

На правах рукописи

Калонов Аъзамбек Атхамович

**ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА, ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ Cu-Mg-Al**

1.3.8. Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Екатеринбург – 2022

Диссертационная работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук (ИФМ УрО РАН)

Научный руководитель: **Волков Алексей Юрьевич**, доктор технических наук, главный научный сотрудник, заведующий лабораторией прочности ФГБУН Института физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург.

Официальные оппоненты: **Пугачева Наталия Борисовна**, доктор технических наук, главный научный сотрудник лаборатории микромеханики материалов, ФГБУН Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург.

Чикова Ольга Анатольевна, доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник управления научных исследований, ФГБОУ ВО Уральский государственный педагогический университет, г. Екатеринбург.

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа.

Защита состоится 14 октября 2022 г. в 15:00 часов на заседании диссертационного совета 24.1.133.01 на базе ИФМ УрО РАН, расположенном по адресу: 620108, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ИФМ УрО РАН и на сайте www.imp.uran.ru.

Автореферат разослан « ____ » _____ 2022 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета
доктор физико-математических наук

Чарикова Т.Б.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования. Медь и сплавы на ее основе широко используются во многих областях техники. Медь имеет очень низкое электрическое сопротивление, поэтому она выбрана в качестве эталона для измерения электропроводящих свойств различных материалов: так называемый стандарт IACS (International Annealed Copper Standard). Недостатком чистой меди являются низкие прочностные свойства: к примеру, предел прочности медной катанки, которая используется в качестве проводов контактной электрической сети в железнодорожном транспорте, в высокопрочном состоянии составляет $\sigma_b = 270$ МПа. Таким образом, поиск путей упрочнения меди без потери электропроводности является важной научно-технической задачей. В настоящее время для решения этой задачи используются различные подходы: твердорастворное упрочнение, дисперсионное твердение, измельчение зеренной структуры с применением методов интенсивной пластической деформации (ИПД) и т. д. Наибольший эффект достигается при сочетании разных методов упрочнения.

Как известно, в ходе пластической деформации происходит значительное измельчение зеренной структуры вплоть до наноуровня. Поэтому для повышения прочностных свойств металлов и сплавов применяются различные методы ИПД. Перспективным способом интенсивного деформационного воздействия, который позволяет получить длинномерные образцы, является гидроэкструзия. Именно с использованием экструзионных методик в настоящее время получают высокопрочные композитные проводники (к примеру: Cu/Nb или Cu/Ag). Пластичная медная матрица гарантирует композиту высокую электропроводность, а находящиеся внутри нее тонкие армирующие волокна обеспечивают прочностные свойства. Для изготовления волокон в таких композитах используют металлы с более высокой прочностью по сравнению с медью (Nb, Ag, Fe и др.). Заметим, что здесь и далее через косую черту-«слеш» будут обозначаться композитные материалы (т.е. имеющие четкую границу раздела между компонентами): к примеру, Cu/Ag. Этим мы будем отличать композиты от сплавов, состав которых будет обозначаться через тире: Cu-Ag.

В настоящей работе впервые предложено получать высокопрочные композиты с медной (или алюминиевой) матрицей, для армирования которой используется большое количество тонких Mg-волокон. Магний достаточно широко распространён в земной коре и отличается относительной дешевизной. Однако, магний имеет низкие прочностные свойства (его предел текучести примерно в 3,5 раза ниже, чем у меди), поэтому он никогда не использовался ранее для создания высокопрочных композитов. В то же время, в системе Cu-Mg можно реализовать твердорастворное упрочнение, выделение мелкодисперсных фаз на основе интерметаллидов CuMg_2 и Cu_2Mg , а также сформировать высокопрочную

эвтектику. Использование гидроэкструзии при изготовлении композитов позволит дополнительно упрочнить их как за счет измельчения структуры при ИПД, так и вследствие протекания деформационно-индуцированных твердотельных реакций на интерфейсах. Таким образом, получение Cu/Mg- и Cu/Mg/Al-композитов методом гидроэкструзии может являться новым и перспективным методом создания высокопрочных и относительно дешевых проводников.

Целью работы является: экспериментально доказать возможность упрочнения медной матрицы путем введения в нее магниевых (или алюминиевых и магниевых) волокон.

Для достижения цели в работе решались следующие задачи:

1. Получить длинномерные прутки Cu/Mg- и Cu/Mg/Al-композитов с различным количеством Mg-волокон в медной или алюминиевой матрице.

2. Выяснить влияние твердотельных реакций, которые протекают на границах разделов в ходе деформации, на микроструктуру и физико-механические свойства композитов.

3. Определить физико-механические свойства полученных композитов после различных термообработок и установить их связь с микроструктурой.

4. Выполнить теоретические оценки прочностных свойств и удельного электросопротивления композитных образцов и сопоставить с экспериментальными результатами.

5. Изучить эволюцию микроструктуры на Cu/Mg-, Cu/Al- и Al/Mg-интерфейсах в тройных Cu/Mg/Al-композитах и выбрать последовательность укладки слоев компонентов, оптимальную с точки зрения достижения высоких функциональных свойств.

Научная новизна работы.

1. Предложен и апробирован способ упрочнения меди путем введения в нее большого количества значительно менее прочных Mg-волокон с последующей сильной пластической деформацией методом гидроэкструзии при комнатной температуре.

2. Обнаружено деформационно-индуцированное формирование высокопрочного неравновесного твердого раствора магния в меди на Cu/Mg-интерфейсе в процессе пластической деформации, что сопровождается уменьшением параметра решетки медной матрицы.

3. Показано, что при температурах отжига Cu/Mg-композитов выше 530 °С на месте магниевых волокон образуются интерметаллиды Cu_2Mg и/или CuMg_2 и эвтектики на их основе, твердость которых на порядок превосходит твердость магния в исходном композите.

4. Впервые определена зависимость электросопротивления магния от степени его деформации.

5. Выяснено, что формирование структуры, а также физико-механические и функциональные свойства тройных Cu/Al/Mg-композитов сильно зависят от укладки компонентов: композит с медной оболочкой

обладает повышенной термической стабильностью, имеет наибольшую прочность и пониженное электросопротивление.

6. Установлено, что прочностные свойства, достигнутые после деформации на 75% отожженного при 650 °С Cu/Mg-композита, сопоставимы со сплавом Cu-4,1 ат.%Mg, но электропроводность композита (80% IACS) существенно выше электропроводности сплава (50% IACS).

Научная и практическая значимость. Впервые предложен способ упрочнения медной матрицы путем введения в нее большого количества малопрочных магниевых волокон. Обнаружено, что отжиг выше 450 °С радикальным образом изменяет структуру и свойства Cu/Mg-композитов: на месте магния образуются высокопрочные волокна на основе Cu_2Mg и/или CuMg_2 интерметаллидов, медная оболочка обеспечивает композиту пониженное электросопротивление. Дополнительная пластическая деформация позволяет еще более повысить прочность такого композита. Показано, что тройной Cu/Al/Mg-композит также может представлять интерес для практики как электропроводящий материал. В целом, результаты исследования показывают, что Cu/Mg- и Cu/Al/Mg-композиты могут быть использованы в дальнейшем при разработке новых подходов к получению высокопрочных проводников на основе меди или алюминия.

Методологические основы исследования. Для изготовления композитов был использован метод гидроэкструзии. Основными методами исследования были выбраны: резистометрия, рентгеноструктурный анализ и сканирующая электронная микроскопия. Кроме того, использовались: испытание механических свойств образцов на растяжение, измерение микротвердости и проведение наноиндентирования, просвечивающая электронная микроскопия. Выполнялись теоретические оценки физико-механических свойств композитов с использованием известных методик. Измерение температурных зависимостей удельного электросопротивления позволило изучить влияние температуры на эволюцию структуры и свойств композитов.

Основные результаты и положения, выносимые на защиту:

1. Введение большого количества магниевых волокон в медную матрицу с последующей сильной пластической деформацией позволяет получить высокопрочный Cu/Mg-композит.

2. Упрочнение Cu/Mg-композитов в ходе пластической деформации достигается за счет деформационно-индуцированного формирования высокопрочного твердого раствора на границах разделов Cu/Mg и определяется их суммарной площадью интерфейсов в единице объема композита.

3. Отжиг приводит к формированию в Cu/Mg- и Cu/Mg/Al-композитах высокопрочной сердцевины на основе интерметаллидов и эвтектик, низкое электросопротивление этих композитов обусловлено медной оболочкой.

4. Использование меди в качестве наружной оболочки в тройных Cu/Mg/Al-композитах позволяет получить материал с наиболее высокой термической стабильностью, повышенными прочностными свойствами и пониженным электросопротивлением.

Достоверность полученных результатов обеспечивается их устойчивой воспроизводимостью, использованием аттестованного измерительного оборудования и поверенных экспериментальных установок, в том числе в ЦКП ИФМ УрО РАН г. Екатеринбург. Использованный в работе комплексный подход, сочетающий теоретические оценки и их экспериментальную проверку, позволил получить результаты, не только отвечающие современным научным представлениям, но и развивающие их. Публикации в российских и высокорейтинговых зарубежных научных журналах подтверждают значимость проведенного исследования и важность полученных результатов.

Личный вклад автора состоит в том, что им совместно с научным руководителем д.т.н. А.Ю. Волковым были поставлены цели и задачи исследований. Автор совместно с руководителем участвовал в выборе методики изготовления исследуемых образцов, автор лично готовил композитные сборки для их гидроэкструзии, выполнял деформационно-термические обработки исследуемых композитов, а также измерял удельное сопротивление и проводил механические испытания образцов на растяжение, выполнял расчет физико-механических свойств композитов и обрабатывал рентгеновские дифрактограммы. Автором лично проводились измерения микротвердости, также он принимал участие при проведении исследований на сканирующем электронном микроскопе. Автор участвовал в обсуждении полученных результатов, совместно со своим научным руководителем формулировал основные положения и выводы, которые вошли в диссертационную работу. Подготовка материалов к опубликованию проводилась совместно с соавторами.

Соответствие паспорту научной специальности. Диссертация соответствует пункту 1 «Теоретическое и экспериментальное изучение физической природы и свойств металлов и их сплавов, неорганических и органических соединений, диэлектриков и, в том числе, материалов световодов как в твердом (кристаллы, поликристаллы), так и в аморфном состоянии в зависимости от их химического, изотопного состава, температуры и давления» и пункту 6 «Разработка экспериментальных методов изучения физических свойств и создание физических основ промышленной технологии получения материалов с определенными свойствами» паспорта специальности 1.3.8. Физика конденсированного состояния.

Апробация результатов исследования. Основные материалы работы диссертации доложены и обсуждены на следующих международных и всероссийских конференциях: XVII Уральская школа-семинар металловедов – молодых ученых, Екатеринбург, 5-9 декабря, 2016; V, VI,

VII, VIII Международная молодежная научная конференция «Физика. Технологии. Инновации» (ФТИ-2017-21), Екатеринбург, 2017-2021; XVIII, XIX, XX, XXI Всероссийская школа-семинар по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-2017-21), Екатеринбург, 2017-2021; IX Международная конференция «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (MPFP – 2018), Тамбов, 25-29 июня 2018; IX, X Международная школа «Физическое материаловедение» и LXI, LXIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», Тольятти, 2019, 2021; International Conference «Advanced Materials Week», Санкт-Петербург, 17-21 сентября, 2019; The 18th International Conference on Metal Forming 2020 E-conference, AGH University of Science and Technology, Краков, Польша, 13-16 сентября, 2020.

Публикации. Основное содержание работы опубликовано в 10 статьях в российских и зарубежных журналах, 9 из которых входят в перечень ВАК, а также в 20 тезисах докладов на международных и российских научных конференциях.

Связь работы с научными программами, темами. Работа выполнялась в лаборатории прочности ИФМ УрО РАН в соответствии с планом научно-исследовательских работ по теме «Давление», при поддержке гранта РФФИ (проект по направлению «Аспиранты» № 19-33-90005). В 2021 году автору диссертации была присуждена молодежная премия ИФМ УрО РАН имени академика В.Д. Садовского.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав, трех приложений, общих выводов и списка литературы. Объем работы 168 страниц, включая 66 рисунков и 14 таблиц. Список литературы составляет 146 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ

Во **введении** обоснована актуальность темы исследования, перечислены ее цели и задачи, приведены основные положения, выносимые на защиту, описана научная новизна и указана практическая значимость полученных результатов.

В **первой главе** проведен литературный обзор способов упрочнения меди с сохранением ее высоких проводящих свойств. Описаны физико-механические свойства Cu-Mg и других известных медных сплавов, упрочненных дисперсионным твердением, формированием твердого раствора, а также различными способами ИПД. Показано, что использование метода гидроэкструзии для создания композиционных материалов на основе меди является перспективным направлением, позволяющим получить интересные для практики длинномерные образцы. Рассмотрены диффузионные реакции, протекающие на границах разделов в Cu/Mg- и Cu/Al/Mg-композитах в ходе различных термообработок. Показано, что физико-механические и функциональные свойства медно-

магниевого композита ранее не были подробно исследованы. Впервые предложено с применением гидроэкструзии создать композиционный материал, медная или алюминиевая матрица которого упрочнена введением большого количества магниевых волокон.

Во второй главе описана методика изготовления композитов методом гидроэкструзии при комнатной температуре на лабораторной установке высокого давления М-20. Для получения бинарных Cu/Mg-композитов использовались прутки меди марки М0 и магниевый сплав Mg90. В трехкомпонентном композите в качестве алюминиевой матрицы был взят сплав АМг2.

Для изготовления одножильного Cu/Mg композита прутки из магния диаметром 12 мм плотно вставлялись в медную трубку с наружным диаметром 18 мм. Эта сборка помещалась в рабочий контейнер установки высокого давления. В результате первого прохода был получен пруток диаметром 14 мм. Затем гидроэкструзия повторялась последовательно через матрицы диаметром 10 мм, 6 мм и 3 мм. Для получения проволок диаметром менее 3 мм использовалось волочение. На рисунке 1 приведена схема получения Cu/Mg-композита, который содержит 7 магниевых волокон в медной матрице. Для получения Cu/49Mg-композита, эта операция повторялась, но в Cu-матрицу вставлялись прутки Cu/7Mg-композита.

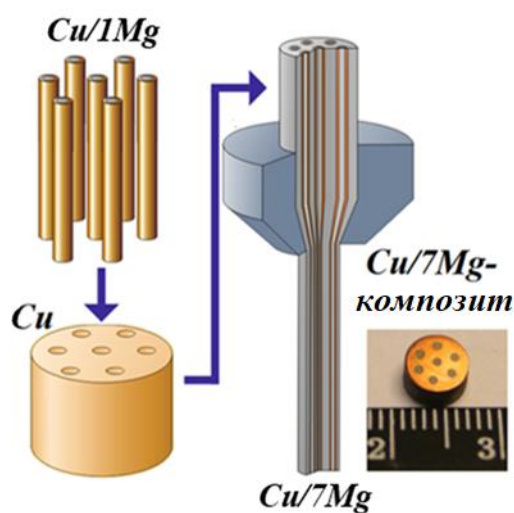


Рисунок 1 – Схема получения Cu/7Mg-композита и фото образца

В работе были изготовлены композиты с разной геометрической конфигурацией: бинарные Cu/Mg, которые содержали от 1 до 2730 магниевых волокон в Cu-матрице (рисунок 2), и Cu/Al/Mg-композиты с разной последовательностью слоев. После каждого этапа гидроэкструзии образцы полученных композитов подвергались промежуточным отжигам (200 °С в течение 1 часа для бинарных композитов и 325 °С, 2 часа для тройных композитов). Затем проводилось изучение микроструктуры и физико-механических свойств композитов после деформации и различных термообработок. Для резистометрических исследований использовалась проволока диаметром 0,25

мм; образцы для механических испытаний на растяжение были изготовлены из проволоки диаметром 1,5 мм; шайбы, вырезанные из прутков диаметром 6 мм, применялись для рентгеноструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии, измерения микротвердости и наноиндентирования.

Рентгеноструктурный анализ образцов осуществляли с использованием дифрактометра Rigaku DMAX 2200. Для измерения

удельного электрического сопротивления образцов (ρ) использовался четырехконтактный метод ($I=30\text{mA}$). В работе также получены температурные зависимости электросопротивления при нагреве и охлаждении образцов в вакуумированной ячейке со скоростью $120\text{ }^\circ\text{C/ч}$. Механические испытания на растяжение проводили с использованием разрывной машины Instron 5982; скорость растяжения составляла 3 мм/мин , длина рабочей части образцов: 30 мм . Для каждого структурного состояния испытанию подвергалось не менее пяти образцов. Эксперименты по измерению микротвердости после деформации и отжига проводились стандартным методом на приборе ПМТ-3 при нагрузке 50 г , делалось не менее десяти уколов. Для анализа изменения микротвердости на границе раздела использовалось наноиндентирование на приборе Nanotest-600, оснащенном трехгранной пирамидкой Берковича. Изучение микроструктуры образцов проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа QUANTA 200. В работе также проводилось сравнение экспериментальных данных с результатами теоретических оценок физико-механических свойств. Основная идея методики оценки прочностных свойств заключается в подсчете суммы вкладов каждого из компонентов композита пропорционально его объемной доле. Оценка удельного электросопротивления композитов проводилась с использованием формулы параллельно соединенных проводников, также с учетом объемной доли каждого из компонентов.

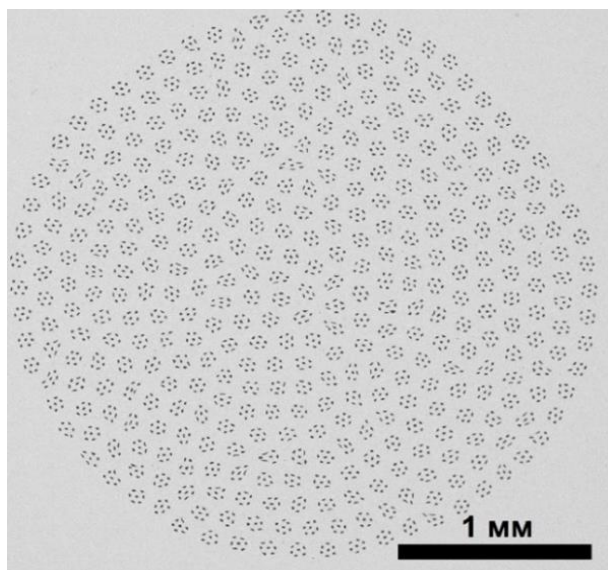


Рисунок 2 – СЭМ-изображение структуры Cu/2730Mg-композита*

оценку плотности, предела текучести и удельного электросопротивления исследованных Cu/Mg-композитов.

* Количество магниевых волокон в каждом из исследуемых композитов указывается в его обозначении. Например, композит, который содержит 2730 Mg-волокон в Cu-матрице здесь и далее будет обозначаться как Cu/2730Mg.

В третьей главе представлены результаты исследования микроструктуры и физико-механических свойства деформированных Cu/Mg композитов, которые содержат от 1 до 2730 Mg-волокон (рисунок 2). Фотография поперечного сечения экструдированного прутка Cu/7Mg-композита $\varnothing 6\text{ мм}$ дана на рисунке 1. Очевидно, что от количества и диаметра Mg-волокон в Cu-матрице зависит соотношение компонентов в композите. Эти данные представлены в таблице 1. Знание объемной доли компонентов позволяет провести теоретическую

Таблица 1 – Содержание компонентов в исследованных Cu/Mg-композитах

Название композита	Количество Mg-волокон в композите	Содержание компонентов					
		Объемная доля, %		Массовые %		Атомные %	
		Cu	Mg	Cu	Mg	Cu	Mg
Cu/1Mg	1	55,5	44,5	86,4	13,6	70,9	29,1
Cu/7Mg	7	91,4	8,6	98,2	1,8	95,3	4,7
Cu/49Mg	49	98,4	1,6	99,7	0,3	99,2	0,8
Cu/2730Mg	2730	97,9	2,1	99,6	0,4	98,9	1,1

К примеру, теоретический предел текучести рассчитывался на основе «правила смесей» по формуле:

$$\sigma_{0,2}^{Cu/Mg} = V^{Cu} \times \sigma_{0,2}^{Cu} + V^{Mg} \times \sigma_{0,2}^{Mg} \quad (1),$$

где V^{Cu} и V^{Mg} – объемные доли меди и магния ($V^{Cu} + V^{Mg} = 1$), $\sigma_{0,2}^{Cu}$ и $\sigma_{0,2}^{Mg}$ – пределы текучести меди и магния, соответственно.

Удельное электросопротивление композитов оценивалось с использованием известной формулы параллельно соединенных проводников:

$$1/\rho^{Cu/Mg} = V^{Cu}/\rho^{Cu} + V^{Mg}/\rho^{Mg} \quad (2),$$

где ρ^{Cu} и ρ^{Mg} – удельное электросопротивление меди и магния в деформированном состоянии.

Поскольку для выполнения этих вычислений необходимо знать прочностные и электрические свойства компонентов композита в близком структурном состоянии, в работе были получены и изучены свойства сильно деформированных образцов меди и магния. Каких-либо проблем с получением экструдированных прутков меди не возникло. Однако, малопластичный магний разрушается в ходе гидроэкструзии при комнатной температуре. Для решения этой проблемы был взят пруток экструдированного Cu/1Mg-композита, с поверхности которого удалялась медная оболочка, после чего проводились механические испытания магниевой сердцевины. Также выяснилось, что в литературе практически отсутствуют данные по удельному электросопротивлению сильно деформированного магния. Поскольку экструдированный магний обладает повышенной пластичностью, в работе была впервые определена зависимость электросопротивления от степени деформации магния.

Полученные экспериментальные данные и результаты проведенных теоретических оценок физико-механических свойств композитных образцов сведены в таблицу 2.

Таблица 2 – Физико-механические свойства деформированных композитов

Образец	Плотность, г/см ³		Удельное электросопротивление, ρ , 10 ⁻⁸ Ом×м ($\epsilon \approx 8,6$)		Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа ($\epsilon \approx 5,0$)	
	Эксперимент	Расчет	Эксперимент	Расчет	Эксперимент	Расчет
Cu	8,9		1,83		350	
Mg	1,74		4,83		97	
Cu/1Mg	5,5	5,7	2,35	2,53	290	237
Cu/7Mg	8,1	8,3	2,07	2,08	322	330
Cu/49Mg	8,6	8,5	1,88	1,87	386	341
Cu/2730Mg	8,7	8,6	1,84	1,85	400	346

Согласно полученным результатам, с увеличением количества Mg-волокон плотность композитных прутков повышается. Экспериментальное и теоретическое значения предела текучести композита Cu/7Mg близки (322 МПа и 330 МПа, соответственно). Однако, эксперимент и теория сильно расходятся при рассмотрении композитов с увеличенным количеством Mg-волокон. Действительно, предел текучести Cu/49Mg-композита составляет 386 МПа, что превышает не только результаты теоретической оценки (341 МПа), но и предел текучести экструдированной меди (350 МПа). При повышении количества Mg-волокон до 2730 разрыв между теорией и экспериментом еще более увеличивается и составляет ~15%. Обнаруженное явление представляет как научный, так и практический интерес и требует своего объяснения. Основной причиной отличия эксперимента от теории может являться появление новой, высокопрочной фазы на Cu/Mg-интерфейсах в ходе ИПД при изготовлении композитных образцов. Поэтому была проведена оценка площади интерфейсов в единице объема исследованных композитов, для чего вычислялось отношение суммы периметров всех волокон к площади поперечного сечения образца. Результаты вычислений приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Диаметр магниевых волокон и объемная доля Cu/Mg-интерфейсов в различных образцах исследованных композитов

Композит	Исходное состояние, Ø18 мм		Образцы для механических испытаний, Ø1,5 мм		Проволока для резистометрии, Ø0,25 мм	
	Диаметр Mg-волокна, мм	Площадь интерфейсов в единице объема, мм ⁻¹	Диаметр Mg-волокна, мм	Площадь интерфейсов в единице объема, мм ⁻¹	Диаметр Mg-волокна, мкм	Площадь интерфейсов в единице объема, мм ⁻¹
Cu/1Mg	12	0,15	1,0	1,78	170	10,87
Cu/7Mg	2	0,17	0,17	2,11	28	12,53
Cu/49Mg	0,33	0,20	0,028	2,44	5	15,67
Cu/2730Mg	0,047	1,13	0,003	14,85	0,5	97,71

Расчеты показали, что площадь границ раздела возрастает с увеличением количества волокон. Следует напомнить, что в исследуемых композитах при увеличении количества Mg-волокон объемная доля магния резко уменьшается (таблица 1). Cu/2730Mg-композит с минимальным диаметром магниевых волокон имеет наибольшую площадь поверхностей раздела в единице объема. Более того, как следует из таблицы 3, при уменьшении диаметра образца от 18 мм до 0,25 мм площадь поверхностей раздела на единицу объема композита увеличивается почти на два порядка. Можно сделать вывод, что на объемную долю интерфейсов влияет не только количество волокон, но и диаметр композитного образца.

Таким образом, возникновение на Cu/Mg-интерфейсах высокопрочной фазы действительно может привести к аномальному росту прочностных свойств композитов с большим количеством Mg-волокон. Для проверки этого предположения было проведено наноиндентирование шлифа Cu/49Mg-композита через интерфейс. Из графика на рисунке 3 следует, что на границе раздела компонентов микротвердость приблизительно в два раза превышает микротвердость Cu-матрицы. Полученный результат подтверждает предположение о формировании высокопрочной фазы на Cu/Mg-интерфейсе. Для выяснения природы этой фазы было проведено рентгеноструктурное исследование композитов.

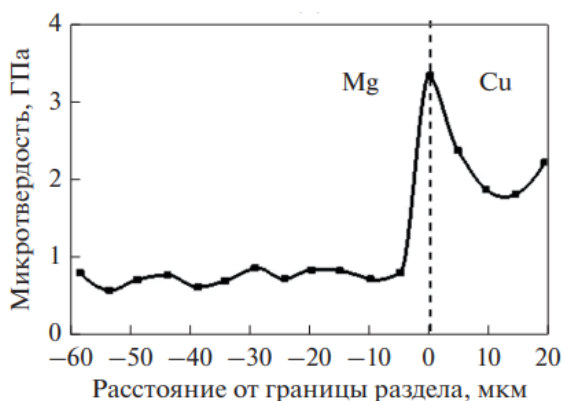


Рисунок 3 – Изменение микротвердости на границе Cu-матрицы и Mg-волокна

Дифрактограмма Cu/1Mg-композита содержит пики только меди и магния. В свою очередь, на рентгеновском спектре композита с 7 Mg-волокнами интенсивность Mg-пигов сильно снижается. Несмотря на то, что в Cu/2730Mg-композите содержится большое количество очень тонких Mg волокон, на соответствующем рентгеновском спектре Mg-пики не выявляются. Однако, с увеличением уровня накопленной деформации рентгеновские спектры Cu/2730Mg-композита эволюционируют: все Cu-пики на них смещаются в сторону больших углов. Это хорошо видно на рисунке 4а, где рентгеновская дифракционная картина чистой меди (спектр 1) наложена на спектры, полученные из центров экструдированных стержней Cu/2730Mg-композита с разным уровнем деформации. Кроме того, ИПД методом гидроэкструзии приводит к уширению рентгеновских пиков вследствие измельчения зерна и искажений решетки.

На основе полученных результатов была построена зависимость параметра решетки Cu-матрицы от деформации Cu/2730Mg-композита (рисунок 4б). Хорошо видно, что с увеличением деформации параметр

решетки Cu-матрицы уменьшается. Это может быть следствием деформационно-индуцированного растворения магния в меди, вызванного большими деформациями и сдвиговыми процессами в ходе гидроэкструзии.

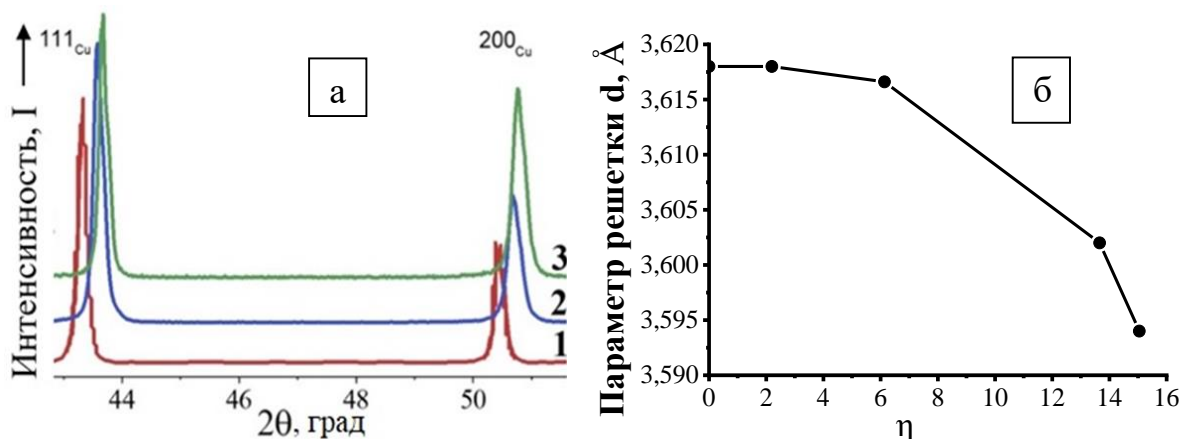


Рисунок 4 – а) Дифрактограммы меди (спектр 1) и экструдированных до Ø6 мм и Ø1,5 мм образцов Cu/2730Mg-композита (2 и 3); б) Зависимость параметра решетки Cu-матрицы от накопленной деформации Cu/2730Mg-композита

Известно, что при формировании равновесных твердых растворов магния в меди, параметр решетки увеличивается, а не уменьшается как на рисунке 4. Было предположено, что в ходе ИПД на Cu/Mg-интерфейсах формируется неравновесный твердый раствор. Очевидно, что отжиг должен перевести материал в состояние равновесия. Действительно, в результате отжига параметр кристаллической решетки медной матрицы увеличивается до равновесных значений. Этот эксперимент подтвердил, что в ходе гидроэкструзии на всех интерфейсах формируется деформационно-индуцированный неравновесный твердый раствор магния в меди, что приводит к аномальному повышению прочностных свойств сильно деформированных Cu/Mg-композитов.

В четвертой главе описано влияние отжигов на структуру и физико-механические свойства Cu/Mg-композитов. Для проведения исследований были взяты композиты с различным количеством магниевых волокон: Cu/1Mg и Cu/400Mg (рисунок 5).

На рисунке 5 также показаны средние значения микротвердости Cu-матрицы и Mg-волокон в обоих композитах. Измерения показывают, что микротвердость меди примерно в 3 раза выше по сравнению с микротвердостью магния. В исходном состоянии рентгеновские спектры обоих композитов содержат только пики Cu и пики Mg. Это указывает на отсутствие новых, деформационно-индуцированных фаз, которые могли возникнуть на интерфейсах композитов в процессе их изготовления.

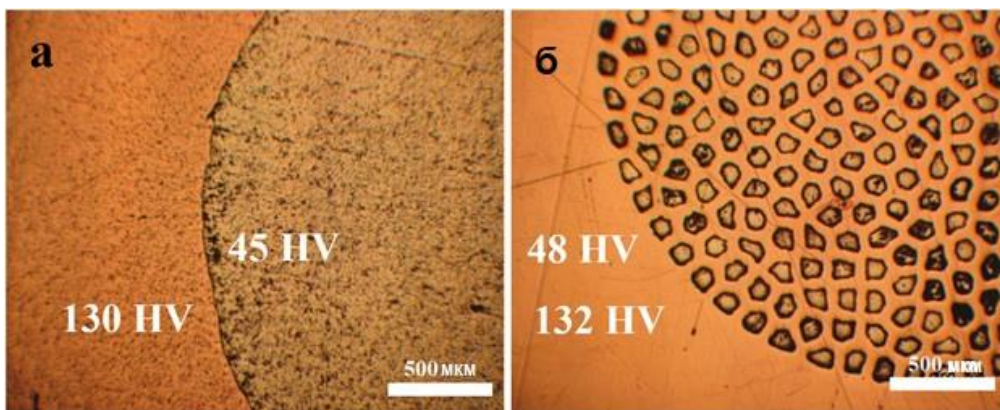


Рисунок 5 – Оптические снимки поперечных сечений экструдированных прутков Ø6 мм: а – Cu/1Mg-композиата; б – Cu/400Mg-композиата

На рисунке 6 приведены температурные зависимости электросопротивления, полученные при нагреве и охлаждении исследуемых композиатов. На температурной зависимости Cu/1Mg-композиата при нагреве четко наблюдаются две области резкого роста электросопротивления при температурах ~ 490 °C и ~ 565 °C. Эти температуры полностью соответствуют температурам эвтектических превращений на фазовой диаграмме Cu-Mg. Можно обратить внимание, что правая часть температурной зависимости электросопротивления Cu/1Mg-композиата стремится к параболической форме. Это показывает, что материал приближается к температуре плавления. Поэтому мы не нагревали Cu/1Mg-композиат выше 700°C.

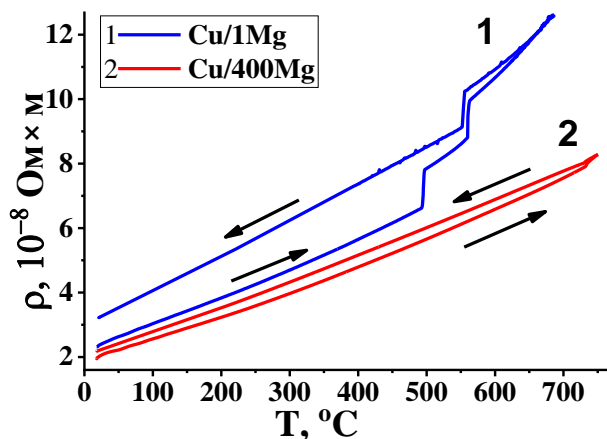


Рисунок 6 – Температурные зависимости электросопротивления при нагреве и охлаждении деформированных проволок из Cu/1Mg- (1) и Cu/400Mg-композиатов (2)

При нагреве Cu/400Mg-композиата на температурной зависимости наблюдается только одна небольшая ступенька вблизи 730 °C. Как следует из фазовой диаграммы, при этой температуре происходит эвтектическая реакция между Cu_2Mg интерметаллической фазой и твердым раствором на основе меди. Заметим, что после нагрева до 750°C и охлаждения до комнатной температуры электросопротивление Cu/400Mg-композиата практически не изменилось. С точки зрения создания высокопрочных проводников электрического тока, этот результат может представлять практический интерес. На основе фазовой диаграммы системы Cu-Mg и результатов резистометрических исследований (рисунок 6), для изучения влияния отжига на формирование микроструктуры Cu/Mg-композиатов были выбраны следующие температуры: 450 °C, 530 °C, 700 °C и 750 °C.

Установлено, что в результате отжига при 450 °С в объеме Mg-волокон возникает большое количество трещин. Это вызвано процессами усадки, происходящими в магнии в результате его соединения с медью и образованием интерметаллида CuMg_2 . Кроме того, внутри волокон хорошо видны кольцевые трещины, возникновение которых связано с эффектом Киркендалла. Таким образом, отжиги Cu/Mg-композитов ниже температур эвтектических реакций вряд ли могут представлять практический интерес.

При нагреве выше 485 °С на межфазной границе между CuMg_2 интерметаллидом и твердым раствором на основе магния происходит эвтектическая реакция. Это превращение соответствует первой ступеньке, которая наблюдается на температурной зависимости электросопротивления при нагреве Cu/Mg-композита (рисунок 6). После нагрева Cu/Mg-композита до 530 °С, внутри Mg-волокон наблюдается эвтектическая структура, которая состоит из грубых пластин и тонких ламелей эвтектической сетки. Однако, структура Cu/400Mg-композита после нагрева до 530 °С совершенно иная. На рисунке 7 показано, что все 400 волокон в этом композите состоят из фазы CuMg_2 , которая отделена от Cu-матрицы тонкой прослойкой Cu_2Mg фазы толщиной ~3 мкм.

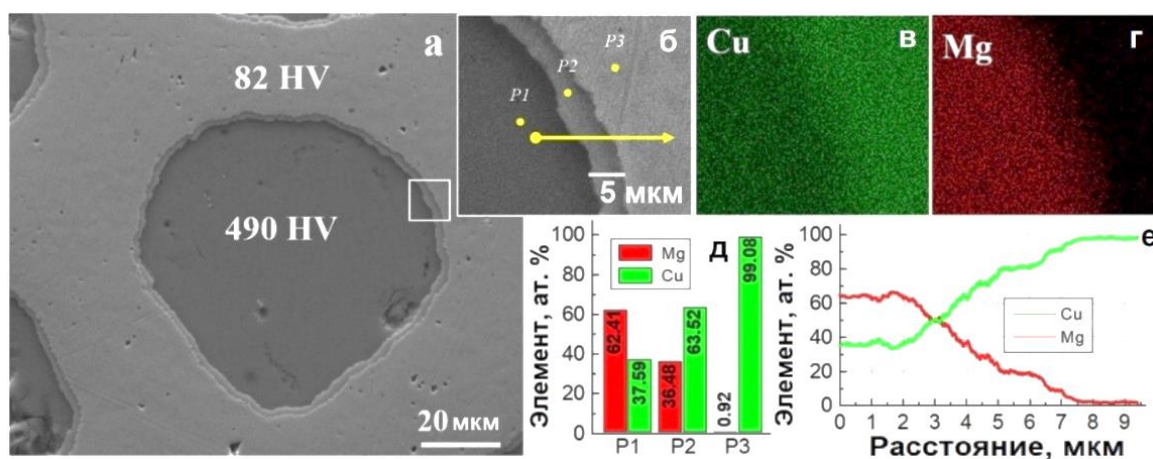


Рисунок 7 – СЭМ-исследование Cu/400Mg-композита, нагретого до 530 °С со скоростью 120 °С/час, и значения микротвердости Cu-матрицы и волокон (а); увеличенное изображение области интерфейса (б), отмеченной квадратом на (а), и соответствующие EDS-карты с выделением Cu (в) и Mg (г); EDS-диаграмма распределения элементов (д) и EDS-линия (е), соответствующие желтым точкам и желтой стрелке на (б)

Измерения микротвердости композитов выявили аномальное упрочнение Mg-волокон в результате отжигов. Действительно, после нагрева до 450 °С микротвердость Cu-оболочки снижается от 130 HV до ~90 HV. Повышение температуры до 530 °С приводит к дальнейшему снижению микротвердости меди до ~80 HV. Однако, в результате нагрева до 530 °С микротвердость волокон увеличивается до 490 HV, т.е. она становится на порядок выше по сравнению с исходной микротвердостью магния в экструдированном композите.

Надо отметить, что в последнее время наблюдается повышенный интерес исследователей к получению и изучению различных соединений и композитов, имеющих в своем составе CuMg_2 интерметаллидную фазу. Это вызвано многообещающими свойствами этого композита к абсорбции/десорбции водорода. Таким образом, полученные выше результаты можно также рассматривать как шаг к разработке способа получения водородных аккумуляторов на основе Cu/Mg -композитов.

Нагрев Cu/400Mg -композита до $700\text{ }^\circ\text{C}$ приводит к дальнейшему изменению структуры волокон: на границе раздела появляется толстый слой фазы Cu_2Mg (рисунок 8а). В центральной части волокон наблюдается эвтектическая структура (рисунок 8б). Светлые пластинки в этой структуре состоят из Cu_2Mg -фазы, а темная матрица имеет близкое к эквипомольному Cu/Mg -соотношение. Таким образом, отжиг сопровождается ускоренной диффузией, что приводит к росту концентрации атомов Cu внутри волокон и растворению атомов Mg в матрице.

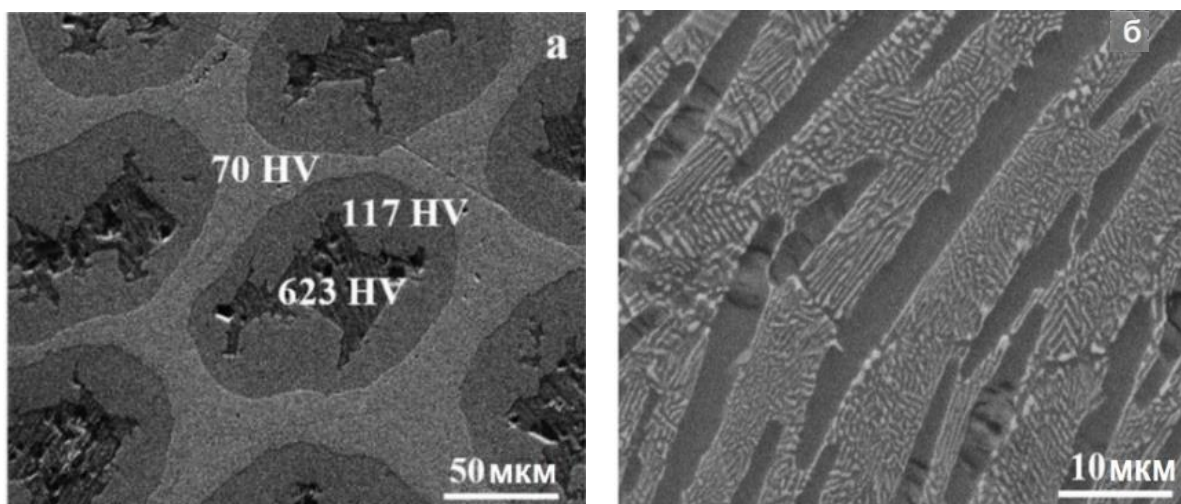


Рисунок 8 – СЭМ-изображение Cu/400Mg -композита, нагретого до $700\text{ }^\circ\text{C}$ со скоростью $120\text{ }^\circ\text{C/ч}$, средняя микротвердость Cu -оболочки, слоя Cu_2Mg -фазы и внутренней части волокна (а); увеличенное изображение эвтектической структуры внутри волокна (б)

Дальнейшее повышение температуры отжига Cu/400Mg -композита до $750\text{ }^\circ\text{C}$ резко изменяет его микроструктуру: вместо 400 Mg -волокон образуется одна сердцевина, которая имеет эвтектическую структуру, типичную для обогащенных медью литых сплавов Cu-Mg , соотношение компонентов в которых несколько превышает предел растворимости меди на фазовой диаграмме Cu-Mg . В этой структуре наблюдаются обогащенные медью островки, которые окружены тонкими чередующимися пластинками, состоящими из фаз, обогащенных Cu и Mg .

Анализ РСА-результатов, полученных с образцов Cu/400Mg -композита, отожженных при $700\text{ }^\circ\text{C}$, выявил появление на всех Cu -пиках своеобразных “плечей” слева. После нагрева до $750\text{ }^\circ\text{C}$ на месте этих

“плечей” появляются четкие дополнительные пики. Это явление связано с образованием при отжиге твердого раствора на основе Cu. Таким образом, нагретый до 750 °С Cu/400Mg-композит состоит из медной оболочки, внутри которой находится фаза Cu₂Mg и твердый раствор на основе меди.

В целом можно заключить, что предложенный в работе новый подход работает: доказано, что введение Mg-волокон позволяет упрочнить Cu-матрицу как с использованием ИПД (за счет деформационно-индуцированного формирования новых фаз на границах раздела), так и в результате термообработки (в этом случае на месте магния возникают высокопрочные волокна на основе медно-магниевого интерметаллида и/или эвтектических структур).

В пятой главе описаны структура и свойства тройных композитов Cu-Al-Mg. Увеличение количества компонентов способствует расширению сочетания интерфейсов, которые играют ключевую роль в повышении прочности композитов.

Для выполнения исследований были изготовлены два трехкомпонентных Cu-Al-Mg-композита, которые отличались чередованием слоев. Первый композит состоял из внешней Al оболочки, внутри которой находились Cu/Mg волокна. В порядке перечисления компонентов снаружи внутрь, будем обозначать его далее, как: Al/Cu/Mg-композит. Второй композит имел внешнюю оболочку из меди, внутри которой находилось большое количество тонких Al/7Mg-композитных проволок. Далее он будет обозначаться как: Cu/Al/Mg-композит. В качестве Al-матрицы в обоих композитах был использован сплав AMg2.

Для получения Al/Cu/Mg-композита был взят цилиндр из алюминиевого сплава AMg2 Ø18 мм, в котором по радиусу 5,5 мм было просверлено 6 отверстий диаметром по 3 мм на равных расстояниях друг от друга. В каждое из этих отверстий плотно вставлялись прутки Cu/1Mg-композита диаметром 3 мм. Эту трехкомпонентную сборку помещали в рабочий контейнер установки высокого давления, после чего проводили гидроэкструзию при комнатной температуре. В целом, использованный для изготовления Al/Cu/Mg-композита подход весьма близок к описанной выше методике получения Cu/7Mg-композита (рисунок 1). Второй, Cu/Al/Mg-композит был получен аналогично тому, как был изготовлен бинарный Cu/2730Mg-композит: внутрь медной трубки было плотно вставлено 420 тонких Al/7Mg-композитных проволок диаметром 0,5 мм. Таким образом, Cu/Al/Mg-композит состоит из Cu-оболочки, в которой находится Al-матрица, содержащая 2940 тонких Mg-волокон.

Гидроэкструзию тройных композитов проводили при комнатной температуре до диаметра 3 мм. Дальнейшая деформация до проволок Ø1,5 мм (образцы для механических испытаний) и Ø0,25 мм (образцы для резистометрических исследований) проводилась методом волочения. Промежуточные отжиги выполнялись при 325 °С в течение 2 часов в вакуумированных стеклянных ампулах.

Исследованием установлено, что в процессе деформации и при последующем отжиге на интерфейсах композитов возникают диффузионные слои переменных составов. Толщина образовавшихся диффузионных слоев и их влияние на прочностные свойства Al/Cu/Mg-композита были оценены путем измерения микротвердости при пересечении через границы разделов (рисунок 9). Поскольку микротвердость каждого из компонентов одинакова по толщине, переменные значения твердости вблизи границ раздела соответствуют диффузионным слоям. Так, микротвердость на Al/Cu границе растет, но вблизи границы с магнием она начинает снижаться (рисунок 9). Согласно полученным данным, в Al/Cu/Mg-композитном прутке диаметром 6 мм ширина диффузионного Al/Cu-слоя составляет 100 мкм, а ширина Cu/Mg-границы – около 80 мкм (рисунок 9а). Уменьшение диаметра композитного образца от 6 до 3 мм приводит к уменьшению толщины волокон, в результате чего изменяется ширина всех диффузионных слоев (рисунок 9б). При этом микротвердость компонентов в деформированных на разные степени образцах композита практически не изменяется.

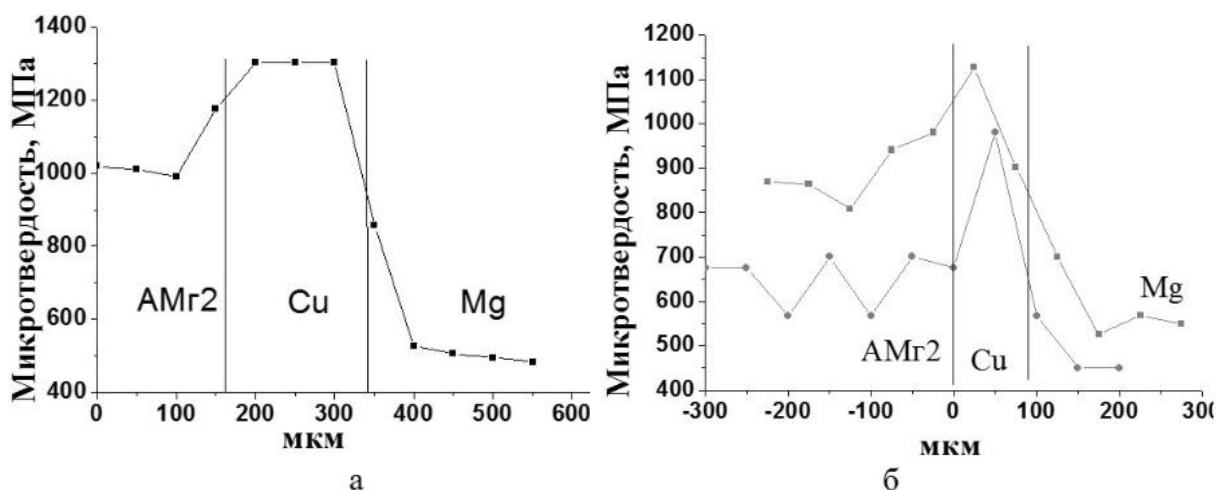


Рисунок 9 – Влияние деформационно-термических обработок на изменение микротвердости при пересечении через интерфейсы Al/Cu/Mg-композита: а – экструдированный пруток Ø6 мм; б – пруток Ø3 мм, полученный гидроэкструзией (■) или волочением (●)

Установлено, что на Al/Cu-интерфейсе образуется тонкая прослойка из интерметаллидов на основе алюминия и меди (AlCu и Al₂Cu). Это приводит к некоторому упрочнению: механические испытания на растяжение показали, что предел прочности отожженного композитного образца Ø1,5 мм составляет 253 МПа, что существенно выше аналогичных показателей проволоки из сплава AMg2 (у которой, согласно ГОСТ 4784-2019, $\sigma_B = 190$ МПа). Удлинения до разрыва (δ) у композита и сплава AMg2 практически одинаковы и находятся на уровне 19-23%.

Однако, в ходе проведенного исследования было обнаружено, что термическая стабильность Al/Cu/Mg-композита недостаточна. К примеру,

нагрев этого композита выше 450 °С приводит к тому, что внутренние Cu/Mg-волокна оголяются, а на них образуются капли эвтектики на основе интерметаллида Al_2Cu . Поэтому было решено изменить последовательность слоев тройного композита, сделав медь наружной оболочкой. Можно ожидать, что наружный медный слой будет обеспечивать высокую электропроводность такого композита. Кроме того, из трех выбранных компонентов медь имеет самую высокую температуру плавления. Поэтому нами был изготовлен и изучен Cu/Al/Mg-композит.

На рисунке 10а хорошо видно, что в прутке $\varnothing 6$ мм тройного Cu/Al/Mg-композита Cu-стенка имеет толщину около 1 мм. Остальной объем занимает Al-матрица (рисунок 10б), в которой содержится 2940 Mg-волокон диаметром около 7 мкм (рисунок 10в). Исходя из площадей поперечных сечений компонентов, было вычислено содержание меди, алюминия и магния в тройном Cu/Al/Mg-композите. Затем, на основе объемных долей компонентов были рассчитаны плотность, удельное электросопротивление и предел текучести образцов деформированного композита (таблица 4).

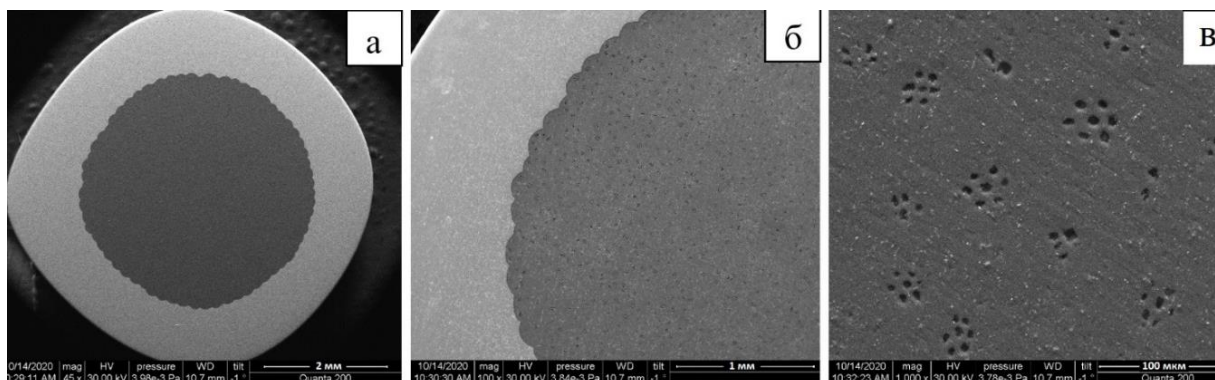


Рисунок 10 – СЭМ-изображение поперечного сечения экструдированного прутка Cu/Al/Mg-композита (а) и увеличенное изображение микроструктуры на (а): Al-матрицы в Cu-оболочке (б) и Mg-волокон в Al-матрице (в)

Теоретическая оценка и экспериментальная величина удельного электросопротивления Cu/Al/Mg-композита существенно отличаются ($\rho=2,73 \times 10^{-8}$ и $2,45 \times 10^{-8}$ Ом·м, соответственно). Отметим, что использованный нами подход для оценки удельного электросопротивления хорошо работает только для биметаллических композитов. Оценка предела текучести деформированного композита была произведена с использованием известного «правила смесей». Теоретически рассчитанный предел текучести тройного композита составляет: $\sigma_{0,2}=323$ МПа. Полученная экспериментально величина предела текучести Cu/Al/Mg-композита ($\sigma_{0,2}=404$ МПа) сильно превышает результаты расчетов. Такой резкий рост прочностных свойств может быть вызван образованием в композитном материале каких-либо высокопрочных фаз.

Таблица 4 – Физико-механические свойства деформированного Cu/Al/Mg-композиата

Плотность, г/см ³	Эксперимент	6,10
	Расчет	6,00
Удельное электросопротивление, ρ , 10 ⁻⁸ Ом × м	Эксперимент	2,45
	Расчет	2,73
Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Эксперимент	404
	Расчет	323

Представляет интерес, как будет эволюционировать структура сильно деформированного композиата в ходе отжига. Чтобы ответить на этот вопрос, было проведено резистометрическое исследование при нагреве и охлаждении Cu/Al/Mg-композиата. Также были построены температурные зависимости электросопротивления бинарного Al/Mg-композиата, который был использован при конструировании тройного композиата, а также сплава AMg2, который является основой обоих композиатов.

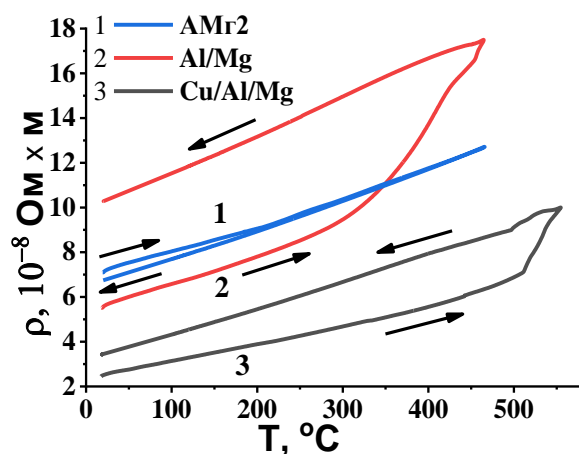


Рисунок 11 – Температурные зависимости электрического сопротивления исходно деформированных образцов: сплава AMg2 (1); Al/Mg-композиата (2) и Cu/Al/Mg-композиата (3)

Интересно, что самое большое электросопротивление на рисунке 11 имеет деформированный сплав AMg2. В соответствии с фазовой диаграммой, при температурах выше ~430 °С в сплавах Al-Mg формируются эвтектические смеси на основе интерметаллидов различных стехиометрий. В результате этих процессов нагрев Al/Mg-композиата до ~470 °С с последующим охлаждением приводит к повышению его электросопротивления в 2 раза. Электросопротивление тройного Cu/Al/Mg-композиата является минимальным на рисунке 11. Его величина приблизительно соответствует электросопротивлению чистого алюминия. Очевидно, что основной вклад в снижение электросопротивления Cu/Al/Mg-композиата вносит медная оболочка. Нагрев вызывает лишь небольшое повышение электросопротивления тройного композиата.

Исследованием установлено, что механизмы формирования структуры Cu/Al/Mg-композиата сильно зависят от температуры отжига. При термообработке ниже 450 °С на интерфейсах композиата происходят диффузионно-контролируемые твердотельные реакции, в результате которых внутри волокон формируются твердые растворы и интерметаллиды, плотности которых превышают плотность чистого

магния. Это приводит к образованию усадочных трещин внутри всех Mg-волокон. Аналогичное явление уже наблюдалось нами после низкотемпературных отжигов Cu/Mg-композитов (описано выше). Более того, вдоль границы раздела медной оболочки и Al-матрицы наблюдается кольцевая трещина, вызванная эффектом Киркендалла. В целом, образование пор и трещин не способствует повышению прочностных свойств материала.

Повышение температуры отжига до 650°C сильно усложняет структуру и фазовый состав тройного композита. Внутри медной оболочки образуется сердцевина с эвтектической структурой, а между ними формируется несколько слоев разной толщины с различным соотношением меди и алюминия (рисунок 12).

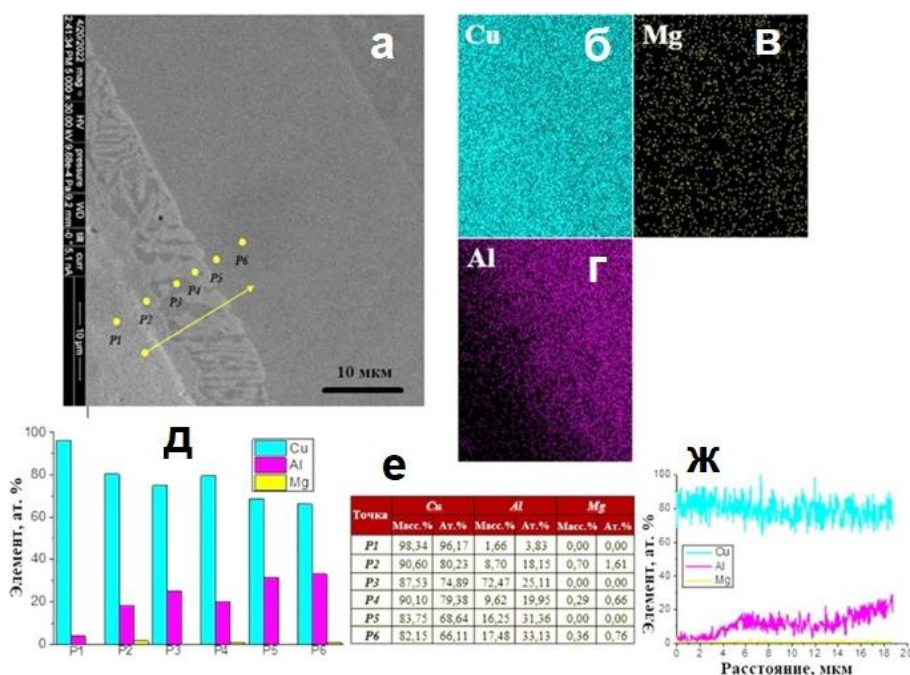


Рисунок 12 – СЭМ-изображение микроструктуры тройного композита вблизи Cu/Al-границы (а); EDS-карты распределения элементов в данной области (б-г); гистограмма (д) содержания Cu, Al и Mg в точках, обозначенных P1-P6 на (а); таблица содержания этих элементов в атомных и массовых процентах (е) и график распределения элементов (ж) при пересечении границы (вдоль желтой стрелки на (а))

Действительно, на рисунке 12 видно, что в Cu-матрице содержится небольшое количество алюминия (точка P1). На поверхности меди со стороны алюминия формируется своеобразная подложка, соотношение меди и алюминия в которой полностью отвечает составу Cu(Al)-твердого раствора на пределе растворимости алюминия (точка P2). К этой подложке примыкает эвтектическая структура, состоящая из ламелей интерметаллида Al_4Cu_9 (β -фаза), которые находятся в матрице из Cu(Al)-твердого раствора. Затем начинается достаточно толстый однофазный слой, состав которого

хорошо соответствует β -фазе. В целом, структура с большим количеством слоев, которая сформировалась на Cu/Al-интерфейсе в результате расплава Al/Mg-сердцевины композита, практически повторяет сложную и многофазную диаграмму состояния Cu-Al. Магний на формирование структуры практически не влияет.

Механические испытания на растяжение проволочных образцов тройного Cu/Al/Mg-композита показали, что свойства созданных нами тройных композитов в основном определяются медной оболочкой. Влияние высокопрочной, но хрупкой сердцевины, сформированной на основе сложного сочетания интерметаллических соединений алюминия и меди, минимально: она теряет свою целостность в самом начале испытаний и в ходе последующего растяжения продолжает фрагментироваться. Как результат, механические испытания не привели к получению сколь-либо интересных результатов.

Как известно, для достижения композитным материалом повышенных прочностных свойств требуется достичь в нем совместной работы под нагрузкой пластичной матрицы и высокопрочной сердцевины. Из полученных нами результатов механических испытаний следует, что в тройном Cu/Al/Mg-композите такого оптимального сочетания работы матрицы и сердцевины не было достигнуто.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Введение большого количества магниевых волокон в медную или алюминиевую матрицу позволяет получить высокопрочный композитный материал как за счет происходящего в ходе сильной деформации формирования твердых растворов на границах раздела компонентов, так и вследствие образования высокопрочных интерметаллидных фаз на месте Mg-волокон в результате последующего отжига.

2. Реализуемая в ходе гидроэкструзии сильная пластическая деформация Cu/Mg-композита приводит к растворению магниевых волокон в медной матрице с образованием деформационно-индуцированного неравновесного твердого раствора магния в меди, что обеспечивает деформированному композиту аномальное повышение прочностных свойств.

3. Отжиг Cu/Mg-композитов при температуре выше 450°C изменяет их микроструктуру и физико-механические свойства: на месте магниевых волокон образуются высокопрочные интерметаллиды Cu_2Mg и/или CuMg_2 , а также эвтектик на их основе, состав и соотношение которых определяется температурой отжига. Твердость волокон при этом повышается в 10-15 раз.

4. Теоретические оценки физико-механических свойств Cu/Mg- и Cu/Al/Mg-композитов достаточно хорошо совпадают с экспериментальными результатами только при значительном превышении объемной доли одного из компонентов и отсутствии новых фаз на границах разделов.

5. Показано, что при конструировании композитных материалов с большим количеством металлических слоев следует располагать снаружи наиболее тугоплавкий из них. В качестве следующего слоя необходимо выбирать компонент, который формирует с металлом оболочки эвтектику с наиболее высокой температурой плавления.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи, опубликованные в рецензируемых научных журналах, входящих в перечень ВАК РФ:

1. Структура и свойства Cu/Mg-композитов, полученных методом гидроэкструзии / А.Ю. Волков, А.А. Калонов, Д.А. Комкова, А.В. Глухов // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119, № 10. – С. 1002-1011.

2. Волков, А.Ю. Сравнение экспериментальных данных и расчетных оценок прочностных и электрических свойств Cu/Mg-композитов с разным содержанием компонентов / А.Ю. Волков, А.А. Калонов // Вектор науки ТГУ. – 2018. – Т. 2. – С. 14-20.

3. Эволюция структуры и свойств тройных Al/Cu/Mg композитов при деформационно-термической обработке / И.Г. Бродова, А.Ю. Волков, И.Г. Ширинкина, А.А. Калонов, Т.И. Яблонских, В.В. Астафьев, Л.В. Елохина // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119, № 12. – С. 1271-1277.

4. Volkov, A.Yu. Cu/Mg-composites: processing, structure and properties / A.Yu. Volkov, D.A. Komkova, A.A. Kalonov // Letters on Materials. – 2019. – Vol. 9. – P. 517-522.

5. Kalonov, A. Development, structure and properties of Cu/Mg and Al/Mg composite wires / A. Kalonov, A. Glukhov, A.Yu. Volkov // Procedia Manufacturing. – 2020. – Vol. 50. – P. 800-803.

6. Abnormally high strength and low electrical resistivity of the deformed Cu/Mg-composite with a big number of Mg-filaments / A.Yu. Volkov, B.D. Antonov, E.I. Patrakov, E.G. Volkova, D.A. Komkova, A.A. Kalonov, A.V. Glukhov // Materials & Design. – 2020. – Vol. 185. – P. 108276(12).

7. Влияние интерфейсов на физико-механические свойства Cu/Mg-композитов / А.Ю. Волков, А.А. Калонов, В.А. Завалишин, А.В. Глухов, Д.А. Комкова, Б.Д. Антонов // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121, № 6. – С. 628-634.

8. Volkov, A.Yu. Effect of annealing on the structure, mechanical and electrical properties of Cu/Mg-composite wires / A.Yu. Volkov, A.A. Kalonov, D.A. Komkova // Materials Characterization. – 2022. – Vol. 183. – P. 111606(12).

9. Structure and properties of Cu/Mg composites after severe plastic deformation / N.A. Kruglikov, A.A. Kalonov, T.P. Tolmachev, M.G. Minin, G.A. Yakovlev, A.Yu. Volkov // AIP Conference Proceedings. – 2022. – Vol. 2466, № 1. – P. 060021(6).

Материалы конференций и тезисы докладов:

10. Калонов, А.А. Разработка высокопрочных композитных проводов на основе Cu-Mg / А.А. Калонов, А.Ю. Волков // Сборник материалов XVII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. В 2 ч. Ч. 1. – Екатеринбург. – 2016. – С. 327-329.

11. Калонов, А.А. Структура и физико-механические свойства Cu/Mg-композитов / А.А. Калонов, А.Ю. Волков // Тезисы докладов XVIII Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-18). – Екатеринбург. – 2017. – С. 125.

12. Калонов, А.А. Получение и исследование Cu/Mg-композитов / А.А. Калонов, Д.А. Комкова, А.Ю. Волков // Тезисы докладов XIX Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-19). – Екатеринбург. – 2018. – С. 133.

13. Калонов, А.А. Влияние границы раздела на формирование физико-механических свойств Cu/Mg-композитов / А.А. Калонов, Д.А. Комкова, А.Ю. Волков // Сборник материалов IX Международной школы «Физическое материаловедение» и LXI Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». – Тольятти – 2019. – С. 149-150.

14. Калонов, А.А. Физико-механические свойства Cu/Mg-композитов / А.А. Калонов, Д.А. Комкова, А.Ю. Волков // Тезисы докладов XX Юбилейной Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-20). – Екатеринбург. – 2019. – С. 146.

15. Калонов, А.А. Получение, структура и свойства тройного композита Al/Cu/Mg / А.А. Калонов, А.Ю. Волков, И.Г. Бродова // Тезисы докладов XXI Всероссийской школы-семинара по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС-21). – Екатеринбург. – 2021. – С. 190.

16. Калонов, А.А. Структура и свойства тройных алюмо-медно-магниевого композитов / А.А. Калонов, Н.А. Кругликов, А.Ю. Волков // Тезисы докладов VIII Международной молодежной научной конференции «Физика. Технологии. Инновации» (ФТИ-2021). – Екатеринбург. – 2021. – С. 781-782.

17. Калонов, А.А. Структура и свойства многоволоконных композитов на основе Cu-Mg-Al / А.А. Калонов, А.Ю. Волков // Сборник материалов X Международной школы «Физическое материаловедение» и LXIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». – Тольятти. – 2021. – С. 89-90.

Отпечатано на ризографе ИФМ УрО РАН тир. 100 зак. №17

Объем 1,0 печ. л. Формат 60x84 1/16

620108, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18