперсия или рассеяние TiB_2 керамической фазы в жидких алюминиевых сплавах достигается посредством технологии, использующей расплав флюса, в частности фторидов, а также флюсовых смесей оксид/фторид, которые могут использоваться для диспергирования или рассеяния керамической фазы в расплавы алюминиевых сплавов. Это называется диспергированием или рассеянием *ex situ* керамических частиц TiB_2 в алюминиевые сплавы. В этой технологии керамическую фазу смешивают с порошком подходящего флюса и плавят вместе с фазой сплава для рассеяния в инертной атмосфере. Расплав флюса облегчает дисперсию керамической фазы в расплаве алюминия за счет снижения межфазной энергии между флюсом, металлом и керамической фазой. В технологии *ex situ* свойства сразу же после литья $\text{Al}-\text{TiB}_2$ композиционных материалов определяются свойствами порошков, подаваемых в ванну посредством расплава флюса. Объемный процент керамической фазы (TiB_2) пропорционален весовому проценту TiB_2 в исходном флюсе перед плавлением. Технология поэтому может обеспечить получение более высокого объемного процента (более 30%) дисперсии керамики в матрице алюминиевого сплава.

Способ может включать этапы диспергирования керамической фазы в жидкий алюминий или алюминиевый сплав в инертной атмосфере, смешивание керамической фазы с флюсом, при этом флюс предназначен для снижения парциального давления кислорода, и расплавление смеси вместе с фазой алюминия или алюминиевого сплава для рассеяния. Керамическая фаза может содержать диборид титана [12].

Получение. Несколько типов алюминиевых сплавов, а именно с заводской серией 1xxx, Al–Li (0–5% вес.), Al–Cu (0–5% вес.), Al–Mg (0–8% вес.) и Al–Si (0–10% вес.), плавили в атмосфере сухого аргона или газовой смеси аргон – 4% H₂. Изотерма обработки жидкого металла выбиралась между 700 °C и 1000 °C и могла быть заранее определена из температуры ликвидуса и известной температуры литья определенного состава сплава.

В то время пока плавили сплав определенного состава, порошок диборида титана смешивали с фторидным флюсом, а именно, криолитом (3MF, AlF₃, M: Li, Na и K). Флюс, смешанный с керамическим порошком, плавили с алюминиевым сплавом для проведения процесса дисперсии *ex situ*. С флюсом также добавляли дополнительное количество керамического порошка после полного расплавления сплава. Способ обеспечивает средство для регулирования объемной фракции дисперсионной фазы.

После периода гомогенизации выше температуры плавления фаза сплава, которая может быть при температуре от 700 до 1000 °C в зависимости от состава сплава и флюса, жидкий металл с дисперсионной керамической фазой охлаждали либо путем заливки ее в форму, либо оставляя ее при температуре плавления для медленного охлаждения.

После периода гомогенизации выше температуры плавления фазы СПЛА, которая может находиться при температуре от 700 до 1000 °C в зависимости от состава сплава и флюса, жидкий металл с дисперсионной керамической фазой охлаждали либо заливкой ее в форму, либо оставлением ее при температуре плавления для медленного охлаждения.

Затем, слитки проверяли на определение объемной фракции дисперсной фазы и полученных свойств металлических композиционных материалов. В способе, описанном выше, требуемую керамическую фазу смешивали с соответствующим флюсом, предпочтительно с фторидным флюсом, который имеет ограниченную растворимость для окиси алюминия. Это изменяет межфазное натяжение между окисью алюминия и жидким металлом, чтобы обеспечить более благоприятное межфазное натяжение (s) между керамической фазой и металлом для достижения максимальной дисперсии. Условия межфазного натяжения влияют на технологические параметры и используемое оборудование. Первая и самая главная переменная - это общее содержание кислорода в флюсе, керамического порошка и металла, которое определяет кислородный потенциал для стабильности непроницаемого слоя окиси алюминия. Наличие непроницаемого слоя окиси алюминия препятствует дисперсии керамической фазы. Если в плавильном оборудовании присутствуют такие примеси, как водяной пар и CO₂, то

поверхность загрязнения керамического порошка кислородом увеличивается, что приводит к слабой дисперсии керамической фазы в жидким металле. По этой причине используемый флюс и атмосфера, в которой процесс должен осуществляться, по существу, не должны содержать влагу и кислородосодержащие примеси, которые примесно детерминируют кислородный потенциал во флюсовой ванне и влияют на образование непроницаемого слоя окиси алюминия [12].

Предпочтительный флюс определяется как расплавленная фаза, которая служит следующим целям и, следовательно, способствует дисперсии керамической фазы. Он имеет следующие свойства: предпочтительнее, он должен проявлять растворимость для окиси алюминия с тем, чтобы кислород, присутствующий в виде окиси алюминия, можно было легко удалить с поверхности раздела флюс – расплав металла; он является фазой, которая также действует как резервуар для элементов, которые уменьшают поверхностную энергию расплава алюминия и алюминиевых сплавов. Эта фаза также действует как резервуар для реактивных элементов, например Li, Mg, Zr, которые могут легко растворяться в алюминиевом сплаве для получения новых сплавов; он является фазой, которая регулирует процесс образования центров кристаллизации керамической фазы, образующейся в результате восстановительной реакции между металлом и флюсом.

Таким образом, чтобы свести к минимуму образование оксида алюминия атмосфера плавки не должна содержать влагу и кислород. Еще одно требование, чтобы концентрацию остаточного азота в инертной атмосфере можно было контролировать для снижения риска потери основных компонентов в виде нитридов. Предпочтительный максимально допустимый предел общего содержания кислорода в газовой фазе должен составлять менее 0,1 объемного процента. За этим пределом дисперсия керамической фазы легко задерживается из-за наличия непроницаемого слоя окиси алюминия.

Установлено, что улучшенные результаты могут быть получены при содержании влаги менее чем 5 % по объему и содержании кислорода менее чем 5 % по объему. Значительно лучшие результаты получают, когда содержание обоих, кислорода и влаги, составляет менее чем 1 % по объему [12]. Методом *ex situ* невозможно получить упрочняющие фазы размером менее 1 мкм, так как их сложно ввести в расплав и равномерно распределить в объеме материала. В результате исследований зарубежными учеными был разработан и предложен метод *in-situ*, в ходе которого образуются микроразмерные частицы, равномерно распределенные по всему объему в матрице

Метод *in-situ*. Новым подходом к созданию конструкционных материалов с заданным комплексом свойств является метод жидкофазного синтеза дисперсных высокомодульных наполнителей в объеме матрицы в процессе приготовления композиционного сплава с использованием так называемого принципа *in-situ* [13]. Для синтеза упрочняющих интерметаллических фаз в состав алюроматричных композиционных сплавов

вводят, например, порошки титана и никеля с размером частиц до 315 мкм, которые, взаимодействуя с алюминием, образуют при кристаллизации сплава соединения $TiAl_3$ и Al_3Ni . Средний размер включений, образующихся в расплаве, достигает 18–20 мкм. При модификации сплава наночастицами SiC и Al_2O_3 ; размер частиц интерметаллидов снижается до 6–8 мкм [14].

Авторы предполагают, что уменьшение размеров частиц $TiAl_3$ связано с адсорбцией на их поверхности термодинамически активных наноразмерных частиц SiC и $TiAl_3$, которые препятствуют диффузии алюминия внутрь образовавшихся алюминидов титана и, следовательно, ограничивают их рост. Эндогенные соединения TiC , образующиеся в результате частичного взаимодействия SiC и Ti , выполняют, как указывается в цитируемой работе, аналогичную функцию, свойственную эндогенным наночастицам SiC и Al_2O_3 .

Современные технологии формирования интерметаллидов упрочняющих фаз методом *in-situ*, основаны на механоактивации армирующих нано- и микрочастиц керамических материалов с порошками Ti , Ni , Cu , последующем брикетировании порошковой композиции и вводом брикетов в расплав. В процессе химического взаимодействия механоактивированной смеси с компонентами расплава образуются не только метастабильные интерметаллические фазы, но и новые химические продукты: карбиды, оксиды, бориды и нитрилы. Расплавление частиц в литой матрице зависит от их природы, и условий изготовления композиционных отливок. Плохо смачиваемые матричным расплавом керамические частицы оттесняются фронтом растущей твердой фазы в междендритные пространства, а хорошо смачиваемые интерметаллические фазы или металлоподобные соединения, например, частицы TiC , образовавшиеся в реакции *in-situ*, являются центрами кристаллизации или врастают в твердую фазу [13].

Кроме необходимости обеспечения смачивания упрочняющих частиц матричным сплавом, нужно учитывать кристаллическую структуру образовавшихся новых частиц, их размер и термодинамическую устойчивость в расплаве и при кристаллизации сплава.

Так же установлено, что экзогенная фаза SiC оказывает влияние на характер протекания реакций взаимодействия при синтезе композиций [14, 15] и, в первую очередь, это связано с образованием нежелательного карбида алюминия. Отмечается, что для получения качественных литейных композиционных сплавов необходимо ограничивать это взаимодействие, что может быть достигнуто оптимизацией технологических режимов их получения и использованием в качестве матричных сплавов силуминов с содержанием кремния не менее 8 %.

Анализ влияния легирующих элементов на характер межфазного взаимодействия при получении АКС показывает, что компоненты матричного расплава (Mg , Ni , Cu) не оказывают существенного влияния на протекание реакций при формировании продуктов взаимодействия в исследуемых системах.

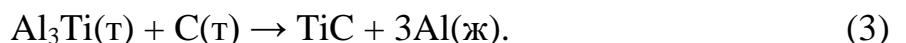
Но стоит отметить, что присутствие магния в матричном расплаве, снижая поверхностное натяжение, будет способствовать смачиванию и усвоению частиц армирующих фаз.

Результаты исследований отечественных и зарубежных ученых по упрочнению алюминиевых сплавов дисперсными высокомодульными деталями, образующимися в реакциях *in-situ*, свидетельствуют о возможности получения литых композиционных материалов с заданным набором свойств. Однако имеющихся данных недостаточно для контроля синтеза необходимых упрочняющих фаз, совместимых с матричным сплавом. Новые химические продукты, образующиеся в результате межфазных реакций (карбиды, оксиды, интерметаллические фазы, бориды и др.) во многих случаях некогерентны с матрицей. При потере когерентности теряется, упрочняющий эффект ослабляется. В ряде работ отмечается недостаточная термодинамическая устойчивость дисперсных систем. Для грубодисперсных систем возможна ликвация. Стабильность систем, образованных труднорастворимыми нано-и микроразмерными частицами, зависит от их способности к коагуляции.

В частности, в работе [16] приводится описание процесса получения литейного композиционного сплава Al–TiC с использованием реакции между расплавленным алюминием и предварительно подготовленной смесью порошков Ti и C, где особенно подчеркивается, что температура реакции оказывает значительное влияние на конечную микроструктуру продукта. Так, при 800 °С преимущественно формируется фаза Al₂O₃ по реакции (2):



При 900 °С отмечено небольшое количество очень мелких частиц TiC при одновременном присутствии частиц фазы Al₃Ti блочной формы, хотя по сравнению с предыдущим случаем количество частиц Al₃Ti значительно меньше. И лишь при температуре реакции 1050 °С фаза Al₃Ti полностью отсутствует и формируется только карбид титана по реакции (3):



Аналогичная технология использовалась для получения композита Al–TiC в работе [17]. Порошки Al, Ti и C молоти в течение 10 ч, прессовали в брикеты, которые вводили в расплав алюминия при 900 °С. Установлено, что фазовый состав композита зависит от молярного соотношения порошков Ti и C. Так, при Ti:C=1:1 помимо Al и TiC выявлена фаза Al₃Ti, при Ti:C=1:2 – Al, TiC, Al₄C₃ и C. Показано, что Al₃Ti и Al₄C₃ снижают свойства композитов. Только при соотношении Ti:C=1:1,3 синтезируются исключительно фазы Al и TiC. Следует отметить, что в этой работе не указано количество вводимого в смесь порошка Al, который, несомненно, оказывает влияние на конечный фазовый состав.

Также одним из способов получения композита Al–TiC путем синтеза карбида титана непосредственно в расплаве, является ввод углеродсодержащего газа, обычно смеси аргона и CH₄, в расплав Al–Ti [18, 19]. Процесс проводится при 1200–1300 °С от 20 мин до 2 ч в зависимости от состава матрицы, количества расплава и требуемой объемной доли TiC. Полученный материал обладает высокими свойствами, однако возникает ряд практических трудностей, связанных со сложным оборудованием и упразднением объемной долей частиц карбида титана в сплаве

В работе зарубежных исследователей [20] приведен изотермический разрез диаграммы Al–Ti–C при 800 °С представленный на рисунке 5.

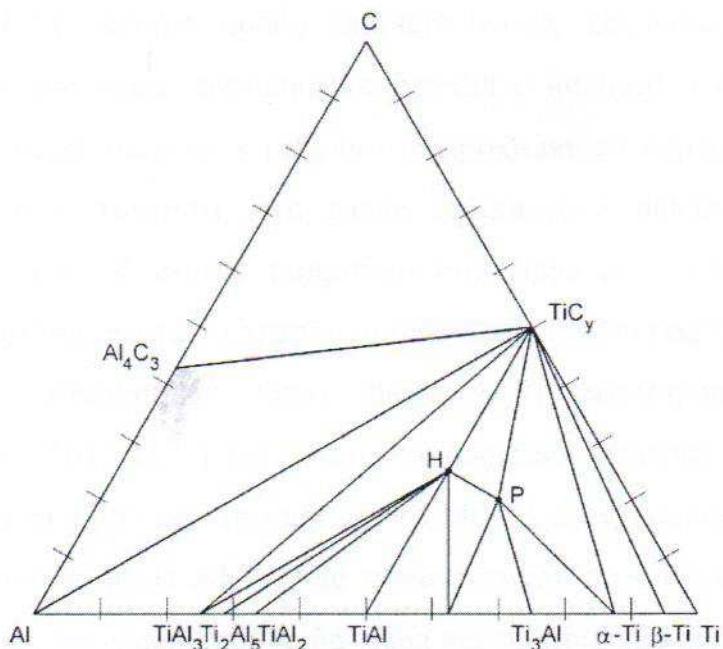


Рисунок 5 – Изотермический разрез диаграммы состояния Al–Ti–C при 800 °С

В основе метода сложных флюсов лежат два основных принципа: первый – с частицами сухого флюса Na₃AlF₆ смешивают дисперсные упрочняющие частицы TiB; в соотношении 3:1 и вводят в алюминиевый расплав при температуре 750–800 °С. В результате, взаимодействующий с расплавом флюс способствует усвоению экзогенной керамики [22]; второй – фторсодержащие соли KBF₄, K₂ZrF₆ и K₂TiF₅ смешиваются в пропорции 7:12:8 и вводятся в алюминий технической частоты при температуре 800–860 °С. По истечении 10–15 минут в расплаве формируются эндогенные упрочняющие соединения TiB₂ и ZrB₂ [23, 31].

Авторами установлено, что одним из важнейших требований при выборе компонентов флюсовой системы следует считать наличие экзотермической реакции с жидким металлом и возможность образования затвердевшей корки продуктов реакции на поверхности расплава, что предотвратило бы переход огнеупорной фазы обратно во флюс.

В приведенных работах исследуются, главным образом, технологии получения керамической фазы в расплаве алюминия и параметры структуры не анализируются. Из новейших зарубежных разработок в данной области следует отметить работы [24–26].

В работе [27] авторы особо подчеркивают, ссылаясь на предыдущие исследования, что введение порошка алюминия в исходную шихту приводит к образованию тепловой энергии в результате проходящей первоначально реакции между алюминием и титаном, что далее инициирует начало реакции между титаном и углеродом. В статье подробно описывается механизм образования частиц карбida титана, частицы титана «обволакиваются» расплавом алюминия с образованием в пограничных зонах фазы Al_3Ti формирование в расплаве насыщенных зон $\text{Ti}-\text{C}-\text{Al}$: 1-ый этап зарождения частиц TiC в расплаве расплывление частиц Al_3Ti при температуре 1340 °C, 2-ой этап образования частиц TiC на месте бывшей фазы Al_3Ti , где присутствует повышенная концентрация титана. Отмечается, что уменьшение размера частиц исходных порошков титана и алюминия повышает равномерность прохождения реакции. Размер конечной целевой фазы составляет около 2 мкм. При этом авторы подчеркивают, что в структуре наблюдается некоторое остаточное количество фазы алюминида титана, что негативно сказывается на эксплуатационных характеристиках сплава.

Модифицирующая способность частиц карбидов титана и кремния может существенно возрастать с уменьшением их размеров до наноразмерного уровня [27–31]. Принципиальным отличием модификации от армирования алюминиевых сплавов нанодисперсными частицами карбидов титана и кремния заключается в объемной (или массовой) доли вводимых частиц. В технологиях модификации в зависимости от размеров зародышеобразующих фаз вносимое количество традиционных модификаторов (лигатур) с металлической матрицей может изменяться в широких пределах (от 1,0 до 0,01%), Наиболее целесообразным является процесс модификации, когда зародышеобразующие фазы вносятся в модифицируемый расплав в составе богатых лигатур, Лигатуры с нанодисперсными карбидами Ti и Si , по сути, можно отнести к АМКС и, следовательно, их можно получать известными жидкофазными методами. По аналогии с термином «алюматричные композиционные сплавы» такие лигатуры можно классифицировать, как «алюмоматричные композиционные лигатуры» [29–31]. Механические свойства дисперсно-упрочненного алюминия представлены в табл. 8 [31]. Микроструктура дисперсно-упрочненного алюминия представлена на рис. 6

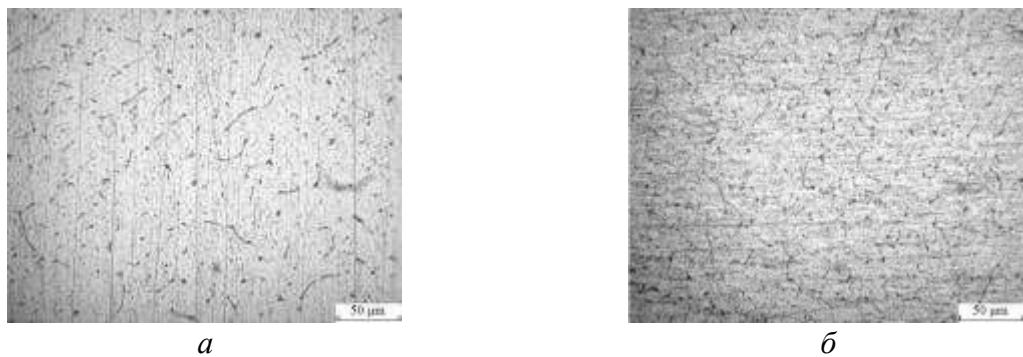


Рисунок 6 – Микроструктуры дисперсно-упрочненного алюминиевого сплава А6, упрочненного фазой $C_2Al_3B_{48}$ с содержанием: *а* – 0,15 %, *б* – 0,3 %

Таблица 8 – Механические свойства литых дисперсно–упрочненных алюминиевых сплавов

Система	Упр.ф., мас.%	σ_B , МПа	δ , %
Алюминий А6	–	69,0	39,6
Al–Ti–C (упрочняющая фаза TiC)	0,05	77,0	16,4
	0,30	83,0	15,6
Al–Zr–C (упрочняющая фаза ZrC)	0,05	73,4	31,2
	0,30	78,6	29,4
Al–B–C (упрочняющая фаза $C_2Al_3B_{48}$)	0,15	88,0	20,4
	0,30	90,0	20,0

Композиционные сплавы обладают высокими механическими свойствами даже без деформационного упрочнения, но высокая остаточная пластичность алюминиевых сплавов позволяет подвергать термодеформационной обработке для увеличения механических свойств.

1.7 Выводы по главе

1 Легирование сплавов как способ повышения механических свойств в значительной степени исчерпан. Технология приготовления сплавов этим способом имеет существенные недостатки, а именно: возможность выделения упрочняющей интерметаллидной фазы игольчатой морфологии; необходимость высокого перегрева расплава.

2 Термомеханическая обработка как способ повышения механических свойств недостаточно удовлетворяет требованиям машиностроения и сложна в технологическом исполнении. В случае ВТМО если закалка будет задержана, в деформированном материале произойдут рекристаллизационные процессы, снизится плотность дислокаций и резко уменьшится эффект деформационного упрочнения; НТМО имеет достаточно сложную технологическую схему, препятствующую ее повсеместному распространению, и применима только для легированных сплавов. Поэтому в последнее десятилетие возрос интерес к алюроматричным композиционным материалам.

3 Разработан современный подход к созданию конструкционных материалов с заданными свойствами – метод жидкофазного синтеза дисперсных высокомодульных наполнителей. Применяемые технологии позволяют получать упрочняющие фазы весьма крупных размеров за счет коагуляции более мелких частиц непосредственно в расплаве матрицы (метод *in-situ*)

4 В результате изучения и анализа литературных источников выяснилось, что метод жидкофазного синтеза упрочняющих фаз непосредственно в расплаве матрицы имеет серьезные перспективы, но требует дальнейшего проведения экспериментальных изучений и совершенствования. Необходимо продолжить исследования в области дальнейшего повышения механических свойств литых заготовок из дисперсно-упрочненных сплавов за счет их термодеформационной обработки, так как исходная пластичность этих сплавов остается достаточно высокой.

2 Методика проведения эксперимента

В качестве основного материала применялся АД31, состав которого представлен в табл 9 [32].

Таблица 9 – Состав сплава АД31 по ГОСТ 4784–97

Марка	Al	Si	Ti	Cu	Mg	Zn	Fe
АД31	97,25–99,3	0,3–0,7	0,15	0,1	0,4–0,9	0,2	0,5

Методика приготовления сплавов и лигатур. Для приготовления сплава и лигатур с упрочняющими частицами была использована печь сопротивления с графитовым тиглем. Температура измерялась при помощи термопары–вольфрам–ренивая. Перед началом эксперимента отрабатывались термо–временные параметры плавки с целью установления достаточной скорости плавления и поддержания температуры расплава в заданном диапазоне.

Технические характеристики печи сопротивления:

- рабочий объем тигля (1 литр) – 1000 см²;
- время нагрева пустого тигля до температуры 1300 °С – 40 мин;
- рабочая частота 44±4 кГц;
- мощность 5 кВт;
- охлаждение жидкостное, принудительное с температурой на входе не более 35 °С, расход порядка 10 л/мин при входном давлении 0,5–1,5 амт;
- напряжение питания 380/220 В, 50 Гц;
- уровень напряженности электромагнитного поля на рассеянии 0,5 м от индуктора и соединительных кабелей не превышает;
- по электрической составляющей 20 В/м;
- по магнитной составляющей 2 А/м;
- коэффициент полезного действия не менее 0,8.

Упрочнение деформированного алюминия. Сплав АД31 загружали в разогретую до 500 °С печь, расплавляли и нагревали под слоем криолита (Na_3AlF_6) до температуры 950–1000 °С. Затем вводили легирующий элемент (Ti, B, Zr). После полного растворения легирующего компонента и смешивания расплава графитовой мешалкой ввод осуществляли с помощью колокольчика алмазографитового наноразмерного порошка НП–АГ, завернутого в алюминиевую фольгу в количестве, необходимом для получения заданной концентрации армирующих керамических частиц. Снова тщательно перемешивают и дают выдержку для синтеза (процесс *in-situ*). После выдержки температуру расплава понижали до 750 °С и заливали в металлические формы. Из полученных образцов были изготовлены образцы для химического анализа, физико-механических испытаний и металлографических исследований.

Приготовление лигатур. Для получения армирующих лигатур предварительно готовили двойную лигатуру Al–5B восстановлением

легирующего металла алюминием из солей фтоританата, фторбората и фторцирконата калия соответственно. Приготовление армирующей лигатуры проводили в следующей последовательности. Алюминий плавили в тигельной печи сопротивления и при температуре 1000–1100 °С вводили в расплав двойную лигатуру, основанную на синтезе заданного количества армирующих частиц в расплаве. После полного растворения легирующего компонента и перемешивания расплава графитовой мешалкой ввод осуществляли с помощью колокольчика алмазно-графитового наноразмерного порошка НП–АГ, завернутого в алюминиевую фольгу. Расплав выдерживали в печи при периодическом перемешивании для синтеза армирующих керамических частиц $C_2Al_3B_{48}$, а после удаления шлака с поверхности расплава отливали образцы для химического анализа и металлографических исследований. Для оценки влияния скорости охлаждения на структуру армирующей лигатуры отливку проводили в стальную и в медную форму, а также в воду при получении гранулированной лигатуры. Структура лигатуры представлена на рисунке 7.

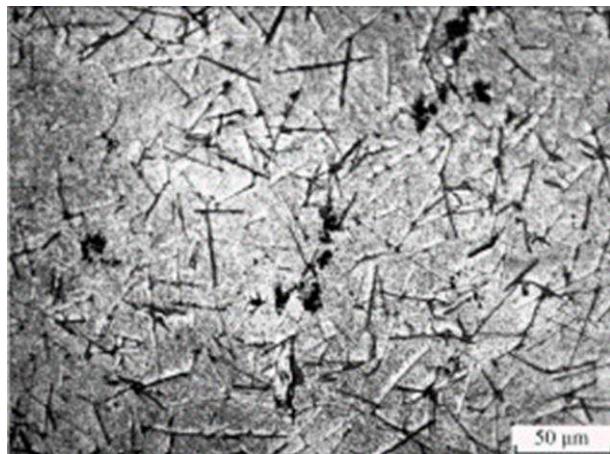


Рисунок 7 – Микроструктура образцов лигатурного сплава системы Al–B–C

Для получения дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов применяли армирующие лигатуры в виде прутков. Сплавы плавили в индукционной тигельной печи. В качестве шихты для сплавов применили деформируемого сплава системы Al–Mg–Si – возврат производства прессованных профилей из сплава АД31. После расплавления шихты расплав перегревали до 740–760 °С, вводили армирующую лигатуру системы Al–B–C в соответствии с заданным составом. Расплав выдерживали в течении 10 мин при температуре 750 °С, перемешивали и разливали в металлические формы. Литые образцы были обработаны на прокатном стане при 20 °С и 100 °С с обжатием 60 %. Принцип упрочнения сплавов дисперсными частицами, структура и свойства образцов после обработки представлены в следующем разделе.

3 Результаты работы

3.1 Механизм упрочнения сплавов дисперсными частицами

Исследование микроструктуры дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов с разным содержанием упрочняющих фаз показало, что частицы равномерно распределены по всему объему в матрице; размер армирующих частиц составляет менее 1–2 мкм.

Упрочнение частицами достигается в том случае, если они тормозят пластическую деформацию или разрушение материала. Пластическая деформация является результатом необратимых смещений атомов. В кристаллах пластическая деформация происходит путем движения дислокаций.

Движение дислокаций вызывает микро- и макропластическую деформацию образца. Конечным итогом движения дислокаций является сдвиг отдельных частей кристалла относительно других или сдвиг и поворот атомных рядов в отдельных участках образца под некоторым углом к направлению сдвига.

Деформация происходит по плоскостям и направлениям, на которых плотность атомов максимальна. Плоскость и направление, по которым происходит сдвиг, называются соответственно плоскостью и направлением скольжения. Плоскость скольжения и направление скольжения образуют систему скольжения. Чем больше в металле систем скольжения, тем выше его способность к пластической деформации.

При дисперсном упрочнении пластичных металлов частицы блокируют скольжение в матрице. Схема преодоления дислокациями частиц фазы-упрочнителя путем обхода представлена на рисунке 8 [10].

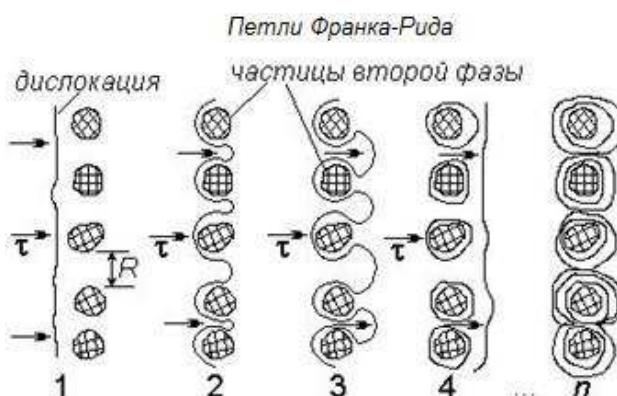


Рисунок 8 – Схема преодоления движущимися дислокациями частиц фазы-упрочнителя путем обхода

Огибая мелкие частицы, дислокации замыкаются вокруг них, при этом возникают дислокационные петли, или кольца. Прохождение множества дислокаций приводит к образованию колец. Если частицы второй фазы не окружные, а игольчатые, то дислокации «наматываются» на них, как нитки на

веретено. Такой способ преодоления дислокациями частиц второй фазы называется обходом.

Дислокационные кольца окружены полями напряжений, и с увеличением их числа существенно уменьшается свободное расстояние между частицами и повышается сопротивление проталкиванию новых скользящих дислокаций. Для прохождения каждой следующей дислокации требуется все большее напряжение. В этом заключается основной механизм деформационного упрочнения композиций с дисперсными частицами фазы–упрочнителя.

Частицы фазы–упрочнителя окружены полями внутренних напряжений в матрице. Когда скользящая дислокация подходит достаточно близко к этим полям, она изгибается.

Дислокации могут также преодолевать частицы фазы–упрочнителя путем перерезания последних. Плоскости скольжения в матрице и частице обычно не совпадают, и поэтому перемещение дислокации через частицу вызывает в ней сильное искажение кристаллической структуры. При перерезании частиц возникают также ступеньки сдвига, и накапливается дополнительная поверхностная энергия. Поэтому перерезание частиц дислокациями требует затраты большой энергии, что обуславливает значительное дополнительное упрочнение материала [10].

«Выбор» дислокациями способа преодоления частиц–упрочнителей зависит от ряда факторов. Преодоление путем обхода при прочих одинаковых условиях реализуется легче, как менее энергоемкий способ, однако если расстояние между частицами настолько мало, что дислокации не могут пройти между ними при достигаемых критических напряжениях сдвига, то частицы преодолеваются путем перерезания. Таким образом, в так называемых дисперсно-упрочненных композиционных материалах реализуется механизм деформационного упрочнения, когда в матрице равномерно распределены частицы фазы–упрочнителя размером не более 0,1 мкм, составляющие от 1 до 15 % объема материала.

Рост размера частиц на порядок (до 1 мкм) и их объемной доли вдвое (до 25 % и более) приводит к замене описанного процесса упрочнения на другой, при котором матрица дает уже меньший вклад в общую прочность композиционного материала. Укрупненные частицы, распределенные в объеме матрицы, создают эффект механического стеснения, ограничивающий деформацию матрицы и приводящий к ее большей прочности в сравнении с прочностью матрицы, свободной от включений. Величина такого стеснения подчиняется более сложной и неопределенной зависимости, чем та, которая вытекает из чисто геометрического рассмотрения ситуации. [10].

Применение термодеформационной обработки для КМ необходимо для повышения временного сопротивления; возможность такой обработки обусловлена высокой пластичностью матрицы КМ после литья. Однако существуют определенные пределы деформации, оптимальные степени обжатия от 20 % до 60 %. Омд ниже 20 % не даст значительного упрочнения,

выше 60 % происходит разрушения КМ. В случае разрушения поведение упрочненных частицами композиций можно подразделить на два вида в зависимости от того, претерпевают или не претерпевают сами частицы пластическую деформацию перед разрушением.

В первом случае композиционный материал подчиняется основным закономерностям континуальной теории пластичности неоднородных сред. Во втором случае, когда частицы не претерпевают пластическую деформацию, матрица под действием приложенной к образцу материала системы внешних сил пластически деформируется между поверхностями частиц как между жесткими стенками, т. е. по схеме всестороннего сжатия. При этом, следовательно, в матрице возникает поле гидростатических напряжений, но более высокого уровня, чем на упругой стадии деформации. С ростом внешних сил гидростатические напряжения (сферическая часть тензора напряжений) также возрастают. Когда гидростатическая составляющая полного напряжения превысит предел текучести нестесненной матрицы в 3–3,5 раза, наступает разрушение материала путем развития трещин в матрице, если уровень скальывающего напряжения ниже временного сопротивления частицы, либо путем разрушения частиц.

При воздействии трехосного поля напряжений предел текучести частиц понижается по сравнению с пределом текучести при отсутствии стеснения на величину, пропорциональную стеснению. Следовательно, величина предела текучести частиц при сложном напряженном состоянии зависит от сферической части тензора напряжений, т. е. от гидростатического давления, испытываемого композиционным материалом при деформировании [10].

Результаты экспериментального исследования рассмотрены в следующем разделе.

3.2 Результаты экспериментального исследования

Сплавы на основе алюминия, армированные частицами $C_2Al_3B_{48}$, сохраняют достаточно высокую пластичность и могут быть использованы в качестве деформируемых термически неупрочненных сплавов для обработки давлением. Поэтому в следующем разделе оценили возможность использования армирующих лигатур для упрочнения сплавов системы Al–Mg–Si, для сплавов АД31 в различных состояниях поставки: после закалки и естественного старения; после закалки и искусственного старения. В таблице 10 приведены результаты исследований механических свойств термически необработанных сплавов системы Al–Mg–Si, упрочненных армирующими частицами, в литом и деформированном состояниях в сравнении со свойствами промышленных сплавов после термической обработки. Микроструктура дисперсно-упрочненного сплава АД31 представлена на рисунке 9.

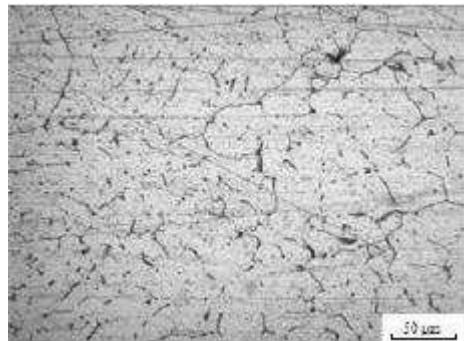


Рисунок 9 – Микроструктура дисперсно-упрочненного АД31 с применением армирующей лигатуры и последующей термодеформационной обработкой

Таблица 10 – Механические свойства сплава АД31 после термической обработки и дисперсного упрочнения частицами $C_2Al_3B_{48}$

№	Состояние поставки полуфабрикатов и количество упрочняющих фаз, мас. %	σ_B , МПа	δ , %
1	АД31 (Закалка и естественное старение)	167	20
2	АД 31 (Закалка и искусственное старение)	230–235	10
3	АД31 + 0,15 $C_2Al_3B_{48}$ (литое состояние)	106,3	12
4	АД31 + 0,15 $C_2Al_3B_{48}$ (суммарная деформация 60 %)	218,6	9,5
5	АД31 + 0,3 $C_2Al_3B_{48}$ (литое состояние)	110,4	10
6	АД31 + 0,3 $C_2Al_3B_{48}$ (суммарная деформация 60 %)	257,8	9,0

Из таблицы 10 следует, что сплавы АД31 после деформационной обработки и искусственного старения имеют прочность на уровне 230 МПа. Упрочняющая фаза $C_2Al_3B_{48}$, присутствующая в сплаве в виде тонкодисперсных частиц, способствуют измельчению структуры и повышают температуру рекристаллизации. Применение армирующих лигатур для

упрочнения сплавов системы Al–Mg–Si позволяет повысить их прочность до 257,8 МПа, т.е. на 16 %, при этом исключается из технологического процесса термообработка сплавов. Прочность АЛ9 после термомеханической обработки (деформация со степенью 30 %, старение: 170 °С –2 ч) выше на 27 Мпа по сравнению с КМ АД31 + 0,3C₂Al₃B₄₈, но небольшое относительное удлинение (2,5 %). Другие варианты ВТМО и НТМО, несмотря на высокие показатели временного сопротивления по сравнению с КМ, имеют невысокую пластичность. Применение литых термомеханических обработанных материалов из-за низких показателей пластичности невозможно для силовых конструкций.

Деформируемый сплав на основе алюминия марки 1013 в отожжённым состоянии при комнатной температуре обладает относительным удлинением 28 % и прочностью 60 Мпа, в нагартованном – 130 Мпа и 5 %, в горячекатаном – 70 Мпа и 15 %. Механические свойства после непрерывного литья с совмещённой операцией омд расплава: временное сопротивление 87 МПа, предел текучести 41 МПа, относительное удлинение 32 %, относительное сужение 59 %. Дополнительной термообработке сплав не подвергался; низкие показатели временного сопротивления по сравнению с КМ также не позволяют использовать данный сплав в качестве элементов конструкций.

Деформируемый сплав марки 1421 подвергали термомеханической термообработке при температуре 450 °С подвергали омд с степенями обжатия 15 % и 30 % с последующей закалкой и старением при температуре 150 °С; совокупные показатели механических свойств по сравнению с КМ не позволяют применять сплав в конструкции.

Анализ механических свойств литых и деформируемых алюминиевых сплавов с КМ показывает, что у КМ даже после деформационной обработки сохраняется пластичность, при этом имея высокие показатели прочности; с учетом неприменения последующей термической обработки на изготовление тратится меньше времени. Изменяя состав армирующих лигатур и технологию их изготовления, можно создавать композиционные сплавы с прочностью 300 МПа и выше без применения термической обработки, что позволит использовать их для силовых, несущих конструкций.

Заключение

В ходе работы были проанализированы и изучены ранее проведенные на кафедре экспериментальные исследования процесса смачивания расплавом алюминия частиц карбидов и боридов, образовавшихся в реакциях *in-situ*, в которых научно обоснована и экспериментально подтверждена устойчивость дисперсных систем и возможность равномерного распределения упрочняющих фаз в литой матрице.

В процессе исследования микроструктуры и фазового состава армирующих лигатур выявлены следующие фазы: алюминиевый твердый раствор ($\text{Al}\alpha$), микроразмерные частицы $\text{C}_2\text{Al}_3\text{B}_{48}$, равномерно распределенные в металлической матрице, AlB_2 игольчатой или пластинчатой морфологии.

Применение армирующих лигатур для сплавов системы $\text{Al}-\text{Mg}-\text{Si}$ приводит к повышению их прочности при сохранении достаточной пластичности. При применении армирующей лигатуры системы $\text{Al}-\text{B}-\text{C}$ был достигнут наибольший эффект.

Дисперсно-упрочненные алюминиевые сплавы, изготовленные с применением метода *in-situ* и последующей термодеформационной обработкой, способны конкурировать с изделиями других материалов благодаря: небольшой массе, значительным сокращением времени производства, высокими физико-механическими и эксплуатационными характеристиками. Подобные свойства позволяют использовать материал в качестве обшивки летательных аппаратов и проводов на линиях электропередач (для увеличения расстояния между опорами ЛЭП, и как следствие, уменьшение расхода материала)

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Древний мир металла – Литье металла. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.drevniyimir.ru/litie.html>
- 2 ООО УК "Воткинский завод термического оборудования". Фасонное литье [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://vzto.ru/tehnology/fasonnoe-litjo.html>
- 3 Михайлов А. М., Бауман Б.В., Благов Б.Н. Литейное производство. Учебник для металлургических специальностей вузов. – 2-е изд., перераб. и доп. Москва: «Машиностроение», 1987 год. Электронная библиотека [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.bibliotekar.ru/5-liteynoe-proizvodstvo/index.htm>
- 4 Ю.Д. Корягин, Н.А. Шабурова «Структура и свойства литейного сплава АЛ9, подвергнутого термомеханическому упрочнению», журнал Вестник ЮУрГУ. – 2007. – №13. – С. 32–35
- 5 Словари и энциклопедии на Академике – Прокатка металлов. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://dic.academic.ru/dic.nsf/enc_tech/962/%D0%BF%D1%80%D0%BE%D0%BA%D0%B0%D1%82%D0%BA%D0%B0
- 6 Технология конструкционных материалов: Учебник для студентов машиностроительных специальностей вузов / А.М. Дальский, Т.М. Барсукова, Л.Н. Бухаркин и др.; Под ред. А.М. Дальского. – 5-е изд., исправленное. – М.: Машиностроение, 2004. – С. 69–75.
- 7 Центральный металлический портал РФ – Алюминий АД31. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://metallicheckiportal.ru/marki_metallov/alu/AD31
- 8 А.М. Сергеева, Н.С. Ловизин, А.А. Соснин, Ю. Н. Мансуров «Влияние непрерывного литья на структуру и свойства заготовок из сплава 1013 (Ад)», журнал Цветные металлы, 2018 год, №5. С.64–68
- 9 Ю.Д. Корягин, В.И. Крайнов. Структура и свойства алюминиевого сплава 1421, подвергнутого пластической деформации и термообработке. Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». 2017. Т. 17, № 3. С. 64–72
- 10 Г.С.Казакевич «Металлические композиционные материалы»: учебное пособие, / Г.С.Казакевич—ЛПИ, 1989 год. С.4,14–18
- 11 Т.А. Чернышова, Ю.А. Курганова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова «Литые дисперсно-упрочненные алюмоматричные композиционные материалы», – Ульяновск, УлГТУ, 2012 год. С.58–64
- 12 Пат. 2159823 Российская Федерация Металлические композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов, армированных керамическими частицами TiB₂/ Дж. Анимеш, Кэннон Стюарт Мартин, Дометакис Крис, Трот Элизабет (Англия). – № 97117983/02; заявл. 23.03.1996; опубл. 27.11.2000, С. 31 [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://findpatent.ru/patent/215/2159823.html>

- 13 Kochergincky, D.M., Reddy R.G. In situ processing of Al/SiC composite. Proc. Symp. "In situ reactions for synthesis of composite ceramic, and intermetallic". Nevada: Las Vegas, 1995. P. 159–167
- 14 Петрунин, А.В. О влиянии модифицирования наноразмерными тугоплавкими частицами на структуру и свойства алюмоматричных композитов / А.В. Петрунин, А.В. Панфилов, А.А. Панфилов // Литейное производство. – 2009. – № 10. – 17–20 с.
- 15 Чернышова, Т.А. Композиционные материалы с матрицей из алюминиевых сплавов, упрочненных частицами, для пар трения скольжения / Т.А. Чернышова, Ю.А. Курганова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова, И.Е. Калашников, И.В. Катин, А.В. Панфилов, А.А. Панфилов // Конструкции из композиционных материалов. – 2007, – № 3, – 38–48 с.
- 16 Прусов, Е.С. Разработка и внедрения комплексно–армированных алюмоматричных композиционных сплавов системы [Al]–TiO₂–B(C)–Ti–SiC: автореф. дисс. к–та техн. наук, /Прусов Евгений Сергеевич. – Владимир, – 2012.
- 17 Прусов, Е.С. Термодинамический анализ и модель взаимодействия компонентов при синтезе композиционных материалов на основе систем Al–TiO₂–B–SiC и Al–TiO₂–C–SiC / Е.С. Прусов, А.В. Панфилов, А.А. Панфилов // Литейщик России. – № 9. –2009. – 30–33 с.
- 18 Jiang, W.H. Synthesis of TiC/Al composites in liquid aluminium Text/ W.H. Jiang, G.H. Song, X.L. Han, C.L. He, H.C. Ru // Materials Letters, 1997. – Vol.32 – P.63–65.
- 19 Yang, Bin. Effect of Ti/C additions on the formation of Al₃Ti of in situ TiC/Al composites Text / Bin Yang, Guoxiang Chen, Jishan Zhang // Materials & Design, 2001. – Vol.22. – P.645–650.
- 20 Premkumar, M.K. Al-TiC particulate composite produced by a liquid state in situ process Text / M.K. Premkumar, M.G. Chu // Materials Science and Engineering, 1995. Vol.202A. – P.172–178.
- 21 Sahoo, P. Microstructure-property relationships of in situ reacted TiC / Al–Cu metal matrix composites Text / P. Sahoo, M.J. Koczak // Materials Science and Engineering, 1991. – Vol.F131. – P. 69–76.
- 22 M.T. Agne Reactions Between Ti₂AlC, B₄C, and Al and Phase Equilibria at 1000 °C in the Al–Ti–B–C Quaternary System, M. T. Agne, B. Anasori and M. W. Barsoum, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 2015.
- 23 V. Raghavan, Al–C–Ti (Aluminium-Carbon-Titanium), J. Phase Equilibr. Diffus., 2006, 27, p 148–149.
- 24 Михаленко, К.В. Получение дисперсно-упрочненных и композиционных материалов на основе алюминия / К.В. Михаленко, Д.Ф. Чернега, В.Г. Могилатенко // Процессы Литья. – №2, – 1996.
- 25 Zhang, S.L. Fabrication and dry sliding wear behavior of in situ AlK₂ZrF₆–KBF₄ composites reinforced by Al₃Zr and ZrB₂ particles / S.L. Zhang, Y.T. Zhao, G. Chen, X.N. Cheng, Z.Y. Huo. // Journal of Alloys and Compounds. – 2008. – Vol. 450, N. 2. – P. 185–192.

- 26 Song, M.S. Study of formation behaviour of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al-Ti-C elemental powders Text / M.S. Song, B. Huang, M.X. Zhang, J.G. Li // Int. J. Refractory Met. Hard. Mater., 2009. – vol.27. – P.584–589.
- 27 Guoqing, Xiao. Microstructural evolution during the combustion synthesis of Al-TiC cermet with larger metallic particles Text/ Xiao Guoqing, Fan Quncheng, Gu Meizhuan, Jin Zhihao // Materials Science and Engineering, – 2006. – Vol. 425. – P. 318–325.
- 28 Ding, Hai-min. Influence of Si on stability of TiC in Al melts Text / Hai-min Ding, Xiang-fa Liu // Trans. Nonterrrous Met. China, 2011. – № 21. – P. 1465–1472.
- 29 Никитин, К.В. Теоретические и практические предпосылки развития технологий наномодифицирования сплавов на основе алюминия / К.В. Никитин // Наследственность в литьевых процессах: Труды VII междунар. науч. техн. симпозиума. Самара: СамГТУ, 2008. – 286–289 с.
- 30 Луц, А.Р., Галочкина И.А. Алюминиевые композиционные сплавы – сплавы будущего: Учебное пособие / А.Р. Луц, И.А. Галочкина. – Самара: Самар. гос. техн. ун–т, 2013. – 82 с.
- 31 Терентьев Н.А. Исследование и разработка литьевых технологий при получении дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов: дисс. к–та техн. наук, / Терентьев Никита Анатольевич. – Красноярск, – 2017, 114 с.
- 32 ГОСТ 4784–97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. Введ. 01.07.2000. – Москва: Стандартинформ,2009. – 14 с.

Министерство образования и науки РФ
Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
Политехнический институт
Кафедра Материаловедения и обработки материалов

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
Темных В.И.
« » 2020 г.

БАКАЛАВРСКАЯ РАБОТА

Влияние термодеформационной обработки на структуру и свойства
дисперсно-упрочненного алюминия

Наименование ВКР

22.03.01 Материаловедение и технология обработки материалов

код и наименование направления

Руководитель Бабкин В.Г.
подпись, дата 03.07.2020 д.т.н., профессор
должность, ученая степень

Бабкин В.Г.
инициалы, фамилия

Выпускник Попов А.С.
подпись, дата 03.07.2020

Попов А.С.
инициалы, фамилия

Нормконтролёр Свечникова Л.А.
подпись, дата 03.07.2020

Свечникова Л.А.
инициалы, фамилия

Красноярск 2020