



МИНИСТЕРСТВО ПРОМЫШЛЕННОСТИ И ТОРГОВЛИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЦЕНТР ОБОРОННОГО КОМПЛЕКСА «КОМПАС»

АНАЛИТИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ

**СОВРЕМЕННЫЕ ЗАРУБЕЖНЫЕ
ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА
ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ, СПЛАВОВ И
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
ДЛЯ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ
ПРОМЫШЛЕННОСТИ**



МОСКВА

СОДЕРЖАНИЕ

Обозначения и сокращения	3
Введение	4
1 Традиционные способы производства легких металлов и сплавов.....	6
2 Современные технологии изготовления легких металлов и сплавов.....	15
2.1 Механическое легирование легких металлов и сплавов.....	16
2.2 Интенсивная пластическая деформация	33
2.2.1 Циклическая экструзия через фильеру	35
2.2.2 Всесторонняя изотермическая ковка	41
2.2.3 Многократная прокатка	47
2.2.4 Многократное гофрирование-распрямление.....	52
2.2.5 Равноканальное угловое прессование	56
2.2.6 Деформация кручением под высоким давлением.....	62
2.3 Литье с перемешиванием	72
2.3.1 Механическое перемешивание	74
2.3.2 Электромагнитное перемешивание.....	76
2.3.3 Ультразвуковое воздействие	79
2.3.4 Вибрационное перемешивание	85
Заключение.....	87

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

ГЗЛА	гиперзвуковой летательный аппарат
ГПВРД	гиперзвуковой прямоточный воздушно-реактивный двигатель
ГПУ	гексагональная плотноупакованная кристаллическая решетка
ГТД	газотурбинный двигатель
ГЦК	гранецентрированная кубическая кристаллическая решетка
ИПД	интенсивная пластическая деформация
КМ	композиционный материал
КСУ	комбинированная силовая установка
ЛА	летательный аппарат
МКМ	композиционный материал с металлической матрицей
МКЭ	метод конечных элементов
ПАВ	поверхностно-активное вещество
ПЭМ	просвечивающая электронная микроскопия (метод)
РД	ракетный двигатель
РКУ	равноканальное угловое прессование
СУ	силовая установка
СЭМ	сканирующая электронная микроскопия (метод)
ARB	Accumulative Roll Bonding Process (многократная прокатка)
CEC	Cyclic Extrusion and Compression (циклическая экструзия через фильеру)
EDS	Energy-Dispersive Spectroscopy (метод энергодисперсионной спектроскопии)
HPT	High-pressure Torsion (кручение под одноосным сжатием)
MDF	Multi-Directional Forging (всесторонняя изотермическая ковка)
MWCNT	Multiwalled carbon nanotubes (многостенные углеродные нанотрубки)
PCA	Process Control Agent (контролирующий агент)
PVA	Polyvinyl alcohol (поливиниловый спирт)
RBCC	Rocket-Based Combined Cycle (комбинированная силовая установка на основе ракетного двигателя)
RCS	Repetitive Corrugation and Straightening (многократное гофрирование-распрямление)
TBCC	Turbine-Based Combined Cycle (комбинированная силовая установка на основе газотурбинного двигателя)
XRD	X-Ray Diffraction (метод рентгеновской дифракции)

ВВЕДЕНИЕ

В настоящем обзоре рассмотрены современные зарубежные технологии производства легких металлов, сплавов и композиционных материалов на их основе, которые в настоящее время используются и планируются к применению в ближайшие 5 – 10 лет практически во всех типах летательных аппаратов (ЛА) гражданского и военного назначения, включая и гиперзвуковые летательные аппараты (ГЗЛА) различного функционального класса. Документ подготовлен на основе сборника трудов *Unconventional Techniques for the Production of Light Alloys and Composites* издательства Springer Nature Switzerland AG, 2020.

Стремление к совершенствованию образцов авиационной и аэрокосмической техники, обусловленное возросшим многообразием задач, которые она должна выполнять, требует от разработчиков использования в конструкциях ЛА и их силовых установок (СУ) перспективных легких материалов, обладающих повышенными физико-механическими свойствами. В отношении СУ в первую очередь это касается работ по созданию комбинированных силовых установок (КСУ), предназначенных для оснащения многофункциональных ГЗЛА, которые имеют в своем составе отдельно взятые компоненты в виде газотурбинного (ГТД) или ракетного (РД) двигателей и гиперзвукового прямоточного воздушно-реактивного двигателя (ГПВРД) – соответственно комбинированная силовая установка

на основе газотурбинного двигателя ($ТВСС = ГТД + ГПВРД$) и комбинированная силовая установка на основе ракетного двигателя ($РВСС = РД + ГПВРД$).

При разработке новых легких металлических сплавов на основе алюминия (в том числе системы алюминий-литий), магния и титана для образцов современной авиационной техники исследователи сталкиваются с вопросами увеличения количества компонентов и сложности химического состава сплава, способов его обработки и получения требуемой микроструктуры. Как известно, достижение необходимой микроструктуры сплава возможно посредством уменьшения размера кристаллитов, армирования частицами или волокнами объема основно-

го металла, дисперсионного твердения расплава, проведения различной термической обработки и др.

Общеизвестно, что свойства создаваемых материалов зависят не только от их состава, но и от микроструктуры, тип которой определяется способами и параметрами обработки сплава. Традиционные способы производства легких металлов и сплавов на сегодняшний день уже не способны отвечать возрастающим требованиям к микроструктуре сплавов. В связи с этим в данном направлении ведутся непрерывные научные исследования, ориентированные на поиск более оптимальных, производительных и экономичных технологий производства.

В представленном обзоре будут рассмотрены некоторые из современных методов производства легких металлов и сплавов, которые способствуют созданию однородной мелкозернистой микроструктуры, обеспечивающей существенный прирост физико-механических свойств конечного материала. По мнению специалистов, наиболее перспективными технологиями производства легких металлов, сплавов и композиционных материалов на их основе в настоящее время являются механическое легирование, методы интенсивной пластической деформации и литье с перемешиванием. С помощью данных методов удается достичь однородной мелкозернистой (вплоть до наноразмерной) микроструктуры конечных сплавов, что в разы повышает эксплуатационные характеристики изделий, предназначенных для авиационной техники.

1 ТРАДИЦИОННЫЕ СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Эффективность использования изделий из легких металлов, сплавов и композиционных материалов на их основе во многом зависит от возможности их применения в конкретных областях техники. Например, листовые материалы из деформируемых сплавов чаще всего используются для создания простых двух- и трехмерных форм, таких как различные кожухи, колпаки, панели и обшивки крыльев летательных аппаратов. Из отливок создаются более сложные трехмерные формы, которые можно армировать разными видами упрочняющих материалов в процессе литья. В каждом конкретном случае специалистами осуществляется поиск наиболее оптимального, эффективного и рентабельного решения по использованию того или иного материала, основываясь на анализе методов его производства, их стоимости и эффективности.

Из легких металлов наибольшее применение в авиационной и аэрокосмической отраслях промышленности получил алюминий (Al), поскольку он имеет оптимальное сочетание физико-механических свойств, таких как низкая плотность ($\rho = 2,7 \text{ г/см}^3$), хорошие механические характеристики и высокая коррозионная стойкость. Алюминий обладает относительно низкой температурой плавления ($T_{\text{пл}} = 660 \text{ }^\circ\text{C}$), что позволяет применять к нему широкий спектр производственных процессов, как литевых, так и деформируемых. В настоящее время алюминий часто используется для различных промышленных компонентов в деформируемых формах – листы, пластины, прутки, проволока и др., получаемые методами прессования, прокатки, экструзии, штамповки, волочения,ковки, а также в форме отливок, изготавливаемых различными литевыми методами.

Процесс легирования алюминия и его сплавов является важной частью металлургического процесса, поскольку при этом происходит армирование материала посредством упрочнения твердого раствора и дисперсионного твердения. Кроме того, с целью улучшения физико-механических свойств изделий из алюминиевых сплавов может проводиться термическая обработка на любой стадии технологического процесса производства, в том числе после механической обработки давлением.

В лабораторных условиях исследователями проводится экспериментальное изучение процессов производства легких сплавов, структуры и свойств отливок, полученных разными литейными способами, их кристаллизация при различных скоростях охлаждения и последующая термическая обработка (рисунок 1).

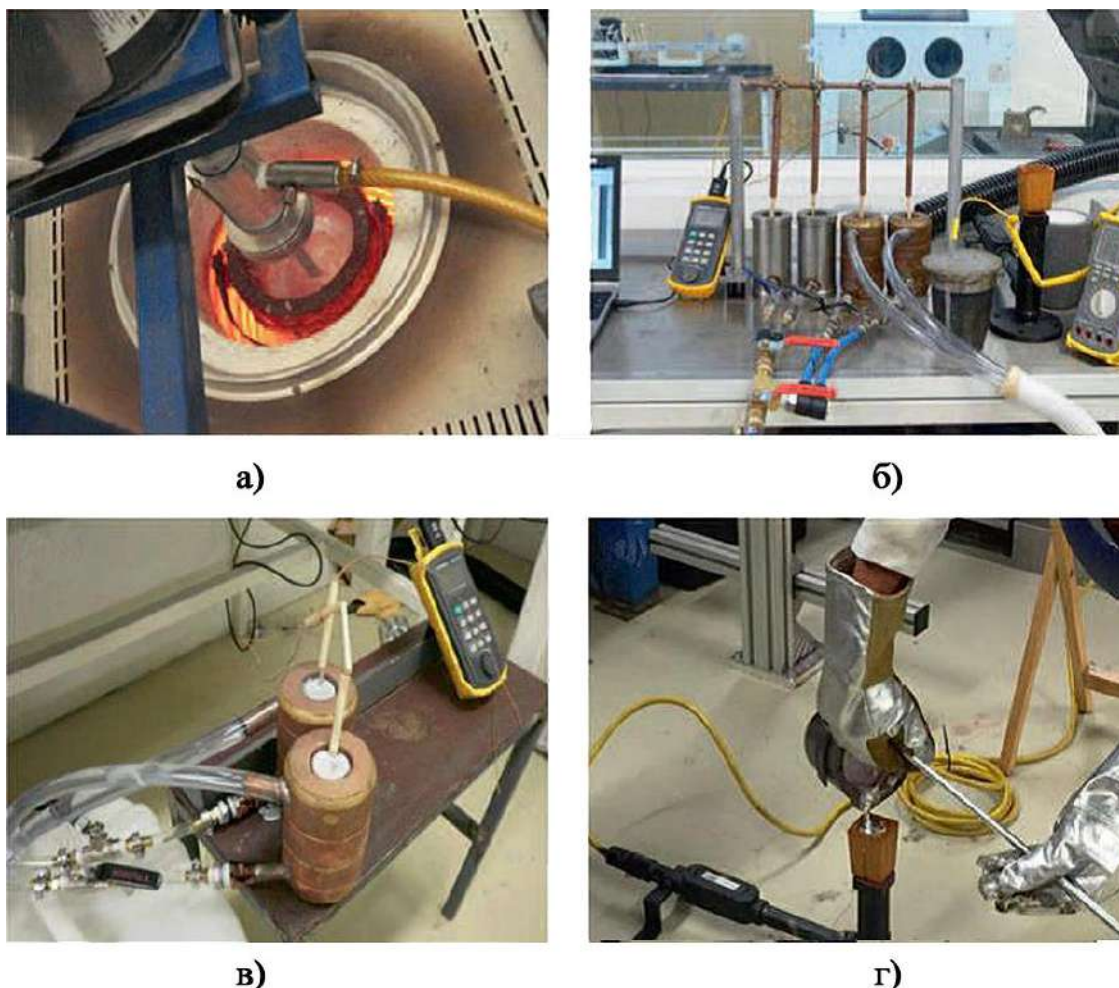


Рисунок 1. Лабораторные исследования процессов производства легких сплавов: плавление в высокотемпературной печи, снабженной системой перемешивания (а); экспериментальная установка по проведению кристаллизации сплавов при различных скоростях охлаждения (б); литье в медную (в) и песчаную (г) формы

На рисунке 2 показаны образцы из легких сплавов, полученные в экспериментальной установке по проведению кристаллизации с различными скоростями охлаждения, которые предназначены для проведения различных металловедческих исследований, в частности для определения степени пористости, металлографического анализа и механических испытаний.

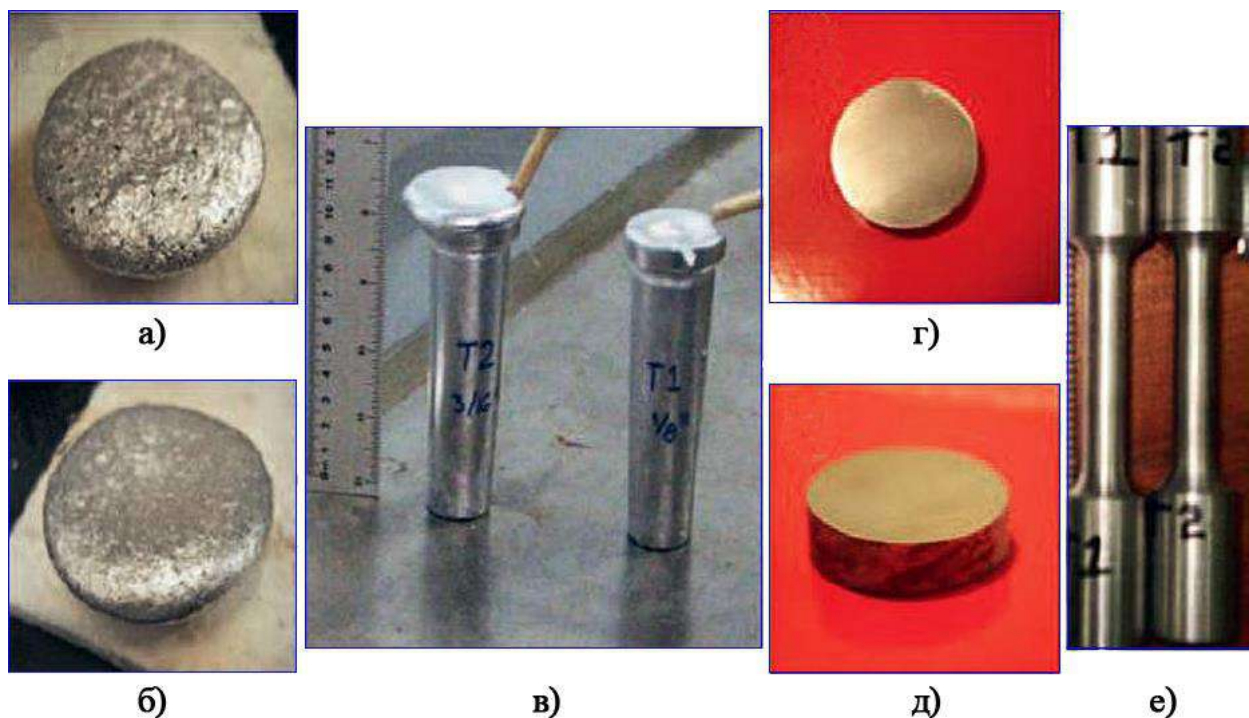


Рисунок 2. Испытательные образцы из легких сплавов:
для определения степени пористости (а, б); литые алюминиевые заготовки,
извлеченные из металлических форм (в); для проведения металлографического анализа
(г, д); для проведения механических испытаний (е)

Как указывалось, выше алюминий и его сплавы используются как в деформируемых формах, так и в литевых, причем морфология микроструктуры формируется во время процесса кристаллизации и напрямую зависит от химического содержания сплава и технологии процесса литья. Производство литевых алюминиевых сплавов основывается на процессах непрерывного и полунепрерывного литья со средними и высокими скоростями охлаждения, при которых заготовки подвергаются повышенным температурным градиентам. Литые алюминиевые заготовки производятся различными литейными способами, наиболее распространенными из которых являются литье в песчаную форму (так называемое «литье в землю»), литье с расходуемой пенополистирольной моделью (lost foam casting), при котором заливаемый металл выжигает пенопластовую модель и заполняет освобождающийся объем, литье по выплавляемой модели и литье под давлением. Во время использования литейных методов также допускается применение полупостоянной или постоянной фасонной штамповки и охлаждающей системы. Таким образом, при использовании того или иного метода литья достигается большая вариативность скоростей охлаждения и температурных градиентов, что позволяет получить требуемую микроструктуру сплава. На конечный

выбор технологического процесса литья оказывают влияние и другие факторы, а именно: применение последующих механической и термической обработки, расходные материалы, трудовые затраты и завершающие этапы производства (шлифовка, полировка и др.). Все эти факторы в совокупности составляют полную себестоимость единицы готовой продукции алюминиевой отливки. Кроме того, в полную себестоимость производства изделия включен спрогнозированный процент брака.

Подавляющее большинство промышленных алюминиевых и магниевых сплавов являются главным образом эвтектическими. Их кристаллизация начинается с образования зародышей в жидком состоянии, затем следует рост кристаллических дендритов, который заканчивается эвтектическими реакциями. На рисунке 3 показаны примеры эмпирических кривых охлаждения, которые получены опытным путем при кристаллизации зарубежного алюминиевого сплава AA319 (Al-6Si-4Cu-1Fe-1Zn-0,5Mn) в песчаной и металлических формах с водяным охлаждением. Из рисунка 3 видно, что процесс кристаллизации алюминиевого сплава ускоряется при использовании металлических форм с водяным охлаждением по сравнению с типичной песчаной формой без водяного охлаждения. Как известно, малое время охлаждения сплава обеспечивает формирование более совершенной микроструктуры.

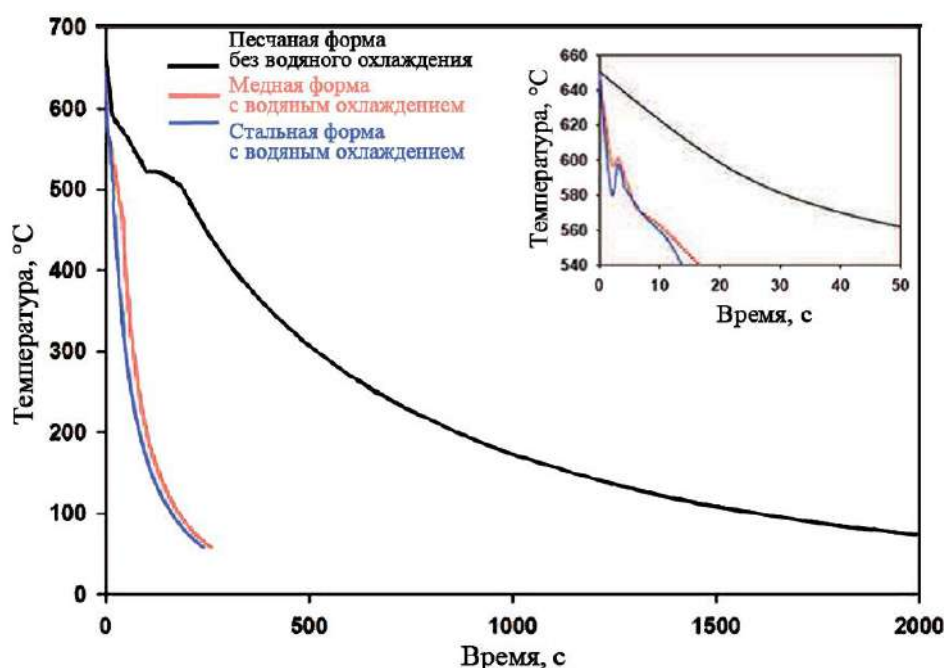


Рисунок 3. Эмпирические кривые охлаждения, полученные для алюминиевого сплава AA319 в различных литейных формах

Рост дендритов микроструктуры в алюминиевых сплавах происходит с разрастанием прямоугольных ответвлений, что напрямую зависит от химического состава сплава и скорости его охлаждения. В качестве примера на рисунке 4 представлены микроструктуры образцов из вышеуказанного алюминиевого сплава АА319, которые изготовлены при различных условиях. Из рисунков 4 (в, г) следует, что проведенная термообработка привела к изменению размера алюминиевых дендритов, которые имели почти неразвитые ответвления. Более выгодным вариантом с точки зрения получающейся микроструктуры алюминиевого сплава было проведение термообработки старением (рисунки 4 (д, е), при которой выросшие дендриты имели совершенную форму, типичную для деформируемых алюминиевых сплавов. В микроструктуре содержатся только небольшие вкрапления легирующих элементов, которые имеют строгую границу раздела с быстро продвигающимся ростом дендритных ответвлений. Морфология и распределение фаз в алюминиевой матрице в зависимости от проведенной термообработки изменяются. Например, фаза кремния (на рисунке 4 изображена темно-серым цветом) возникает по эвтектической реакции и формируется в игольчатом фрагментированном виде.

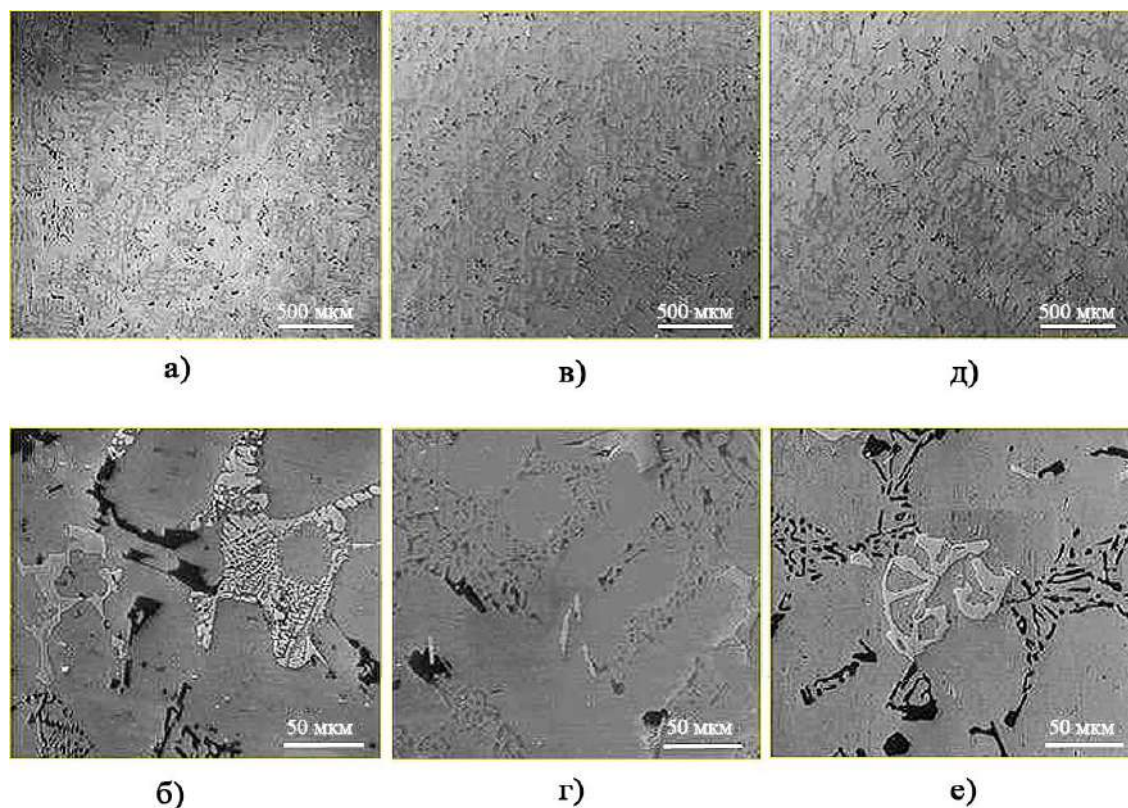


Рисунок 4. Микроструктура литого алюминиевого сплава АА319 при различных условиях: после отливки (а, б); после термообработки (в, г); после старения (д, е)

На практике в промышленном масштабе изделия из алюминия обладают совершенной мелкозернистой микроструктурой, которая достигается путем добавления малого количества легирующих элементов, таких как титан (Ti), никель (Ni) и бор (B). В качестве примера можно указать вышеупомянутый алюминиевый сплав AA319 с легирующими добавками титана и никеля в количестве ~ 1 масс. %, благодаря которым после термообработки старением формируется мелкая равноосная микроструктура (рисунок 5).

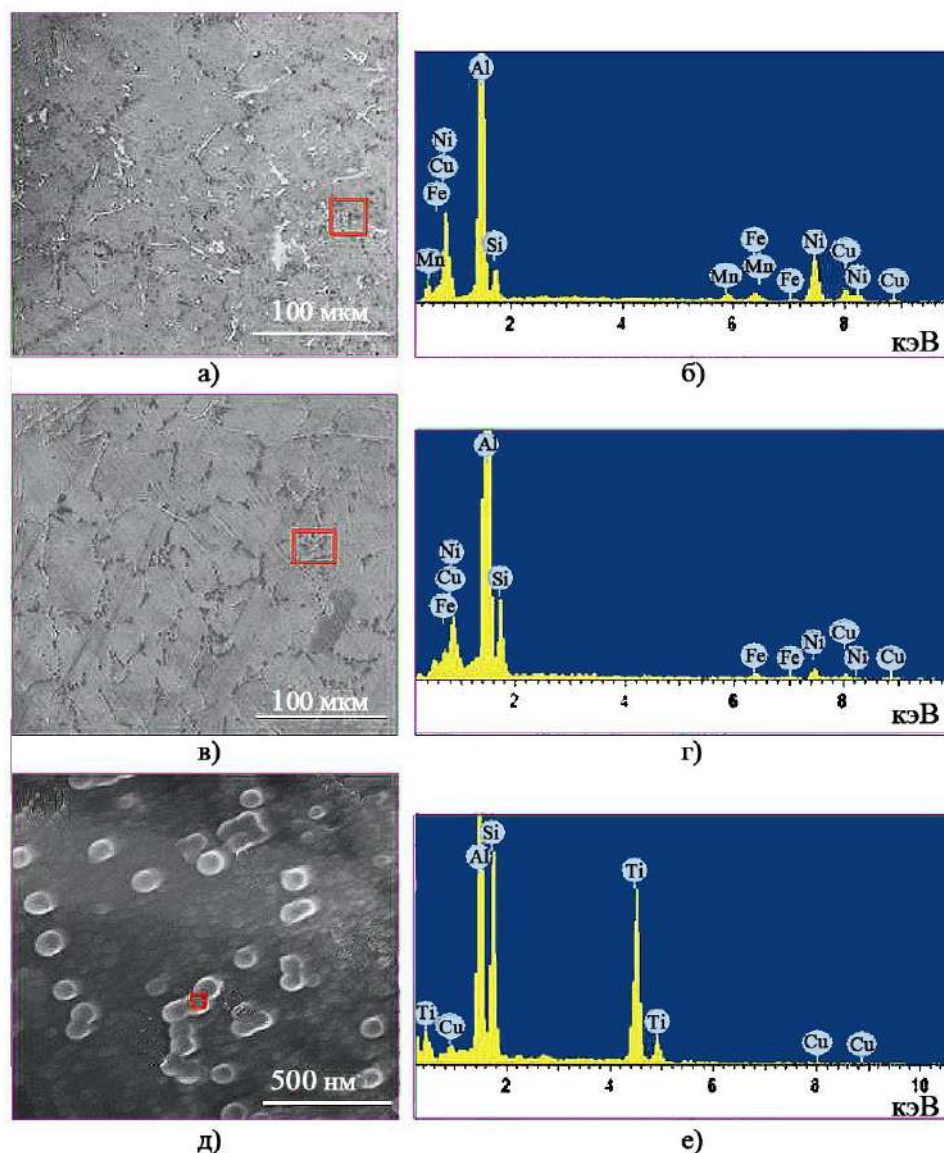


Рисунок 5. Микроструктура алюминиевого сплава AA319 и результаты рентгено-спектрального электронно-зондового микроанализа после термообработки (а, б); после старения (в, г); после выделения фазы Ti (д, е)

Механизм измельчения зерен данного алюминиевого сплава связан с протеканием двух процессов. Во-первых, происходит образование диборида титана (TiB_2), который не растворяется в алюминиевом сплаве и действует в качестве

зародышеобразующего агента для кристаллов алюминия, а во-вторых, наличие титана в жидком растворе приводит к необходимости проведения существенного переохлаждения. В результате образования диборида титана и существенного переохлаждения расплава в алюминиевом сплаве формируется мелкозернистая структура, которая обеспечивает более высокие механические и поверхностные свойства, а также улучшает его литейные свойства (например, жидкотекучесть). Добавление наночастиц никеля (Ni) в сплав AA319 модифицирует микроструктуру сплава, что проявляется в различии размеров дендритов и в морфологии присутствующих фаз. Происходит измельчение светло-серой фазы (рисунок 5, в), которая соответствует соединению α -AlFeMnSi с тонкой игольчатой морфологией, и темно-серой фазы, соответствующей соединению Al-Si. На рисунке 5, д показано наличие фазы чистого титана (Ti), имеющей глобулярную морфологию, которая выделяется после термообработки старением алюминиевого сплава. Еще одним перспективным легким металлом для авиационной промышленности является магний (Mg), который по заявлениям специалистов планируется использовать в элементах конструкции летательных аппаратов с целью существенного снижения их веса. Возможность потенциального применения магния и его сплавов исследуется и в литой форме и в деформируемой. Так же, как и алюминиевые сплавы, некоторые магниевые сплавы могут подвергаться термической обработке, которая приводит к выделению армирующих компонентов. Улучшение механических свойств определенных магниевых сплавов связано с упрочнением твердого раствора. Чаще всего магниевые сплавы отливаются с помощью литья под высоким давлением без последующей термообработки. Такие сплавы имеют среднюю прочность, высокие пластичность, ковкость и вязкость, а также они отличаются хорошей ударной вязкостью и жесткостью, что делает их подходящими для таких элементов конструкции ЛА, где важным является чувствительность к разрушению (так называемая аварийная стойкость) и поглощение поступающей энергии. По оценкам зарубежных экспертов, на сегодняшний день в авиационной и аэрокосмической отраслях промышленности использование магния и его сплавов составляет менее 1% от всей конструктивной массы ЛА. Связано это с ограниченной ударной вязкостью при статических и динамических нагрузках из-за твердости структуры, высокой чувствительности к воспламенению и низкой коррозионной стойкостью. За рубежом проводятся научные исследования по повышению корро-

зионной стойкости магниевых сплавов до определенной величины, однако высокая воспламеняемость магния до сих пор остается нерешенной проблемой. Для достижения требуемых свойств изделий из магниевых сплавов изучаются различные усовершенствованные технологические процессы производства, такие как горячая экструзия, сверхпластическое формование и двойная прокатка (twin rolling), позволяющие создавать нанокомпозиты на основе магния. Магниевые композиционные материалы, содержащие наноразмерные частицы, производятся по методу дисперсного упрочнения армирующими компонентами в жидком или твердом состоянии.

Микроструктура магния может быть подвержена эффективному измельчению зерен некоторыми химическими способами. Чаще всего для этих целей используют добавление в сплав циркония (Zr) и других элементов, схожих с цирконием, например цинка (Zn), редкоземельных металлов (Sc, La), серебра (Ag) и иттрия (Y). Образование зародышей происходит по перитектической реакции на интерметаллидной фазе Mg-Zr. Однако такой подход не применим к магниевым сплавам, содержащим алюминий, по причине образования интерметаллидной фазы Al-Zr, которая не приводит к зародышеобразованию кристаллов магния. Наличие алюминия в магниевых сплавах способствует улучшению их формовости, развитию мелкозернистой микроструктуры и повышению коррозионных свойств.

На рисунке 6 показана часть диаграммы состояния сплава Mg-Al с легирующей добавкой цинка в количестве 1,5 масс. % в области насыщенного магнием твердого раствора, которая была сделана с помощью программного обеспечения FactSage с использованием базы данных FTlite. Промышленные магниевые сплавы обычно содержат алюминий в количестве до 2–10 масс. %. В качестве легирующей добавки в магниевый сплав может быть добавлен цинк (Zn) в количестве до 1 масс. %, а также в количестве до 3 масс. % в сплавах, используемых в качестве анодного заземления (так называемый «жертвенный» анод). Марганец (Mn) всегда добавляется в магниевые сплавы высокой чистоты с целью удаления из них железа (Fe). Магний и алюминий полностью растворяются в жидком состоянии, а эвтектическая реакция проходит при температуре $T = 422\text{ }^{\circ}\text{C}$. Протекание эвтектической реакции имеет вид: $\text{жидкость} \rightarrow \alpha (\text{Mg}) + \beta (\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12})$.

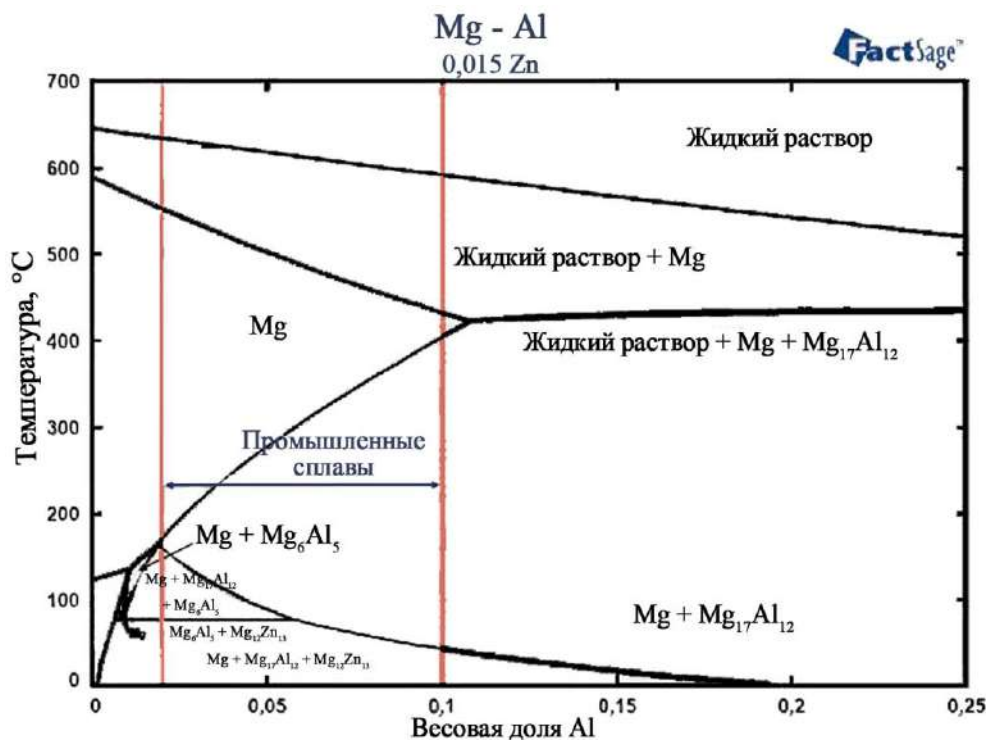


Рисунок 6. Диаграмма состояния Mg-Al с добавкой цинка в количестве 1,5 масс. %

В целом методами жидкостной металлургии для различных отраслей промышленности производятся большие объемы легких металлов и сплавов с использованием традиционного литейного оборудования. Однако при производстве композиционных материалов, в том числе с металлической матрицей, традиционными литейными способами существуют определенные трудности, связанные с достижением гомогенного распределения армирующего компонента в объеме основного металла, слабым смачиванием составляющих компонентов и выделением на поверхности раздела вредных примесей. В связи с этим происходит постоянное совершенствование технологий производства легких металлов, сплавов и КМ на их основе. Среди современных и наиболее перспективных способов производства таких материалов специалисты выделяют механическое легирование, методы интенсивной пластической деформации, новейшие виды литья (литье с перемешиванием и полутвердое формование металла), аддитивное производство, избирательное лазерное спекание, изготовление сложных слоистых материалов с наполнителем и др. Некоторые из этих производственных методов будут более подробно рассмотрены далее.

2 СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛЕГКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Модернизация различных отраслей промышленности способствует постоянно-му совершенствованию создаваемых конструкционных материалов, их механических и эксплуатационных свойств. При разработке новых легких металлических сплавов исследователи сталкиваются с вопросами увеличения количества компонентов и сложности химического состава сплава, способов его обработки и получения требуемой микроструктуры. Как известно, достижение необходимой микроструктуры сплава возможно посредством уменьшения размера кристаллитов различными способами, армирования частицами или волокнами объема основного металла, дисперсионного твердения расплава, проведения различной термической обработки.

Научно-исследовательская деятельность по разработке новых материалов представляет собой тесную взаимосвязь между прогнозированием, осуществляемым с помощью современных численных методов и средств, синтезом материалов и определением их характеристик. Ускорению разработки новых материалов способствует использование современных инструментов вычислительной техники, создание и обновление баз данных, а также проведение успешных экспериментальных исследований.

Общеизвестно, что свойства создаваемых материалов зависят не только от их состава, но и от микроструктуры, тип которой определяется способами и параметрами обработки сплава. Традиционные способы производства легких металлов и сплавов уже не способны отвечать возрастающим требованиям к микроструктуре сплавов. В связи с этим в этом направлении ведутся постоянные научные исследования, направленные на поиск более оптимальных, производительных и экономичных технологий производства. Ниже будут рассмотрены некоторые из современных методов производства легких металлов и сплавов, которые способствуют созданию однородной мелкозернистой микроструктуры, обеспечивающей существенный прирост физико-механических свойств конечного материала.

2.1 Механическое легирование легких металлов и сплавов

Порошковая металлургия является одним из альтернативных способов производства перспективных материалов из легких металлов и сплавов наравне с традиционными методами (литьевыми и деформируемыми). В первую очередь это относится к сплавам на основе алюминия, который особенно востребован в авиационной промышленности благодаря уникальному сочетанию малого веса и высокой прочности. Технологии порошковой металлургии позволяют изготавливать изделия с очень высокой точностью, а также использовать широкий круг материалов, в том числе сплавов дисперсно-упрочненных микро- и наночастицами. За последние десятилетия были подробно изучены, экспериментально подтверждены и внедрены в промышленное производство многие технологии порошковой металлургии, которые позволяют получать однородные смеси порошковых материалов различной природы, в том числе и с добавками легирующих элементов. Процессом легирования в материаловедческой практике называется введение в состав металлических сплавов легирующих элементов с целью придания сплавам определенных физических, химических или механических свойств.

Способы введения легирующих элементов в порошковый материал имеют отличия от традиционных методов легирования металлических сплавов. К наиболее распространенным способам легирования порошковых смесей относятся простое механическое смешивание с использованием высокоскоростных смесителей, плакирование поверхности порошковой матрицы пленкой оксидов металлов, процесс избирательного восстановления одного или нескольких компонентов в смеси оксидов металлов и др. Перечисленные процессы обладают определенными достоинствами и позволяют получать конструкционные и дисперсно-упрочненные материалы. Однако все они имеют один существенный недостаток – низкую степень однородности получаемых новых композиций. Кроме того, существует ограниченный набор материалов, пригодных для их производства.

Отдельное место в технологиях порошковой металлургии занимает процесс механического легирования (mechanical alloying) сплавов из порошковых материалов (рисунок 7).

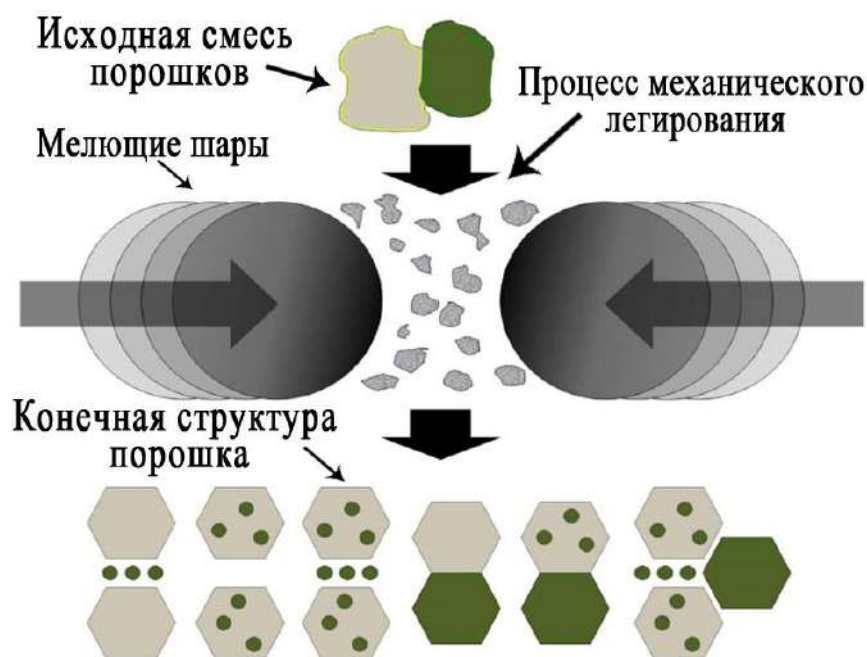


Рисунок 7. Схематическое изображение процесса механического легирования

Посредством механического легирования удастся расширить пределы растворимости легирующих добавок в материале-основе, синтезировать равновесные и метастабильные кристаллические фазы, а также получить аморфные фазы наноразмерного диапазона. Размер кристаллитов после обработки может достигать от 5 нм до 200 нм в зависимости от используемых материалов и условий обработки (рисунок 8).

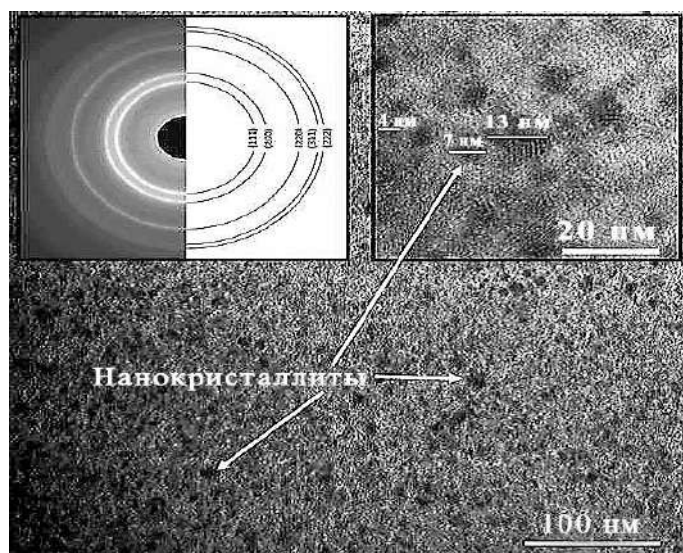


Рисунок 8. Наноразмерные кристаллиты в микроструктуре сплава $Ti_{75}Mg_{25}$, полученного методом механического легирования

В ходе механического легирования происходят сложные процессы взаимодействия фаз — твердофазные реакции с образованием твердых растворов, интерметаллидов и химических соединений.

Технология механического легирования является весьма перспективной и востребованной различными отраслями промышленности, поскольку характеризуется универсальностью, высокой экологичностью и малоотходностью производства, что, безусловно, отвечает современным промышленным требованиям. Проведение многочисленных научных исследований, появление новых видов технологического оборудования для осуществления механического легирования, а также постоянно увеличивающийся спектр материалов, пригодных для использования в этой технологии, позволяют расширить области применения порошковой металлургии в целом и механического легирования в частности.

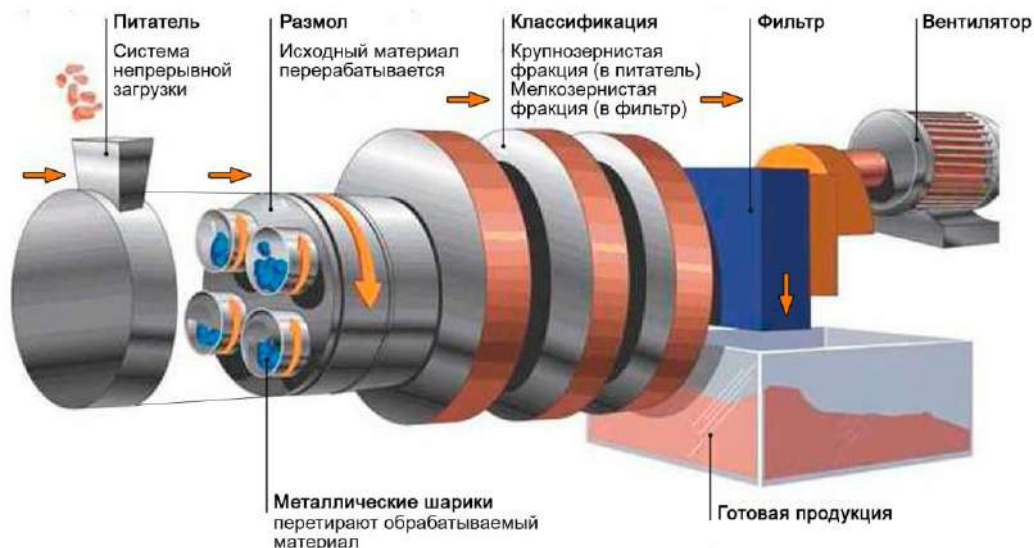
Процесс изучения механического легирования начался в 60-х гг. прошлого века, когда была разработана концепция такого способа легирования порошковых сплавов в твердом состоянии. В ходе научных исследований специалистами было отмечено, что при механическом воздействии на твердое тело часть подведенной энергии накапливается внутри тела в виде дефектов и может реализовываться в повышенной активности к протеканию некоторых процессов. Если при этом в момент реакции подвергать металл деформированию (например, ударному воздействию), то появляется возможность осуществлять такие процессы, протекание которых не происходит в обычных равновесных условиях. Данный эффект исследовался на примере создания многих сплавов. Подробное описание технологии механического легирования было дано в начале 70-х гг. прошлого века в работе автора Benjamin J. S. «Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying». За последние десятилетия в области механического легирования накоплен достаточный теоретический и практический материал. В настоящее время механическое легирование является одним из часто применяемых и наиболее производительных технологических процессов производства нанокристаллических и аморфных порошков различных материалов: металлов, сплавов, интерметаллидов, керамики и композиционных материалов с металлической матрицей. Данным способом получают перспективные соединения типа металл-металл, металл-оксид, металл-неметалл и др.

Общеизвестно, что механическое воздействие на твердое тело приводит к появлению упругих напряжений в кристаллических решетках. При этом релаксация упругих напряжений может осуществляться по различным механизмам в зависимости от степени влияния тех или иных факторов, в том числе анизотро-

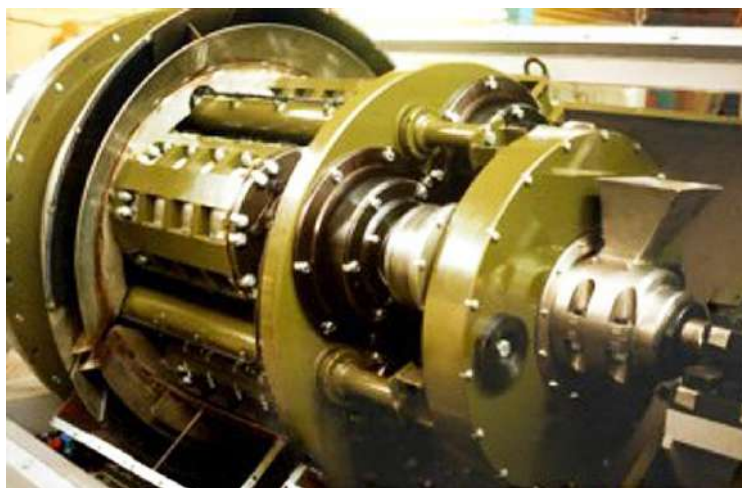
пии кристаллической решетки, особенностей электронного строения, различия в характере и энергии химической связи в структуре и др. Чаще всего такими механизмами могут быть колебательное и/или электронное возбуждение атомов металла, изменение силы химической связи между атомами или ее разрыв, перегруппировка или миграция атомов и ионов в кристаллической решетке. Совокупность вышеописанных процессов, происходящих в структуре металла на атомном уровне при механическом воздействии, в материаловедении называется механической активацией. Степень механической активации можно контролировать путем изменения интенсивности и характера подводимых к твердому телу механических воздействий.

Одним из наиболее часто встречающихся эффектов, сопровождающих механическую активацию материала, является разрушение в структуре твердого тела макрокристаллитов и макрокристаллов в целом, что приводит к измельчению частиц вещества. Такому разрушению предшествуют процессы накопления, увеличения концентрации и взаимодействия точечных и линейных дефектов в микроструктуре материала, приводящие к образованию и распространению трещин внутри кристаллов. Однако прямое механическое измельчение твердого тела не всегда позволяет получить наноразмерную микроструктуру, поскольку механическая активация приводит к ускорению процессов массопереноса за счет образования метастабильных дефектов, что приводит к затуханию избыточной поверхностной энергии. Кроме того, часть запасенной упругой энергии переходит в тепловую, поэтому температура в зоне механического воздействия заметно повышается. Все эти факторы способствуют протеканию процессов рекристаллизации вещества и ликвидации дефектов структуры, что в конечном итоге препятствует дальнейшему измельчению зерен.

Механическая активация металлов при механическом легировании возникает в ходе помола их порошковых смесей в шаровых и планетарных мельницах (рисунок 9).



а)



б)

Рисунок 9.
Схематическое изображение мельницы планетарно-центробежного типа (а); внешний вид отечественной планетарной мельницы МП-4 (ТТД) (б)

Планетарные мельницы способны развивать высокие ускорения и обеспечивать быстрое и эффективное измельчение различных материалов в промышленном масштабе, в том числе и труднодеформируемых. В планетарных мельницах, как правило, имеются три или четыре барабана, вращающихся вокруг центральной оси и одновременно вокруг собственных осей в противоположном направлении. В барабанах находятся размольные стаканы, в которые загружают измельчаемый материал в виде порошковой смеси и мелющие тела, в большинстве случаев представляющие собой шары из твердого материала, чаще всего из стали или карбида вольфрама.

Принцип действия планетарно-центробежной мельницы заключается в следующем. Предварительно смешанные порошки требуемых материалов подаются через питатель в размольные стаканы, находящиеся в рабочих барабанах мельницы. Стаканы и барабаны вращаются в противоположных направлениях,

а помещенные в стаканы мелющие шары перетирают обрабатываемый материал под действием сил трения и удара с высокой кинетической энергией. После этого измельченная фракция поступает в специальный классификатор, откуда крупнозернистая фракция возвращается на повторное измельчение в питатель, а мелкозернистая поступает в фильтр и является конечным продуктом.

Частицы измельчаемого материала претерпевают множество соударений с мелющими телами, обладающими высокой кинетической энергией вследствие больших скоростей их движения, и стенками барабана. В результате такого взаимодействия в активируемом веществе создаются высокие механические напряжения. В планетарных мельницах используется центробежное движение барабанов с высокими ускорениями, что многократно повышает силу воздействия на измельчаемый материал, поэтому процесс измельчения происходит значительно быстрее и эффективнее по сравнению с традиционными методами помола. Энергонапряженность планетарной мельницы можно оценить, разделив ее мощность на объем рабочей камеры. По заявлениям специалистов, энергонапряженность планетарной мельницы может в 1000 раз превышать соответствующие параметры вибромельниц и шаровых мельниц.

При механической активации исходной порошковой смеси в планетарной мельнице возникают механохимические процессы, выражающиеся в протекании твердофазных химических реакций, благодаря подводимой механической энергии. Для оптимизации условий механической активации необходимо учитывать целый ряд факторов, так как механизм механохимической реакции включает множество стадий. Основными стадиями процесса являются начальная деформация кристаллических структур компонентов смеси; возникновение, накопление и взаимодействие точечных и линейных дефектов; диспергирование (расслоение) вещества на блоки; образование промежуточных метастабильных состояний в области контакта фаз; химическая гомогенизация конечного продукта; релаксация до термодинамически равновесного состояния. Механохимические процессы идут при относительно низких температурах, когда затруднено формирование совершенной кристаллической структуры, что способствует возникновению метастабильных состояний и синтезу наночастиц и нанокомпозитов.

Процесс механического легирования многокомпонентных порошковых смесей выглядит следующим образом. Порошковые смеси из основных компонентов и легирующих элементов засыпают в планетарную мельницу, где осу-

ществляется их измельчение (рисунок 10). В качестве основных компонентов могут использоваться различные металлы, сплавы, интерметаллиды, керамические материалы (оксиды, карбиды), их смеси и др.

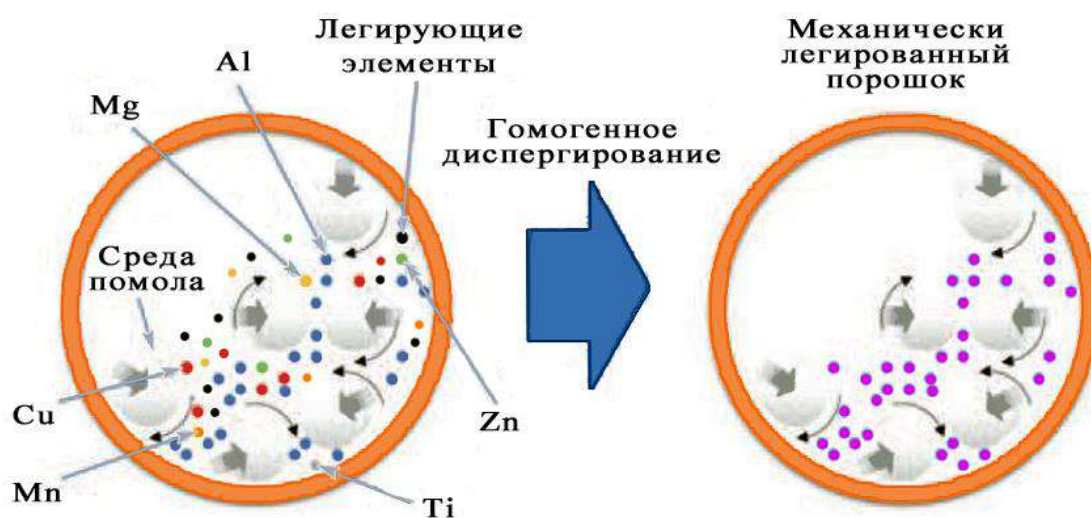


Рисунок 10. Схематическое изображение процесса механического легирования многокомпонентной смеси порошков

Характерной особенностью помола многокомпонентных порошковых смесей в планетарной мельнице является не только измельчение и пластическая деформация веществ, но и перемешивание на атомарном уровне, когда происходит активация химического взаимодействия между атомами вещества и их массоперенос. В итоге происходит чередование процессов механического истирания и расслаивания частиц порошка, а также их механическое сплавление. Последнее известно в материаловедении как «холодная сварка» (cold welding), когда происходит соединение частиц при комнатной (или даже отрицательной) температуре без нагрева внешними источниками посредством направленной пластической деформации. Таким образом можно соединить между собой полностью разнородные элементы, которые вообще не имеют взаимной растворимости в равновесных условиях. Благодаря протеканию реакций взаимодействия в твердом состоянии реализуется преимущество данного технологического процесса (механического легирования) перед традиционными металлургическими технологиями легирования металлических сплавов, при которых имеются ограничения, связанные с растворимостью компонентов друг в друге. Процесс механического измельчения и механического сплавления повторяется до тех пор, пока не будет достигнуто стабильное состояние системы, которое ха-

рактируется максимальным уровнем твердости частиц и узким диапазоном их распределения по размерам (рисунок 11).

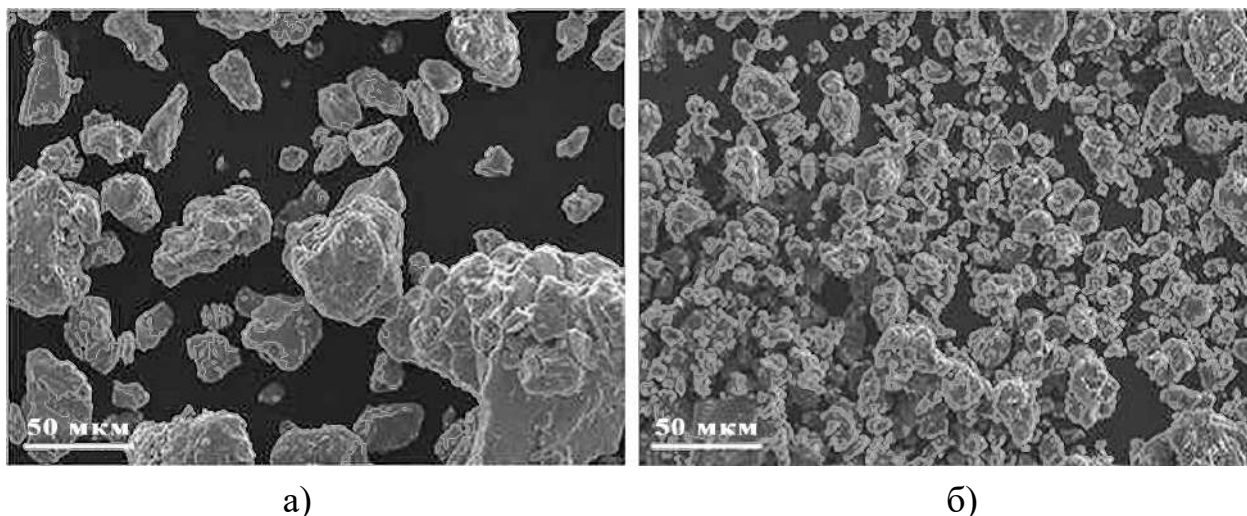


Рисунок 11. Смесь алюминиевого порошка с частицами оксида алюминия до (а) и после (б) осуществления процесса механического легирования

Предельная контактная площадь между частицами порошковой смеси определяется импульсом давления и их твердостью. Соответственно, с уменьшением размеров частиц контактная площадь возрастает. С увеличением контактной площади повышается активация поверхностных атомов в частицах за счет локальных нагревов, а также возникающих напряжений вследствие пластической деформации материала, т.е. реализуется кинетический или близкий к нему режим твердофазной химической реакции. В ходе проведения исследований специалистами отмечено, что протекание химических реакций в смесях порошков происходит, как правило, при температурах, значительно меньших температуры плавления – $0,2-0,3 T_{пл}$. Общеизвестно, что в обычных равновесных условиях термическая подвижность атомов вещества появляется только при температуре $T > 0,7 T_{пл}$. Специалисты указывают, что вероятность перехода в режим активации поверхностных атомов в частицах возрастает с повышением мощности измельчающего аппарата, поскольку пропорционально мощности увеличивается зона пластического течения твердых тел и значения локальных температур и давлений.

В ходе проведения экспериментальных исследований было установлено, что с началом процесса механического легирования за счет интенсивной пластической деформации происходит «слипание» частиц порошка исходных компонентов, а затем идет процесс деформационного атомного перемешивания, который

вызван необратимыми изменениями формы и размеров частиц порошка. При малой продолжительности процесса механолегирования получаемые порошки представляют собой слоистый материал, в котором распределение исходных элементов по частице порошка неравномерное, т.е. существуют зоны, которые обогащены одним легирующим элементом больше, чем другим. Это связано с малым временем синтеза, когда уровня подведенной энергии недостаточно, чтобы элементы смогли образовать твердый раствор. С увеличением времени процесса механического легирования уровень подведенной энергии увеличивается, за счет чего происходит постепенное выравнивание распределения легирующих элементов по объему частицы получаемого порошка, что подтверждается многочисленными результатами рентгеноспектрального микроанализа (рисунок 12).

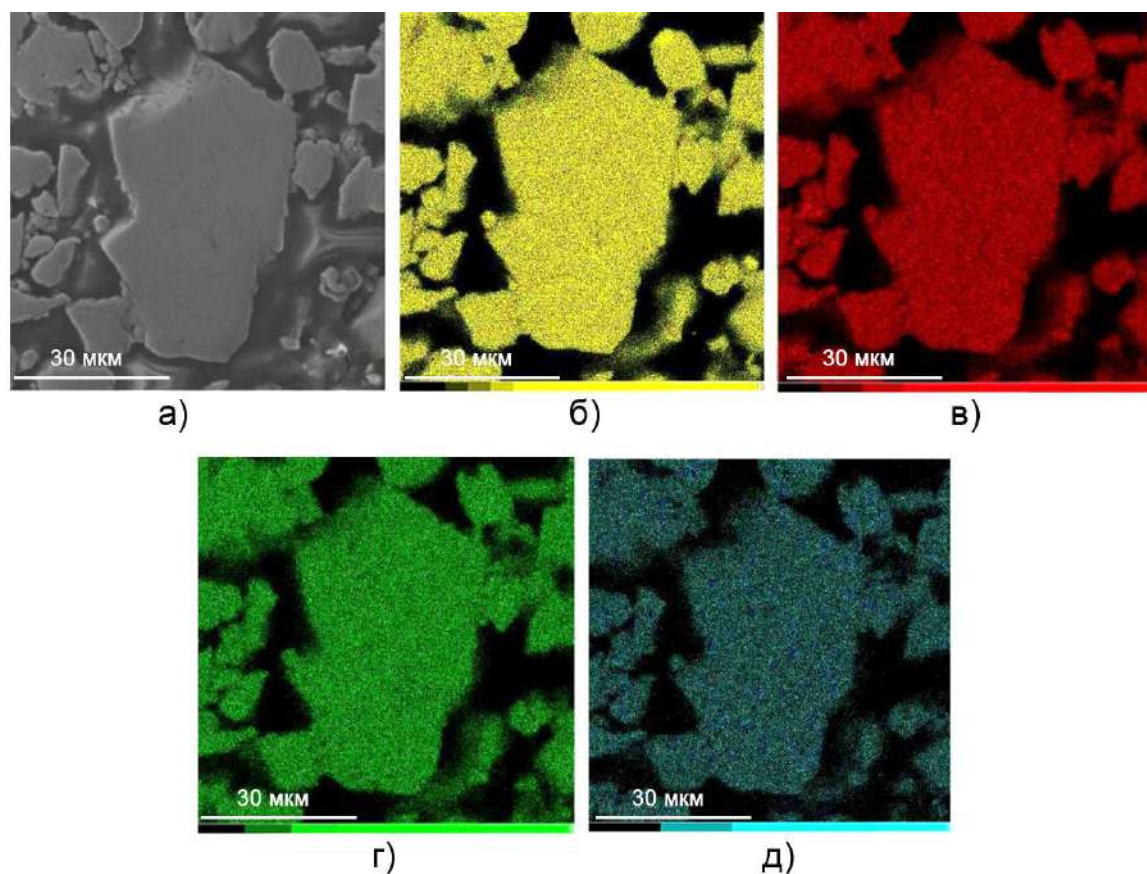


Рисунок 12. Равномерное распределение легирующих элементов в объеме частицы порошка Fe-18Cr-8Ni-12Mn после 3,5 часов механического легирования: общий вид исследуемой частицы (а); распределение Fe (б); распределение Cr (в); распределение Mn (г); распределение Ni (д)

Для объяснения механизма холодного сплавления частиц порошковой смеси в процессе механического легирования исследователями был предложен ряд моделей, описывающих стадии образования метастабильных твердых раство-

ров и соединений. Механохимические превращения в многокомпонентных смесях, согласно предложенным моделям, происходят в несколько этапов. На первом этапе за счет интенсивной пластической деформации частицы исходных порошков деформируются, сплющиваются и свариваются между собой, образуя слоистые структуры, которые состоят из различных комбинаций исходных компонентов. С увеличением времени протекания процесса механического легирования активированная смесь порошков измельчается до наноразмерного состояния, при этом формируется наноструктура с размером блоков ~ 10 нм. Большинство границ зерен получившихся нанокристаллов представляют собой большеугловые произвольные границы с очень малой шириной (рисунок 13).

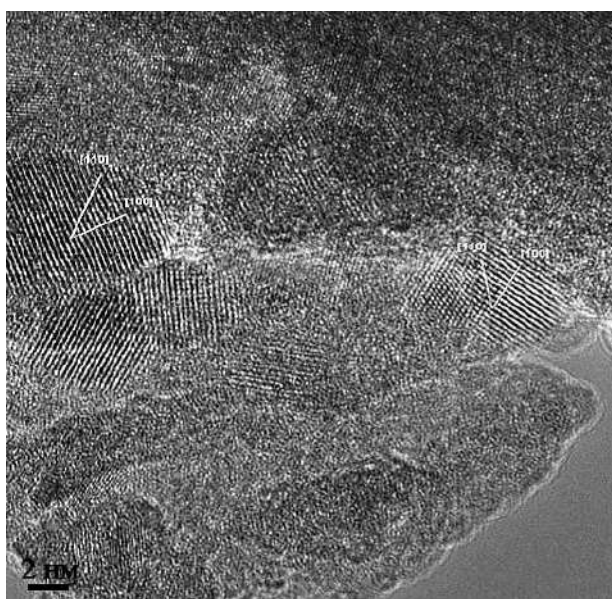


Рисунок 13. Нанокристаллическая структура с большеугловыми произвольными границами порошкового сплава системы Fe-18Cr-8Ni-12Mn-0,9N после 3,5 часов механолегирования в атмосфере аммиака

После этого образуются хорошо перемешанные твердые растворы посредством диффузии легирующих элементов от границ зерен внутрь их тела, и порошковая смесь становится гомогенной. Диффузия атомов компонентов смеси проходит по двум механизмам – диффузия между узлами кристаллической решетки, которая протекает в момент импульсных механических воздействий, и диффузия по дефектам кристаллической решетки (дислокации, вакансии, границы зерен и т.д.). Столкновение шаров между собой, порошком и со стенками барабана планетарной мельницы вызывает повышение температуры порошка, что дополнительно облегчает протекание диффузии элементов. На завершающем этапе начинается активное взаимодействие компонентов и образование

продуктов синтеза, обладающих химическим составом, соответствующим исходной композиции.

Выбор легирующих элементов для сплавов в процессе механического легирования определяется их ролью, а именно: либо они будут образовывать дисперсные фазы в основном материале, либо растворяться в матрице. В окислительной среде механическое легирование элементами, которые имеют высокое сродство к кислороду (например, хром, цирконий, алюминий и др.), сопровождается образованием упрочняющих оксидных фаз. Добавление углерода проводят с целью дисперсного упрочнения карбидами и непосредственно самим углеродом, а порошкообразный графит используют в качестве реагента, регулирующего процесс гранулообразования. Например, в ходе механического легирования суперсплава на железной основе РМ 2000 происходит полное растворение хрома в железной матрице с образованием сплава нержавеющей стали ферритного класса, а легирующие элементы в виде титана и алюминия частично образуют упрочняющие дисперсные оксиды, а частично растворяются в матрице.

Продуктом процесса механического легирования являются частицы порошка, имеющие слоистую структуру (рисунок 14).

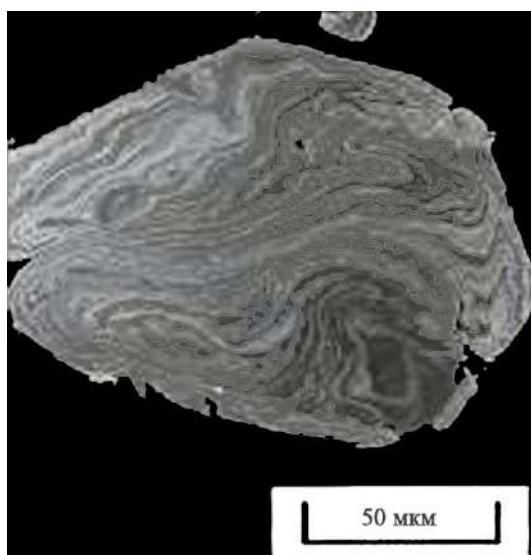


Рисунок 14. Типичная слоистая структура частицы порошка после завершения процесса механического легирования

С увеличением времени процесса обработки размер слоев уменьшается и в итоге образуется нанокристаллическая структура. Слоистые частицы порошка представляют собой однородную гомогенную смесь компонентов, причем их

внутренняя структура отличается только на субзеренном уровне, т.е. когда части отдельного кристаллита имеют слегка отличную ориентацию по отношению к его соседним участкам.

Механизм формирования слоистой структуры частиц порошка в соответствии с концепцией механической активации обусловлен протеканием процессов динамической рекристаллизации, включающей две основные последовательные стадии. Вначале происходит накопление линейных дефектов (дислокаций) в структуре кристаллов до максимально возможного значения (плотность дислокаций $\rho \sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$), формирование неоднородного квазираствора с последующим образованием нескольких твердых растворов и гомогенизация всего состава. После этого происходит перестройка дислокаций с образованием фрагментированной субструктуры и превращение фрагментов в кристаллиты. Это сопровождается резким замедлением скорости реакции, и взаимодействие компонентов практически прекращается. На второй стадии процесс механического легирования заканчивается, при этом одновременно существуют как минимум два твёрдых раствора — основной и дополнительный. Концентрация легирующего элемента в основном твердом растворе ниже средней, а в дополнительном — примерно соответствует его содержанию в ближайшем интерметаллическом соединении.

Химические соединения металлов образуются в несколько стадий, одна из которых — образование пересыщенного твёрдого раствора. Механически синтезированные фазы находятся в мелкодисперсном состоянии с размером частиц менее 10 нм. При этом фазовый состав механически легированных порошков никогда не достигает равновесного, т. е. определённая часть легирующего компонента остаётся в виде включений размером менее 0,1 мкм, поэтому такие материалы являются термодинамически неравновесными системами. По этой причине проводят процедуру отжига получившегося порошка при температуре, соответствующей $\sim 0,75 T_{\text{пл}}$ основного металла, что способствует активизации фазовых превращений и приближению системы к термодинамическому равновесию. В целях создания готового изделия получившиеся в ходе механического легирования порошки подвергают компактированию несколькими спосо-

ми. К наиболее часто используемым способам компактирования механолегированных порошков относятся горячая прокатка в оболочке (контейнере) и искровое плазменное спекание с последующей прокаткой. Первый способ осуществляется в несколько этапов. На начальном этапе происходит запайка дегазированного порошка в герметичный стальной контейнер. Затем осуществляется компактирование порошка методом экструзии с небольшим нагревом и горячая прокатка при повышенных температурах, при этом обжатие может достигать 50 %. На выходе полученное изделие имеет очень малую пористость и высокие прочностные характеристики. При искровом плазменном спекании электрический ток пропускается непосредственно через пресс-форму и прессуемую заготовку. Вследствие пропускания электрического тока в импульсном режиме плазма образуется в промежутках между частицами, что способствует очень быстрому нагреву порошка, а соответственно и малой продолжительности процесса спекания. В ходе проведения многочисленных экспериментальных исследований специалистами было установлено, что при проведении искрового плазменного спекания с последующими прокаткой и термообработкой получающиеся образцы обладают минимальной пористостью, однородной нанокристаллической структурой и высокими прочностными характеристиками.

Механохимическая обработка часто применяется для получения дисперсно-упрочненных композиционных материалов с металлической матрицей (МКМ). Такие материалы состоят из непрерывной металлической матричной фазы, в которой равномерно распределены мелкодисперсные частицы упрочняющей фазы, которые не проявляют активного взаимодействия с материалом матрицы (рисунок 15). Большинство керамико-металлических материалов («керметов»), получаемых спеканием металлических и керамических порошков, также относятся к дисперсно-упрочненным композиционным материалам.

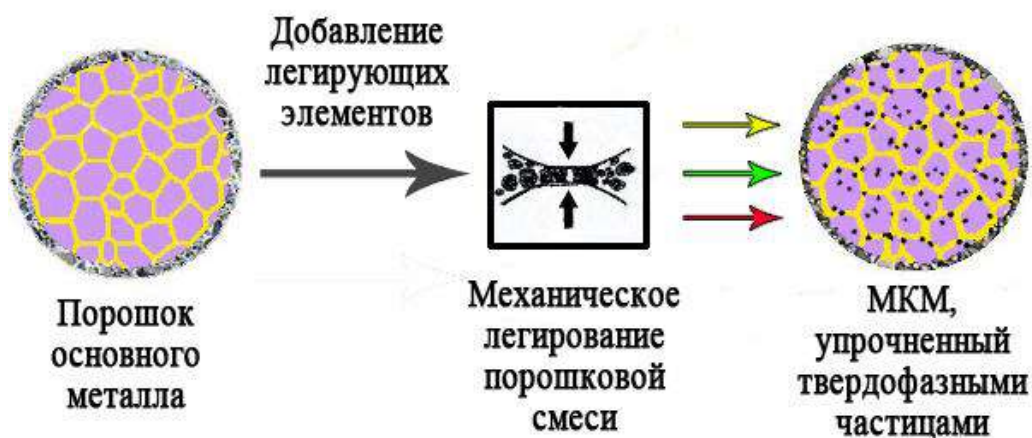


Рисунок 15. Схематическое изображение способа получения дисперсно-упрочненного композиционного материала с металлической матрицей с помощью метода механического легирования

Дисперсно-упрочненные керамическими материалами МКМ обычно получают совместным помолом порошков основного матричного металла и керамических мелкодисперсных порошков в высокоэнергетических шаровых и планетарных мельницах. В качестве материала керамических порошков могут выступать оксиды, карбиды, бориды и нитриды различных металлов, но чаще всего применяют оксид алюминия (Al_2O_3) и карбид кремния (SiC). В ходе механохимической обработки в планетарной мельнице в смеси порошков образуются так называемые дисперсоиды, представляющие собой мелкие твердые частицы (в том числе и наноразмерного диапазона), которые равномерно распределяются в матричной фазе и упрочняют основной материал. Произведенные механическим легированием МКМ, армированные керамическими частицами, рассматриваются специалистами в качестве перспективных материалов для высокотемпературных областей применения.

При помощи механического легирования был успешно решен вопрос эффективного распределения частиц оксида алюминия (Al_2O_3) в матрице из алюминия и его сплавов. Композиционный материал $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ относится к классу дисперсно-упрочняемых керамико-металлических материалов. Механическое легирование алюминиевого порошка обеспечивает эффект дисперсионного упрочнения, механохимическую активацию порошковых компонентов и механосинтез различных соединений. При механическом легировании алюминиево-

го порошка необходимо использовать в качестве смазки или поверхностно-активного вещества (ПАВ) различные органические соединения (например, стеариновую кислоту $C_{17}H_{35}COOH$), которые существенно повышают эффективность процесса. Использование органических соединений поддерживает равновесие между пластической деформацией и процессом механического сплавления частиц порошка, которые происходят в ходе механического легирования. Кроме того, применение органических соединений вместе с алюмосодержащими порошками может привести к образованию дополнительного дисперсоида Al_4C_3 . Экспериментальные исследования механически легированного композиционного материала $Al-Al_2O_3$, содержащего дисперсоидные частицы $Al_2O_3 + Al_4C_3$ в количестве 2,75-5,4 об.%, показали, что значения прочности и электропроводности данного материала заметно превосходят эти же показатели у промышленного алюминиевого сплава, содержащего Al_2O_3 в количестве 11,5 об. %.

Преимущество использования в процессе механического легирования высокоэнергетической планетарно-центробежной мельницы перед другими типами измельчительных устройств было доказано экспериментальным путем на примере создания композиционного материала $Al-NiTi$, который состоит из алюминиевой матрицы, армированной частицами нитинола ($NiTi$). В ходе механического легирования МКМ $Al-NiTi$ в планетарной мельнице исследователям удалось получить высокую степень покрытия интерметаллидной фазы основным металлом, хорошую адгезию между компонентами и равномерное распределение твердой фазы $NiTi$ в алюминиевой матрице (рисунок 16). При этом время создания МКМ значительно уменьшилось, а сам процесс легирования был существенно ускорен по сравнению с обычными методами измельчения порошков. Для достижения размера микроблоков менее 100 нм в планетарной мельнице потребовалось всего 20—90 мин, в то время как при использовании традиционных методов этот процесс занял бы не менее 8—24 ч.

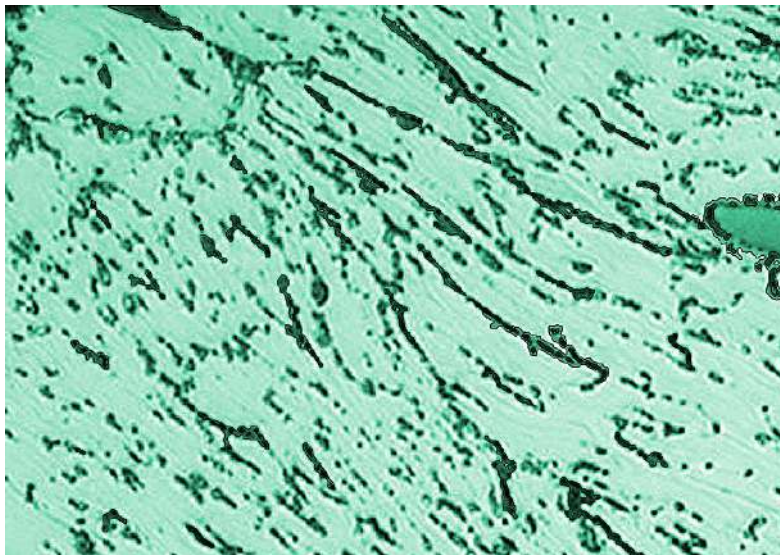


Рисунок 16. Микроструктура композиционного материала с алюминиевой матрицей, армированной интерметаллидными частицами NiTi

Благодаря способу механического легирования за рубежом были разработаны и внедрены в промышленное производство перспективные коррозионно-стойкие алюминиевые сплавы IN-9052 (Al-4Mg-0,8O₂-1,1C) и IN-9021 (Al-4Cu-1,5Mg-1,1C-0,8O₂). По механическим свойствам данные сплавы не уступают обычно применяемому зарубежному алюминиевому сплаву 7075 (Al-5,6Zn-2,5Mg-1,5Cu-0,3Cr), который производится традиционными методами, а по коррозионной стойкости существенно его превосходят. В отношении алюминиевых сплавов в целом специалисты отмечают, что в последнее время во всем мире повышенный интерес проявляется к сплавам системы алюминий-литий (Al-Li), которые планируется применять в элементах конструкций авиационной и космической техники. Разработку и создание нового поколения дисперсно-упрочненных алюмолитиевых сплавов с повышенными механическими характеристиками рассчитывают осуществлять с помощью метода механического легирования сплавов системы Al-Li дисперсоидами Al₂O₃ и Al₄C₃. В качестве одного из примеров таких сплавов, уже созданных в настоящее время, можно указать серийно выпускаемый промышленный сплав NOVAMET (Al-4Mg-1,5Li-0,8O₂-1,1C), разработанный зарубежной компанией INCO.

В порошковой металлургии метод механического легирования позволяет успешно контролировать формирование при комнатной температуре необходимого типа микроструктуры в сплавах и интерметаллидных соединениях на основе титана. Существенным преимуществом использования метода механического легирования титановых сплавов является то, что при их производстве в этом случае отсутствует необходимость проведения на завершающем этапе

обязательной термомеханической обработки. Термическая обработка титановых сплавов достаточно затруднительна и осуществляется при повышенных температурах с применением специального оборудования в определенных условиях, поскольку титановые сплавы химически активны и интенсивно вступают в реакции с окружающими веществами.

В ходе различных научных исследований была проведена оптимизация параметров процесса механического легирования порошков титановых сплавов, которая позволила получить многофазные мелкодисперсные порошки и спеченные материалы с нанокристаллической структурой систем титан-алюминий (Ti-Al), титан-алюминий-ванадий (Ti-Al-V) и титан-алюминий-ниобий (Ti-Al-Nb) (рисунок 17). Такие сплавы обладают высокой удельной прочностью, жесткостью, сопротивлением ползучести, жаропрочностью и жаростойкостью при повышенных температурах, что особенно востребовано в авиационной промышленности. По оценкам специалистов, механически легированные титановые сплавы могут частично заменить жаропрочные никелевые сплавы в элементах конструкции газотурбинных двигателей.

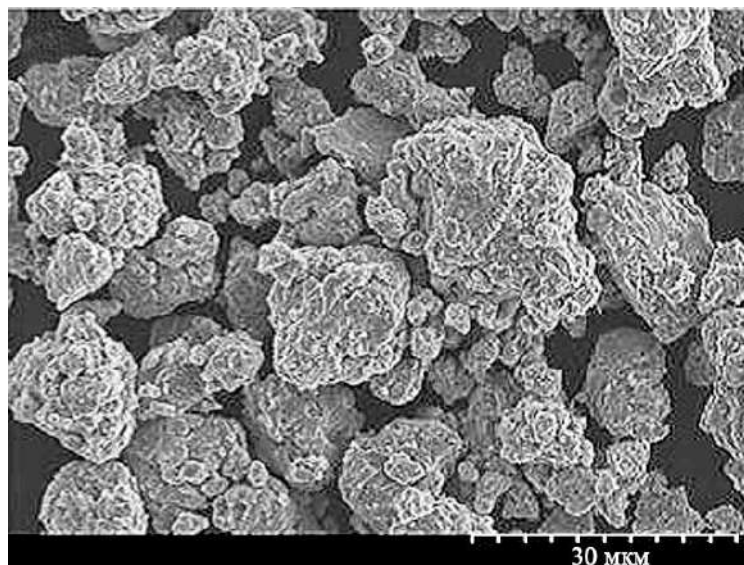


Рисунок 17. Микрофотография, полученная методом сканирующей электронной микроскопии, частиц порошка сплава Ti6Al7Nb, изготовленного методом механического легирования

В последнее время одно из ведущих мест среди промышленно выпускаемых материалов начали занимать новые дисперсно-упрочненные жаропрочные суперсплавы на основе никеля, железа и кобальта, получаемые методом механического легирования. Одним из таких наиболее сложных и перспективных жаропрочных суперсплавов на основе никеля является сплав MA 6000 (Ni-15Cr-

2Mo–4W–4,5Al–2,5Ti–2Ta–0,01B–0,015Zr–0,05C–1,1Y₂O₃), разработанный компанией Inco Alloys. Сплав дисперсно-упрочнен выделением γ' -фазы и частицами оксида иттрия размером ~ 30 нм в количестве $\sim 2,5$ об.%. Он отличается повышенным сопротивлением много- и малоцикловой усталости, а также обладает длительной прочностью, которая даже при очень высоких температурах ($T > 1000$ °C) значительно превосходит лучшие литые жаропрочные сплавы. Предел прочности сплава MA 6000 составляет более 1250 МПа. Данный суперсплав применяется в качестве материала рабочих лопаток турбин различных газотурбинных двигателей (ГТД).

На основе всего вышесказанного специалисты в области порошковой металлургии утверждают, что метод механического легирования, осуществляемый в высокоэнергетических планетарных мельницах, представляет собой весьма перспективный способ получения нанокристаллических сплавов, в том числе из легких металлов, а также керамических и композиционных материалов с металлической матрицей. При его проведении происходит пластическая деформация частиц порошка, их гомогенизация на атомном уровне, активируются химические взаимодействия и массоперенос вещества. Характерной чертой метода механического легирования является возможность достижения при комнатной температуре высокой растворимости в твердом состоянии даже таких элементов, которые вообще не имеют взаимной растворимости в равновесных условиях, что открывает широкие возможности в области создания новых сплавов с повышенными физико-механическими характеристиками. Произведенные данным способом МКМ обладают уникальным набором свойств, часть из которых характеризуется изотропностью. Кроме того, стоимость технологического процесса производства МКМ достаточно мала. Дисперсно-упрочненные сплавы, изготовленные методом механического легирования, обладают повышенной стойкостью к коррозии и улучшенными механическими свойствами, поскольку наноразмерные упрочняющие твердые фазы равномерно распределяются в объеме основного материала.

2.2 Интенсивная пластическая деформация

Многочисленные исследования последних двух десятилетий показали, что эффективным способом повышения физико-механических и усталостных

свойств металлических материалов является формирование в них наноразмерной структуры. Один из подходов к получению наноструктурных материалов основан на измельчении структуры до наноразмеров в объемных образцах или заготовках с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД) (*severe plastic deformation*). Результаты лабораторных исследований показали, что применение методов ИПД позволяет сформировать мелкозернистую структуру в объемных образцах, изготовленных из различных металлов и сплавов.

Интенсивная пластическая деформация представляет собой технологию обработки металлов давлением, позволяющую получать объемные наноструктурные материалы с уникальными механическими и эксплуатационными свойствами. Например, формирование объемной ультрамелкозернистой структуры в титановых сплавах позволяет увеличить их удельную прочность, сопротивление усталости и долговечность, что создает возможность повышения эксплуатационных свойств изготовленных из них изделий. Достигается это посредством приложения больших по величине напряжений, вызывающих высокие пластические деформации в материале, что приводит к сильному измельчению зерна в структуре металла или сплава вплоть до наноразмерного состояния. При этом конечная структура материала почти не содержит пор, а размер зерна может достигать ~ 100 нм. За последние десятилетия исследователями были разработаны несколько методов интенсивной пластической деформации металлов и сплавов. Наиболее простыми и широко применяемыми являются способ равноканального углового прессования (*Equal-channel Angular Pressing – ECAP*) и деформация кручением под высоким давлением, иногда также называемая специалистами кручением под одноосным сжатием (*High-pressure Torsion – HPT*).

В настоящее время ведутся разработки и экспериментальные исследования других методов ИПД, в числе которых циклическая экструзия через фильеру (*Cyclic Extrusion and Compression – CEC*), всесторонняя ковка (*Multi-Directional Forging – MDF*), многократная прокатка (*Accumulative Roll Bonding Process – ARB*) и многократное гофрирование-распрямление (*Repetitive Corrugation and Straightening – RCS*).

По оценкам специалистов, развитие методов интенсивной пластической деформации находится на стадии перехода от лабораторных исследований к промышленному производству объемных наноматериалов. Для осуществления та-

кого полноценного перехода необходимо проведение дополнительных научных исследований и экспериментов для получения достоверных результатов по трем основным направлениям.

Во-первых, это повышение эффективности, технологичности и рентабельности способов производства наноматериалов, а также возможность масштабирования получаемых образцов до требуемых геометрических размеров. Исследования в данной области направлены на совершенствование технологий ИПД и создание более технологичных схем деформирования, например новой схемы равноканального углового прессования (РКУ-прессования) «Конформ» (рисунок 18). РКУ-прессование по схеме «Конформ» позволяет обрабатывать прутки круглого сечения с диаметром от 8 мм до 12 мм различной длины (не более 3 м). Полученные прутки затем подвергают волочению, что дополнительно измельчает их структуру и повышает прочность изделия.

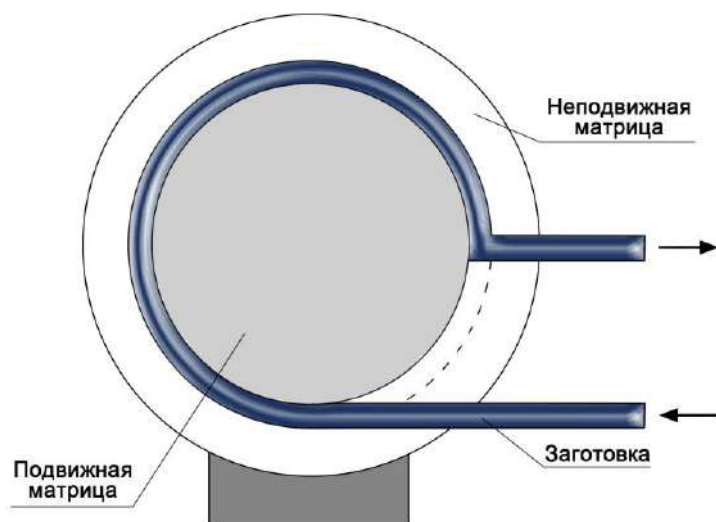


Рисунок 18. Схематическое изображение процесса РКУ-прессования по схеме «Конформ»

Второе направление исследований связано с комбинированием методов ИПД и традиционных методов пластической деформации (прокатки, волочения, экструзии и др.) с целью получения наноструктурных полуфабрикатов и изделий различной формы. Данный подход в недавнем времени был успешно реализован в технологии получения длинномерных прутков из наноструктурного титана. В-третьих, разработчиками особое внимание уделяется повышению эксплуатационных свойств обрабатываемых полуфабрикатов и изделий, таких как сопротивление малоцикловой и многоцикловой усталости, ударная вязкость, длительная прочность, коррозионная стойкость и др.

2.2.1 Циклическая экструзия через фильеру

Внимание специалистов в области интенсивной пластической деформации все чаще уделяется новому методу циклической экструзии через фильеру, позволяющему обрабатывать цилиндрические образцы с целью формирования в них равномерной нанокристаллической структуры. Метод циклической экструзии через фильеру заключается в многократном деформировании изделия из металла или сплава посредством экструзии через фильеру, представляющую собой суженное отверстие в корпусе оснастки. Рабочая область оснастки в продольном сечении имеет форму, похожую на песочные часы (рисунок 19).

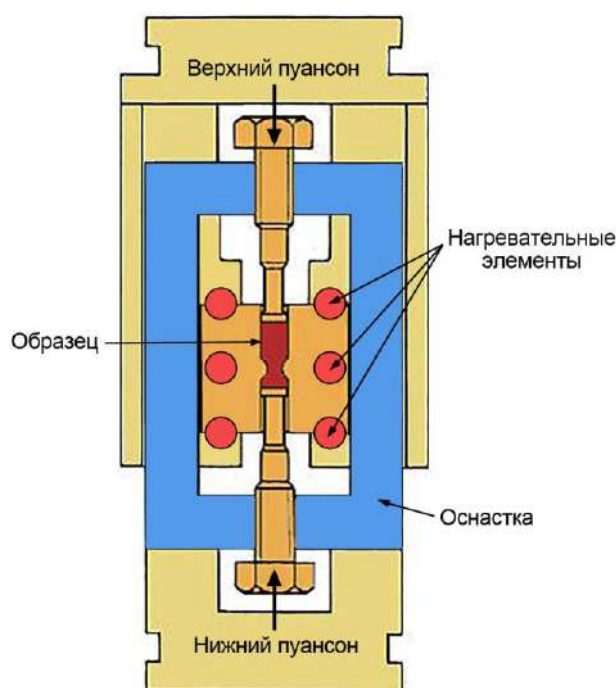


Рисунок 19. Схематическое изображение установки, на которой осуществляется процесс циклической экструзии

Процесс циклической экструзии выглядит следующим образом. Заготовку помещают в верхнюю полость оснастки и с помощью пуансона прикладывают к ней давление. В результате приложения давления заготовка протягивается (экструдировается) через суженное отверстие фильеры в нижнюю полость и полностью ее заполняет, поскольку снизу находится пуансон, который подпирает заготовку и не позволяет ей двигаться дальше. После этого происходит тот же процесс в обратном направлении. В результате в образце накапливаются огромные деформации сдвига, что и приводит к измельчению зерна. На степень дисперсности микроструктуры влияют соотношение диаметров цилиндрических полостей (D) и суживающейся части (d), а также число циклов деформации (рисунок 20).

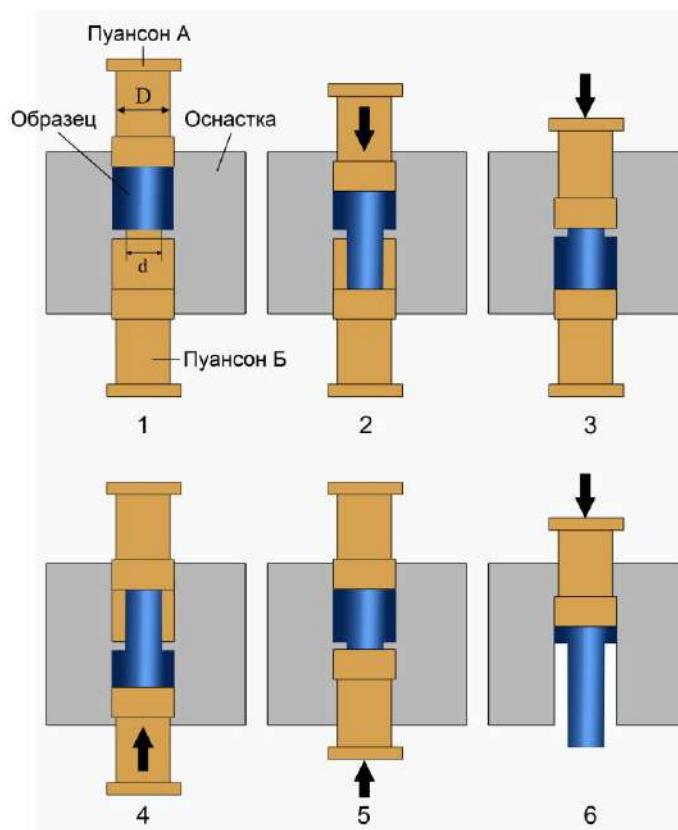


Рисунок 20. Схематическое изображение процесса экструзии через фильеру

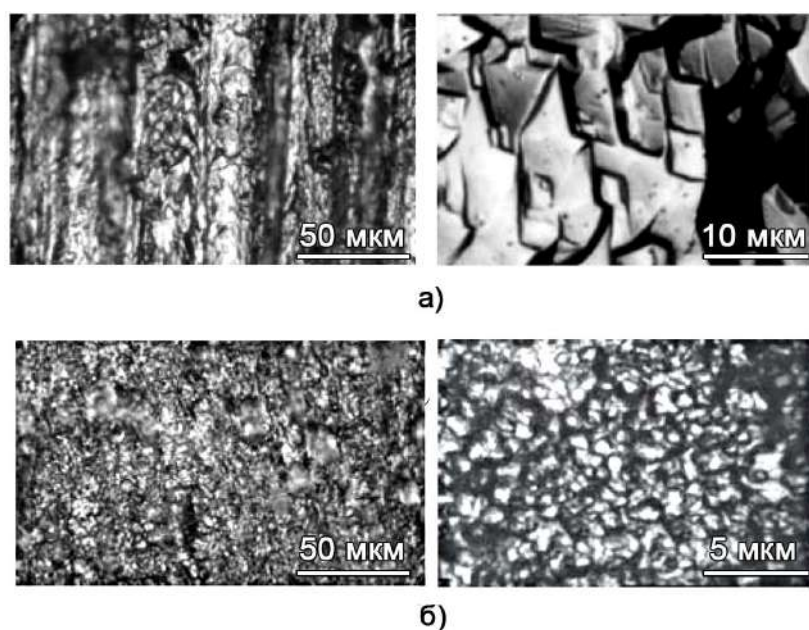
Специалисты отмечают, что одним из преимуществ метода циклической экструзии через фильеру является то, что после завершения процесса обработки диаметр металлической заготовки не изменяется.

Как упоминалось выше, развитие комбинированных методов обработки вызвано в первую очередь тем, что каждый из методов имеет определенные ограничения по достижению накопленной деформации в материале и изменению структурно-фазового состояния. Комбинирование методов ИПД и различных схем сдвиговой деформации открывает определенные возможности для решения вопроса об оптимальном сочетании высоких характеристик прочности и пластичности металлических материалов.

В качестве примера ниже будут рассмотрены результаты экспериментов по изучению влияния пластической деформации на легкий сплав Al-Li (Al – 3,8 ат.% Li), осуществляемой комбинацией циклической экструзии через фильеру и равноканального углового прессования. Алюминиевый сплав системы Al-Li интересен тем, что он широко применяется в изготовлении целого класса материалов для авиационной, космической и криогенной техники, которые отличаются сочетанием низкой плотности и высокой прочности. Изменение механи-

ческих и пластических свойств сплава Al-Li многократной экструзией через фильеру и другими методами ИПД происходит за счет увеличения плотности дислокаций и измельчения зерна до микро- и наноразмеров. В результате механической обработки прочность сплава системы Al-Li существенно увеличивается, хотя его пластичность уменьшается по сравнению с исходными крупнозернистыми поликристаллическими образцами. В эксперименте участвовали цилиндрические заготовки диаметром 59 мм. Перед осуществлением механической обработки заготовки отжигали при температуре 350 °С и закачивали в воде. Экструзия заготовок осуществлялась через фильеру посредством жидкости, сжатой до высокого давления. Заготовки деформировали по нескольким схемам, включавшим различные комбинации многократной экструзии через фильеру и равноканального углового прессования. В процессе равноканального углового прессования заготовки несколько раз проходили через каналы деформирующей матрицы, пересекающиеся под углом 90°.

На рисунке 21 представлены микрофотографии плоской поверхности заготовки из сплава Al-Li, параллельной направлению деформирования, после одного этапа эксперимента, включавшего однократную экструзию через фильеру и равноканальное угловое прессование.



*Рисунок 21. Микро-
структура заготовки из
сплава Al – 3,8 ат. % Li по-
сле однократной экструзи-
и через фильеру (а) и ком-
бинации экструзии через
фильеру и равноканального
углового прессования (б),
направление экструзии по-
казано стрелкой*

Неоднородная микроструктура сплава (рисунок 21, а) состоит из мелких зерен размером 1–8 мкм, вытянутых по направлению экструзии, и крупных зерен

размером 10–20 мкм. Микроструктура сплава на рисунке 21, б более однородна, наблюдаются в основном равноосные зерна размером 1-4 мкм, а также отдельные зерна размером не более 8 мкм.

Затем проводилась многократная экструзия через фильеру образца из того же сплава системы Al-Li (рисунок 22) при температуре 300 °С и после 7 проходов микроструктура сплава стала более однородной и значительно измельчилась.

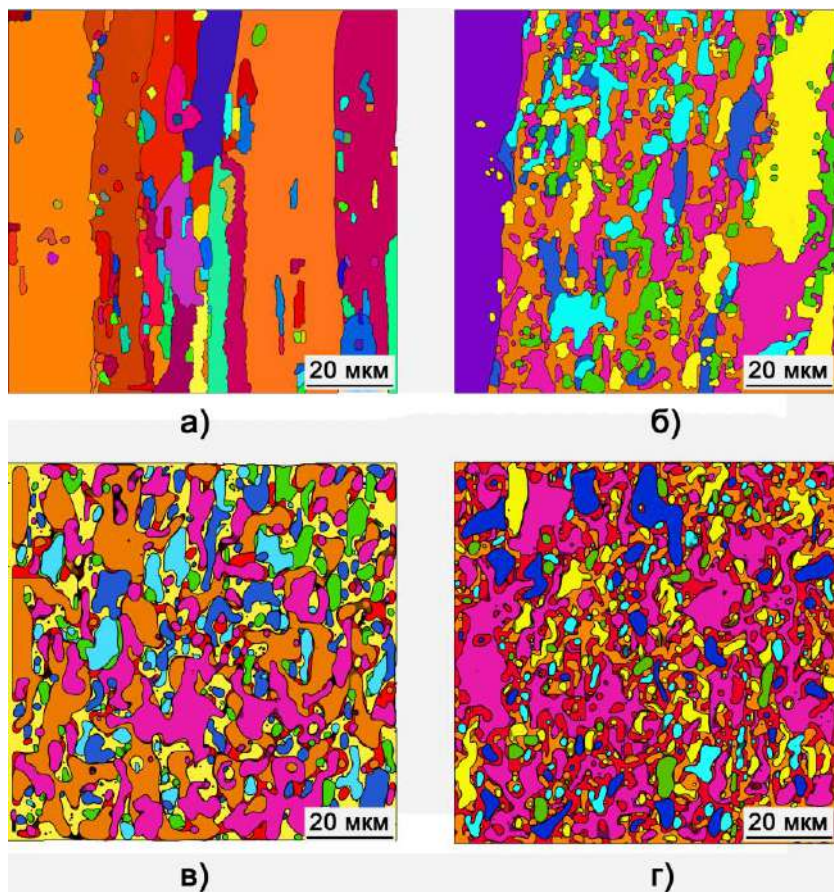


Рисунок 22. Микроструктура сплава системы Al-Li до (а) и после многократной циклической экструзии при 300 °С: 1 проход (б), 3 прохода (в) и 7 проходов (г)

Увеличение прочности и уменьшение пластичности микрокристаллического сплава по сравнению с исходным возникают вследствие формирования мелкозернистой структуры в сплаве Al-Li, увеличения средней плотности дефектов и изменения ориентационной текстуры в процессе комбинированной экструзии. Низкая пластичность заготовки после экструзии объясняется низкой скоростью деформационного упрочнения, которая обусловлена усилением динамического возврата в микрокристаллической структуре во время деформации образца.

В ходе экспериментов было также установлено, что в интервале температур 4,2 – 350 К предел текучести сплава после экструзии через фильеру повышается

благодаря возникающим внутренним напряжениям, которые увеличиваются пропорционально увеличению плотности границ между зернами.

Также проводились эксперименты по изучению влияния циклической экструзии через фильеру цилиндрического образца из магниевого сплава AZ91, имеющего химический состав: Mg (основа), Al (8,7%), Zn (0,65%), Mn (0,25%), Si (0,006%), Fe (0,003%), Be (0,0008%), Ni (0,0006%), Cu (0,0005). Микроструктура образца до проведения циклической экструзии показана на рисунке 23.

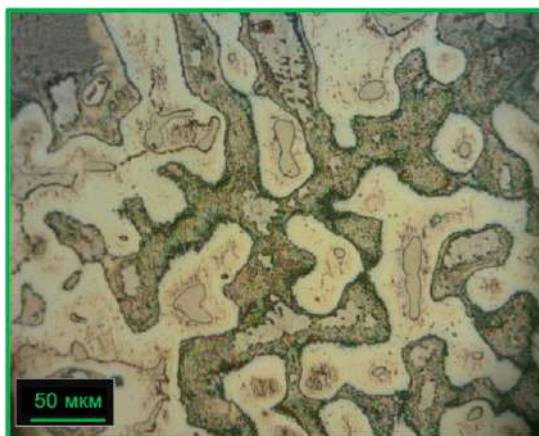


Рисунок 23. Микроструктура магниевого сплава AZ91 до экструзии

Образец из магниевого сплава AZ91 был подвергнут двум проходам через фильеру при температуре 300 °С, при которой наблюдается наибольшая стабильность мелкозернистой структуры (рисунок 24).

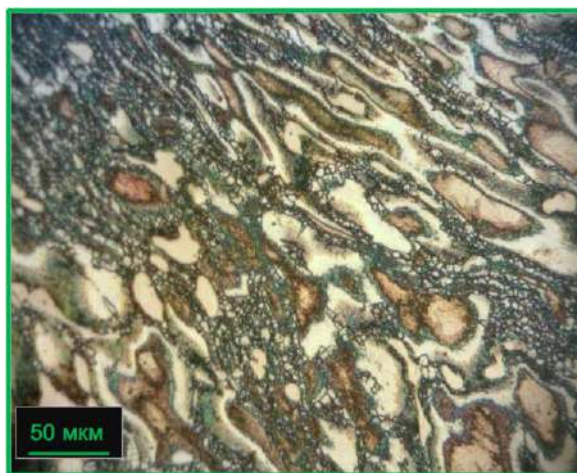


Рисунок 24. Микроструктура сплава после первого прохода через фильеру

Высокая пластическая деформация после второго прохода через фильеру способствовала существенному измельчению микроструктуры, средний размер зерна составил примерно 1—2,5 мкм, однако в структуре все еще наблюдались крупные макрокристаллиты (рисунок 25).

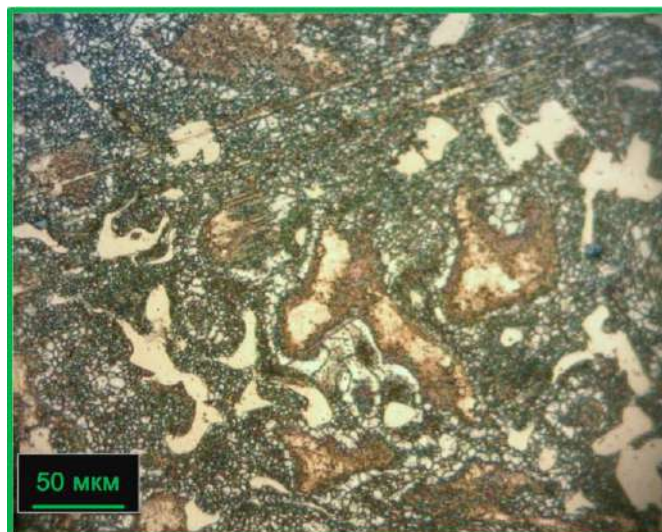


Рисунок 25. Микроструктура сплава после второго прохода через фильеру

Общеизвестно, что в чистом виде магний склонен к протеканию коррозионных процессов, что в результате приводит к быстрой потере его свойств и разрушению изделий. С целью предотвращения коррозии в магниевые сплавы вводят легирующие элементы. Однако введение легирующих элементов, несмотря на явное замедление коррозии, не всегда бывает достаточным. Проведение механической обработки циклической экструзией через фильеру способствует формированию мелкозернистой структуры в магниевых сплавах, что значительно повышает их прочностные свойства и стойкость к коррозии.

2.2.2 Всесторонняя изотермическая ковка

Одним из наиболее подходящих для промышленного применения является метод всесторонней изотермической ковки. Он предполагает использование универсального прессового оборудования, имеет практически неограниченный потенциал масштабирования и, соответственно, может быть с минимальными затратами реализован в промышленных условиях. Метод всесторонней изотермической ковки, по заявлениям специалистов, в первую очередь подходит для обработки объемных заготовок различной формы с целью подавления локализации остаточных напряжений в объеме материала и получения мелкозернистой микроструктуры (рисунок 26).

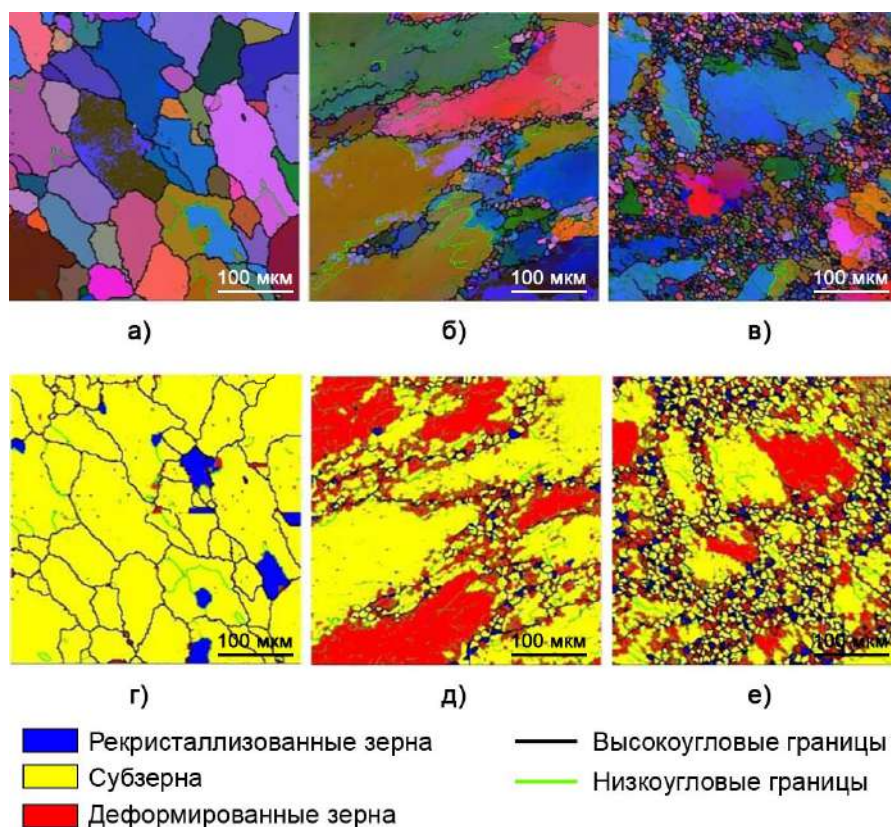


Рисунок 26. Эволюция микроструктуры сложнолегированного сплава Al-Mg после нескольких циклов всесторонней изотермическойковки: исходное состояние (а, г), два цикла обработки (б, д), четыре цикла обработки (в, е)

Данный метод может применяться для труднодеформируемых материалов с уже рекристаллизованной микроструктурой. Процесс рекристаллизации является одним из способов термической обработки, который применяется для деформированных металлов и сплавов, в структуре которых имеются деформированные зерна с искаженной кристаллической решеткой и высокая плотность дислокаций. При нагревании такого металла до определенной температуры происходит рост новых равноосных зерен, в результате чего микроструктура становится более мелкозернистой с меньшим количеством дефектов. Однако в объеме материала могут сохраняться области остаточных напряжений. С целью их устранения может быть применен метод всесторонней изотермическойковки.

Процесс всестороннейковки представляет собой совокупность операцийосадки (операция, при которой уменьшается высота заготовки и увеличивается площадь ее поперечного сечения), кантовки (переворачивание заготовки на угол 90° вокруг своей оси) и протяжки (операция, при которой происходит уве-

лишение длины заготовки путем уменьшения площади ее поперечного сечения) (рисунок 27). Высокотемпературная ковка осуществляется с понижением температуры и/или повышением степени деформации, что приводит к уменьшению размера рекристаллизованных зерен. В результате выполнения всех этих операций конечная заготовка принимает форму и размеры, приблизительно совпадающие с ее исходными, что позволяет проводить деформационную обработку повторно.

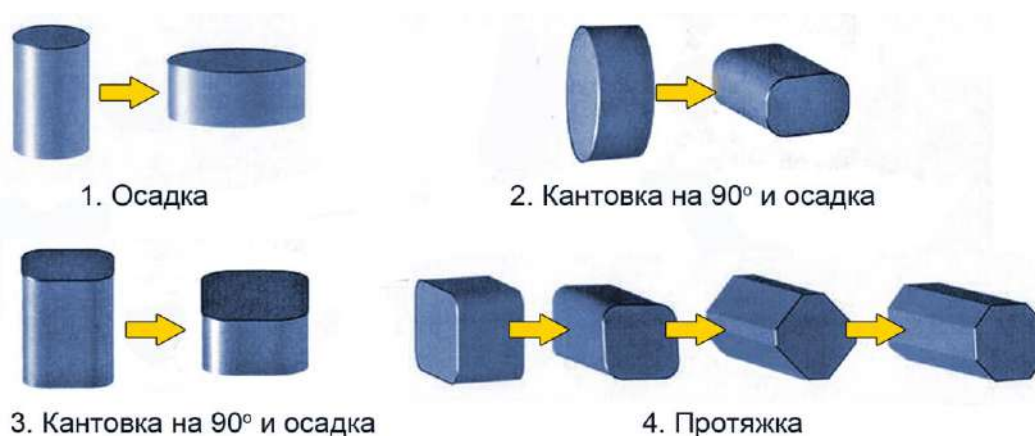


Рисунок 27. Схематическое изображение процесса всесторонней изотермическойковки

Постепенное уменьшение размера зерен в структуре заготовки вплоть до наноразмерного уровня при всесторонней ковке происходит при поэтапном снижении температуры деформационной обработки. Общеизвестно, что при измельчении микроструктуры металла или сплава происходит значительное повышение его пластичности. Если проводить каждую последующую деформацию без изменения температурно-скоростных условий, то материал может перейти в состояние сверхпластичного течения, что, безусловно, повысит однородность микроструктуры, однако дальнейшее измельчение зерен микроструктуры будет невозможно. Вследствие этого при последующих этапах деформационного воздействия температуру понижают (с сохранением прежней скорости деформации), что способствует дальнейшему измельчению микроструктуры. Повторное использование всесторонней изотермическойковки при пониженной температуре позволяет вновь получить полностью рекристаллизованную однородную микроструктуру заготовки с высокой долей большеугловых границ зерен, но уже с существенно более мелким их размером. Благодаря всесторонней изотермической ковке, приводящей к формированию однородной

микроструктуры с размером зерен вплоть до наноразмерного, окончательная обработка заготовки может проводиться при относительно низкой температуре с использованием довольно дешевого деформирующего инструмента. Немаловажным преимуществом такого способа обработки, по мнению специалистов, является высокий коэффициент использования материала (рисунок 28).

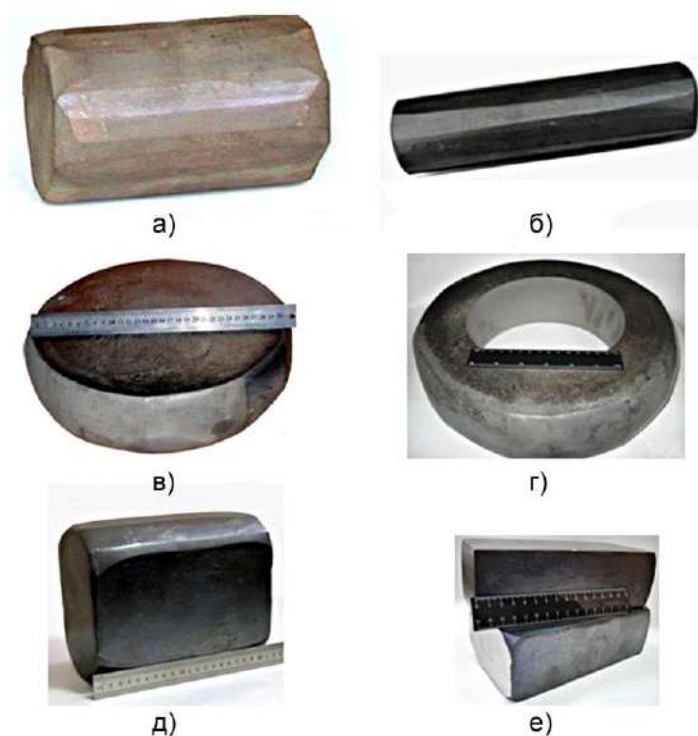


Рисунок 28. Объемные титановые наноструктурные полуфабрикаты, полученные методом всесторонней изотермическойковки: а) пруток $\varnothing = 200$ мм, $L = 300$ мм; б) пруток $\varnothing = 80$ мм, $L = 350$ мм; в) шайба $\varnothing = 320$ мм, $h = 100$ мм; г) кольцо $\varnothing_{\text{внеш}} = 320$ мм, $\varnothing_{\text{внутр}} = 200$ мм, $h = 80$ мм; д) сляб под прокатку $200 \times 170 \times 100$ мм³; е) слябы под прокатку $160 \times 100 \times 60$ мм³; а, в, г, д — сплав ВТ6; б, е — технически чистый титан ВТ1-0

В ходе процесса всестороннейковки устраняются свойственные слитку дефекты, что способствует повышению эксплуатационных свойств изделия. Например, в результате применения такого подхода к образцу из алюминидатитана (TiAl) удалось достичь среднего размера зерен 0,1 – 0,4 мкм, что позволило повысить прочность и твердость материала при комнатной температуре, а также в некоторой степени увеличить вязкость его разрушения.

В качестве примера использования метода всесторонней изотермическойковки ниже будут приведены результаты обработки сложнолегированного термически неупрочняемого алюминиевого сплава с высоким содержанием магния (более 3-4 вес. %) системы Al-Mg. Сплав 1570С имеет стандартный состав Al–5Mg–0,18Mn–0,2Sc–0,08Zr вес. % и относится к труднодеформируемым материалам из-за относительно высокой прочности и низкой пластичности при комнатной температуре. Данный сплав обладает высокими механическими характеристиками, коррозионной стойкостью и хорошей свариваемостью и рассмат-

ривается в качестве одного из основных материалов для изготовления элементов конструкции летательных аппаратов.

Цилиндрическую заготовку из сплава 1570С, имеющую диаметр 80 мм и длину 150 мм, сначала деформировали на гидравлическом прессе в изотермических условиях при температуре 325 °С. После этого производили последовательную осадку вдоль трех перпендикулярных осей с последующей протяжкой по схеме, представленной на рисунке 27. Форма и размеры заготовки при этом сохранялись приблизительно постоянными после каждого перехода. Для фиксации структурных изменений, вызванных деформацией, заготовку после каждого перехода охлаждали в воде.

Процесс всесторонней изотермическойковки проходил в три этапа с понижением температуры в интервале 325-175 °С до суммарной степени деформации $\epsilon \approx 24$. Внешний вид заготовки после первого (при 325 °С) и третьего (при 175 °С) этаповковки представлен на рисунке 29.

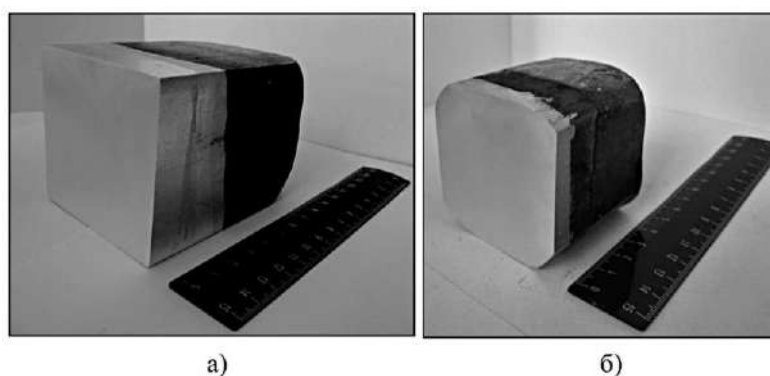


Рисунок 29. Внешний вид заготовки после первого (а) и третьего (б) этапов всесторонней изотермическойковки

Из рисунка 29 видно, что при опробованной схеме и режимахковки технологическая пластичность сплава оказалась достаточной для успешного деформирования заготовки до суммарной степени деформации $\epsilon \approx 24$, завершившейся на третьем этапе при температуре 175°С. При этом на всех этапах процесса исследователи не отмечали в заготовке формирования каких-либо несплошностей в виде трещин и расслоений. Отсутствие макроскопических дефектов и наблюдаемая однородность структуры скорее всего обусловлены разнонаправленной схемой деформирования, которая привела к равномерной трансформации структуры материала во всех сечениях заготовки при последовательном изменении оси приложения к ней нагрузки.

Процесс всесторонней изотермическойковки привел к значительному измельчению зерен уже на первом этапе (рисунок 30а). Крупнозернистая структура на 85-90 % замещалась новой мелкозернистой структурой с высокой долей большеугловых границ. При этом размер зерен был почти одинаков и составлял ~ 2 мкм.

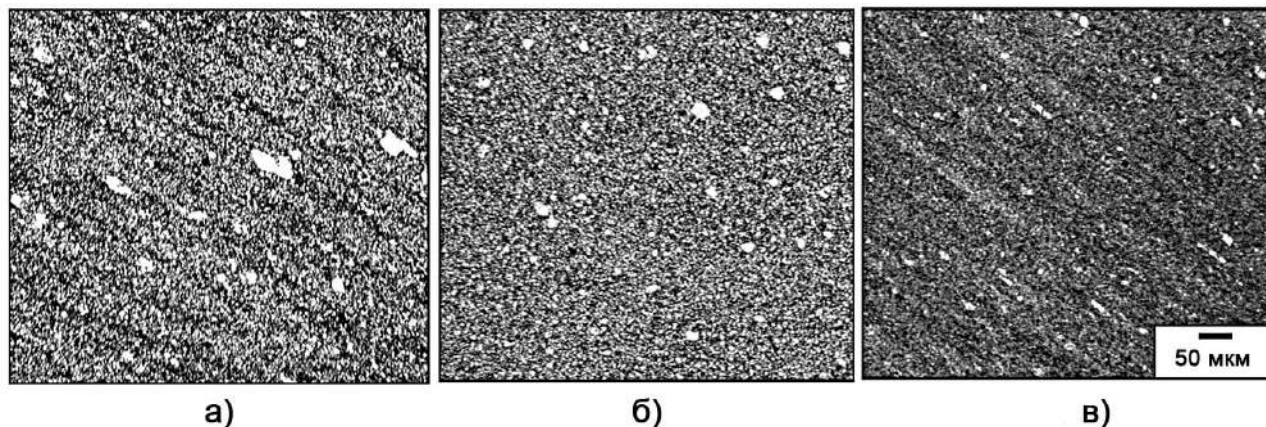


Рисунок 30. Микроструктура сплава 1570С после первого (а), второго (б) и третьего (в) этапов всесторонней изотермическойковки

Измельчение зеренной структуры на первом этапе процессаковки практически полностью завершилось при небольшом количестве (около 10-15 %) оставшихся крупных фрагментов исходных зерен, содержащих сетки малоугловых границ. Наличие нерекристаллизованных фрагментов исходных зерен обусловлено тем, что трансформация структуры в процессе непрерывной динамической рекристаллизации при постоянной температуре высокотемпературнойковки достигла своего насыщения на определенной стадии измельчения зерен. При дальнейшей деформации практически вся вновь вносимая в материал энергия релаксировала в мелкозернистых областях за счет развития в них зернограничного проскальзывания и динамического возврата. Соответственно, увеличение степени деформации не обеспечивало заметных изменений структуры и не приводило к дальнейшему уменьшению размеров ни мелких зерен, ни присутствующих в структуре относительно крупных фрагментов исходных зерен.

Понижение температуры на последующих этапахковки обусловило изменение характера внутризеренного дислокационного скольжения, а также уменьшение вклада зернограничного проскальзывания в общую деформацию и снижение скорости динамического возврата, что нарушило установившееся при более высокой температуре динамическое равновесие структуры и привело к образованию новых границ зерен. При этом формирование новых межкристаллитных границ обеспечивало уменьшение среднего размера зерен до $\sim 1,8$ мкм

на втором этапековки при температуре 250 °С и, соответственно, до ~ 0,9 мкм на третьем этапе при температуре 175 °С. Одновременно исследователями отмечалось повышение однородности микроструктуры за счет уменьшения размера нерекристаллизованных участков исходных зерен.

Таким образом, три последовательных этапа всесторонней изотермическойковки массивной заготовки, изготовленной из сплава 1570С, которые проводились при понижении температуры, позволили получить состояние с практически однородной ультрамелкозернистой структурой с размером зерен около 1 мкм. После трех этаповковки механические свойства заготовки повысились, прирост твердости составил около 15%, предел текучести повысился на 30 %, а предел прочности – на 11 %. Улучшение статической прочности сопровождалось сохранением достаточно высоких показателей пластичности. В целом, всестороннюю изотермическуюковку с понижением температуры можно рассматривать как эффективный метод обработки, позволяющий получать положительное сочетание прочностных и пластических свойств.

2.2.3 Многократная прокатка

Еще одним методом обработки металлов и сплавов для получения мелкозернистой структуры является многократная прокатка. Такой метод подходит для длинномерных заготовок тонкого сечения (листов). В основе метода лежит обычная двухвалковая прокатка, которая повторяется в несколько циклов. После каждого цикла деформационной обработки прокатанный лист режется на две части, очищается и складывается в пакет. Повторное пакетирование на каждом последующем цикле обработки позволяет деформировать заготовку до больших, практически неограниченных степеней, и сохранить ее исходный размер к моменту завершения обработки (рисунок 31).

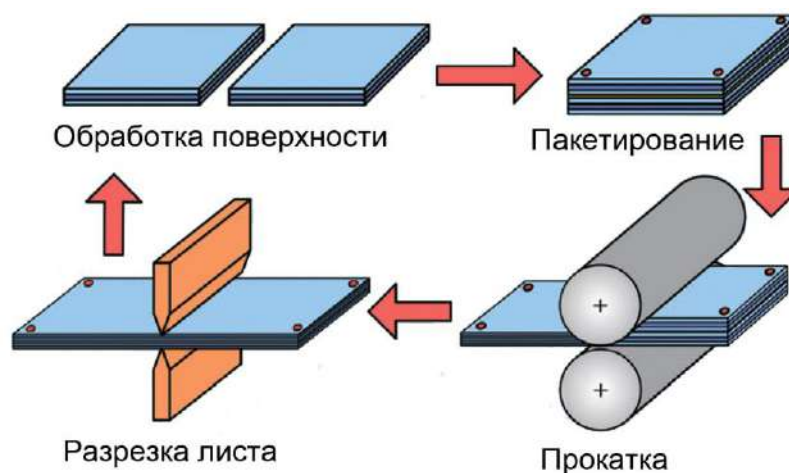


Рисунок 31. Схематическое изображение процесса многократной прокатки

В результате такой многоцикловой прокатки происходит поэтапное соединение листов между собой за счет диффузионного взаимодействия в твердой фазе, которое сопровождается измельчением микроструктуры до мелкодисперсного состояния. В качестве примера эффективности применения метода многократной прокатки ниже будет рассмотрено изменение микроструктуры и свойств алюминиевого сплава АА1060, имеющего химический состав $\text{Al} - 99,6\%$, $\text{Si} - 0,25\%$, $\text{Cu} - 0,05\%$, $\text{Mn} - 0,03\%$, $\text{Mg} - 0,03\%$, обработанного данным методом.

При проведении экспериментального исследования использовались листы толщиной 1 мм, изготовленные из сплава АА1060. Перед проведением многократной прокатки листы отжигались при температуре 873 К в течение 2 ч. После проведения термообработки средний размер зерен составил ~ 30 мкм.

На рисунке 32 показаны изображения микроструктуры образцов до и после процесса многократной прокатки, полученные с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

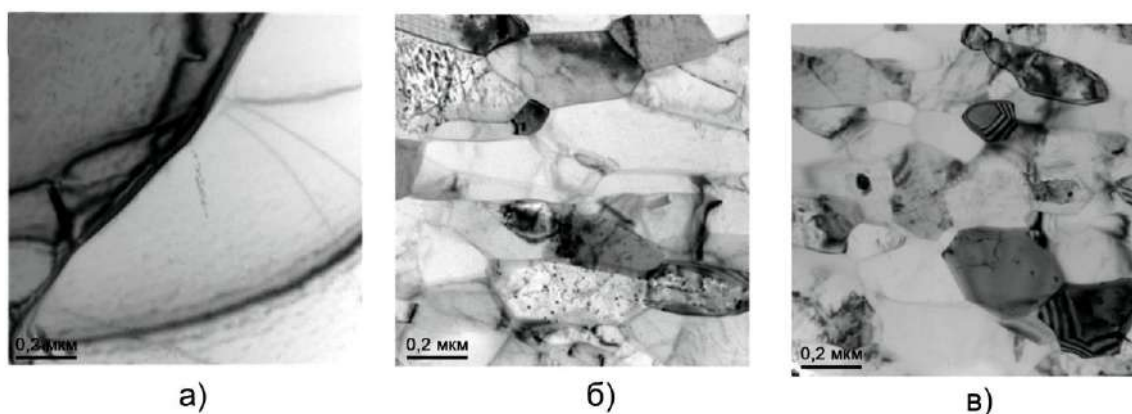


Рисунок 32. Микроструктура алюминиевого сплава АА1060, обработанного методом многократной прокатки: до прокатки (а); после трех проходов (б); после пяти проходов (в)

На рисунке 32, *а* видны крупные зерна микроструктуры сплава AA1060 перед прокаткой. После третьего прохода средний размер зерен уменьшился до ~ 460 нм, как показано на рисунке 32, *б*. После пятого прохода микроструктура сплава содержала почти равноосные зерна со средним размером частиц 420 нм, как показано на рисунке 32, *в*.

В ходе проведения научно-исследовательских экспериментов было установлено, что для плотного и надежного соединения листов в пакете необходима деформация в изотермических условиях при температурах, составляющих ~ 0,4-0,5 от температуры плавления исходного металла или сплава, с обжатием за 1 цикл не менее 50 %.

Метод многократной прокатки может применяться при производстве многослойных композиционных материалов с металлической матрицей (МКМ). На первом этапе подготавливают слои основного материала, который в результате будет являться матрицей МКМ. Затем проводят послойную укладку основного материала с листами материала армирующего компонента (так называемое «пакетирование»). После этого полученную сборку нагревают и прокатывают через два вала в несколько циклов. Результатом многократной прокатки является плотно спрессованный МКМ с равномерной ультрамелкозернистой структурой. Методом многократной прокатки получают различные многослойные МКМ на основе легких металлов – алюминия (Al) и магния (Mg), а также на основе титана (Ti) (например, композиты Ti/Cu, Ti/Al и др.).

В качестве примера синтеза композиционных материалов с металлической матрицей методом многократной прокатки ниже будут рассмотрены МКМ на основе алюминия (сплав Al-1100) и магния (сплав AZ31B).

Перед проведением синтеза композитов листы из магниевого сплава AZ31B отжигали при температуре 350 °С и затем проводили горячую прокатку при температуре 250 °С. Аналогичная термообработка проводилась для листов из алюминиевого сплава Al-1100.

Процесс синтеза МКМ осуществлялся следующим образом. Два листа, состоящие из смеси многостенных углеродных нанотрубок (Multiwalled carbon nanotubes – MWCNT) и поливинилового спирта (Polyvinyl alcohol – PVA), попеременно укладывали в стопку с тремя листами из основного сплава: магниевого сплава AZ31B (рисунок 33, *а*) и алюминиевого сплава Al-1100 (рисунок 33, *б*). После укладки листов в пакет производили их горячее прессование в ат-

мосфере аргона с целью предотвращения окисления нанотрубок во время процесса многократной прокатки.

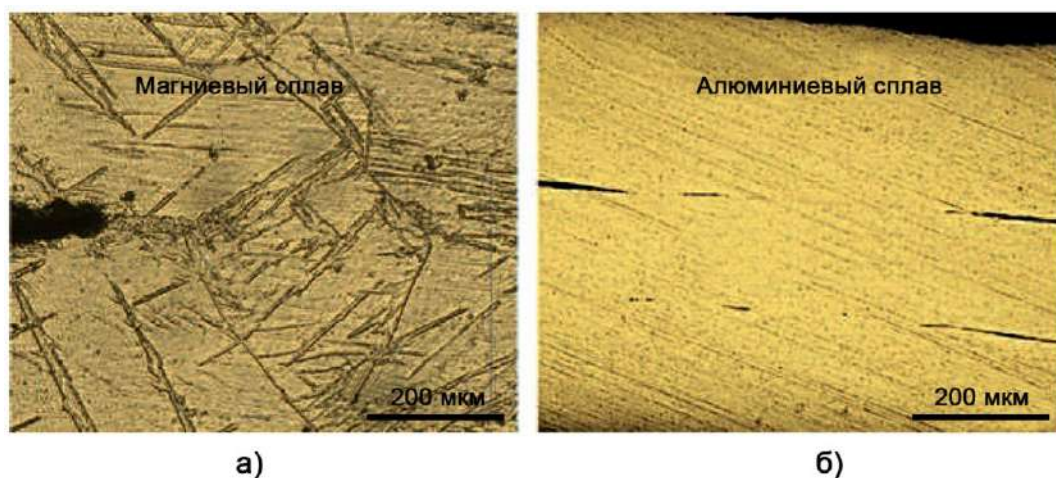


Рисунок 33. Многослойный МКМ на основе магниевого сплава AZ31B (а) и алюминиевого сплава Al-1100 (б) после первого цикла многократной прокатки

Общеизвестно, что скорость диффузии металла зависит от времени и температуры, поэтому температуру обработки постепенно повышали в течение 1,5 ч до 580 °С и 600 °С для магниевого и алюминиевого сплавов соответственно. Также осуществлялось постепенное повышение давления до 40 МПа. На завершающем этапе поддерживалась высокая температура в течение 1,5 ч с целью полного испарения поливинилового спирта и диффузии материала металлической матрицы между листами пакета. После отжига при температуре 350 °С в течение 30 мин конечный продукт представлял собой образцы, толщина листов которых составляла ~ 300-500 мкм.

Полученные МКМ обладали повышенными механическими свойствами за счет мелкой дисперсности микроструктуры и введения углеродных нанотрубок в металлическую матрицу без повреждения армирующего материала. Еще одним примером синтеза МКМ методом многократной прокатки можно указать создание многослойного материала титан—алюминий Ti/Al (рисунок 34).

Многократная прокатка осуществлялась на соединенных друг с другом в пакет пяти слоях композита, представляющего собой листы из чистого титана (чистота 99 %) и листы из алюминиевого сплава AA5049 (Al, 2% Mg, 0,8% Mn) толщиной 1 мм каждый. Пакетированные листы (Al-Ti-Al-Ti-Al) с общей толщиной 5 мм подвергались обжатию на 50% по толщине за один проход. После обжатия многослойный МКМ разрезался на две части, очищался этанолом,

опять укладывался в пакет и прокатывался. Многократная прокатка повторялась восемь циклов.

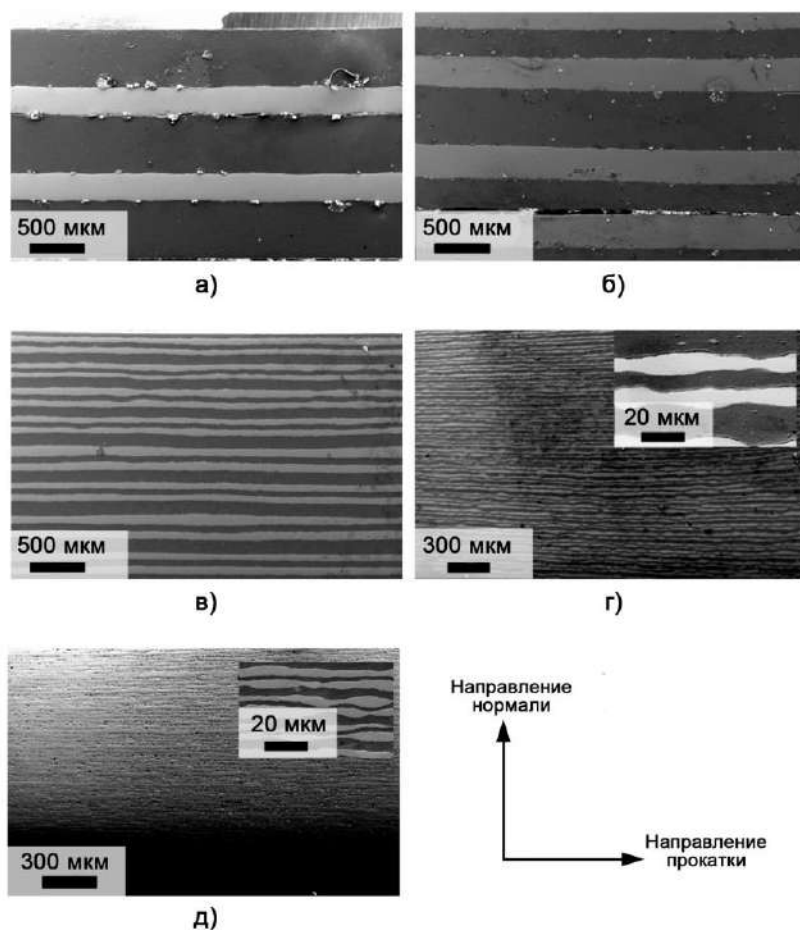


Рисунок 34. Продольный разрез листов композиционного материала Ti/Al после первого (а), второго (б), четвертого (в), шестого (г) и восьмого (д) прохода методом многократной прокатки

Как можно видеть из рисунка 34(а) образец композита Ti/Al после первого прохода уменьшился по толщине на 50%, однако это не повлияло на существенное изменение размера зерен. При первом проходе не применялась термообработка, что стало результатом макроскопического разрушения верхнего слоя. По этой причине при последующих циклах прокатку проводили при температуре 723 К. Количество слоев композита при каждом последующем цикле прокатки увеличивалось, а также повышалась прочность сцепления слоев друг с другом. Прокатку выполняли при различных скоростях деформации путем регулирования скорости обжимающих валков. В ходе проведения исследования специалистами было отмечено, что более медленная прокатка (23,4 с) приводит к усиленному сужению слоев титана в многослойном композите (рисунок 34в).

Метод многократной прокатки, в отличие от других способов интенсивной пластической деформации, является высокопроизводительным в промышленном изготовлении наноструктурных изделий. При применении данной технологии используются традиционные прокатные станы горячей и холодной прокатки практически без их доработки. Специалисты отмечают, что метод многократной прокатки в последние годы приобрел широкое применение в металлургическом производстве.

2.2.4 Многократное гофрирование-распрямление

Метод многократного гофрирования-распрямления чаще всего применяется для металлических изделий в виде листов, пластин, лент или проволоки и, так же как и другие методы интенсивной пластической деформации, служит для получения мелкозернистой структуры в сплавах. Он может осуществляться двумя способами: в специальных профилированных пресс-формах (рисунок 35) или путем прокатки через специальное устройство, оборудованное валками различной формы (рисунок 36).

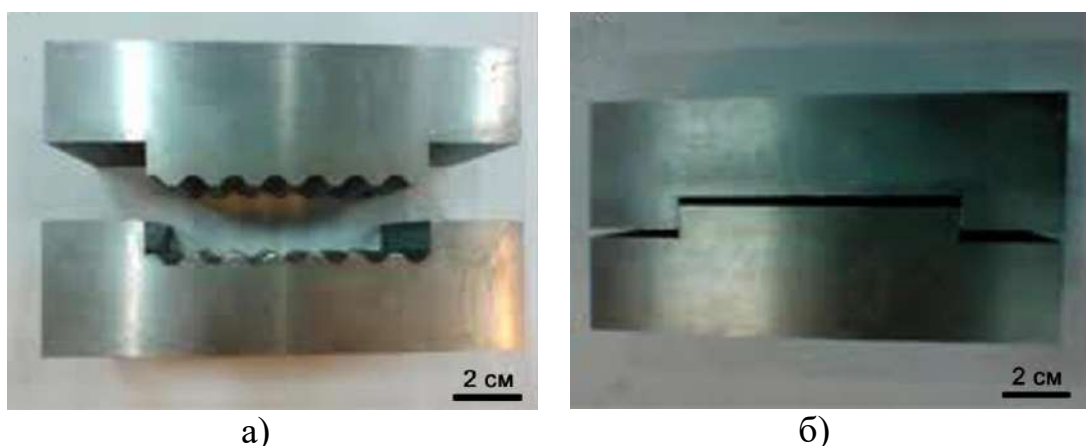


Рисунок 35. Внешний вид специальных профилированных пресс-форм для осуществления метода гофрирования-распрямления: форма оснастки для рифления (а) и форма оснастки для выпрямления заготовки (б)

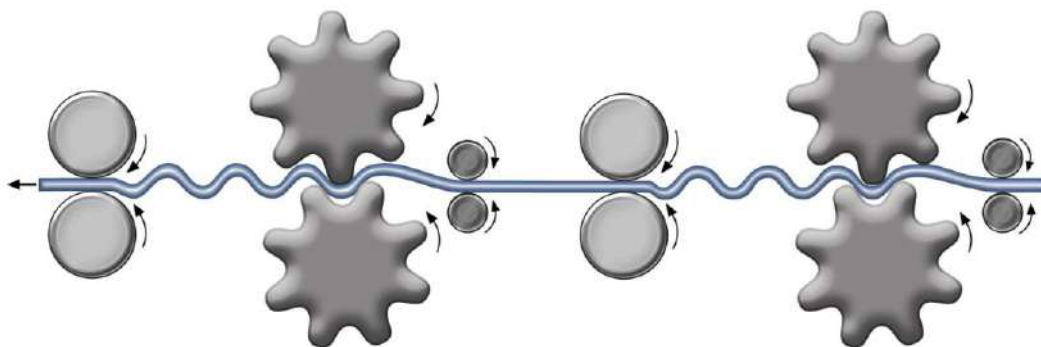


Рисунок 36. Схематическое изображение специального устройства, оборудованного валками различной формы, для осуществления метода гофрирования-распрямления

Процесс многократного гофрирования-распрямления состоит из следующих этапов. На первом этапе происходит изгиб заготовки из металла или сплава между двумя пресс-формами в противоположных направлениях с участками плоской поверхности в так называемую гофрированную форму. При этом заготовка подвергается значительным пластическим деформациям сдвига. Затем происходит выпрямление получившейся заготовки между двумя плоскими пресс-формами. В областях, подвергшихся пластическому деформированию посредством сдвиговых напряжений, происходит измельчение зерна структуры металла. После поворота образца на 180° деформации подвергаются не затронутые ранее зоны. Далее образец сдвигают на шаг рифления и процесс повторяют до тех пор, пока вся заготовка не приобретет равномерную мелкозернистую структуру, что в результате существенно повысит ее прочность.

Схема процесса многократного гофрирования-распрямления представлена на рисунке 37.

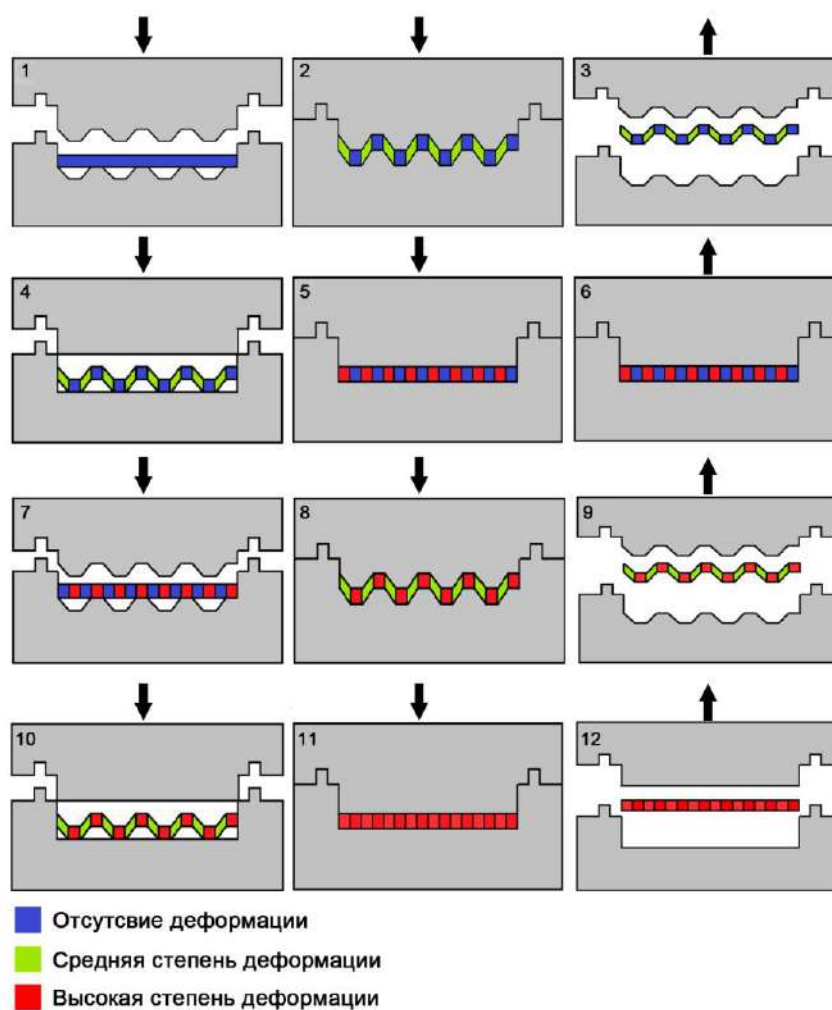


Рисунок 37. Схематическое изображение процесса многократного гофрирования-распрямления

В качестве примера улучшения механических свойств посредством метода гофрирования-распрямления ниже будет рассмотрено экспериментальное исследование образцов из магниевого сплава системы Mg-Mn-Ce со следующим химическим составом: Mg (основа), Mn – 1,3 %, Ce – 0,2 %.

Образцы в исходном состоянии имели размеры 120×20×2 мм. Микроструктура представляла собой равноосные зерна со средним размером 9 мкм с нормальным распределением по размерам в диапазоне 2—20 мкм (рисунок 38).

Предел текучести сплава Mg-Mn-Ce до проведения обработки методом гофрирования-распрямления составлял 105 МПа, предел кратковременной прочности – 273 МПа, предельная деформация до разрушения – ~ 17 %, микротвердость – 0,48 ГПа.

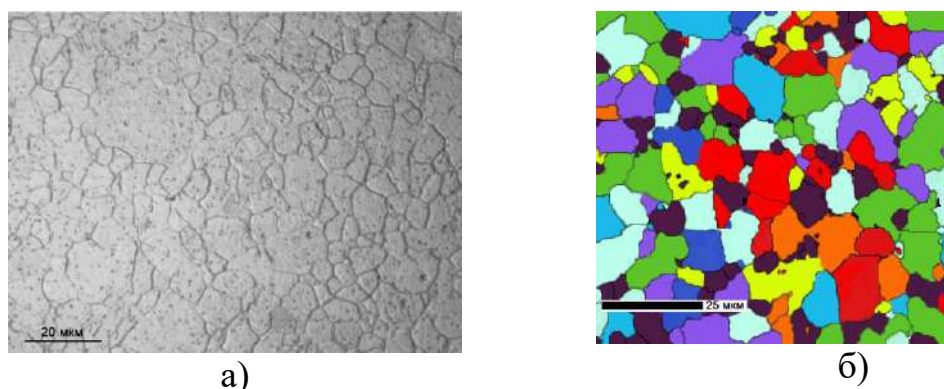


Рисунок 38. Микроструктура магниевого сплава системы Mg-Mn-Ce до осуществления пластической деформации методом гофрирования-распрямления

Образцы подвергались трем циклам пластической деформации методом гофрирования-распрямления. В результате проведенной механической обработки средний размер зерен уменьшился с 9 мкм до 2,2 мкм, а нормальное распределение по размерам стало в диапазоне 0,5 – 5 мкм (рисунок 39).

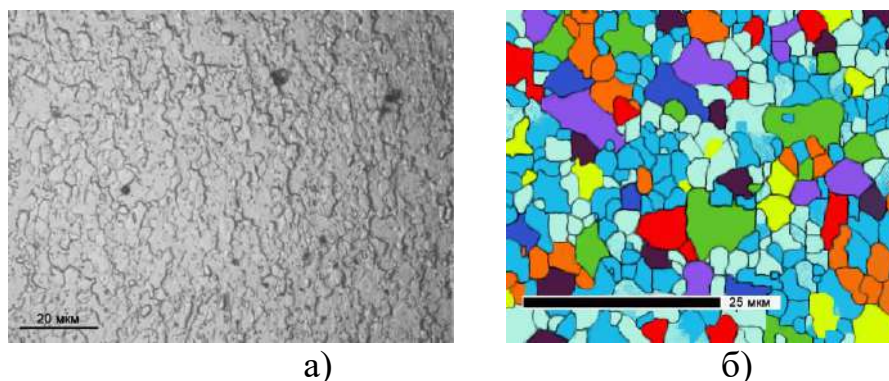


Рисунок 39 – Микроструктура магниевого сплава Mg-Mn-Ce после трех циклов пластической деформации методом гофрирования-распрямления

После проведения трех циклов гофрирования-распрямления, в результате которого уменьшился размер зерна магниевого сплава Mg-Mn-Ce, произошел резкий рост сопротивления пластической деформации и увеличение прочностных характеристик, что было подтверждено во время механических испытаний на растяжение.

Для проведения механических испытаний на растяжение при комнатной температуре из исходных заготовок электроэрозионным методом были вырезаны стандартные плоские образцы двухлопаточной формы. Размеры рабочей части образцов составили $9,45 \times 2 \times 1,1$ мм.

По результатам испытаний было установлено, что после деформационного упрочнения предел текучести сплава Mg-Mn-Ce возрос на ~ 30 % и составил 140 МПа, а предел прочности увеличился на ~ 17 % и составил 320 МПа. Предельная деформация до разрушения составила ~ 19 %. Микротвердость увеличилась на 12,5 % до 0,54 ГПа.

Подобное увеличение прочностных свойств в целом характерно для магниевых сплавов при модификации их микроструктуры различными методами ИПД, и в частности методом гофрирования-распрямления.

Изменение значения предельной деформации до разрушения магниевого сплава Mg-Mn-Ce при уменьшении среднего размера зерна, по мнению специалистов, может быть связано с активацией новых дополнительных систем скольжения в зернах с микронными размерами. Измельчение зеренной структуры в магниевых сплавах также существенно снижает анизотропию их механических свойств.

Таким образом, в ходе проведенного эксперимента было показано, что метод гофрирования-распрямления улучшает механические свойства материала, а также способствует повышению активации дополнительных систем скольжения, что увеличивает степень пластической деформации по сравнению с крупнокристаллическими образцами.

2.2.5 Равноканальное угловое прессование

Одним из наиболее часто используемых способов измельчения микроструктуры готового изделия, вплоть до получения в нем нанокристаллической структуры, является метод равноканального углового прессования (РКУ-прессование). Данная технология основывается на деформации сдвига, осуществляемого путем многократного продавливания под нагрузкой исходного материала с использованием пуансона через пару пересекающихся под определенным углом (чаще 90°) каналов специальной оснастки (рисунок 40). Каналы могут иметь различные поперечные сечения в зависимости от формы обрабатываемой заготовки и равные размеры (рисунок 41). Процесс протекает при комнатной температуре, но в случае с труднодеформируемыми материалами может осуществляться при повышенных температурах. Формируемая в итоге мелкодисперсная структура состоит из нанозерен, размерные параметры которых варьируются в диапазоне 200—500 нм.

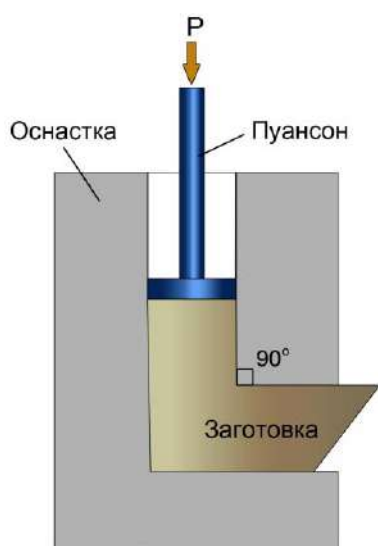


Рисунок 40. Схематичное изображение процесса равноканального углового прессования

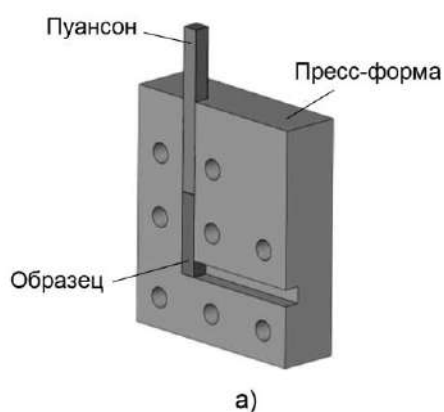


Рисунок 41. Схема основной части разборной оснастки (а) и общий вид оснастки для равноканального углового прессования легких сплавов (б)

По мере прохождения заготовки через каналы оснастки ее внутренняя структура заметно измельчается, о чем можно судить на примере алюминиевого сплава В95 (Al-Zn-Mg-Cu), который был подвергнут четырем проходам РКУ-прессования (рисунок 42)..

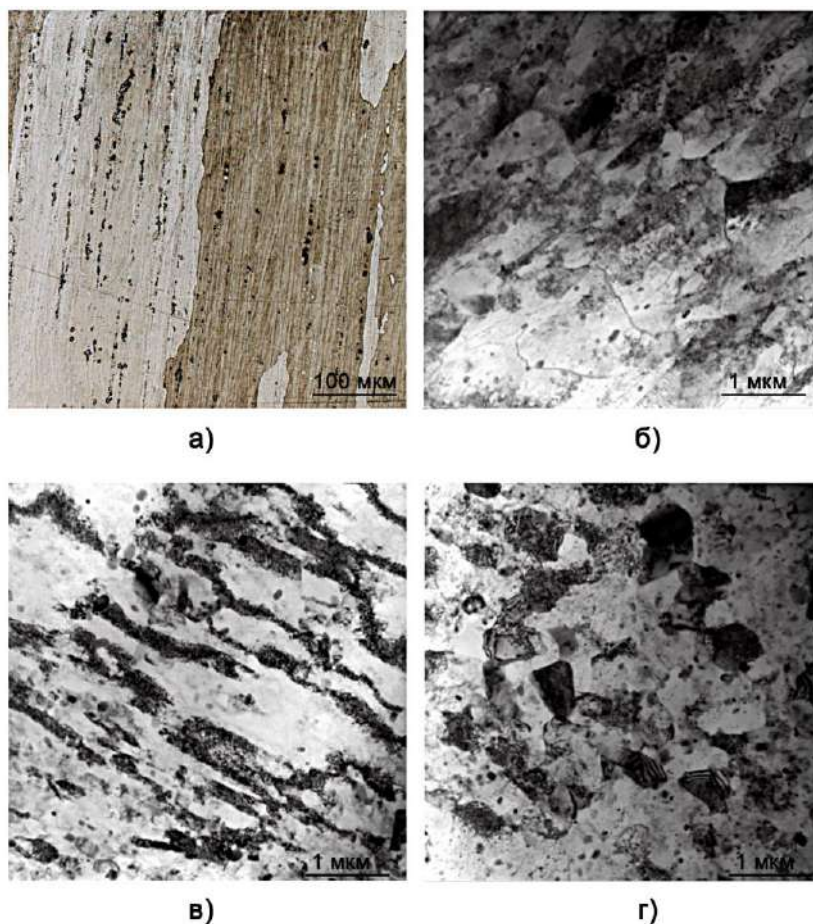


Рисунок 42. Микроструктура алюминиевого сплава В95 (Al-Zn-Mg-Cu) в исходном состоянии (а), после одного (б), двух (в) и четырех (г) проходов РКУ-прессования

Способ РКУ-прессования позволяет обрабатывать цилиндрические изделия, достигающие в длину 250 мм с диаметром до 70 мм. По завершении процесса равноканального углового прессования заготовка не разрушается, а ее поперечное сечение остается неизменным, что позволяет проводить деформирование многократно. Еще одним преимуществом при реализации данного метода является то, что заготовка может подвергаться практически неограниченным по величине деформациям сдвига (рисунок 43).

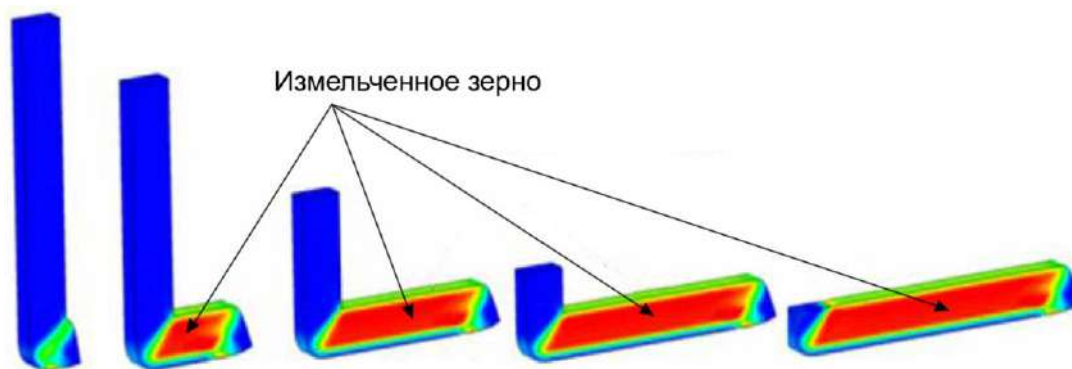


Рисунок 43. Диаграмма распределения деформаций сдвига в образце по мере прохождения через каналы оснастки

В процессе РКУ-прессования на образование мелкодисперсной структуры непосредственно влияют направление деформирования и число проходов, т.е. в обрабатываемых материалах могут быть задействованы различные системы скольжения за счет вращения заготовки вокруг ее продольной оси после каждого прохода (рисунок 44). На практике в основном осуществляются прессование без вращения заготовки, вращение ее на 90° в разных направлениях или в одном направлении, и вращение заготовки на 180° . Основным отличием в этих случаях является направление деформации сдвига при повторном прессовании заготовки. С увеличением числа проходов структура материала все больше измельчается, например при 10 проходах заготовки из чистых металлов приобретают нанокристаллическую структуру с размером зерна $\sim 200\text{-}300$ нм, а при использовании некоторых сплавов – даже порядка 100 нм. Также исследователями изучается влияние угла между каналами на формирование мелкозернистой структуры.

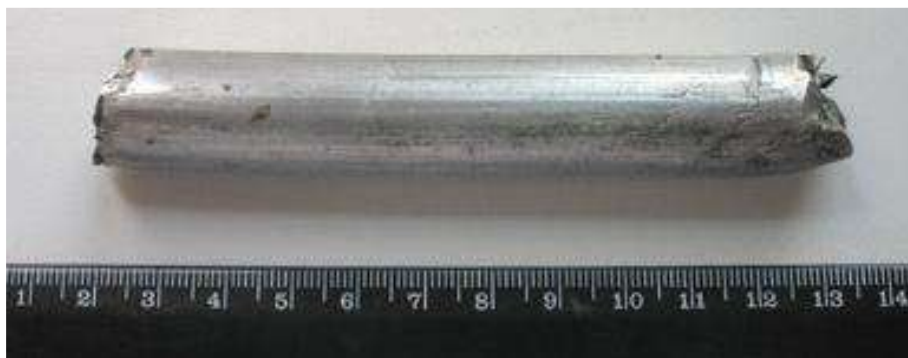


Рисунок 44. Заготовка из алюминиевого сплава после обработки методом РКУ-прессования с вращением вокруг ее продольной оси после каждого прохода

К основным недостаткам метода РКУ-прессования относятся относительно небольшой размер исходных изделий и необходимость удаления неоднородно обработанного при деформации краевого участка заготовки, что снижает коэффициент использования металла.

Процесс изменения микроструктуры в ходе РКУ-прессования, который сопровождается фрагментацией зерен и образованием ярко выраженной текстуры, будет рассмотрен на примере зарубежного магниевого сплава ZK60 (94 вес. % Mg, 5,5 вес. % Zn, 0,5 вес. % Zr). Также будет показано влияние РКУ-прессования на улучшение механических характеристик сплава по сравнению с его исходными.

При проведении испытаний исходная заготовка имела форму параллелепипеда размером $10 \times 10 \times 50$ мм (рисунок 45). После проведения РКУ-прессования из нее были вырезаны перпендикулярно длинной оси заготовки испытательные образцы в виде квадратной пластинки толщиной 2 мм и в виде куба размером $10 \times 10 \times 10$ мм, который предназначался для проведения механических испытаний на сжатие. Выбор конкретной формы был обусловлен необходимостью исследования анизотропии свойств магниевого сплава ZK60 после проведения деформирования посредством РКУ-прессования.

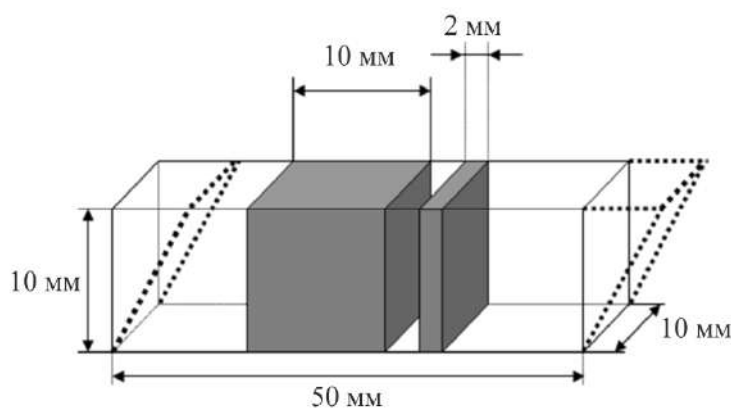


Рисунок 45. Схема вырезания образцов из исходной заготовки для проведения механических испытаний (куб) и микроструктурных исследований (пластина)

Процесс РКУ-прессования осуществляли в матрице с углом сопряжения каналов, равным 105° , скорость движения пуансона составляла 3 см/с, температу-

ра образца при деформировании поддерживалась на постоянном уровне (200 °С). Деформация исходного параллелепипедного образца осуществлялась в один проход вдоль длинной оси заготовки.

После осуществления однопроходного РКУ-прессования исходная заготовка приняла прямоугольную форму. Из нее, как указывалось выше, был вырезан кубический образец для проведения механических испытаний на сжатие. Сжатие кубического образца происходило в двух направлениях: вдоль оси канала РКУ-прессования (рисунок 46, а) и вдоль плоскостей сдвига (рисунок 46, б). На рисунке 46 (а, б) показаны схемы испытания образцов на сжатие, в которых маленькими стрелками указано направление перемещения образца по каналу, а большими – направление сжатия при механических испытаниях.

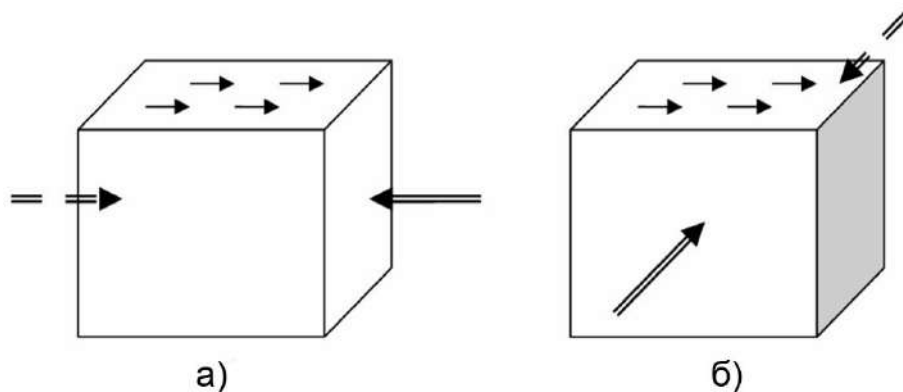


Рисунок 46. Схемы испытания кубического образца на сжатие: вдоль оси канала прессования (а) и вдоль плоскостей сдвига (б)

По результатам механических испытаний магниевого сплава ZK60 после деформации посредством однопроходного РКУ-прессования было установлено, что значение предела текучести выросло в 1,7 раза, а значение предела прочности увеличилось на 20 %. Предельная деформация до разрушения осталась на прежнем уровне. При исследовании анизотропии свойств после деформации выяснилось, что предел текучести вдоль канала прессования повысился на 39 %, а предел прочности – на 44 %.

По заявлениям специалистов, для магниевого сплава ZK60 в целом характерно твердофазное упрочнение, поскольку в его структуре присутствуют мелкодисперсные интерметаллические соединения, сохраняющиеся в сплаве после его нагрева до температуры, при которой происходит деформация РКУ-прессованием (200 °С).

Как указывалось выше, в ходе РКУ-прессования происходит интенсивное уменьшение размера зерен, что, в свою очередь, заметно увеличивает механи-

ческие свойства сплава по сравнению с исходными (рисунок 47). Для выявления получившейся структуры сплава ZK60 проводилось микроструктурное исследование на образце в виде пластины, вырезанной из деформированной заготовки.

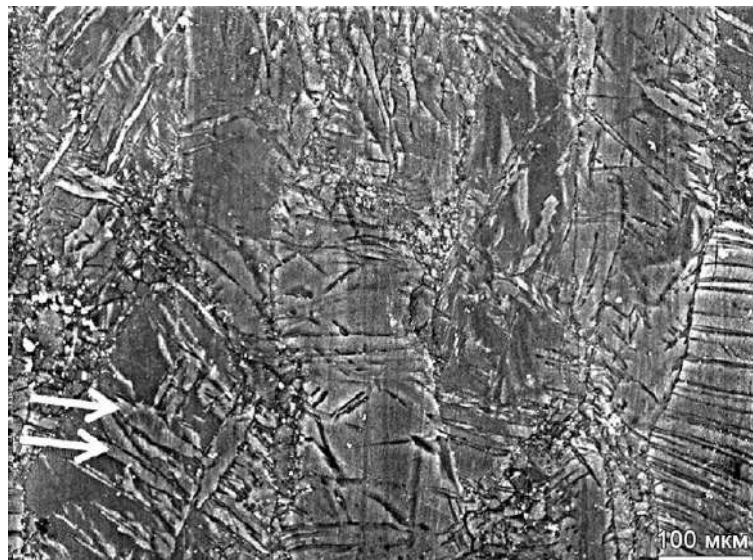


Рисунок 47. Микроструктура сплава ZK60 после однократной деформации РКУ-прессованием при температуре 200 °С, стрелками на рисунке показаны возникшие при деформации области переориентации кристаллической решетки (двойники)

Как видно из рисунка 47, в плоскости шлифа образец состоит из сравнительно крупных частично фрагментированных первичных зерен. В процессе деформации возникают области симметричной переориентации кристаллической решетки. Возникновение таких областей является первичным механизмом измельчения крупных зерен и в материаловедении называется двойникованием. Двойники создают ориентированные поля напряжений, которые обуславливают анизотропию внутренних напряжений и приводят к проявлению анизотропии свойств макрообразца при механических испытаниях. Двойники в структуре образца вызывают растягивающие напряжения, что приводит к частичной релаксации внутренних напряжений и, по мнению специалистов, способствуют механической устойчивости материала.

Из полученных результатов следует, что даже однократная деформация РКУ-прессованием образца из магниевого сплава ZK60 способствует эффективному измельчению зерен микроструктуры посредством двойникования, что, в свою очередь, повышает механические свойства сплава.

2.2.6 Деформация кручением под высоким давлением

Еще одним широко распространенным способом получения мелкозернистой структуры в заготовках из металлов и сплавов является метод деформации кручением под высоким давлением, или как еще его называют специалисты – кручение под одноосным сжатием. Сущность метода заключается в следующем. Образец помещается между пресс-бойками и сжимается под приложенным давлением P величиной в несколько ГПа (до 10 ГПа). Несмотря на большие степени деформации, образец под приложенным давлением не разрушается. В зависимости от конструкции оснастки вращается только один из пресс-бойков – нижний или верхний. Пресс-бойки могут быть плоскими или иметь специальную полость. После сдавливания образца между пресс-бойками происходит вращение подвижного пресс-бойка, при котором под воздействием сил поверхностного трения в заготовке происходит пластическая деформация сдвига (рисунок 48). Величину этой деформации (γ) можно вычислить по формуле (1):

$$\gamma = \frac{2\pi N r}{h}, \quad (1)$$

где N – число оборотов, r – радиус образца, h – высота образца.

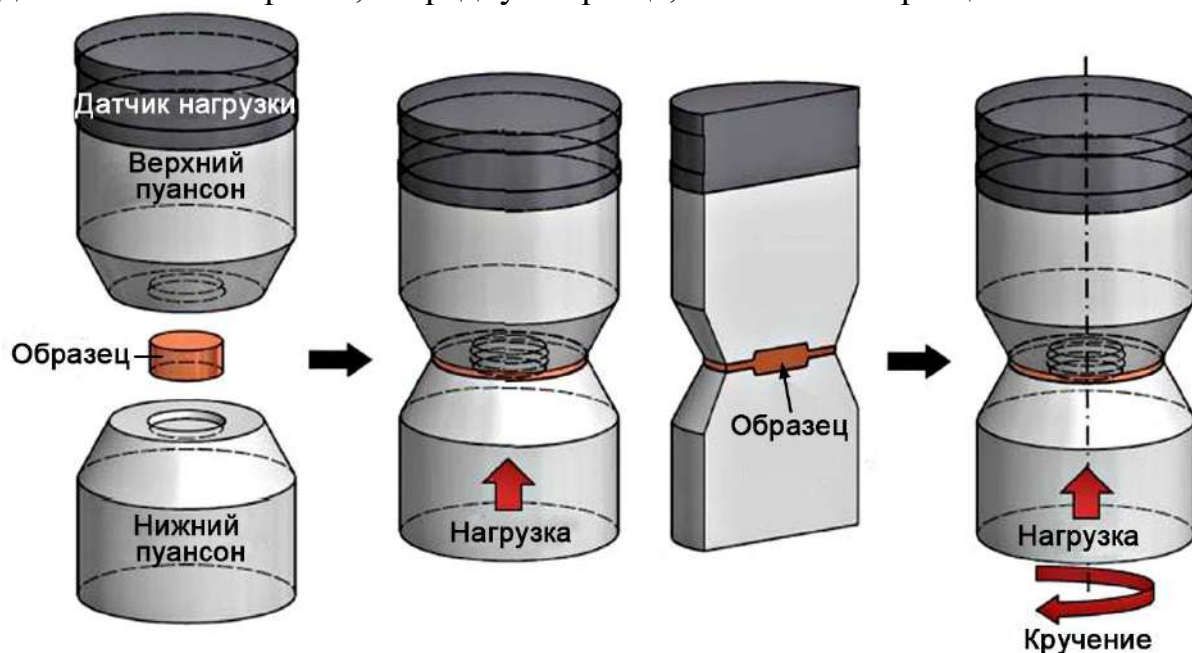


Рисунок 48. Схематическое изображение процесса деформации кручением под высоким давлением

Структура материала заготовки начинает измельчаться уже после деформирования на четверть оборота (рисунок 49). Для получения однородной нанокристаллической структуры со средним размером зерна около 100 нм необходима деформация в несколько оборотов. Исследователи отмечают, что даже при осуществлении данного метода при комнатной температуре достигается

очень высокая плотность образцов ($\sim 100\%$), а прочность увеличивается в несколько раз. Конечный размер зерен зависит от химического состава обрабатываемого материала, а также от условий деформирования – величины давления, температурного режима, скорости деформации, числа оборотов и др.



Рисунок 49. Микроструктура образца из магниевого сплава AZ31, полученная после кручения на четверть оборота под одноосным сжатием при давлении 6 ГПа и температуре 463 К

Данный метод ИПД подходит для заготовок, имеющих форму диска с диаметром 10-20 мм и толщину до 2 мм (рисунок 50).

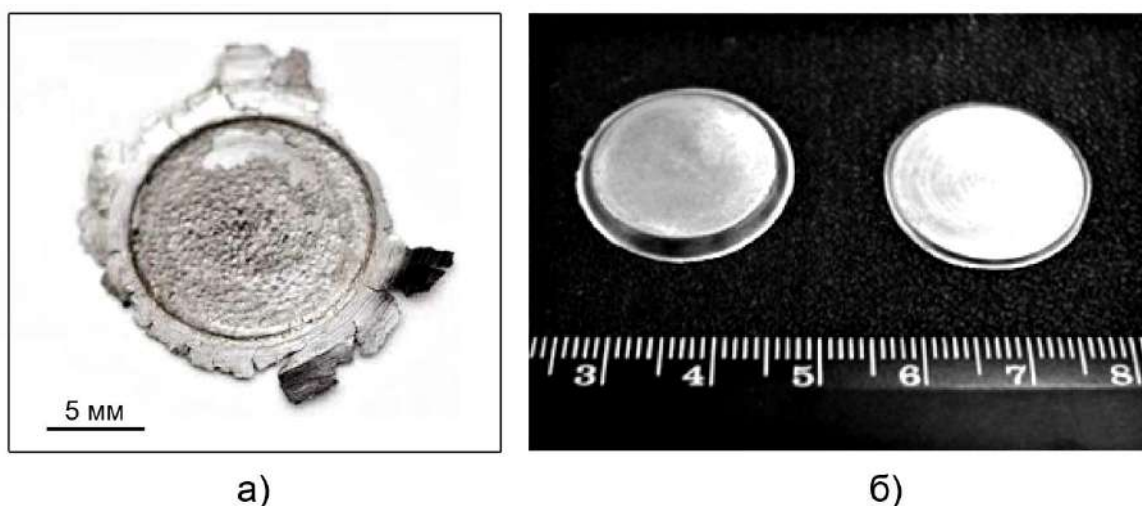


Рисунок 50. Примеры образцов, полученных после кручения под одноосным сжатием в несколько оборотов (а) и на пол-оборота (б)

Как указывалось выше, существенное измельчение структуры наблюдается уже после деформирования на пол-оборота или даже на четверть, но для созда-

ния однородной наноструктуры обычно требуется деформация минимум в два оборота.

В последние годы метод кручения под одноосным сжатием получил дальнейшее развитие в виде создания ряда специализированных оснасток, в которых можно изготавливать достаточно массивные образцы различной геометрии, например цилиндрические образцы высотой от 2,5 до 8,5 мм (рисунок 51, а). В ряде научных работ также была продемонстрирована возможность изготовления заготовок в виде колец диаметром от 30 до 100 мм, для обеспечения деформации которых на их ближайшей к оси вращения поверхности делается конический выступ, соответствующий форме бойков (рисунок 51, б).

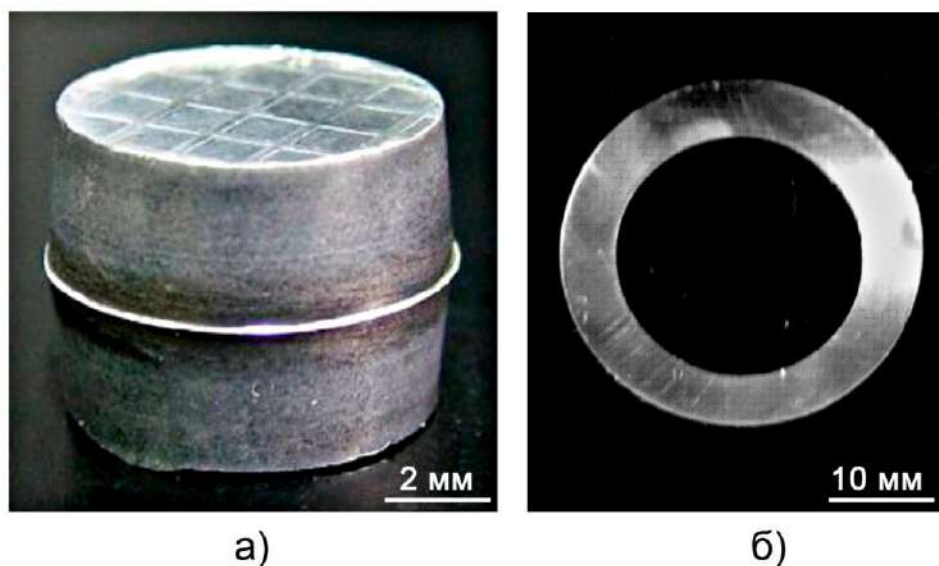


Рисунок 51. Внешний вид образцов в виде цилиндра (а) и кольца (б), деформированных методом кручения

Моделирование процесса течения материала методом конечных элементов (МКЭ) при использовании способа кручения под одноосным сжатием показало следующее. Величина нормальных напряжений, возникающих в образце в процессе интенсивной пластической деформации кручением, значительно изменяется вдоль радиуса образца. Она максимальна в центральной части и постепенно уменьшается по мере приближения к краю образца. При этом происходит изменение знака действующих напряжений, то есть в центральной части образца действуют значительные сжимающие напряжения, а периферийная область подвержена влиянию растягивающих напряжений. Такое распределение нор-

мальных напряжений можно объяснить особенностями реализации схемы деформации, а именно максимальным сопротивлением течению материала в центральных областях и отсутствием ограничений течению материала в радиальном направлении в периферийных областях образца.

Метод деформации кручением под высоким давлением может успешно использоваться также для консолидации порошков. Более подробно данное обстоятельство будет рассмотрено на примере сплава титан-магний (Ti-Mg). В целом титановые сплавы широко используются в авиационной промышленности, поскольку имеют ряд преимуществ перед другими конструкционными материалами, заключающимися в их низкой плотности, высокой удельной прочности и отличной коррозионной стойкости. Одним из способов уменьшения веса элементов конструкций летательных аппаратов (ЛА) является использование в титановых сплавах более легких металлов, таких как литий (Li), алюминий (Al) или магний (Mg). Основная сложность заключается в том, что данные металлы имеют температуру плавления значительно ниже, чем температура плавления титана, что делает их практически нерастворимыми в нем. В связи с этим требуется применение специальных технологических приемов.

На фоне вышесказанного сплавы системы титан-магний (Ti-Mg) являются отличным материалом для применения в элементах конструкции ЛА, поскольку обладают высокой прочностью и малым весом. К сожалению, предельная растворимость магния в титане не превышает 2 ат.%, они не образуют друг с другом интерметаллических соединений и имеют слишком различные температуры плавления ($T_{\text{пл Mg}} = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{пл Ti}} = 1668\text{ }^{\circ}\text{C}$). Данные обстоятельства не позволяют производить Ti-Mg сплавы традиционными металлургическими способами (электродуговое литье, быстрая кристаллизация и др.). Однако данная проблема решается путем использования современных перспективных технологических процессов производства, когда составные компоненты сплава находятся в неравновесном состоянии и их растворимость друг в друге повышается. К таким процессам относят магнетронное распыление при постоянном токе, механическое легирование и механохимическое взаимодействие, искровое плазменное спекание и кручение под одноосным сжатием (High-Pressure Torsion – HPT), о которой пойдет речь дальше. С помощью данных методов достигается состояние перенасыщенного твердого раствора магния в титане.

Для проведения консолидации порошков Ti и Mg методом НРТ были взяты порошки этих металлов с чистотой 99,9 % (Ti) и 99,5 % (Mg). Размеры частиц исходных порошков составляли 40 мкм (Ti) и 180 мкм (Mg) (рисунок 52).

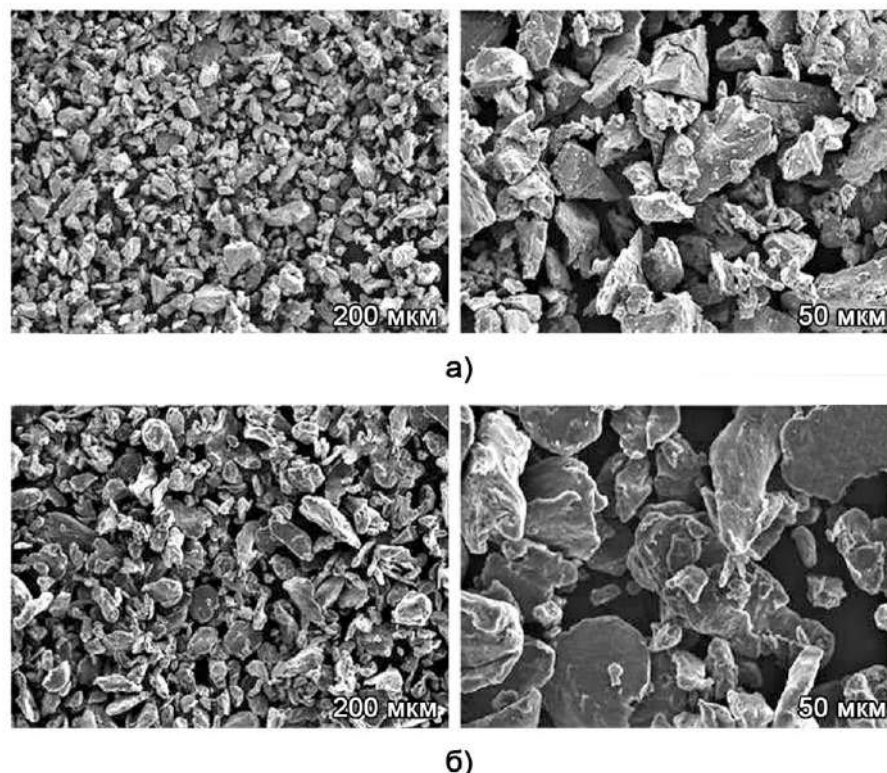


Рисунок 52. Изображения, полученные с помощью метода сканирующей электронной микроскопии, порошков титана (а) и магния (б) при различных увеличениях

С целью получения номинального химического состава сплава Ti_xMg_{100-x} порошки металлов были помещены в сферический контейнер, заполненный высокочистым аргонном. Также туда была добавлена стеариновая кислота в количестве 4 масс.% для повышения эффективности процесса НРТ. Общеизвестно, что органический компонент в порошковых смесях действует в качестве смазки или поверхностно-активного вещества (ПАВ), которое способствует уменьшению размера частиц и протеканию процесса взаимной диффузии компонентов. Затем полученная смесь помещалась в планетарную мельницу и обрабатывалась в ней со скоростью 200 об/мин в течение 2 ч. После этого смесь уплотнялась в холодном состоянии под давлением 40 МПа до получения экспериментальных образцов в форме дисков с диаметром 10 мм и толщиной 1 мм.

Проведение процесса НРТ осуществлялось путем помещения полученных дисковидных образцов между двумя пресс-бойками, приложении к ним сжимающего давления 5 ГПа и последующего кручения нижнего пресс-бойка, что вызывало значительные деформации сдвига. При проведении эксперименталь-

ного исследования варьировались количество и скорость оборотов. Эксперименты проводились при комнатной температуре в атмосфере окружающего воздуха. Конечные образцы имели также форму диска с диаметром 10 мм и толщиной 0,85 мм. Перед проведением лабораторных исследований поверхность дисков была отполирована до зеркального блеска.

С целью определения структурных составляющих сплава проводился анализ синтезированных образцов методом рентгеновской дифракции (X-Ray Diffraction – XRD). Метод XRD очень чувствителен к химическому составу, но содержание компонента менее 1 % практически не определяется. На рисунке 53 показаны результаты измерений состава сплава $Ti_{50}Mg_{50}$, полученные методом XRD, до и после обработки способом НРТ. До проведения обработки состав сплава состоит из основных металлов Ti и Mg в равном соотношении, имеющих гексагональную плотноупакованную решетку (ГПУ-решетку).

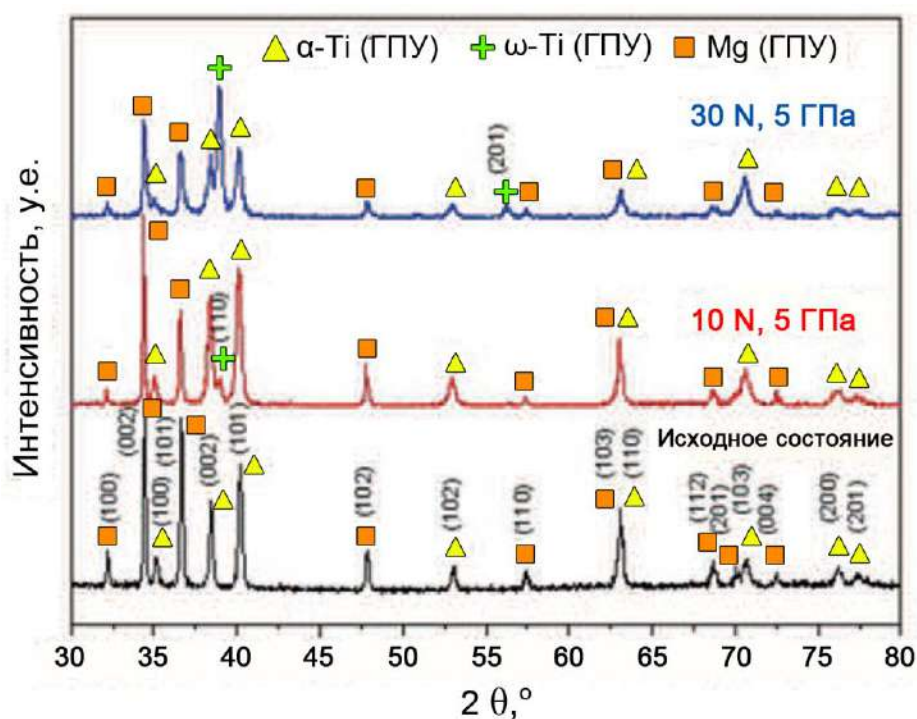


Рисунок 53.
*Рентгенограмма
сплава $Ti_{50}Mg_{50}$ до и
после обработки
методом НРТ с 10 и
30 оборотами (N)*

После обработки порошков методом НРТ при давлении 5 ГПа и 10 оборотами в структуре появляется фаза ω -Ti, имеющая гексагональную решетку, которая преобразуется из фазы α -Ti под действием давления. При увеличении количества оборотов до 30 содержание фазы ω -Ti значительно увеличивается, однако, фазы α -Ti и Mg все еще присутствуют в высокой концентрации. Поскольку цель обработки состояла в формировании сплава между Ti и Mg, а приложение

давления 5 ГПа способствовало только формированию фазы ω -Ti, то исследователями было принято решение понизить давление до 3 ГПа, а количество оборотов увеличить до 100.

Аналогично процессу механического легирования при обработке методом НРТ в структуре материала возникает высокая плотность дефектов, поэтому необходимо использовать контролирующий агент (Process Control Agent – PCA), который действует в качестве смазки и способствует формированию более мелкозернистой структуры, а также предотвращает холодную сварку между частицами. В качестве такого агента в данном исследовании использовалась стеариновая кислота. На рисунке 54 показана рентгенограмма образцов, полученная методом XRD, которые были подвергнуты обработке в вышеуказанных условиях (100 оборотов при давлении 3 ГПа).

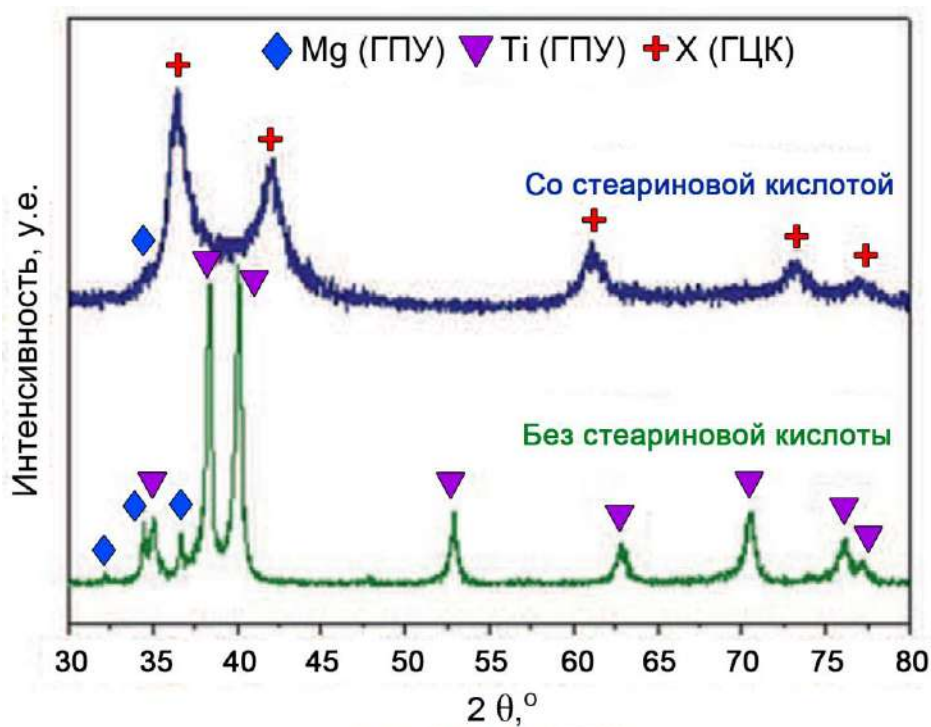


Рисунок 54.
Рентгенограмма образцов, подвергнутых обработке методом НРТ при давлении 3 ГПа и 100 оборотами с использованием стеариновой кислоты и без

Без использования стеариновой кислоты рентгенограмма выглядит такой же, как и на рисунке 53, присутствуют фазы α -Ti и Mg, имеющих ГПУ-решетку. Таким образом, энергии, сообщенной посредством применения метода НРТ, и количества дефектов в структуре материала было недостаточно для фазовой трансформации. В противоположность этому использование стеариновой кислоты привело к неравновесному состоянию фаз α -Ti и Mg и их трансформации в фазу X с гранецентрированной кубической решеткой (ГЦК-решетка), что и запустило в конечном счете образование сплава. Фазовая трансформация из

ГПУ-решетки в ГЦК-решетку произошла под действием высокой пластической деформации, которая произошла при растяжении во время процесса кручения под высоким давлением. Наличие стеариновой кислоты способствовало еще большему измельчению микроструктуры и хорошей взаимной диффузии компонентов.

На рисунках 55 показана морфология образцов, обработанных методом НРТ при разном количестве оборотов (1 и 10). Микрофотографии были получены с помощью оптического металлургического микроскопа Olympus GX71.

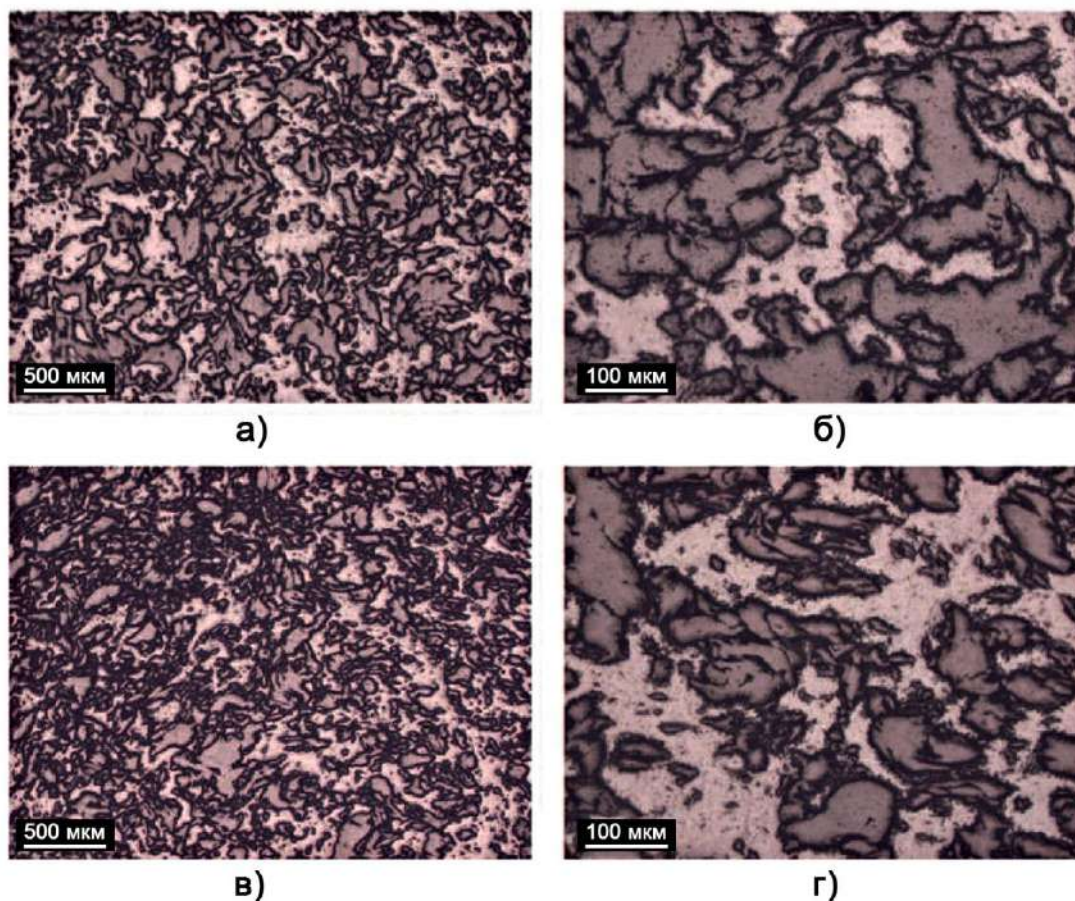


Рисунок 55. Изображения морфологии образцов сплава Ti-Mg, полученные с помощью оптической микроскопии, после обработки методом НРТ: 1 оборот (а, б) и 10 оборотов (в, г)

На фотографиях отчетливо видны две основные фазы титана и магния. Микроструктура становится более мелкозернистой и однородной с увеличением количества оборотов. По полученным микроснимкам исследователи пришли к выводу, что в центре образца микроструктура измельчалась в меньшей степени, поскольку в структуре присутствовали крупные зерна, такие же как и при обработке в один оборот. По мере приближения к краям образцов структура все более становится мелкозернистой.

При обработке методом НРТ в 100 оборотов образовалась наиболее мелкозернистая и однородная микроструктура (рисунок 56).



Рисунок 56. Изображение микроструктуры сплава Ti-Mg, полученное с помощью оптической микроскопии, после обработки методом НРТ в 100 оборотов

Дополнительно проводилось исследование образцов, обработанных способом НРТ в 1 и 10 оборотов, методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). На рисунке 57 (а, б) показан общий вид образцов, где также отчетливо видно наличие двух фаз (титана и магния) в составе сплава. Более светлая фаза относится к Ti (атомный номер 22), а более темная – к Mg (атомный номер 12).

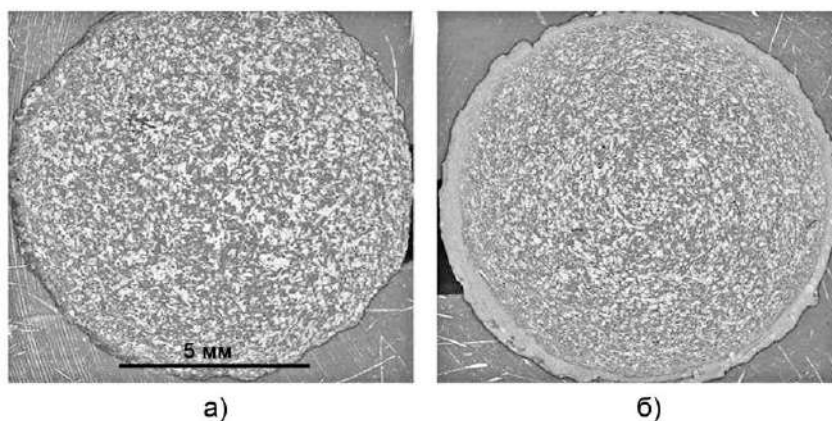


Рисунок 57. Общий вид образцов, полученный с помощью СЭМ, после обработки методом НРТ в 1 оборот (а) и 10 оборотов (б)

Общеизвестно, что интенсивная пластическая деформация приводит к возникновению множественных остаточных напряжений в обрабатываемом материале, которые могут привести к охрупчиванию материала. Данная проблема решается проведением термической обработки, приводящей к снятию этих напряжений.

На завершающем этапе исследований проводился анализ химического состава сплава с помощью метода энергодисперсионной спектроскопии (Energy-Dispersive Spectroscopy – EDS) совместно с анализом обратно рассеянных элек-

тронов. На рисунке 58 показаны изображения, полученные вышеуказанными методами. На них также отчетливо видно, что по мере возрастания количества оборотов при обработке методом НРТ микроструктура все более измельчается и в итоге становится однородной при количестве оборотов, равном 100.

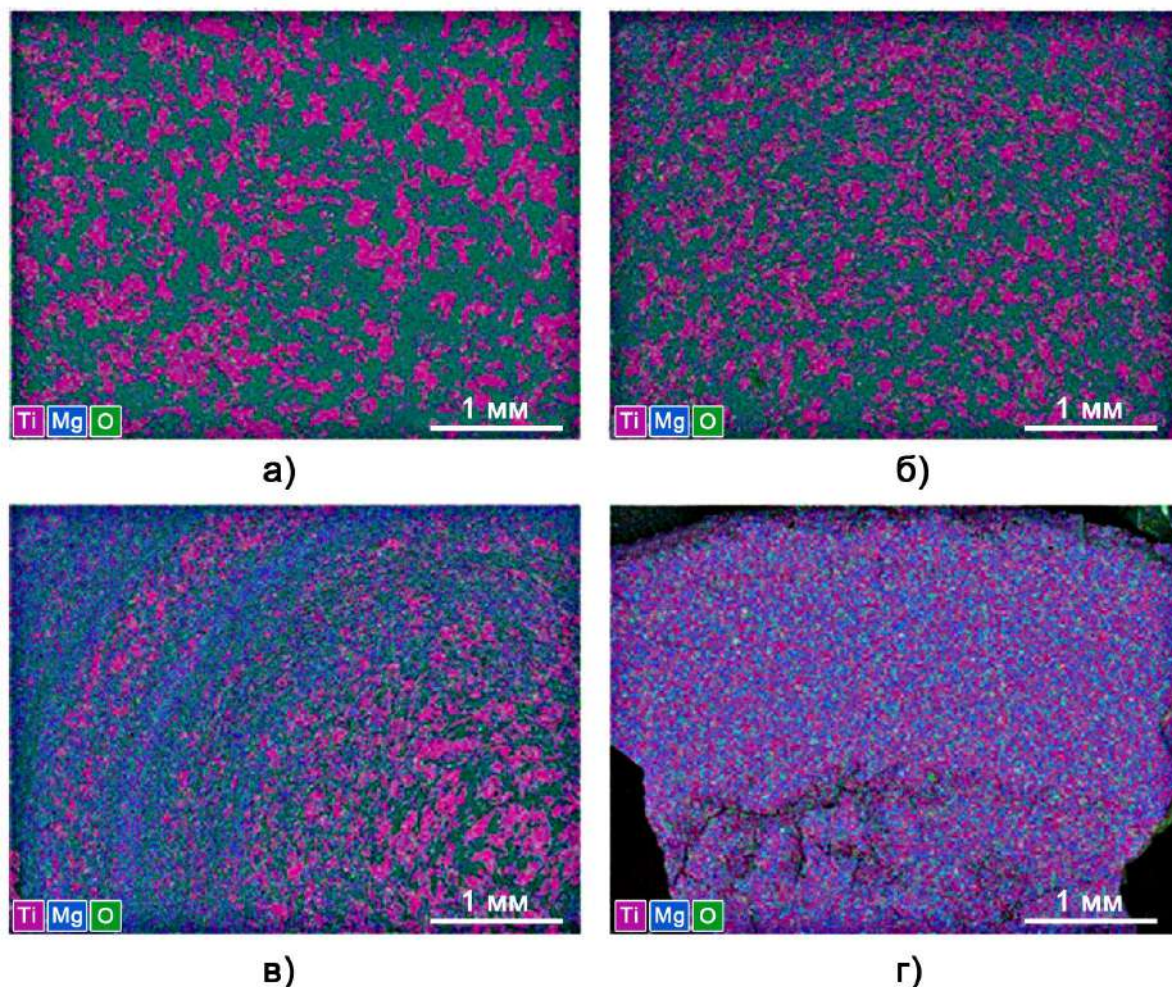


Рисунок 58. Изображения микроструктуры сплава Ti-Mg, полученные методом энергодисперсионной спектроскопии, после обработки методом НРТ: 1 оборот (а), 10 оборотов (б), 30 оборотов (в), 100 оборотов (г)

По химическому составу сплав содержит Ti, Mg и кислород (O). От наличия кислорода достаточно сложно избавиться, поскольку он захватывается при производстве исходных порошков и образует оксиды титана и магния, а также проникает из окружающей атмосферы при подготовке, синтезе и анализе образцов.

Подводя итоги проведенного исследования специалисты отмечают, что обработка исходных порошков интенсивной пластической деформацией с помощью метода кручения под высоким давлением привела к образованию легкого спла-

ва Ti-Mg в неравновесном состоянии с ГЦК-решеткой, хорошей взаимной диффузии компонентов и однородному распределению кристаллитов, имеющих размер до 20 нм.

В общем и целом, за последние десятилетия процессы получения изделий и полуфабрикатов из поликристаллических металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой стали все шире использоваться в различных отраслях машиностроения и военной промышленности. Существенное повышение рабочих характеристик изделий связано с измельчением зеренной структуры материалов посредством их обработки различными методами интенсивной пластической деформации. Уменьшение размеров зерен до некоторого порогового значения приводит к резкому изменению механических свойств, например существенно возрастают предел текучести и предел прочности, а микротвердость таких материалов может в 2—6 раз превышать микротвердость крупнозернистых аналогов. Специалисты отмечают, что при повышенных температурах и невысоких скоростях деформирования микро- и нанокристаллические металлы и сплавы могут деформироваться даже в режиме сверхпластичности. Возможность оптимального сочетания механических свойств в металлах и сплавах с микро- и наноструктурой открывает перспективы их применения в качестве новых конструкционных и функциональных материалов.

2.3 Литье с перемешиванием

За последнее время в цветной металлургии и литейном производстве все большее распространение получают новые литевые технологии, которые должны удовлетворять возрастающим эксплуатационным требованиям к современным материалам. Непрерывно ведутся научные исследования и разработки в области методов упрочнения легких металлов и сплавов, что накладывает определенные условия на технологии процессов литья и вызывает необходимость в их постоянном совершенствовании. По известным причинам традиционные технологии литья не позволяют повышать до требуемых значений

свойства сплава при введении в него в жидком состоянии упрочняющих частиц твердой фазы.

Как известно, во время процесса затвердевания любых металлических расплавов, в том числе из легких металлов, при обычных условиях образуются усадочные дефекты и дендритная структура, которая предопределяет достаточно низкие пластические свойства отливок. Следствием образования дендритной структуры в расплаве является ликвация, т.е. возникновение неоднородности химического состава сплава по сечению дендритов, что в итоге приводит к низким технологическим и эксплуатационным свойствам изделий. В связи с этим, как правило, проводят технологические операции по повышению качества отливок и изделий (гомогенизация, термическая и механическая обработки и др.), что связано с увеличением производственных издержек. Развитие современных способов обработки непосредственно во время процесса литья легких сплавов делает возможным увеличение физических, механических и эксплуатационных свойств получаемых сплавов. Это становится возможным за счет протекания сопутствующих процессов, среди которых основными являются дегазация, десульфирование (избавление от включений серы), снижение среднего размера зерна, повышение однородности состава сплава, снижение количества агломераций и примесей на границах зерен, улучшение смачиваемости и многие другие. Специалисты отмечают, что во время литья с перемешиванием может происходить пассивация основного сплава, когда металл переходит из активного состояния в пассивное в результате образования на его поверхности оксидных или других пленок (слоев), что приводит к повышению коррозионной стойкости изделия.

Одним из таких современных литейных методов является литье с непрерывным перемешиванием (stir casting). Развитие данного метода началось с середины 70-х гг. прошлого столетия, и до настоящего времени ведутся интенсивные научно-исследовательские разработки в данной области. Тогда впервые был разработан и реализован метод получения слитков из алюминиевых сплавов с недендритной структурой путем непрерывного механического перемешивания во время направленной кристаллизации расплава. Исследователями было замечено, что растущие на фронте затвердевания дендриты смываются движущимся расплавом, и в дальнейшем образуется суспензия, которая состоит из глобулярных

затвердевших зерен и соединений, находящихся в жидком состоянии и затвердевающих при более низкой температуре (например, эвтектик). В результате структура алюминиевого сплава состояла из равномерно распределенных глобулярных зерен (рисунок 59).

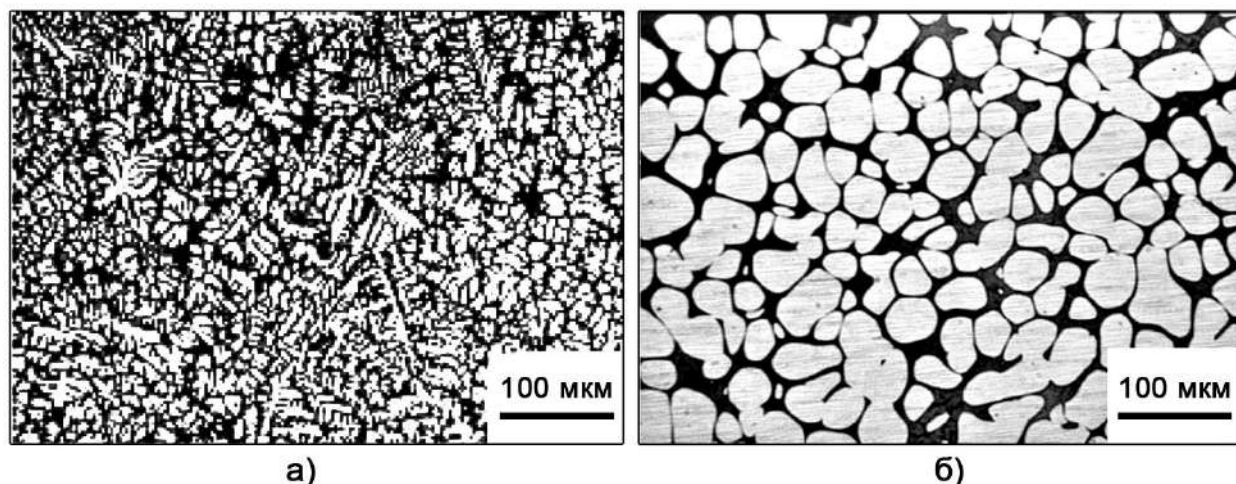


Рисунок 59. Микроструктура алюминиевого сплава с дендритной (а) и глобулярной (б) структурой

Метод литья с перемешиванием заключается в добавлении твердых армирующих частиц в жидкий расплав основного металла и непрерывном воздействии на него внешними физическими полями во время процесса литья и последующей кристаллизации. На сегодняшний день специалисты выделяют четыре основных способа внешнего воздействия при перемешивающем литье, а именно механическое перемешивание, воздействие на расплав электромагнитными полями, обработка ультразвуком и вибрационное перемешивание.

2.3.1 Механическое перемешивание

С технологической точки зрения способ литья с механическим перемешиванием является наиболее простым и доступным в реализации. При его применении не требуется наличия специализированного оборудования, отсутствует необходимость в дополнительном нагреве расплава, хотя в некоторых случаях возможно использование нагревательных элементов для достижения требуемой температуры расплава, и обработке во время процесса кристаллизации. Принципиальная схема установки для проведения литья с механическим перемешиванием представлена на рисунке 60.

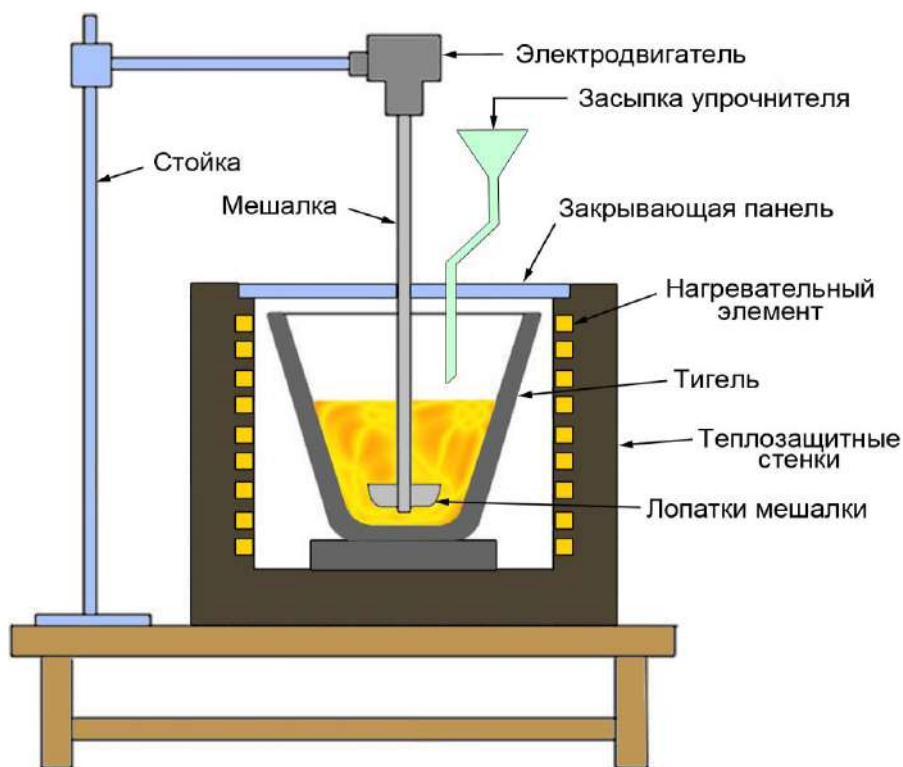


Рисунок 60. Принципиальная схема установки для проведения процесса литья с механическим перемешиванием

В расплав основного металла, который находится в тигле, постепенно вводятся твердые частицы упрочнителя. С помощью специальной мешалки, приводимой в действие посредством электродвигателя, осуществляется непрерывное перемешивание расплава как во время процесса литья, так и во время процесса кристаллизации. Чем выше интенсивность перемешивания твердой фазы упрочняющего вещества в жидкой фазе основного металла, тем выше дисперсность армирующей фазы и равномерность ее распределения по всему объему расплава.

Примером исследования алюминиевых сплавов, получаемых в результате литья с механическим перемешиванием, может служить введение тугоплавких частиц диборида титана (TiB_2) в основной алюминиевый расплав. С помощью метода литья с механическим перемешиванием были получены отливки с мелкозернистой структурой и равномерно распределенными включениями упрочняющих частиц TiB_2 . По результатам исследования было установлено, что при введении 0,2 масс.% TiB_2 средний размер зерна в сплаве уменьшился с 900 мкм до 400 мкм, предел текучести увеличился с 15 МПа до 65 МПа, а предел проч-

ности с 140 МПа до 220 МПа при сохранении исходной пластичности. На рисунке 61 (а, б) показаны микроструктуры образца сплава, полученные с использованием метода механического перемешивания и без него.

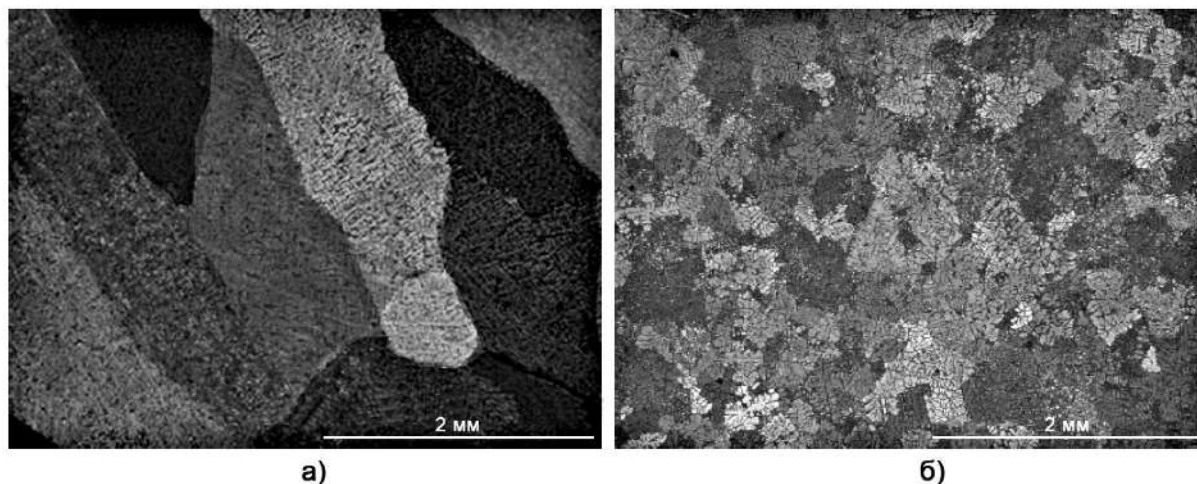


Рисунок 61. Микроструктуры образца алюминиевого сплава, упрочненного частицами диборида титана, которые получены при литье без механического перемешивания (а) и с механическим перемешиванием (б)

Метод литья с механическим перемешиванием имеет такие преимущества, как простота технологического процесса, экономичность и малое время изготовления отливки. К основным недостаткам метода относятся образование оксидов при контакте расплава с атмосферой на поверхности воронки при перемешивании и непосредственный контакт лопаток мешалки с расплавом.

2.3.2 Электромагнитное перемешивание

Одним из перспективных способов перемешивания расплава во время процесса литья и его кристаллизации является электромагнитное перемешивание. Электромагнитное перемешивание представляет собой процесс перемешивания жидкой фазы расплава с твердыми частицами упрочнителя посредством внешнего воздействия электромагнитными полями. Как правило, процесс электромагнитного перемешивания занимает примерно от 10 до 30 мин (в зависимости от компонентов сплава и его объема) при силе тока ~ 200 А и частоте используемого напряжения – от 0,1 до 2 Гц.

На практике исследователями было установлено, что воздействие электромагнитными полями на расплав во время добавления в него упрочняющих твердых частиц позволяет уменьшить средний размер зерна, снизить концентрацию примесей на границах зерен, добиться равномерности и однородности структуры получаемого сплава, противостоять образованию столбчатой дендритной структуры. В качестве примера можно привести отечественный магниевый сплав МЛ5, который был получен с помощью литья с электромагнитным перемешиванием. В результате такого воздействия исследователям удалось достичь снижения среднего размера зерна с 121 мкм до 95 мкм по сравнению со структурой образца, полученного традиционным литейным способом (рисунок 62).

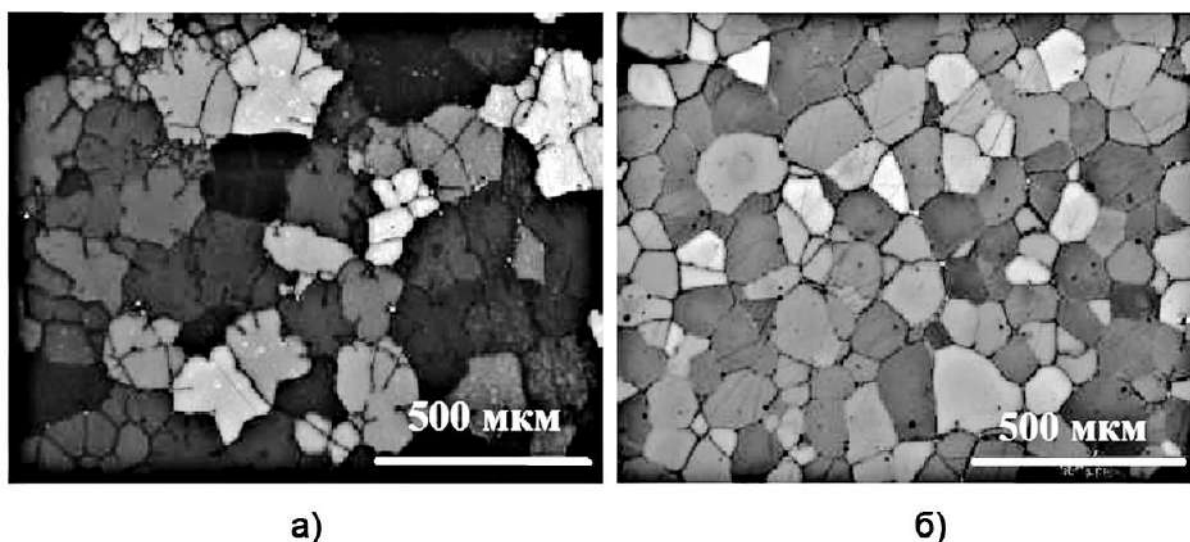


Рисунок 62. Изображения микроструктуры магниевого сплава МЛ5, полученного традиционным литейным способом (а) и литьем с электромагнитным перемешиванием (б)

Для того чтобы добиться максимальной однородности расплава и равномерного распределения в его структуре частиц упрочняющего вещества, необходимо обеспечить нелинейное течение расплава при его перемешивании. С этой целью при электромагнитном перемешивании на расплав воздействуют не одним, а сразу несколькими полями разного рода (в частности, пульсирующим и бегущим электромагнитными полями), при этом желательно менять расположение источника электромагнитных полей по отношению к объему расплава (рисунок 63 (а, б)). На практике чаще всего источник электромагнитных полей располагают либо у прямолинейной части кристаллизатора, либо у угловой. Во

время осуществления процесса электромагнитного перемешивания важно обеспечить перемешивание всего объема расплава посредством изменения интенсивности и траектории полей.

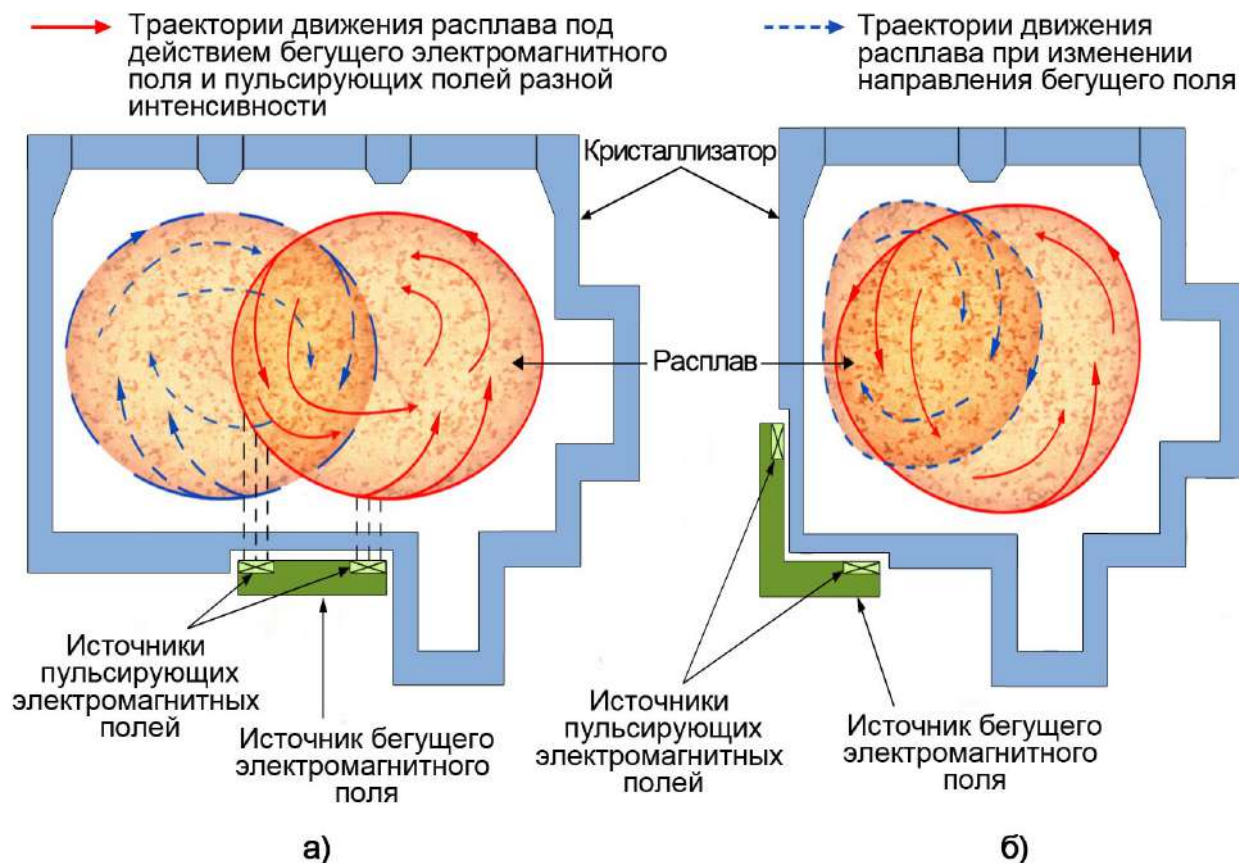


Рисунок 63. Схематическое изображение кристаллизатора с различным расположением источника электромагнитных полей: у прямолинейной части (а); у угловой части (б)

Процесс перемешивания расплава осуществляется следующим образом. Под действием бегущего электромагнитного поля расплав движется вдоль боковой стенки кристаллизатора в одну сторону. При изменении интенсивности пульсирующих электромагнитных полей траектория движения расплава начинает закручиваться и замыкаться в круговую форму (на рисунке 63 показано сплошной линией). В случае изменения направления бегущего электромагнитного поля и дальнейшего изменения интенсивности пульсирующих электромагнитных полей расплав также двигается по круговой траектории, но немного смещается в сторону (на рисунке 63 показано пунктирной линией). В итоге расплав равномерно перемешивается во всех частях кристаллизатора.

На этапе образования связей между жидкой фазой основного сплава и твердой фазой армирующего вещества важной задачей является подбор наиболее оптимального режима электромагнитного воздействия, при котором происходило бы сравнительно быстрое растворение упрочняющего вещества в основном расплаве. С увеличением концентрации твердых армирующих частиц в расплаве пропорционально должна возрастать интенсивность электромагнитных полей. От правильного выбора режима воздействия электромагнитными полями на расплав напрямую зависят его получаемые свойства.

Одним из главных достоинств метода литья с электромагнитным перемешиванием является бесконтактность процесса, т.е. с расплавленным металлом не взаимодействует ни одна часть перемешивающего устройства. К недостаткам метода относится наличие так называемых «мертвых зон перемешивания», в которых отсутствует взаимодействие электромагнитных полей и расплава, соответственно эффективность перемешивания в них снижается. Также в случае применения электромагнитного перемешивания в больших печах за счет необходимости увеличения интенсивности бегущего электромагнитного поля значительно повышается потребление электроэнергии установкой, а соответственно и производственные затраты.

2.3.3 Ультразвуковое воздействие

Воздействие на легкие сплавы ультразвуковым излучением при их литье и кристаллизации, так же как и воздействие электромагнитными полями, является одним из наиболее эффективных и перспективных способов обработки расплавов. Как известно, ультразвуком называются механические колебания с частотой свыше 20 кГц, которые перемещаются в форме упругой волны. Ультразвуковые волны высокой интенсивности (более 0,5 Вт/см²) оказывают влияние на среду, в которой распространяются, и вызывают образование нелинейных эффектов, что, в свою очередь, приводит к термическим, механическим и электрохимическим явлениям. К основным эффектам, возникающим при прохождении ультразвуковой волны через расплав, относятся генерирование и передача тепловой энергии, кавитация, возникновение акустических течений (так называемый акустический ветер), протекание диффузионных процессов и др.

Все эти явления в той или иной степени влияют на перемешивание расплава в ходе его литья и кристаллизации, а также на происходящие в нем физико-химические процессы.

Для достижения требуемых свойств целевого сплава необходимо правильно подобрать параметры применения ультразвуковой обработки расплава: чистоту основного сплава, объем упрочняющих частиц, характеристики ультразвукового воздействия (частота, интенсивность и др.). Литье с ультразвуковым перемешиванием осуществляется в простом тигле, в котором находится основной расплав с введенными в него твердыми частицами армирующей фазы (рисунок 64).

К расплаву подводят излучатель ультразвуковых волн, и начинается процесс перемешивания, при котором происходит ряд сопутствующих явлений, непосредственно влияющих на структуру и характеристики конечного сплава, – дегазация расплава (для алюминиевых сплавов в основном это удаление водорода), уменьшение среднего размера зерна в структуре сплава, повышение смачиваемости компонентов и предотвращение агломерации частиц.

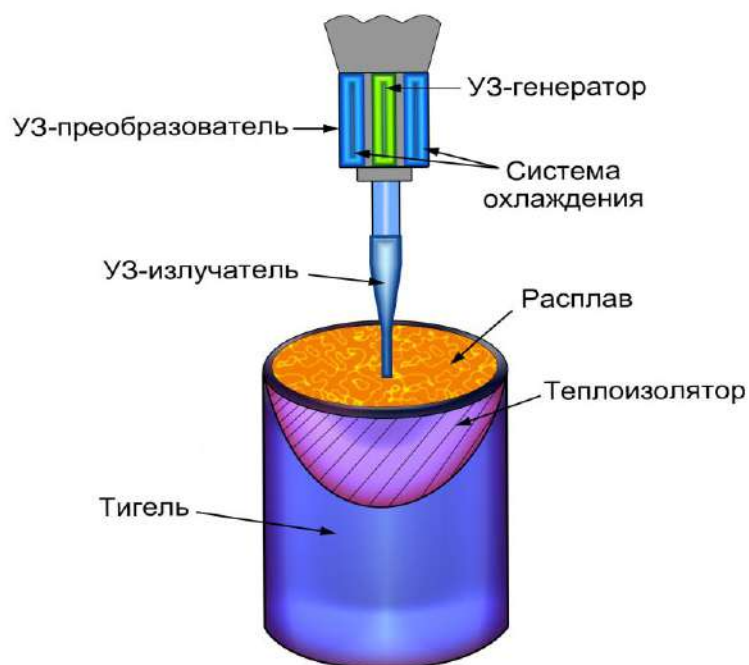


Рисунок 64. Принципиальная схема установки для литья с ультразвуковым перемешиванием

Эффективность процесса воздействия ультразвукового излучения на формирование мелкозернистой структуры хорошо видна на примере алюминомедного сплава (рисунок 65).

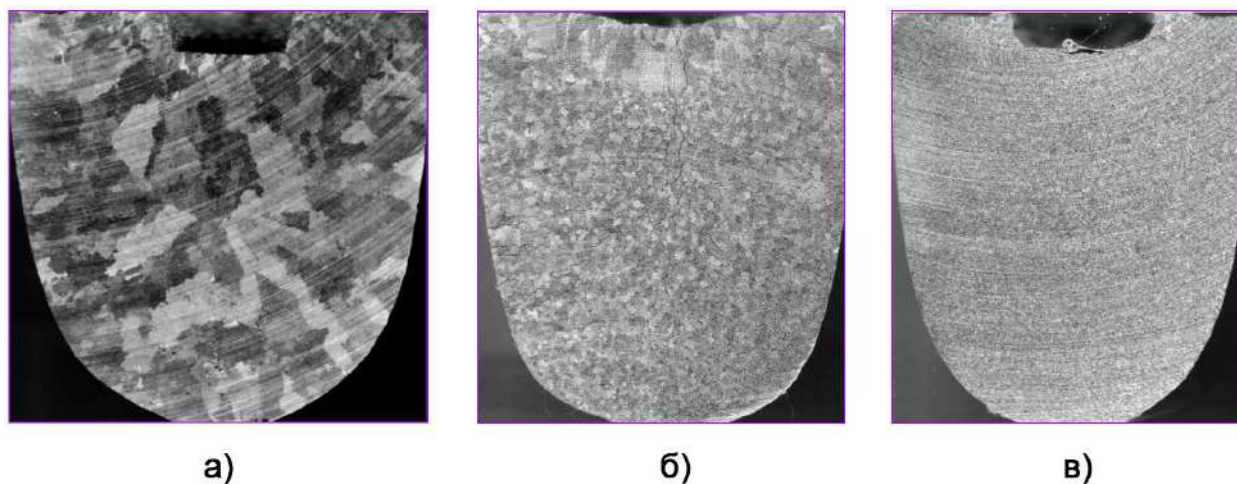


Рисунок 65. Эволюция микроструктуры алюминиевого сплава Al – 4% Si в ходе проведения ультразвуковой обработки: в исходном состоянии (а); во время обработки жидкого расплава (б); в процессе кристаллизации (в)

Воздействие высокоинтенсивных ультразвуковых колебаний на жидкий расплав приводит к возникновению явления кавитации. Как известно, при кавитации в жидкости образуются полости (так называемые кавитационные пузырьки), заполненные газом. Возникают они в результате местного понижения давления в жидком расплаве, которое происходит за счет прохождения ультразвуковой волны большой интенсивности во время полупериода разложения. Явление кавитации в жидком расплаве приводит к его дегазации. Процесс дегазации расплава связан с различной растворимостью в нем газов при изменении прикладываемого давления высокоинтенсивной ультразвуковой волной, а также времени воздействия ультразвука на расплав. Увеличение давления способствует повышению растворимости газов в расплаве и замедляет процесс газовыделения. Уменьшение давления снижает растворимость газов в расплаве и способствует его дегазации. Установки, предназначенные для ультразвукового перемешивания и дегазации расплавов, способны вызывать переменное давление во всем объеме жидкого металла, что существенно влияет на растворимость газа в расплаве и кинетику его выделения.

Кинетика дегазации при ультразвуковой обработке напрямую зависит от ее интенсивности. Чем выше интенсивность ультразвукового излучения, тем эффективнее выходит газ из расплава.

Эффективность процесса дегазации в зависимости от интенсивности ультразвуковых колебаний характеризуется тремя этапами. В самом начале при воздействии ультразвуком на расплав эффект дегазации практически отсутствует, поскольку носит характер докавитационного. Затем постепенно начинают развиваться кавитационные явления, однако в связи с падением волнового сопротивления жидкого расплава, которое может уменьшиться в 8 – 10 раз, эффективность дегазации достаточно низка и слабо возрастает с увеличением интенсивности ультразвукового воздействия. Вследствие появления кавитационных пузырьков меняются скорость распространения колебаний в жидкой среде, а также их плотность. После этого волновое сопротивление достигает приблизительно постоянного значения и степень развития кавитации возрастает. С увеличением степени развития кавитации пропорционально повышается дегазация расплава. В случае продолжения ультразвукового воздействия эффективность дегазации будет стремительно падать вследствие резкого увеличения волнового сопротивления, которое происходит за счет вытеснения жидкости из кавитационных полостей. На практике специалисты стараются избегать такого режима воздействия высокоинтенсивными ультразвуковыми колебаниями, поскольку дегазация расплава в этом случае становится неэффективной.

Процесс дегазации жидкого расплава приводит к уменьшению объёма растворённых в нём газов, что благоприятно влияет на его микроструктуру при кристаллизации. Уменьшение количества газов, которые неизбежно присутствуют в расплаве, положительно сказывается на физико-механических свойствах материала, в результате повышаются эксплуатационные характеристики сплава и снижается процент брака изделий.

Общеизвестно, что кристаллизация расплавов является достаточно сложным процессом. Микроструктура сплава, получаемая после кристаллизации, зависит от многих параметров. Одним из таких определяющих параметров является скорость охлаждения слитков. Чем выше скорость охлаждения, тем меньше размер зерна, поэтому при достаточно высокой скорости охлаждения можно избавиться от нежелательной дендритной структуры сплавов. Ультразвуковая обработка совместно с высокой скоростью охлаждения позволяют получить мелкозернистую недендритную структуру. Такая структура образуется за счет интенсивного появления центров кристаллизации, возникающих вследствие схлопывания кавитационных пузырьков и усиления акустических течений, которые интенсифицируют процесс перемешивания расплава. При высоких зна-

чениях интенсивности ультразвука в жидком расплаве возникают стационарные циркуляционные акустические течения. В случае, когда скорость акустического течения имеет порядок величины колебательной скорости жидкой среды, возникает так называемый «акустический ветер», который способствует повышенному перемешиванию жидкого расплава. Перемешивание расплава посредством ультразвукового воздействия изменяет кинетику кристаллизации и микроструктуру формируемого слитка. Как показали экспериментальные исследования, при воздействии на расплав ультразвукового излучения в нем возникают акустические течения различного характера. Скорость и масштаб данных акустических течений в первую очередь определяются интенсивностью ультразвукового воздействия и температурой расплава, которая непосредственно влияет на его вязкость. Кроме того, характер акустических течений существенно зависит от области их локализации – в свободной жидкой фазе или вблизи фронта кристаллизации.

Образование в расплаве относительно крупномасштабных течений вызывает постепенное выравнивание температуры в объеме жидкости и развитие процессов массопереноса мелкодисперсных частиц твердой фазы, которые являются непосредственными центрами кристаллизации диспергированных кристаллов. Как показали экспериментальные исследования, увеличение количества мелкодисперсной фазы и повышенный массоперенос этих частиц акустическими потоками приводит к образованию более однородной мелкозернистой структуры затвердевающего слитка (рисунок 66).

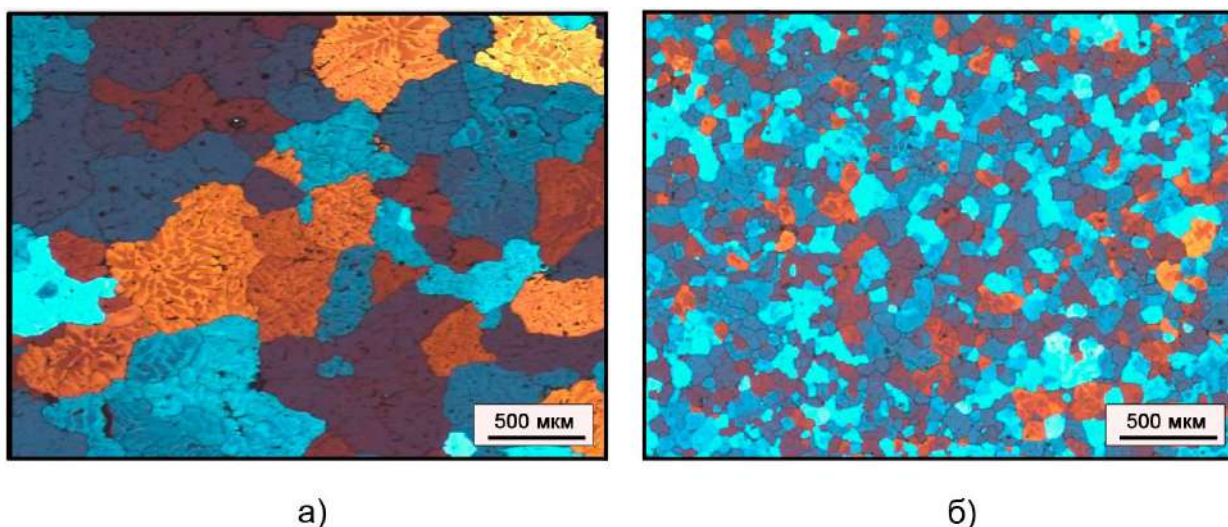


Рисунок 66. Микроструктура алюминиевого сплава до ультразвуковой обработки (а) и после (б)

Формирование недендритной структуры сплава происходит только в режиме достаточно интенсивной кавитации. Обрабатываемость легких металлов и сплавов при процессах литья и кристаллизации во многом определяется эффективностью проникновения ультразвуковых колебаний в объем расплава в целом и к фронтам кристаллизации в частности. Во многом эффективность ультразвукового воздействия зависит от области введения колебаний в жидкий расплав. В основном ультразвуковые колебания вводятся в верхнюю или нижнюю часть тигля кристаллизующегося расплава. В отдельных случаях ультразвуковому воздействию может подвергаться непосредственно струя расплава при заливке сверху в тигель. Специалисты также отмечают, что возможно проведение ультразвуковой обработки через верхний или нижний отвердевший слой расплава в зону вторичного охлаждения слитка. В обработанном металле наблюдается устранение столбчатой дендритной структуры, образование равномерной мелкозернистой микроструктуры, повышение однородности слитка и уменьшение степени развития ликвационных процессов.

Наиболее рациональный способ обработки кристаллизующегося расплава – это обработка в процессе непрерывного литья (рисунок 67). В данном случае расплав кристаллизуется в постоянном режиме, но его количество в единицу времени сравнительно незначительно, что позволяет использовать преобразователи ультразвукового излучения сравнительно небольшой мощности. При таком способе ультразвуковые колебания вводятся через лунку жидкого металла, что обеспечивает максимально плотный акустический контакт с жидкой фазой слитка и способствует наиболее активному образованию центров кристаллизации.

По итогам вышесказанного, специалисты приходят к выводу, что ультразвуковая обработка расплава при его литье и кристаллизации является эффективным способом получения мелкозернистой микроструктуры слитка. А сопутствующие процессы дегазации, возникающие вследствие реализации режима развитой кавитации, способствуют получению равномерного распределения твердых армирующих частиц в сплаве, что, в свою очередь, существенно повышает механические и эксплуатационные свойства конечного легкого сплава.



Рисунок 67. Процесс ультразвуковой обработки во время непрерывного литья расплава

2.3.4 Вибрационное перемешивание

Применение вибрации при литье легких сплавов с добавлением твердых упрочняющих элементов является еще одним методом литья с перемешиванием. Данный метод, так же как и все вышеуказанные, позволяет добиться измельчения микроструктуры сплава, получить равномерное распределение упрочняющих элементов в структуре расплава и, как следствие, повысить эксплуатационные свойства конечного сплава, такие, как предел прочности, предел текучести и др.

Процесс вибрационного перемешивания осуществляется на специальной установке, имеющей источник вибрации, который расположен под тиглем с жидким расплавом и введенными в него твердыми частицами армирующей фазы. Специалисты отмечают, что повышению эффективности при реализации вибрационного перемешивания способствует предварительное применение механического перемешивания (рисунок 68).

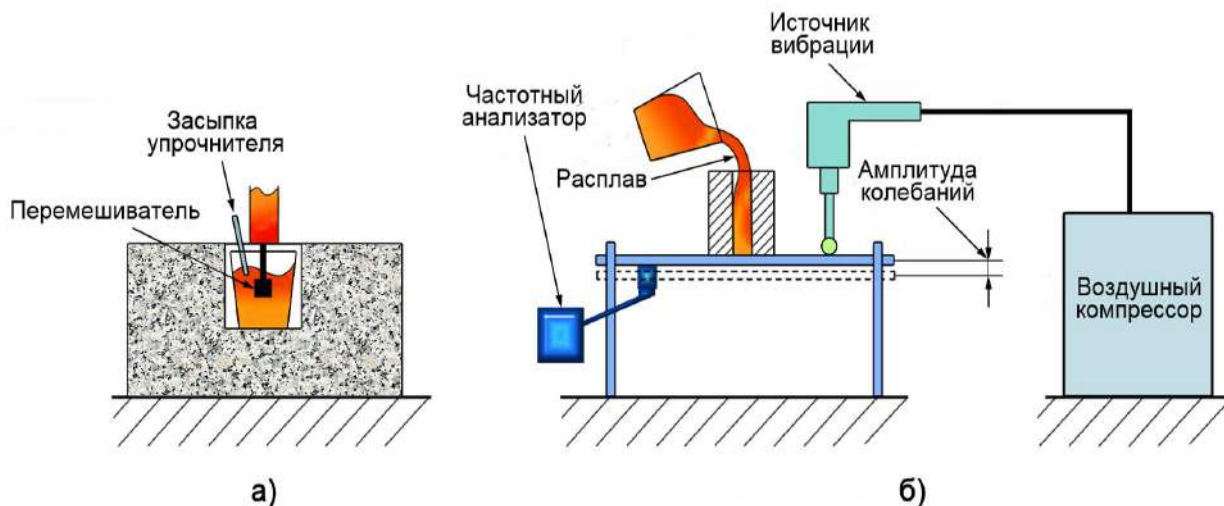


Рисунок 68. Схематическое изображение процесса последовательного механического (а) и вибрационного (б) перемешивания

В результате последовательного механического и вибрационного перемешивания достигается однородная мелкозернистая структура сплава, за счет чего повышаются механические свойства конечного материала.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящее время, когда особое значение в развитии аэрокосмической отрасли промышленности играют гиперзвуковые технологии, применение легких сплавов на основе алюминия (в том числе системы Al-Li), магния и титана становится все более значимым. Это в равной степени относится как к конструкции гиперзвуковых летательных аппаратов, так и их силовых установок. В последнее время за рубежом интенсивно ведутся работы по созданию отдельно взятых гиперзвуковых прямоточных воздушно-реактивных двигателей различных масштабов и комбинированных силовых установок на их основе (ТВСС = ГТД + ГПВРД и RBCC = РД + ГПВРД). Для этих целей зарубежными разработчиками создаются качественно новые материалы, обладающие меньшим удельным весом и повышенными физико-механическими свойствами. Свойства создаваемых материалов напрямую зависят от их микроструктуры, размера кристаллитов и однородности распределения компонентов. Указанные параметры определяются не только химическим составом сплава, но и в равной степени способами и параметрами его обработки.

Как известно, традиционные способы производства легких металлов и сплавов на сегодняшний день уже не способны отвечать возрастающим требованиям к их микроструктуре. В связи с этим ведутся непрерывные научные исследования, направленные на поиск более оптимальных, производительных и экономичных технологий производства.

В обзоре рассмотрены некоторые из современных технологий производства, среди которых механическое легирование, методы интенсивной пластической деформации и литье с перемешиванием, обеспечивающие создание однородной мелкозернистой микроструктуры в легких сплавах.

Метод механического легирования, осуществляемый в высокоэнергетических планетарных мельницах, по мнению специалистов, представляет собой весьма перспективный способ получения нанокристаллических легких сплавов, а также керамических и композиционных материалов с металлической матрицей (МКМ). При его проведении происходит пластическая деформация частиц порошка, их гомогенизация на атомном уровне, активируются химические вза-

имодействия и массоперенос вещества. Характерной чертой метода механического легирования является возможность достижения при комнатной температуре высокой растворимости в твердом состоянии компонентов, вообще не имеющих взаимной растворимости в равновесных условиях, что открывает широкие возможности в области создания новых легких сплавов с повышенными физико-механическими характеристиками. Произведенные данным способом МКМ обладают уникальным набором свойств, часть из которых характеризуется изотропностью. Кроме того, данная технология производства МКМ достаточно экономична, поскольку затраты на изготовление композиционного порошка крайне низки. Дисперсно-упрочненные легкие сплавы, изготовленные методом механического легирования, обладают повышенной стойкостью к коррозии и улучшенными механическими свойствами, поскольку наноразмерные упрочняющие твердые компоненты равномерно распределяются в объеме основного металла.

За последние десятилетия, по оценкам специалистов, в авиационной и аэрокосмической отраслях промышленности все чаще стали использоваться различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения изделий и полуфабрикатов из поликристаллических легких металлов и сплавов с ультрамелкозернистой структурой. Среди этих методов основными являются циклическая экструзия через фильеру, всесторонняя ковка, многократная прокатка, метод гофрирования-распрямления, равноканальное угловое прессование и кручение под одноосным сжатием. Уменьшение размеров зерен до некоторого порогового значения приводит к резкому изменению механических свойств, например существенно возрастают предел текучести и предел прочности, а микротвердость таких материалов может в 2 – 6 раз превышать микротвердость крупнозернистых аналогов. Специалисты отмечают, что при повышенных температурах и невысоких скоростях деформирования микро- и нанокристаллические легкие металлы и сплавы могут деформироваться даже в режиме сверхпластичности, открывая тем самым широкие перспективы создания новых конструкционных и функциональных материалов для авиационной техники.

В цветной металлургии и литейном производстве все большее распространение получают новые литейные технологии, которые удовлетворяют возрастаю-

щим эксплуатационным требованиям к современным материалам. Развитие современных способов обработки непосредственно во время процесса литья легких сплавов делает возможным увеличение физических, механических и эксплуатационных свойств получаемых сплавов. Это становится возможным за счет протекания сопутствующих процессов, среди которых основными являются дегазация, десульфирование (избавление от включений серы), снижение среднего размера зерна, повышение однородности состава сплава, снижение количества агломераций и примесей на границах зерен, улучшение смачиваемости и многие другие. Одним из таких перспективных литейных методов является литье с перемешиванием, которое осуществляется различными способами. Метод литья с перемешиванием заключается в добавлении твердых армирующих частиц в жидкий расплав основного металла и непрерывном воздействии на него внешними физическими полями во время процесса литья и последующей кристаллизации. На сегодняшний день специалисты выделяют четыре основных способа внешнего воздействия на расплав при перемешивающем литье, а именно механическое перемешивание, воздействие на расплав электромагнитными полями, обработка ультразвуком и вибрационное перемешивание. Также во время процесса литья с перемешиванием может происходить пассивация основного сплава, когда металл переходит из активного состояния в пассивное в результате образования на его поверхности оксидных или других пленок (слоев), что приводит к повышению коррозионной стойкости изделия.

Современные технологии производства легких металлов, сплавов и композиционных материалов на их основе позволяют создавать в них однородную мелкозернистую микроструктуру (вплоть до наноразмерной), обеспечивающей существенный прирост физико-механических и эксплуатационных свойств конечного материала. Однако все еще существует ряд трудностей применения вышеуказанных технологий производства изделий авиационной техники, которые необходимо решать в ходе проведения научно-исследовательской и экспериментальной деятельности.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Unconventional techniques for the production of light alloys and composites. J.M.H. Ramirez, R.P. Bustamante, C.A.I. Merino, A.M.A. Morquecho. Springer Nature Switzerland AG 2020.
2. Manufacturing processes for light alloys. Kridli, G.T., Friedman, P.A., Boileau, J.M. University of Michigan, 2010.