

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
«Сибирский федеральный университет»

На правах рукописи



БУСЫГИН Сергей Леонидович

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ИЗДЕЛИЙ
ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ
НА ОСНОВЕ МЕДИ И АРМИРУЮЩИМИ НАНОРАЗМЕРНЫМИ
ЧАСТИЦАМИ ХРОМА**

Специальность 2.6.5 – Порошковая металлургия и композиционные материалы

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор
Довженко Николай Николаевич

Красноярск – 2023

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	6
Глава 1. СОВРЕМЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ НА ОСНОВЕ МЕДИ.....	13
1.1 Металло - матричные композиционные материалы.....	13
1.2 Анализ взаимосвязи электропроводности и прочности в метало - матричных композиатах на основе меди.....	14
1.3 Влияние микроструктурных характеристик на повышение механической прочности и электропроводности меди.....	16
1.3.1 Влияние атомов растворенного вещества	17
1.3.2 Влияние границ зёрен.....	19
1.3.3 Влияние дислокаций.....	20
1.3.4 Влияние выделений второй фазы.....	21
1.4 Направления развития технологии производства электродов контактной сварки	24
1.4.1 Условия работы и требования, предъявляемые к электродам контактной сварки	24
1.4.2 Применяемые сплавы и технологии производства электродов контактной сварки	25
1.4.3 Разработка критериев и факторов оценки электродов контактной сварки	27
1.4.4 Предлагаемое направление развития разработки и совершенствования технологического процесса производства электродов контактной сварки	29
1.5 Выводы по главе.....	30
Глава 2. ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ. 33	33
2.1 Материалы, оборудование, особенности приготовления композиционного материала Cu–MMNCr, методика проведения экспериментов	33

2.1.1	Технология получения композиционного материала на основе меди	33
2.1.2	Технология изготовления электродов контактной сварки	36
2.1.2.1	Технология изготовления литых электродов.....	36
2.1.2.2	Технология изготовления литых - штампованных электродов	36
2.1.3	Термическая обработка электродов контактной сварки.....	37
2.2	Методы изучения свойств и структуры композиционного материала Cu–MMNCr.....	38
2.2.1	Измерение твердости и удельной электропроводности	38
2.2.2	Исследования микроструктуры и элементного состава	39
2.2.3	Изучение смачивающих свойств хрома	41
2.3	Испытания электродов контактной сварки	42
Глава 3. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТЫХ ЭЛЕКТРОДОВ		
КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО		
МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr		
3.1	Исследование фракционного состава нанопорошка хрома после помола и разработка способа его введения в расплав	43
3.2	Термодинамический анализ образования реакций взаимодействия компонентов расплава в процессе приготовления композиционного материала Cu–MMNCr.....	48
3.3	Исследование смачивания хрома медным расплавом.....	54
3.4	Моделирование процесса литья композиционного материала Cu–MMNCr в металлическую форму с особенностями формирования структуры	56
3.4.1	Моделирование свободной заливки под действием сил тяжести.....	57
3.4.2	Моделирование процессов формирования твёрдой фазы при кристаллизации в различные моменты времени	60
3.4.3	Исследование особенностей формирования макро– и микроструктуры, элементный состав литого композиционного материала Cu–MMNCr	65
3.5	Исследование влияния операций термообработки на свойства литого композиционного материала Cu–MMNCr.....	71

3.5.1 Механические свойства литого композиционного материала Cu–MMNCr	71
3.5.2 Электропроводность литого композиционного материала Cu–MMNCr .	73
3.6 Выводы по главе.....	74
Глава 4. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ СОВМЕЩЁННОГО ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ - ШТАМПОВКИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ.....	77
4.1 Моделирование стадии горячей штамповки совмещенного процесса литья - штамповки электродов контактной сварки с особенностями формирования структуры.....	77
4.1.1 Моделирование объемов заливаемого металла в металлическую форму для штамповки электрода	77
4.1.2 Моделирование прошивки охлаждаемого канала электрода штамповкой	79
4.1.3 Моделирование параметров интенсивности деформаций, скоростей деформаций, интенсивности напряжений и объемного напряжения.....	81
4.1.4 Исследование особенностей формирования макро– и микроструктуры, элементного состава композиционного материала Cu–MMNCr в условиях совмещенного процесса литья и штамповки с последующей термообработкой.....	84
4.2 Исследование физико - механических свойств композиционного материала Cu–MMNCr, полученного совмещенным процессом литья и штамповки с последующей термообработкой	90
4.2.1 Механические свойства литого - штампованного композиционного материала Cu–MMNCr	91
4.2.2 Электропроводность литого - штампованного композиционного материала Cu–MMNCr	97
4.3 Выводы по главе.....	98

Глава 5. РАЗРАБОТКА МАЛООПЕРАЦИОННОГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr.....	100
5.1 Обоснование выбора технологии производства электродов контактной сварки	100
5.2 Технологический процесс производства электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr.....	103
5.3 Испытания электродов контактной сварки	105
5.4 Сравнение свойств экспериментальных электродов контактной сварки с аналогами	108
5.5 Оценка возможностей вторичной переработки композиционного материала Cu–MMNCr	109
5.6 Экономический анализ применения новой технологии изготовления электродов контактной сварки	110
5.7 Выводы по главе.....	112
ЗАКЛЮЧЕНИЕ	113
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	116
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	117
ПРИЛОЖЕНИЕ А	128
ПРИЛОЖЕНИЕ Б.....	130
ПРИЛОЖЕНИЕ В	133

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Одной из основных тенденций обеспечения высокой эффективности процессов контактной сварки при производстве арматуры железобетонных конструкций является повышение технического уровня применяемых специальных машин и эксплуатационной работоспособности их сварочного контура со сменным инструментом – электродом на основе создания и применения новых композиционных материалов и технологий их обработки.

В промышленности широкое распространение получили следующие технологии изготовления электродов специальных контактных машин на основе медных низколегированных сплавов: литьем, холодным прессованием, высокоскоростной штамповкой, токарной обработкой проката. Однако традиционные технологии производства, основанные на применении хромовых бронз, имеют ряд недостатков: большие отходы материала в процессе обработки, что значительно увеличивает стоимость; длительная многоцикловая технология и сложный процесс изготовления; ограниченность по форме и размерам; низкие эксплуатационные показатели. Во многих отраслях промышленности получили развитие металлические матричные композиты, армированные твёрдыми частицами. С развитием нанотехнологий армирующие частицы масштабируются до наноуровня для повышения свойств композитов с металлической матрицей. Из различных способов изготовления композитов с металлической матрицей метод затвердевания показал такие преимущества, как высокие формовочные свойства и экономическая эффективность. Однако, когда размеры армирующих частиц достигают наноуровня, то они имеют тенденцию к агломерации.

Необходимость повышения физико - механических и эксплуатационных характеристик медных сплавов, высокой тепло- и электропроводности, стойкости к деформации и разрушению в широком интервале температур и давлений, являются причиной совершенствования процесса получения композиционного материала Cu–MMNCr (Cu метало - матричный с армированием

наноразмерным Cr) и разработки новой малоцикловой технологии изготовления из него электродов контактной сварки.

Работа выполнена в рамках государственного задания «Разработка принципов создания и технологий синтеза материалов и изделий с многоуровневой (нано - микро - мезо - макро) структурой на основе нанодисперсных порошков, сплавов и соединений металлов, полуметаллов и полупроводников, математического обеспечения и информатики в области сквозных цифровых технологий» (номер FSRZ–2020–0011).

Степень разработанности. Большой вклад в развитие и реализацию направления получения хромовых бронз, а также исследование физических, механических и эксплуатационных свойств этих сплавов внесли отечественные учёные Бочвар Н.М., Гузей Л.С., Николаев А.К., Новиков А.И., Осинцев О.Е., Розенберг В.М., Федоров В.Н. и зарубежные Williams R.O., Nagata K., Nishikawa S., Hou J. P., Kawakatsu J., Rys. J. Теоретическими и экспериментальными исследованиями технологии получения хромовых бронз на основе механического легирования, исключаяющего из технологического процесса производства лигатур высокотемпературной плавкой, занимались Ловшенко Г.Ф., Ловшенко Ф.Г., Лозиков И.А. и Хина Б.Б.

Многие авторы при получении электропроводных композиционных материалов столкнулись с противоречием: повышение механических свойств приводит к снижению электропроводности материала. В связи с чем установление компромиссного соотношения между повышением прочности, твёрдости и без снижения, а возможно, и с повышением электропроводности является фундаментальным научным вопросом.

Поэтому тема диссертационной работы, связанная с разработкой технологии производства изделий из композиционного материала Cu–MMNCr, получаемого литьем и совмещенным процессом литье - штамповка с операциями термообработки и установлением влияния наноразмерных частиц хрома на формирование структуры и свойств этого материала, является актуальной.

Цель и задачи исследования. Разработка малооперационной технологии производства электродов контактной сварки из композиционного материала с металлической матрицей на основе меди и армирующими наноразмерными частицами хрома (Cu–MMNCr).

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

– рассмотреть и проанализировать современное состояние вопроса повышения механических свойств при обеспечении высокой электропроводности материалов с медной матрицей;

– исследовать фракционный состав наноразмерного порошка хрома после помола и разработать способ его введения в расплав;

– изучить методом компьютерного моделирования теплогидродинамику процесса свободной (гравитационной) заливки расплава в металлическую форму, теплового и напряженно - деформированного состояния совмещённой горячей штамповки - прошивки изделий из хромовой бронзы;

– изучить закономерности формирования структуры композиционного материала с металлической матрицей на основе меди при вводе армирующих наноразмерных частиц хрома;

– исследовать структуру и свойства композиционного материала Cu–MMNCr, полученного совмещённым способом литья - штамповки с последующей термической обработкой;

– проанализировать и выявить взаимосвязи между распределением твёрдости и параметрами теплового и напряженно - деформированного состояния в объёме изделия из композиционного материала Cu–MMNCr при совмещённом способе литья - штамповки с последующей термической обработкой;

– разработать малооперационную технологию изготовления электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr с возможностью переработки вторичного медного сырья.

Научная новизна полученных результатов.

1. Установлено, что за счет образования дефектов структуры при измельчении Cr, краевой угол смачивания медью наноразмерных частиц Cr при 1250 °С составляет 45°, что приводит к увеличению седиментационной устойчивости наноразмерных частиц Cr в расплаве.

2. Впервые изучен характер термогидродинамики свободной заливки расплава в форму для электрода, установлено образование тороидального вихря замедляющего процесс растворения наноразмерных частиц Cr, препятствующего их всплытию на зеркало расплава и определяющего условия формирования структуры и свойств композиционного материала Cu–MMNCr.

3. Впервые предложена модель дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами Cr построенная на гипотезе нечётких множеств: вводимые в расплав меди частицы Cr до 54,6 нм растворяются полностью $\mu(x)=1$ или частично $0 < \mu(x) < 1$ и выделяются при закалке и старении, а частицы большего размера $\mu(x)=0$ выступают центрами кристаллизации, формируя структуру композиционного материала Cu–MMNCr.

4. Показано, что малые горячие пластические деформации при высокой скорости деформации повышают механические свойства композиционного материала Cu–MMNCr при старении, причём, наибольшее влияние оказывают в комплексе среднее нормальное сжимающее напряжение и интенсивность касательных напряжений, приводящие к повышению плотности дислокаций.

Теоретическая и практическая значимость работы.

Теоретическая значимость работы заключается в создании научных основ технологии изготовления легирующе - армирующей таблетированной лигатуры на основе порошка Cu и наноразмерных частиц Cr, включающих способ введения и равномерного распределения наноразмерных частиц Cr в получаемом композиционном материале Cu–MMNCr и малооперационной технологии совмещённого процесса литья - штамповки электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr, повышающих физико - механические и электропроводные свойства материала. Предложена модель

дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди, построенная на гипотезе нечётких множеств.

На основе установленных закономерностей:

1. Разработана технология изготовления легирующе - армирующего компонента в виде таблетки на основе порошка меди и наноразмерных частиц хрома, позволяющая рекомендовать его для получения изделий из хромовых бронз.

2. Создана конструкция инструмента для реализации совмещённого процесса литья - штамповки электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMnCr на кривошипном двухстоечном прессе.

3. Созданы компьютерные модели:

– объёмной теплогидродинамики свободной (гравитационной) заливки расплава в металлическую форму для получения электрода контактной сварки;

– теплового и напряженно - деформированного объёмного состояния стадии горячей штамповки электрода контактной сварки.

4. Разработаны технологические режимы изготовления электродов контактной сварки.

5. Разработан способ изготовления электродов для контактной сварки, защищенный патентом РФ № 2412035 от 20.02.2011.

6. На основе полученных результатов исследования разработана и опробована в производственных условиях предприятия ООО «ОКБ Микрон» «Технология изготовления электродов контактной сварки из вторичного медного сырья». Проведены промышленные испытания электродов контактной сварки на предприятии АО «ФИРМА КУЛЬБЫТСТРОЙ». Результаты исследования внедрены в учебный процесс ФГАОУ ВО «Сибирский федеральный университет» для подготовки бакалавров по направлению 15.03.01 «Машиностроение» в дисциплине «Сварка давлением» и подготовке магистров по направлению 15.04.01 «Машиностроение» в дисциплине «Контактная сварка».

Методология и методы исследования.

При выполнении диссертационной работы использованы современные методы исследования: оптическая и электронная микроскопия, рентгенофазовый анализ, термодинамический анализ, методы определения твердости, микротвердости и удельной электропроводности. Компьютерное моделирование процессов литья и штамповки с помощью программ: ProCAST[©], Kompas 3D[©], Deform 3D[©]. Статистическая обработка результатов экспериментов проводилась с использованием пакетов MathCad[©] и Microsoft Office Excel.

Положения, выносимые на защиту:

1. Условия получения наноразмерных частиц Cr, включающих их ввод, равномерное распределение, взаимодействие с Cu матрицей и их влияние на механизм структурообразования и свойства электродов контактной сварки из получаемого композиционного материала Cu–MMNCr, малооперационной технологией совмещённого способа литья - штамповки.

2. Исследование механизмов образования в расплаве тороидального вихря не позволяющего не растворившимся наноразмерным частицам хрома всплывать на зеркало расплава и оказывающим влияние на формирование структуры и свойств композиционного материала Cu–MMNCr.

3. Механизмы обеспечения дисперсного и дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди.

4. Взаимосвязи между распределением твёрдости и параметрами теплового и напряженно - деформированного состояния в объёме изделия из композиционного материала Cu–MMNCr при совмещённом способе литья - штамповки с последующей термической обработкой. Обоснование повышения количества сварных соединений с увеличением твёрдости HB, микротвёрдости HV и удельной электропроводности.

Степень достоверности результатов работы.

Достоверность полученных экспериментальных результатов основаны на использовании современных методов исследований, согласованностью с

известными литературными данными, воспроизводимостью, использованием современного оборудования, а также подтверждены публикациями, выступлениями на конференциях, патентом.

Апробация результатов работы.

Основные результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих Российских и Международных конференциях, форумах: IV Международная научно - практическая конференция с элементами научной школы для молодых ученых «Инновационные технологии и экономика в машиностроении», г. Томск, 2013; Международная научно - практическая конференция «Актуальные проблемы современного машиностроения», г. Томск, 2014; VII Международная научно - практическая конференция «Инновационные технологии в машиностроении», г. Томск, 2016; Международный научный форум «Наука и инновации – современные концепции», г. Москва, 2020; V Международная научно - практическая конференция «Инновации в технике и технологиях», г. Великий Новгород, 2022.

Публикации.

Основные результаты диссертации опубликованы в 15 печатных работах, в том числе в 9 статьях в рецензируемых научных журналах, рекомендуемых ВАК РФ и 1 патенте на изобретение.

Личный вклад соискателя заключается в изучении литературы по теме исследования, разработке экспериментальной установки и способа изготовления электродов для контактной сварки, планировании, проведении научных экспериментов и обработке полученных результатов, подготовке публикаций по выполненной работе.

Структура и объем работы.

Диссертационная работа включает в себя введение, пять глав, заключение, список сокращений и условных обозначений, список литературы, приложения. Основной материал изложен на 133 страницах, включая 20 таблиц, 72 рисунка, 103 литературных источника и 3 приложения.

Глава 1. СОВРЕМЕННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ НА ОСНОВЕ МЕДИ

1.1 Металло - матричные композиционные материалы

Металло - матричные композиционные (ММК) материалы на основе меди применяются во многих отраслях промышленности, электронике и связи, обладают высокой прочностью, хорошей электро- и теплопроводностью [1, 2]. Однако стратегии, которые широко используются для повышения прочности в сплавах меди, неизменно включают введение дефектов, таких как атомы растворенного вещества, дислокации, границы зерен и вторые фазы, которые неизбежно приводят к дополнительному рассеянию электронов с сопутствующим снижением электропроводности [3]. Таким образом, как правило, существует противоречие между высокой прочностью и высокой электропроводностью, в связи с чем, поиск компромисса в данном случае играет решающую роль в разработке состава и технологии производства сплавов меди. На наш взгляд поиск такого компромисса должен строиться на системном подходе и итеративном процессе анализ - синтез, как показано на рисунке 1.1.

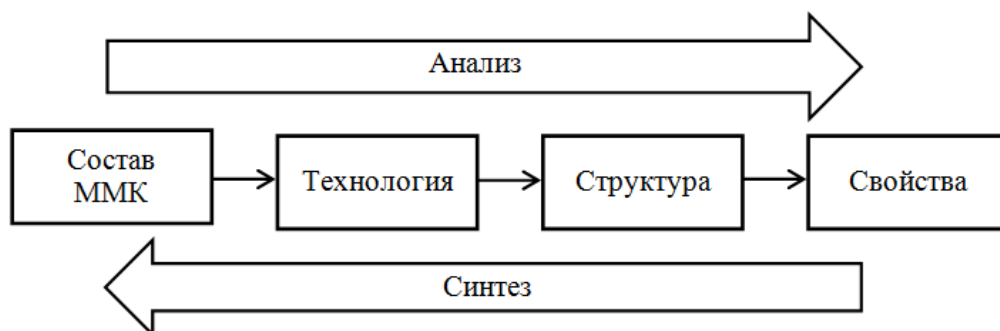


Рисунок 1.1 – Системная модель поиска компромисса для центральной парадигмы материаловедения и инженерии при разработке ММК с высокой прочностью и электропроводностью

1.2 Анализ взаимосвязи электропроводности и прочности в метало - матричных композитах на основе меди

Установление компромиссного соотношения между прочностью, твёрдостью и электрической проводимостью в проводнике, как указано в работе [4], является фундаментальным научным вопросом. Но, как отмечено в работе [5], лишь немногие публикации направлены на объяснение и моделирование электропроводности двухфазных или многофазных микрокомпозитов и нанокompозитов, изучение влияния размеров зёрен на перенос электронов в металлах [6]. Причём, большинство созданных моделей оценки электропроводности объединяет то, что их проверка экспериментальными данными часто является неудовлетворительной из - за недостаточной количественной информации о микроструктурном состоянии образцов.

Для лучшего понимания этих специфических взаимосвязей между микроструктурными особенностями и сочетанием электрических и механических свойств необходимо сначала оценить электрическое удельное сопротивление [7]. Эффективное удельное сопротивление сплава (ρ), в силу правила Маттисена–Флеминга [8, 9], обычно записывается следующим образом (1.1):

$$\rho = \rho_T + \rho_D, \quad (1.1)$$

где ρ_T – является температурно - зависимым фононным вкладом;

ρ_D – вклад дефектов решётки и растворённых веществ, который не зависит от температуры [10].

Температурно - независимая часть описывает удельное сопротивление от различных дефектов (1.2) и, таким образом, может быть разделена на несколько составляющих [11, 12]:

$$\rho_D = \rho_{ss} + \rho_p + \rho_{dis} + \rho_v + \rho_{gs}, \quad (1.2)$$

где ρ_{ss} – удельное сопротивление за счёт рассеяния электронов растворенными атомами, в матрице;

ρ_p – удельное сопротивление, прибавленное частицами второй фазы;

ρ_{dis} – удельное сопротивление из - за дислокаций;

ρ_v – удельное сопротивление из - за вакансий;

ρ_{gs} – удельное сопротивление за счёт рассеяния на границах зёрен.

Следует отметить, что ρ_p в свою очередь, может состоять из нескольких вкладов, связанных с различными видами выделений в микроструктуре (такими как зоны Гинье–Престона, некогерентные и когерентные выделения) [13].

Согласно правилу (1.1), изменение концентрации примеси в твёрдом растворе хромовой бронзы прямо пропорционально изменению удельного электрического сопротивления сплава [14].

Твёрдость материала (1.3) можно описать аналогично, как это сделано в работе [7]:

$$HV = HV^{Cu} + \sum_i \Delta HV_i^{sol} + \Delta HV^{dislo} + \Delta HV^{GB} + \Delta HV^{precip}, \quad (1.3)$$

где HV^{Cu} – твёрдость чистой меди;

ΔHV_i^{sol} – упрочнение эффектом твёрдого раствора от i -го элемента;

ΔHV^{dislo} – деформационное упрочнение дислокациями;

ΔHV^{GB} – упрочнение границами зерна;

ΔHV^{precip} – упрочнение дисперсными выделениями.

Роль границ зёрен в пределе текучести материалов была давно рационализирована Холлом и Пётчем, твёрдость сплава можно записать в следующем виде (1.4):

$$HV = HV^{Cu} + K_{HV} \cdot d^{-1/2}, \quad (1.4)$$

где d – размер зерна;
 K_{HV} – коэффициент.

В работе [15] твердость сплавов меди рассчитывается как (1.5):

$$HV = 0,3 \cdot \sigma_{UTS}, \quad (1.5)$$

где HV – твёрдость по Виккерсу;
 σ_{UTS} – прочность на растяжение материала, МПа.

Как следует из (1.1), (1.2), (1.3) и (1.4) поиск компромиссного решения электропроводность–твёрдость следует искать в применении только тех параметров, которые ведут к повышению (ΔHV) без существенного изменения (ρ_D) при этом.

1.3 Влияние микроструктурных характеристик на повышение механической прочности и электропроводности меди

Классические дисперсионно - твердеющие сплавы являются одним из типов твердых растворов, в которых легирующий элемент имеет ограниченную растворимость, снижающуюся при понижении температуры. В результате происходит упрочнение, которое достигается путем термической обработки, такой как закалка или старение. В результате распада закаленных медных сплавов из пересыщенного твердого раствора выделяются легирующие элементы в виде дисперсных частиц упрочняющей фазы, а это приводит к увеличению электропроводности и к упрочнению сплава [16].

Важнейшими параметрами работы электродов являются их твёрдость и электропроводность [17], а хорошая электро- и теплопроводность обеспечиваются минимальной концентрацией легирующих элементов в сплаве [18].

Исследование влияния микроструктурных характеристик на повышение механической прочности и электропроводности меди выполнено в работе [19], а результирующий вывод приведён в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Влияние микроструктурных характеристик на повышение механической прочности и электропроводности меди [19]

Микроструктурное влияние на свойства	Атомы растворенного вещества	Границы зёрен	Двойные границы	Выделения	Дислокации
Механическая прочность	От среднего до сильного	Очень сильное	Очень сильное	От низкого до среднего	Сильное
Электропроводность	Очень сильное	От слабого до среднего	Очень слабое	От среднего до сильного	Слабое

Как следует из таблицы 1.1, механическая прочность и электропроводность сплавов алюминия и меди в первую очередь контролируются их микроструктурой, из которых размер зерна, морфология вторых фаз и их распределение, а также структура дислокаций являются наиболее важными параметрами. Это важно учитывать при разработке сплава и технологии его обработки.

1.3.1 Влияние атомов растворенного вещества

Исследования, проведенные ранее [18, 20, 21], показали, что при повышении температуры рекристаллизации (рисунок 1.2 а), легирующие элементы и примеси также повышают удельное электрическое сопротивление меди (рисунок 1.2 б). В связи с этим возникает необходимость исследования возможных решений, которые бы позволили улучшить одно из свойств (стабильность структуры), не ухудшая при этом другое (удельное электросопротивление меди).

В работе [22] отмечено, что в сплавах Cu–Cr–Zr с низким содержанием легирующих элементов, состав частиц, а также форма и размеры имеют различную степень влияния на физические свойства материала. В данном случае частицы хрома в зависимости от размера будут полностью когерентны медной матрице, либо частично когерентны с различными ориентационными соотношениями

Нишиямы–Вассермана и Курдюмова–Закса, а частицы циркония в основном образуют интерметаллиды Cu_5Zr , $\text{Cu}_{51}\text{Zr}_{14}$, Cu_8Zr_3 , которые частично или полностью когерентны медной матрице.

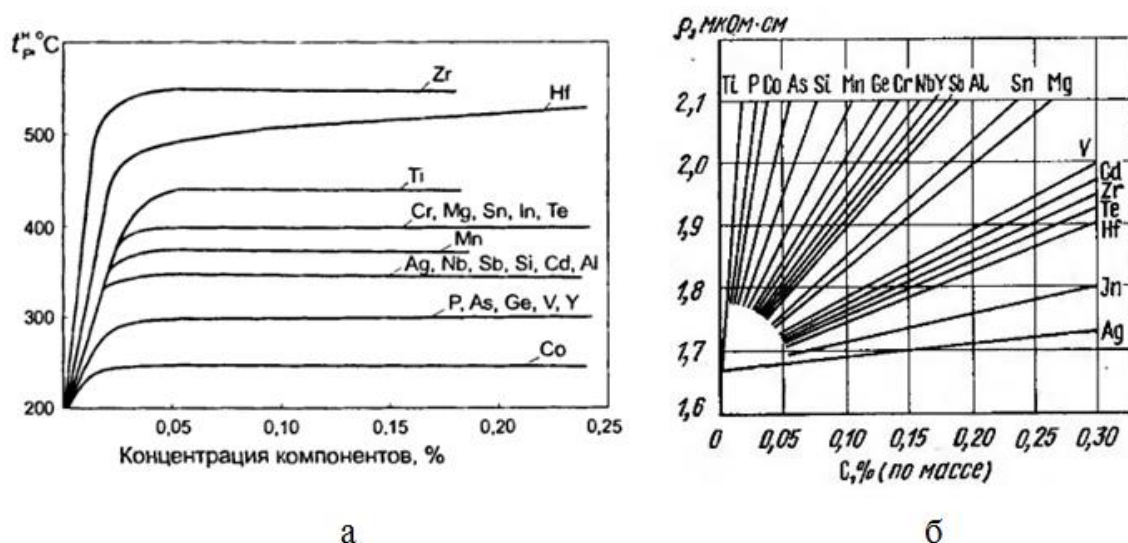


Рисунок 1.2 – Влияние легирующих элементов и примесей на: (а) температуру начала рекристаллизации меди (исходная деформация 40%) [20, 21]; (б) удельное электросопротивление меди [18].

В работе [23] приведено исследование влияния микроструктурных характеристик на повышение механической прочности и электросопротивления для проводниковых сплавов Al–Mg–Si, показанное на рисунке 1.3.

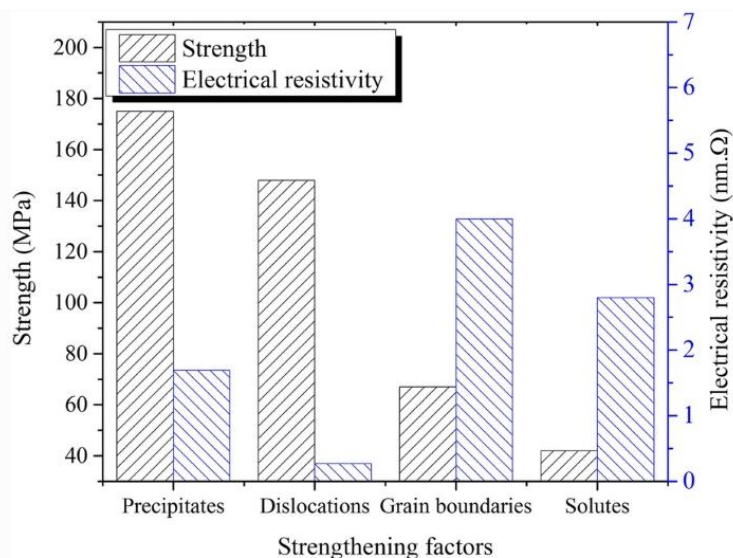


Рисунок 1.3 – Влияние микроструктурных характеристик на повышение механической прочности и электросопротивления для проводниковых сплавов Al–Mg–Si [23]

Принципиальный вывод, сделанный в работе [23], заключается в том, что прочность следует повышать за счёт создания барьеров (таких как сидячие дислокации и выделения вторых фаз) для движения дислокаций, оказывая при этом менее вредное влияние на электропроводность.

1.3.2 Влияние границ зёрен

В металлокомпозитах дополнительное рассеяние электронов проводимости происходит на внутренних границах раздела [5]. В работе [4] сделан интересный вывод о том, что граница зерна и текстура влияют на соотношение прочности и электропроводности, то есть удлинённые зерна с сильной текстурой [24] не только способствуют повышению прочности, но и улучшают электропроводность. Это новое открытие доказывает, что удлинённые зерна и прочная текстура [24] могут быть спроектированы и применены для подготовки проводника с высокой прочностью и высокой электропроводностью.

В работе [5] отмечено, что границы зёрен доминируют над изменением электрического сопротивления. В связи с этим, авторы говорят о существовании двух видов границ зёрен: GB_p – границы, параллельные направлению движения электронов; GB_v – границы, перпендикулярные направлению движения электронов. Отмечено, что электрическое удельное сопротивление, вызванное GB_v должно быть намного больше, чем то, что вызвано GB_p . Авторы предположили, что если пренебречь электрическим удельным сопротивлением GB_p , плотность границ зёрен S_{GB} можно оценить с помощью следующего уравнения (1.6):

$$S_{GB} = 1/L, \quad (1.6)$$

где L – средняя длина границ зёрен.

В этом случае электрическое сопротивление можно описать как (1.7):

$$\rho = \rho_{\text{Cu}} + \frac{\Delta\rho_{\text{gb}}^0}{L}, \quad (1.7)$$

Учитывая, что электропроводность (w) является величиной, обратной от удельного сопротивления (ρ), зависимость между электропроводностью и длиной зёрен может быть выражена как (1.8):

$$w = \frac{1}{\rho_{\text{Cu}} + \frac{\Delta\rho_{\text{gb}}^0}{L}}, \quad (1.8)$$

Как следует из (1.7), электропроводность возрастает с увеличением средней длины границ зерен.

1.3.3 Влияние дислокаций

В работе [4] отмечена важность выделений при старении, особенно их размер, который должен быть наноразмерным. С одной стороны, наноразмерные выделения, полученные в результате искусственного старения, приводят к эффекту упрочнения, с другой стороны, к снижению концентрации растворенных атомов в матрице, что приводит к увеличению электропроводности. Отмечен известный факт, что дефекты упаковки блокируют движение дислокаций, эффективно повышая прочность, но не оказывая заметного влияния на удельное электрическое сопротивление (таблица 1.1). Ещё более существенное упрочнение без снижения электропроводности достигается путём формирования в материале субмикроструктурной структуры [25].

Упрочнение материала за счет преципитатов, препятствующих скольжению дислокаций с помощью аналитической модели, основанной на дискретной теории упругости дислокаций, исследовано в работе [26], доказано, что наибольший вклад в упрочнение вносит номинальная ширина выделения вдоль линии дислокации.

Основываясь на наблюдениях за композитами, где расстояние между частицами большое и впоследствии приводит к легкому перемещению дислокаций на такие же расстояния [27], предложена схематическая иллюстрация перемещения и запутывания дислокаций частицами армирования, показанная на рисунке 1.4.

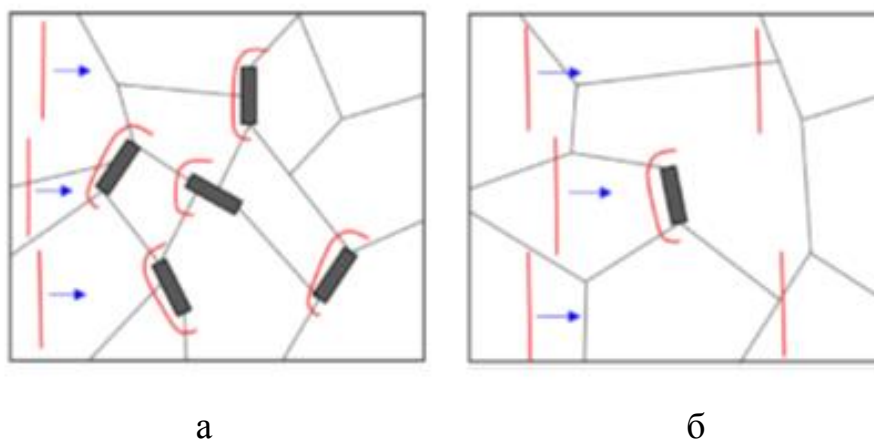


Рисунок 1.4 – Схематическая иллюстрация взаимодействия между частицами дислокации и армирования в зависимости от объемной доли армирующих элементов (а) Cu-5TiB_2 , (б) Cu-0,5TiB_2 [27]

Предположено, что небольшая объемная доля (10%) армирования, может эффективно способствовать упрочнению.

1.3.4 Влияние выделений второй фазы

Наибольший объем информации имеется о бинарных сплавах Cu-Cr , которые представляют особый интерес из-за их превосходных свойств после старения. В работе [28] отмечено, что публикации охватывают довольно широкий спектр применяемых составов сплавов, различных производственных процессов и предварительной механической обработки, что приводит к различным неоднозначным выводам. Но существует общее мнение, что высокая прочность должным образом состаренного сплава достигается за счёт богатых хромом выделений с типичными размерами около 30 нм и меньше [29]. Однако природа

этих богатых хромом частиц ещё не совсем установлена [28]. В работах [30, 31] наблюдали два вида частиц второй фазы. В работе [30] на основе анализа эволюции микроструктуры показано, что высокая термическая стабильность в основном связана с двумя видами остаточных выделений Cr в матрице. Более крупные препятствуют движению границ зёрен меди, а мелкие выделения диспергируются в матрице меди, фиксируя дислокации. Сочетание этих двух типов остаточных выделений Cr действует как очень мощное препятствие движению дислокаций и границ зёрен. Кроме того, прирост предела текучести при повышенной температуре (300–700°C), определяемый по упрочнению остаточного выделения Cr, составляет от 320 до 337 МПа. Ожидается, что этот механизм упрочнения при высокой температуре остаточных выделений позволит по-новому взглянуть на сплавы с металлической матрицей, армированные дисперсными выделениями. В работе [31]: (а) крупные частицы хрома, образовавшиеся при затвердевании и оставшиеся нерастворёнными при плавлении, (б) богатые хромом упорядоченные ОЦК-выделения, образующиеся в результате разложения твёрдого раствора. Последовательность разложения пересыщенного твёрдого раствора, полученная в этом исследовании, резюмирована следующим образом: пересыщенный твёрдый раствор → кластеры (зоны Гинье–Престона), богатые растворенными веществами → метастабильная ГЦК-упорядоченная фаза → упорядоченные ОЦК-преципитаты. Подтверждение такого характера распада пересыщенного твёрдого раствора было дано ранее в работах [20, 32], где предполагается, что частицы Cr имеют ОЦК решётку и ориентацию в соответствии с соотношениями Курдюмова–Закса и Нишиямы–Вассермана. После длительного старения в матрице меди остаются только частицы Курдюмова–Закса.

В настоящее время дисперсность служит одним из основных технологических параметров веществ и материалов во многих производствах [33, 34]. В работе [35] показано, что введение наночастиц в процессе затвердевания во время литья обеспечивает достижение более высоких механических свойств. Установлено [36, 37], что температура плавления металлических наночастиц ниже, чем у объёмного материала, и снижается с уменьшением размера частиц. Новое

термическое поведение наночастиц может привести к развитию новых свойств материалов с широким применением. Снижение температуры плавления наночастиц проявляется только при размере частиц менее 100 нм. Пониженная температура плавления наночастиц может быть объяснена влиянием высокой доли поверхности к объёму по сравнению с сыпучим материалом.

В своё время Флетчером [24] на основе классического подхода было показано, что геометрический фактор и угол смачивания в процессах зародышеобразования играют ключевую роль. Увеличение дисперсности нанозатравок повышает скорость зарождения твёрдой фазы [38].

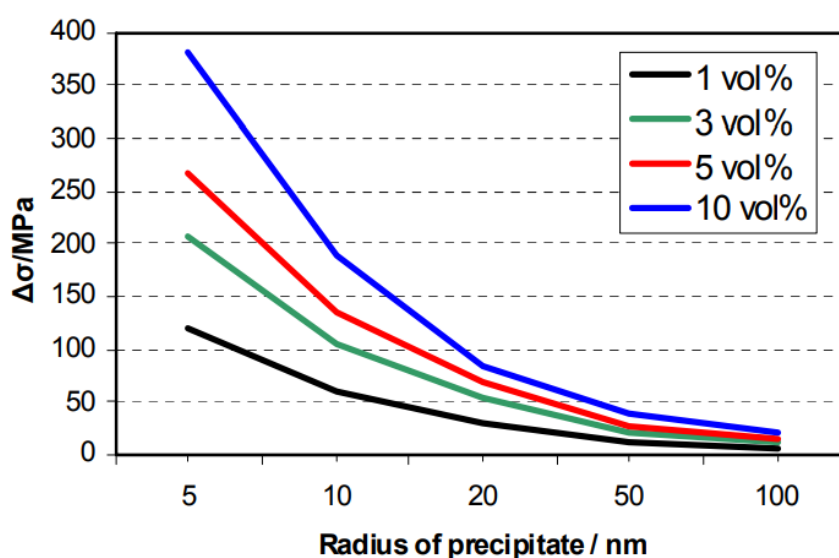


Рисунок 1.5 – Влияние размера частиц и объёмной доли на увеличение предела текучести в соответствии с механизмом Орована [40]

В работе [39] отмечено, что введение в металлические материалы различных препятствий для движения дислокаций с целью повышения прочности снижает электропроводность, но вместе с тем, повышение электропроводности сплавов достигается за счёт выделения растворенных атомов в частицы второй фазы при старении. На рисунке 1.5 показано влияние размера частиц и объёмной доли на упрочнение не поддающимися сдвигу частицами [40].

1.4 Направления развития технологии производства электродов контактной сварки

1.4.1 Условия работы и требования, предъявляемые к электродам контактной сварки

Электроды контактной сварки (рисунок 1.6 а, б), являются специальным инструментом, осуществляющим процесс формирования сварного соединения и продолжением силового электрического контура машины [41, 52]. Так как электроды работают в тяжелых условиях циклических нагрузок и термических циклов нагрев–охлаждение (термоциклирование) в контакте с рельефной поверхностью строительной арматуры (рисунок 1.6 в, г), в этом случае очень важны высокие значения термодинамической стабильности упрочняющей фазы [42].

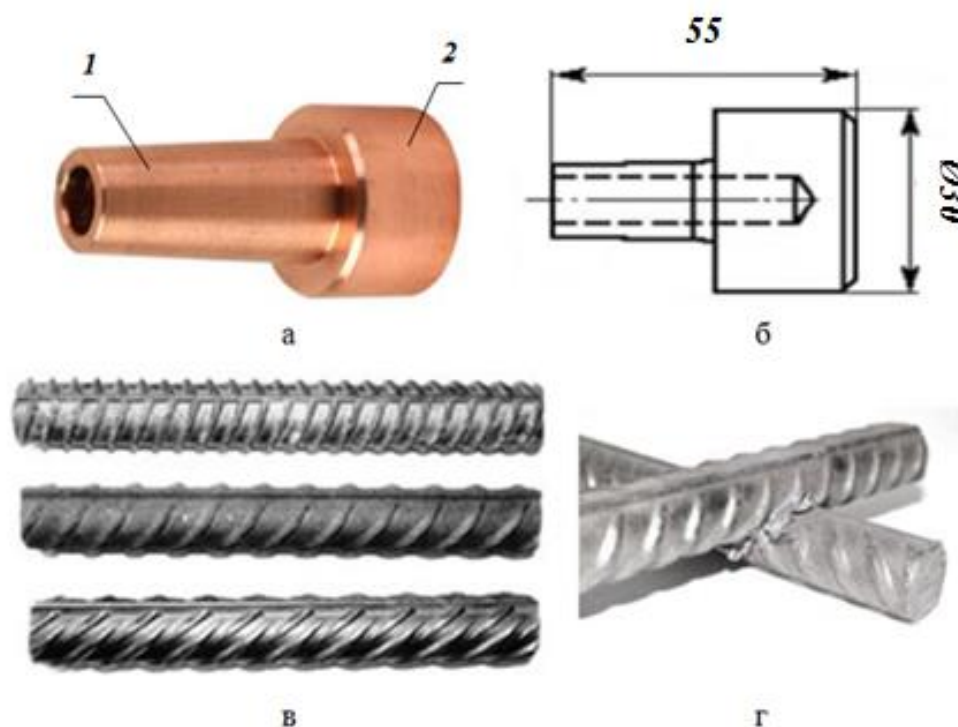


Рисунок 1.6 – Электрод контактной сварки для строительной арматуры: (а) общий вид электрода, 1–посадочная часть, 2–рабочая часть; (б) разрез электрода с каналом для охлаждения; (в) периодический профиль стержневой арматурной стали; (г) соединение арматуры вкрест контактной сваркой

В зависимости от марки свариваемого материала, его толщины, типа и параметров сварки, условий охлаждения рабочей части электрода на которой могут развиваться температуры до 700 °С и удельные давления до 40 кгс/мм², Николаевым А.К. определены предъявляемые к контактным электродам требования: высокие электро- и теплопроводные показатели; стабильные механические характеристики в расширенном температурном интервале; устойчивость к сплавлению со свариваемым материалом в процессе сварки; высокая устойчивость к износу при трении; коррозионная стойкость и жаростойкость; минимальная стоимость; простая конструкция электрода [18].

1.4.2 Применяемые сплавы и технологии производства электродов контактной сварки

Электроды для контактных машин производят из различных сплавов на медной основе. Сплавы должны обладать определенными свойствами: высокой жаропрочностью, электро- и теплопроводностью, высокой эксплуатационной твердостью и малой склонностью к массопереносу. В таблице 1.2 приведены технические характеристики сплавов, получивших широкое распространение в промышленности и применяемых при изготовлении электродов для контактной сварки [43].

Плавку электродных сплавов, как и других низколегированных медных сплавов, можно осуществлять на любом плавильном оборудовании под слоем древесного угля или флюса, в защитной газовой атмосфере, в вакууме. Независимо от технологии плавки и применяемого плавильного оборудования, присутствие легирующих элементов в составе этих сплавов с большим сродством к кислороду (Cr, Ti, Zn, Be, V, Si, Ni, Co, Cd), целесообразно во многих случаях использовать в шихту различные лигатуры (двухкомпонентные или многокомпонентные). Целесообразность использования лигатур вызвана необходимостью четкого воспроизведения определенного состава сплава, исключение возможности перегрева сплава, снижения затрат на электроэнергию, сокращение

технологических операций при плавке и угара ценных легирующих элементов [18, 52].

Таблица 1.2 – Характеристика сплавов на основе меди для изготовления электродов контактных машин [43]

Сплав, содержание легирующих элементов	Электропроводимость при 20°C, % электропроводимости чистой меди	Твердость НВ при 20°C	Временное сопротивление, МПа	Температура начала рекристаллизации, °C	Область применения электродов
1	2	3	4	5	6
Медь М1, мягкая (прутки)	100	50	200	–	–
Медь М1, холодногнущая (прутки)	98	80–100	270	200	Точечная и шовная сварка легких сплавов
Кадмиевая бронза БрКд1, 0,9–1,2 % Cd	85–90	95–115	400–450	350	Точечная и шовная сварка легких сплавов
Хромовая бронза БрХ, 0,4–0,7 % Cr	82–85	120–140	400–450	400	Точечная сварка углеродистых, низколегированных сталей
Хромоциркониевая бронза БрХЦр, 0,4–0,7 % Cr, 0,03–0,06 % Zr	80–82	140–160	400–450	500	Точечная и шовная сварка углеродистых, низколегированных сталей и титана
Никельбериллиевая бронза БрНБТ, 1,4–1,6 % Ni, 0,2–0,4 % Be, 0,05–0,15 % Ti	50	180–240	850	500	Точечная и шовная сварка коррозионно-стойких сталей, титана. Электроды для рельефной и стыковой сварки
Никелькремниевая бронза БрНК, 1,2–2,3 % Ni, 0,3–0,8 % Si	40	до 200	800	450	Консоли точечных и шовных машин. Электроды для рельефной и стыковой сварки
Кобальт-бериллиевая бронза БрКБ, 2,3–2,7 % Co, 0,4–0,7 % Be	50	180–230	780	500	Электроды для рельефной и стыковой сварки
Никель-кремниевая бронза БрНХК, 0,4–1 % Cr, 2,2–2,8 % (Ni+Co), 0,5–0,9 % Si	50	200–240	800	500	Электроды для рельефной и стыковой сварки

Холодная деформация для электродных сплавов является одной из основных технологических операций, от которой зависит не только форма электрода, но и механические и эксплуатационные свойства. Технологический процесс изготовления электродов методом штамповки – многоцикловой, включающий операции: рубка прутка на мерные заготовки – нагрев и закалка заготовок – формовка рабочей части электрода – формирование канала охлаждения методом обратного выдавливания – формирование посадочного конуса – нагрев и старение электродов – токарная доводка рабочей и посадочной частей электродов. При изготовлении электродов методом штамповки, основная деформация происходит в месте посадочного конуса и средней части электрода, рабочая часть остается практически без деформации. Эффект неравномерности деформации при штамповке следует учитывать при изготовлении электродов, так как это непосредственно влияет на их стойкость [18].

Наиболее стойкими могут оказаться электроды, изготовленные и обработанные по схемам: литье слитка – горячая деформация – закалка - старение или литье слитка – закалка - старение. По этим схемам изготавливают электроды точением из прутковой продукции, однако при этом в стружку переходит до 40 % медных сплавов [18].

1.4.3 Разработка критериев и факторов оценки электродов контактной сварки

На электроды контактной сварки в процессе эксплуатации воздействуют три группы факторов:

- 1) электрические факторы, обусловленные величиной и временем пропускания сварочного тока;
- 2) механические и конструкционные факторы, определяющиеся техническими характеристиками машины (давление и темп сварки) и геометрическими размерами электродов;

3) физико - химические факторы, определяющиеся химическим составом и структурой сплава.

Таким образом, материал электродов должен быть подобран так, чтобы реализовывался многообразный и противоречивый комплекс свойств, навязанный эксплуатационными условиями. Кроме того, в условиях развивающегося рынка, очень важную роль играет экономический показатель.

Поскольку эффективность контактной сварки определяется работоспособностью электродов – сменного, быстроизнашивающегося инструмента машин контактной сварки, на основании подхода [44] и анализа литературных источников, нами сформулирована система критериев оценки электродов контактной сварки, приведённая на рисунке 1.7.



Рисунок 1.7 – Критерии и факторы оценки электродов контактной сварки

Учитывая быстрый износ электродов в процессе сварки из анализа системы критериев оценки электродов контактной сварки, вытекает следующее:

– минимальные экономические затраты на сырье (минимум компонентов сплава), на энергию (малоцикловость технологии), на оплату труда (минимум рабочих мест в технологическом процессе);

– снижение экологического воздействия на окружающую среду и здоровье человека при реализации технологии (возможность вторичной переработки медных сплавов и рационализация технологии изготовления таблетированной лигатуры Cu–Cr);

– оптимизация технических критериев на основе повышения эффективности функционального поведения за счёт высоких физико - механических характеристик.

1.4.4 Предлагаемое направление развития разработки и совершенствования технологического процесса производства электродов контактной сварки

В качестве основной технологии производства электродов контактной сварки из хромовых бронз служит двухстадийный способ выплавки, включающий изготовление лигатуры и конечного материала [45]. Изготовление лигатур – сдерживающий процесс, определяющий высокую стоимость сплавов, а также экологическую вредность производства. Далее применяют способы горячего прессования прутков и холодное волочение, штамповку, термическую обработку и механическую обработку.

Получение однородных медно - хромовых лигатур с высоким содержанием хрома оказывается затруднительным ввиду наличия в системе Cu–Cr расслоения в жидком состоянии [46, 51]. В работе [16] сделано заключение, что для увеличения производительности и снижения воздействия вредных факторов процесса получения хромовых бронз, является исключением из технологии, этапа получения литых лигатур, в разнородной структуре которых наблюдаются включения Cr до 5 мм, и замена их спеченными сплавами с высокодисперсным типом структуры. При изготовлении таких материалов многообещающим является способ, в основе

которого заложено механическое легирование [47], исключаящее из технологического процесса производства лигатур высокотемпературную плавку.

Возможным вариантом совершенствования технологии производства электродов может быть применение интегрированного процесса литье - штамповка - термообработка, например, как процесс горячей штамповки - закалки [49] для изготовления деталей сложной формы из алюминиевых сплавов с высокими требованиями к прочности и точности размеров, при котором горячая формовка и термообработка объединены в одну операцию.

На кафедре Машиностроения политехнического института Сибирского Федерального университета, разработан способ изготовления электродов для контактной сварки из композиционного материала Cu-MMNCr по малоцикловой технологии литья - штамповки с последующей термической обработкой [50].

1.5 Выводы по главе

1. На основании анализа литературных данных по электропроводным материалам установлены факторы, воздействующие на условия работы электродов контактной сварки:

– электрические, обусловленные величиной и временем пропускания сварочного тока;

– механические и конструкционные, определяющиеся техническими характеристиками машины (давление и темп сварки) и геометрическими размерами электродов;

– физико - химические, определяющиеся химическим составом и структурой сплава.

2. Установлено наличие противоречия между повышением механических свойств и снижением электропроводности. В связи с этим, установление компромиссного соотношения между прочностью, твёрдостью и электропроводностью является фундаментальным научным вопросом. Показано, что на повышение прочности и твёрдости без существенного снижения электропроводности оказывают сильное влияние следующие структурные

характеристики: границы зёрен, границы двойников, выделения вторых фаз, армирующие включения и дислокации.

3. Анализ литературных данных показал, что существует следующее общее мнение: высокая прочность должным образом состаренного медного сплава достигается за счёт богатых хромом выделений с типичными размерами около 30 нм и меньше. Однако природа этих богатых хромом частиц ещё не совсем установлена, выявлено наличие двух видов остаточных выделений Cr в матрице. Крупные препятствуют движению границ зёрен меди, а мелкие выделения диспергируются в матрице меди, фиксируя дислокации. Этот результат позволяет по-новому взглянуть на сплавы с металлической матрицей, армированные дисперсными выделениями.

4. Существующие методы получения композиционных материалов и технологии изготовления из них электродов контактной сварки имеют ряд недостатков:

- сложный, дорогостоящий и экологически вредный процесс изготовления лигатур;
- многооперационный и сложный технологический процесс, как получения сплава, так и изготовления электродов контактной сварки;
- необходимость применения методов улучшения структуры: деформацией, закалкой и старением.

5. Сформулирована цель работы: Разработка малооперационной технологии производства электродов контактной сварки из композиционного материала с металлической матрицей на основе меди и армирующими наноразмерными частицами хрома (Cu–MMNCr).

6. Сформулированы задачи исследования:

- рассмотреть и проанализировать современное состояние вопроса повышения механических свойств при обеспечении высокой электропроводности материалов с медной матрицей;
- исследовать фракционный состав наноразмерного порошка хрома после помола и разработать способ его введения в расплав;

– изучить методом компьютерного моделирования теплогидродинамику процесса свободной (гравитационной) заливки расплава в металлическую форму, теплового и напряженно - деформированного состояния совмещённой горячей штамповки - прошивки изделий из хромовой бронзы;

– изучить закономерности формирования структуры композиционного материала с металлической матрицей на основе меди при вводе армирующих наноразмерных частиц хрома;

– исследовать структуру и свойства композиционного материала Cu–MMNCr, полученного совмещенным способом литья - штамповки с последующей термической обработкой;

– проанализировать и выявить взаимосвязи между распределением твёрдости и параметрами теплового и напряженно - деформированного состояния в объёме изделия из композиционного материала Cu–MMNCr при совмещённом способе литья - штамповки с последующей термической обработкой;

– разработать малооперационную технологию изготовления электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr с возможностью переработки вторичного медного сырья.

**Глава 2. ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ
ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ
ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr.
МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ**

**2.1 Материалы, оборудование, особенности приготовления
композиционного материала Cu–MMNCr,
методика проведения экспериментов**

2.1.1 Технология получения композиционного материала на основе меди

В качестве исходного материала для получения расплава использовали отходы медного лома марки М00, М1 ГОСТ Р 54564–2011, химический состав представлен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав меди марки М00, М1

Марка меди	Массовая доля элемента, %												
	Cu, не менее	примесей, не более											
		O	Fe	Pb	S	Zn	As	Ni	Sb	Sn	Bi	P	Ag
М00	99,9	0,03	0,001	0,001	0,002	0,001	0,001	0,001	0,001	0,001	0,0005	0,0005	0,002
М1	99,9	0,05	0,005	0,005	0,004	0,004	0,002	0,002	0,002	0,002	0,001	–	–

Для приготовления расплава использовали индукционную печь (рисунок 2.1) с графитовым тиглем, технические характеристики приведены в таблице 2.2. Масса загружаемого в графитовый тигель индукционной печи металла составляла 1 кг. Плавку осуществляли под слоем древесного угля толщиной 25–30 мм [54].

В качестве раскислителя в медный расплав добавляли лигатуру МФ 9 по ГОСТ 4515–93 в количестве 0,05 мас. %.

Легирующий элемент в расплав вводили с помощью таблетированной лигатуры гетерогенного состава, состоящей из базовых элементов: матрицы

0,83 мас. % медного порошка марки ПМС–1 по ГОСТ 4960–2017 и 0,17 мас. % наноразмерных частиц хрома Х99 по ГОСТ 5905–2004 [55].



Рисунок 2.1 – Индукционная печь

Таблица 2.2 – Технические характеристики индукционной печи

Параметр	Значение
Рабочий объем тигля, см ³	1000
Время нагрева пустого тигля до температуры 1300 °С	40 мин.
Рабочая частота, кГц	(44 ± 4)
Охлаждение индуктора	жидкостное, принудительное
Расход воды, л/мин	10
Напряжение питающей сети, В	380/220
Потребляемая мощность, кВт	6
Частотная модуляция тока, Гц	40
Масса, кг	80

Порошок хрома измельчали в планетарно - центробежной мельнице ПЦМ–50–НАНО, общий вид и принципиальная схема работы которой показаны на рисунке 2.2, технические характеристики приведены в таблице 2.3. Под сильным воздействием инерционных сил на мелющие тела и обрабатываемый материал, значительно ускоряется помол в мельнице, приводящий к механохимической активации веществ, размер измельчаемых частиц – до 100 нм.

Порошки, взятые в требуемом весовом соотношении, смешивали в вибрационной мельнице RETSCH MM 400. Навески порошков засыпали в

твердосплавные стаканы. Оптимальное время смешивания составляет 40 минут, частота вибраций – 30 Гц.

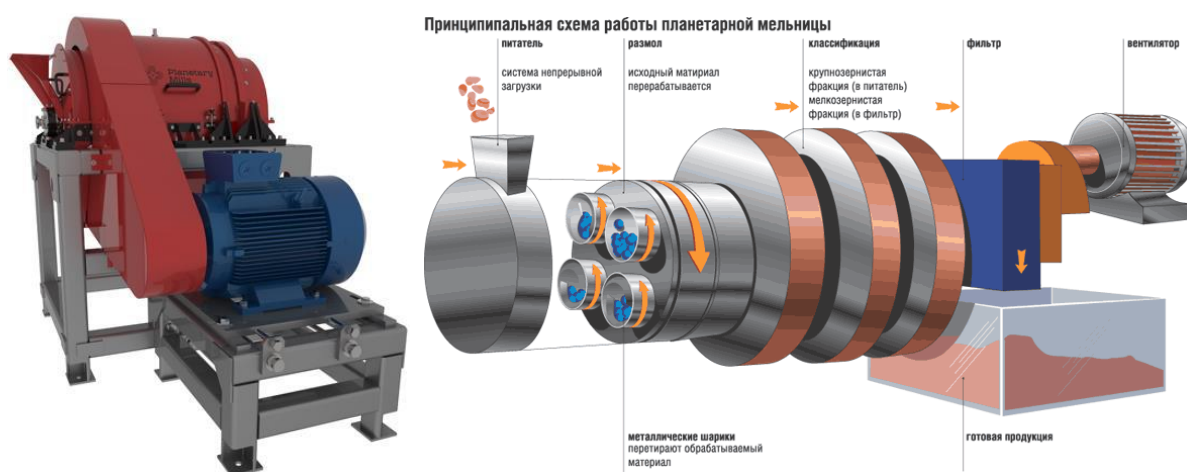


Рисунок 2.2 – Планетарно - центробежная мельница ПЦМ–50–НАНО с принципиальной схемой работы

Таблица 2.3 – Технические характеристики планетарно - центробежной мельницы ПЦМ–50–НАНО

Параметр	Значение
Производительность в открытом цикле, кг/час	до 50
Количество барабанов, шт	4
Объем барабанов, л	4
Скорость вращения барабанов, об/мин	1600
Центробежные перегрузки, G	до 60
Мощность привода, кВт	30
Режим работы	непрерывный
Измельчаемый материал	твердый, хрупкий
Исходный размер измельчаемого материала, мм	<3
Конечный размер измельчаемого материала	от 1мкм до 20нм
Объем мелющих тел, л	1,6
Габаритные размеры, мм	900x20x1000
Масса, кг	500

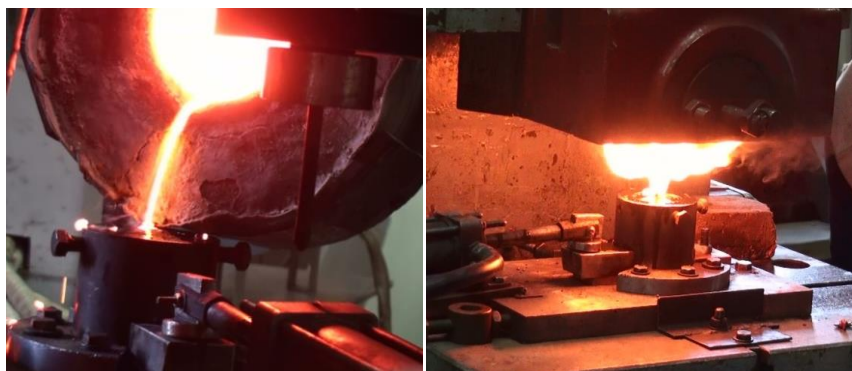
На жидкий металл воздействовали переменным электромагнитным полем с частотной модуляцией тока, изменяя на 35–40 Гц рабочую частоту печи [55, 56]. Такое воздействие позволяет интенсивно перемешивать и равномерно

распределять легирующие элементы в расплаве. Контроль температуры расплава производили вольфрам - ренивой термопарой.

2.1.2 Технология изготовления электродов контактной сварки

2.1.2.1 Технология изготовления литых электродов

Расплав заливали в подогретую до 450 °С металлическую форму технологической оснастки (рисунок 2.3 а), рабочую поверхность которой обрабатывали огнеупорной смазкой на основе графита.



а

б

Рисунок 2.3 – Технологический процесс получения электродов литьем и литьем - штамповкой: (а) заливка в металлическую форму; (б) штамповка пуансоном с прошивкой канала охлаждения электрода

Остывший в металлической форме до температуры 950 °С электрод, закаливали в воде.

2.1.2.2 Технология изготовления литых - штампованных электродов

Расплав заливали в подогретую до 450 °С металлическую форму технологической оснастки (рисунок 2.3 а), рабочую поверхность которой обрабатывали огнеупорной смазкой на основе графита.

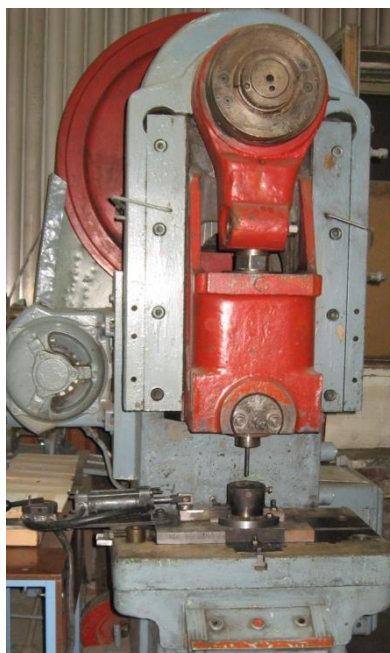


Рисунок 2.4 – Кривошипный механический пресс К–117Д

Остывший до температуры $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ сплав штамповали пуансоном (рисунок 2.3 б) с усилием $950\text{--}980\text{ кН}$ на кривошипном механическом прессе К117Д (рисунок 2.4), прошивая канал охлаждения электрода и придавая ему конечную форму. Закаливали электрод в воде [57].

2.1.3 Термическая обработка электродов контактной сварки

Изготовленные электроды (рисунок 2.5) подвергали, термической обработке – закалке и старению. Операцию закалки осуществляли, выталкиванием электрода пуансоном из металлической формы в охлаждающую камеру с водой.



Рисунок 2.5 – Электрод контактной сварки

Для выполнения операции старения, электроды нагревали в муфельной печи СНОЛ–1.62.5.1/11–ИЗ при температуре 450 °С в течение 4 часов.

2.2 Методы изучения свойств и структуры композиционного материала Cu–MMNCr

2.2.1 Измерение твердости и удельной электропроводности

Из изготовленных электродов вырезали образцы для исследования механических, электропроводных свойств, макро– и микроструктуры.

Измерения твердости образцов осуществляли по ГОСТ 9013–59 на твердомере ТР 5014 (рисунок 2.6 а), по шкале твердости F, при величине испытательной нагрузки $P=588,4$ Н, диаметр шарика 1,588 мм.

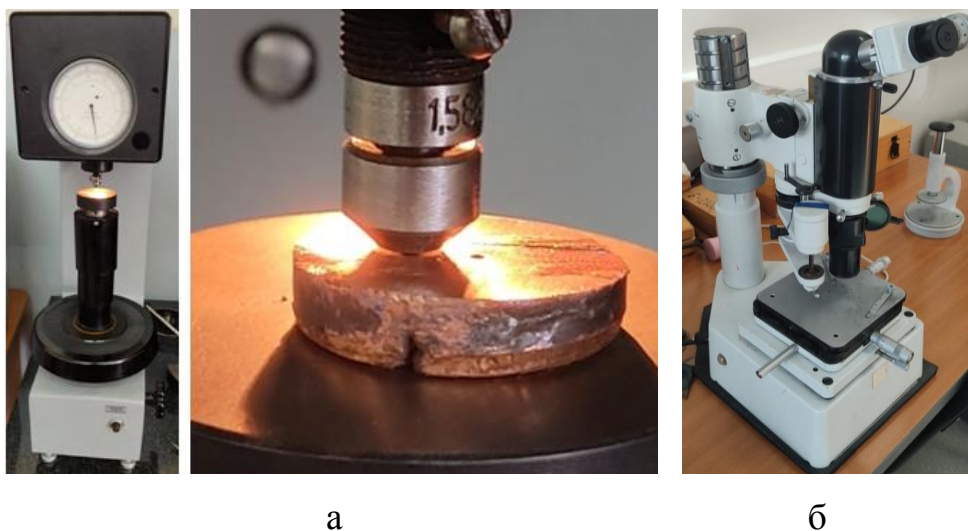


Рисунок 2.6 – Приборы для измерения:

(а) твердости ТР 5014 и (б) микротвердости ПМТ–3

Измерения микротвердости образцов осуществляли по ГОСТ 9450–76 на приборе ПМТ–3 (рисунок 2.6 б) при величине испытательной нагрузки $P=0,098$ Н с интервалом между замерахми 150–200 мкм.

Измерения удельной электрической проводимости образцов осуществляли по ГОСТ 27333–87 на микроомметре Ф4104–М1. Принцип действия прибора основан на измерении величины падения напряжения на измеряемом сопротивлении при прохождении через него оперативного тока заданной величины.

2.2.2 Исследования микроструктуры и элементного состава

Образцы подвергали тонкой шлифовке и полировке. Шлифовку проводили на абразивах разной степени дисперсности. Для окончательного выравнивания поверхности шлиф полировали до зеркального блеска, используя алмазную пасту АСМ 0,25/0 НОМ по ГОСТ 25593–83.

Травление образцов для анализа микроструктуры осуществляли нанесением реактива (50 мл C_2H_5OH , 2,5 г $FeCl_3$) на поверхность образца.

Микроструктуру образцов исследовали на инвертированном металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer MAT (рисунок 2.7 а) при различных увеличениях (x50, x100, x200, x500) и сканирующем электронном микроскопе НИТАСНІ ТМ 1000 (рисунок 2.7 б).



а



б

Рисунок 2.7 – Микроскопы: (а) Carl Zeiss Axio Observer MAT, (б) НИТАСНІ ТМ 1000

Микроструктуру образцов и элементный состав исследовали на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-7001F (рисунок 2.8) с использованием контраста во вторичных электронах и энергодисперсионного микроанализа (EDX).

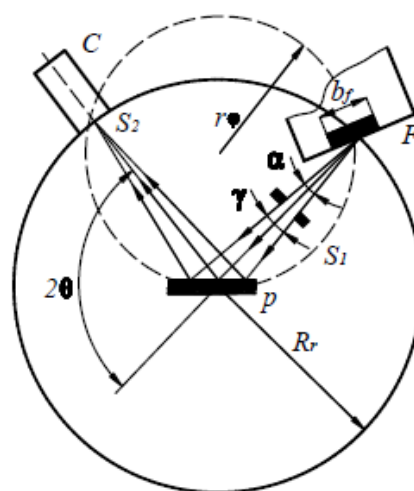


Рисунок 2.8 – Растровый электронный микроскоп JEOL JSM-7001F

Рентгенофазовый анализ образцов проводили на дифрактометре BRUKER D8 ADVANCE (рисунок 2.9).



а



б

Рисунок 2.9 – Дифрактометр BRUKER D8 ADVANCE (а) и рентгенооптическая схема с ходом лучей в плоскости фокусировки дифрактометра по Брэггу–Брентано

Все детали, определяющие геометрию съемки, а также держатель образца и детектор устанавливаются на гониометрическом устройстве. Трубка и гониометр образуют жесткую систему, для этого трубку укрепляют на гониометре. Держатель образцов и счетчик приводятся в движение синхронным электродвигателем для съемки рентгенограммы. В гониометре, работающем по Брэггу–Брентано (рисунок 2.9 б), источник излучения (F) и щель (S_2) счетчика (C) располагаются на окружности радиусом (R_r), в центре которой находится плоский образец (P). Радиус фокусирующей окружности $r_f=R_r/\sin 2\theta$ меняется при изменении угла отражения (θ). Для строгого выполнения условий фокусировки необходимо сообщать поверхности образца кривизну, зависящую от угла (θ). Спектр записывался в диапазоне углов от 20 до 100° с шагом $0,007^\circ$, время сканирования 0,1 с [58].

2.2.3 Изучение смачивающих свойств хрома

Исследования смачивания хрома расплавами меди проводили на универсальной вакуумной установке «Капля», представленной на рисунке 2.10, технические характеристики приведены в таблице 2.4.

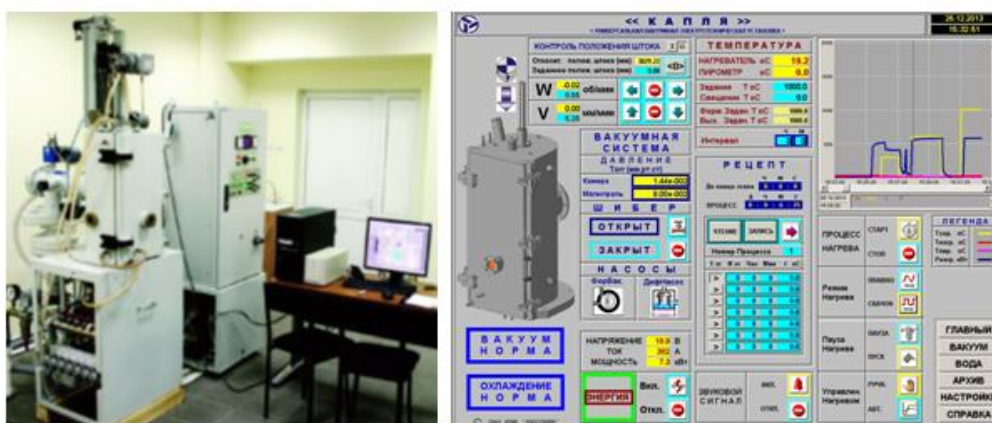


Рисунок 2.10 – Вакуумная установка «Капля» с навигационной панелью для исследования плотности поверхностного натяжения и контактного взаимодействия расплавов и твердых тел

Таблица 2.4 – Технические характеристики вакуумной установки «Капля»

Параметр	Значение
Способ нагрева	резистивный
Предельная температура, °С	1650
Высота изотермической зоны, мм	150
Погрешность поддержания температуры, °С	±5
Среда в камере печи – предельный вакуум, мм рт.ст.	$5 \cdot 10^5$
Расход охлаждающей воды, л/мин	7
Расход газа (аргон или азот) давлением 0,3 МПа, м ³ /цикл	0,4
Питающая электросеть:	
– напряжение, В	380/220
– частота, Гц	50
– нагреватель	однофазный
Габаритные размеры, мм	900x20x1000
Масса, кг	500

Вакуумная установка «Капля» позволяет определить скорость растекания жидкого металла по твердой подложке, а также следить за изменением радиуса основания капли и угла контакта с момента ее касания с подложкой [59].

2.3 Испытания электродов контактной сварки

Испытание электродов проводили на контактной машине МПТУ–300.

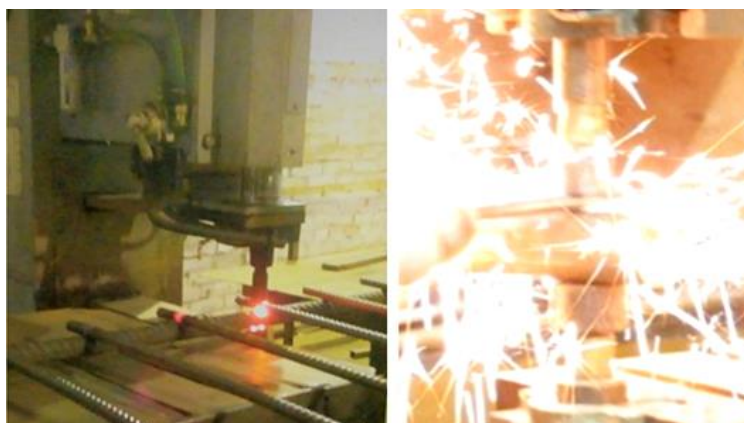


Рисунок 2.11 – Сварка крестовых соединений арматуры

Сварку крестообразных соединений арматуры (рисунок 2.11) из стали 35ГС производили для определения основных критериев потери работоспособности электродов [60–62].

Глава 3. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТЫХ ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr

Для установления параметров, обеспечивающих упрочнение композиционного материала Cu–MMNCr, необходимо определить и обосновать влияние различных факторов и технологических режимов, оказывающих влияние на структурные характеристики, механические и физические свойства сплава при вводе таблетированной лигатуры Cu–Cr (порошок меди с наполнителем из наноразмерных частиц хрома). Необходимо обосновать все технологические операции, начиная с технологии изготовления таблетированной лигатуры Cu–Cr и ее введения в расплав, до получения готового изделия в виде электрода контактной сварки.

Для этого исследован фракционный состав наноразмерного порошка хрома после помола и разработан способ его введения в расплав с помощью таблетированной лигатуры Cu–Cr. Проведен термодинамический анализ образования реакций взаимодействия компонентов расплава. Исследовано смачивание хрома медным расплавом. Построены модели литья композиционного материала с особенностями формирования структуры. Представлена модель дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди, построенная на гипотезе нечётких множеств. Исследовано влияние операций термообработки на свойства литого композиционного материала.

3.1 Исследование фракционного состава нанопорошка хрома после помола и разработка способа его введения в расплав

Исходный порошок хрома марки Х99 (размерами 10–100 мкм), представленный на рисунке 3.1 а, после помола в планетарно - центробежной мельнице ПЦМ–50–НАНО, в которой происходит значительное измельчение и

изменение его морфологии (рисунок 3.1 б). Микрорентгеноспектральный анализ (рисунок 3.1 в) порошка хрома до и после помола, показывает наличие 100% хрома в спектре.

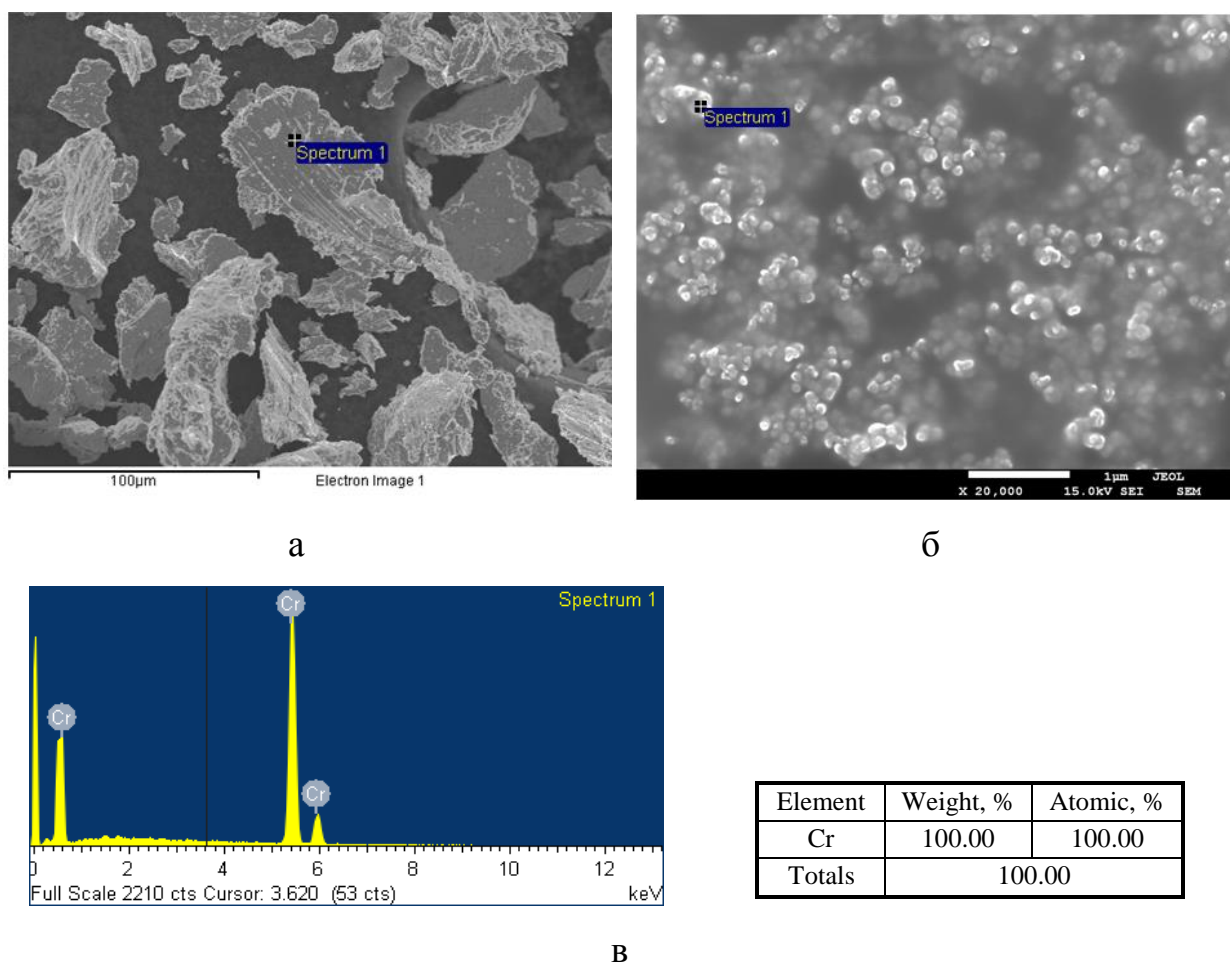


Рисунок 3.1 – Морфология исходного порошка хрома (а) и порошка хрома после помола (б), микрорентгеноспектральный анализ порошка хрома до и после помола (в)

В процессе измельчения порошка в мельнице за счет воздействия больших инерционных сил на мелющие тела и обрабатываемый материал происходит механохимическая активация хрома [63], приводящая к коренному преобразованию его структуры. Статистические характеристики помола порошка хрома, приведены в таблице 3.1.

Гистограмма распределения порошка хрома по размерам после помола, представленная на рисунке 3.2, указывает на несимметричное распределение размеров частиц с удлинённой правой частью. Отрицательный эксцесс говорит о том, что распределение имеет более закруглённый пик, чем нормальное распределение. Как отмечено в работе [64] оно описывается логарифмически - нормальным законом распределения.

Таблица 3.1 – Статистические характеристики порошка хрома после помола

Параметр	Значение
Среднее	54,6
Стандартная ошибка	0,93
Медиана	52,5
Мода	40
Стандартное отклонение	16,6
Дисперсия выборки	274,8
Эксцесс	-0,76
Асимметричность	0,37
Интервал	70
Минимум	25
Максимум	95

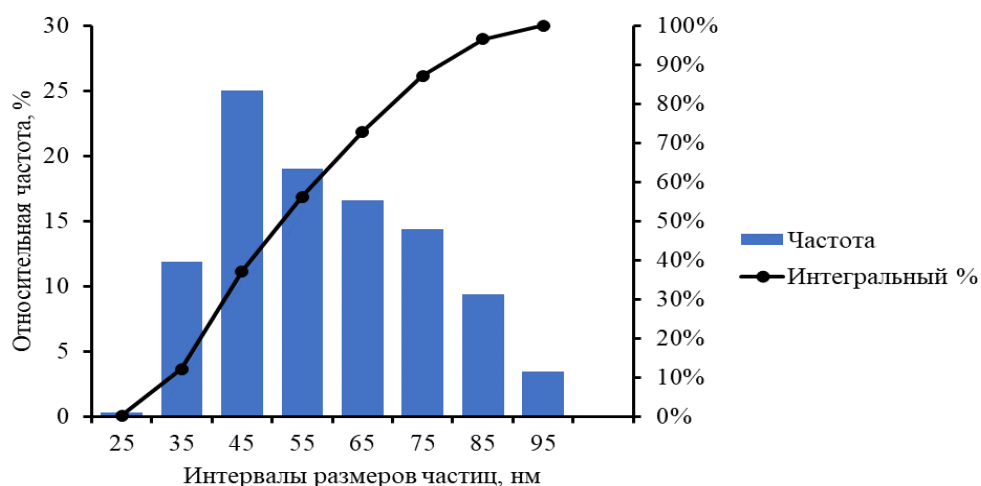


Рисунок 3.2 – Гистограмма распределения порошка хрома по размерам после помола

Для получения таблетированной лигатуры, осуществляли смешивание порошков в пропорциях: 0,83 мас. % медного порошка марки ПМС-1 и 0,17 мас. % наноразмерных частиц хрома X99, в вибрационной мельнице RETSCH MM 400.

Таблетированную лигатуру Cu–Cr (рисунок 3.3) получали холодным прессованием в пресс - форме диаметром 40 мм. Давление прессования составляло 300 МПа, необходимое номинальное усилие пресса более 80 кН, плотность получаемой таблетки 6,30 г/см³, масса 120 гр.

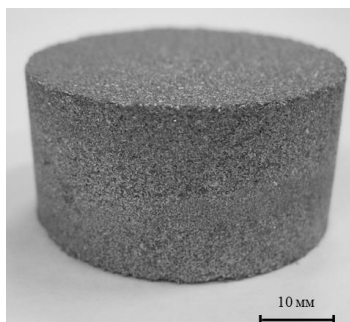


Рисунок 3.3 – Таблетированная лигатура Cu–Cr

Технология изготовления наноразмерных частиц играет важную роль в формировании структурных дефектов на их поверхности, что влияет на смачиваемость и скорость растворения в расплаве, в связи с чем в изучении данного вопроса в большей мере приходится опираться на экспериментальные данные. В реакциях растворения частицы в расплаве, имеющих разные составы, происходит два последовательных процесса: термоактивируемый атомный перенос через поверхность раздела – процесс на границе раздела (поверхностная стадия), диффузия на дальние расстояния (много больше межатомных – диффузионная стадия). Процесс растворения твёрдых тел в жидкостях протекает в две стадии [65]:

- а) взаимодействие твёрдого тела с растворителем, завершающееся образованием вокруг поверхности растворяемого вещества насыщенного раствора;
- б) отвод растворенного вещества в объём раствора путём диффузии.

Обе стадии протекают с различной скоростью, и кинетика растворения зависит от соотношения этих скоростей.

Обычно при решении задачи имитации процесса растворения прочной частицы в жидкий ванне, многие авторы достаточно сильно упрощают исходную модель [66] и не учитывают гидродинамические процессы массопереноса (конвективный, турбулентный), выделение скрытой теплоты плавления при

растворении частицы, силы действующие на них (Архимеда, тяжести, взрывного натяжения, сопротивления жидкости), зависимость многих коэффициентов от температуры, движение межфазной границы (жидкость - частицы) и другие.

Известно [66], что процесс растворения включений локализуется в тонком слое на границе раздела фаз. Причём различают диффузионный слой в твердой фазе, толщина которого определяется величиной температурного (dT) и концентрационного (dC) переохлаждения и приповерхностный слой в жидкости, движение жидкости в котором принимают ламинарным.

С течением времени наружные слои включений (с низким содержанием элемента) растворяются, а градиент концентрации по мере растворения частицы перемещается к центру включения вместе с поверхностью раздела фаз.

Скорость данного процесса зависит как от скорости отвода тепла, так и от скорости отвода растворившихся элементов набегающим потоком.

Отвод элементов от растворяющихся частиц может осуществляться различными механизмами – молекулярной диффузией, конвективным массопереносом (самой жидкой средой) в направлении её движения, турбулентным (вихревым) течением жидкости. В зависимости от характера потока (ламинарный, турбулентный) и параметров частиц (размер, форма, плотность), частицы могут двигаться как вместе с потоком жидкости, так и всплывать (сила Архимеда) или опускаться (сила тяжести) на дно формы. Расчёты с низкими скоростями потока жидкости в области, прилегающей к частице, с высокой концентрацией растворяющегося вещества, показали [66] сильное затормаживание процесса её растворения.

Существует модель неполного растворения твердых частиц в расплаве при непрерывном охлаждении [67], которая позволяет рассчитать начальный размер дисперсных частиц и температуру расплава в момент их ввода, необходимую для растворения до размера центра кристаллизации к моменту затвердевания, что позволяет измельчать структуру металла в литом состоянии и тем самым повысить эффективность последующих операций термообработки.

Приведённая информация указывает на необходимость выполнения термогидродинамического анализа процесса литья и учёта его особенностей при введении и поведении в расплаве наноразмерных частиц хрома.

3.2 Термодинамический анализ образования реакций взаимодействия компонентов расплава в процессе приготовления композиционного материала Cu–MMNCr

В работе [68] интегральная энтальпия смешения жидкой меди и хрома описывается уравнением 3.1.

$$\Delta H = x_{Cr}(1 - x_{Cr})(92,21 - 255,88x_{Cr})kJ/mole, \quad (3.1)$$

Энтальпия полного растворения хрома (3.2) будет иметь следующий вид:

$$\Delta \bar{H}_{\langle Cr \rangle}^{\infty} = 109,0 \pm 6,3kJ/mole, \quad (3.2)$$

На рисунке 3.5, показана интегральная энтальпия смешения жидкой меди и хрома при 1873 К и различных температурах.

Из результатов калориметрических измерений представленных на рисунке 3.6 [69], следует, что образование жидких сплавов меди с хромом сопровождается поглощением значительного количества тепла. В указанной работе термодинамическая оценка системы проводилась в рамках метода CALPHAD.

Разностью между свободной энергией при смешении чистых компонентов реального раствора и соответствующего ему идеального, будет избыточная свободная энергия Гиббса ΔG . Эта энергия будет равна нулю для идеальных систем, где нет взаимодействия между молекулами. Поэтому избыточная свободная энергия Гиббса будет мерой взаимодействия в системе, она может быть

как положительной, так и отрицательной в зависимости от вида взаимодействия [69].

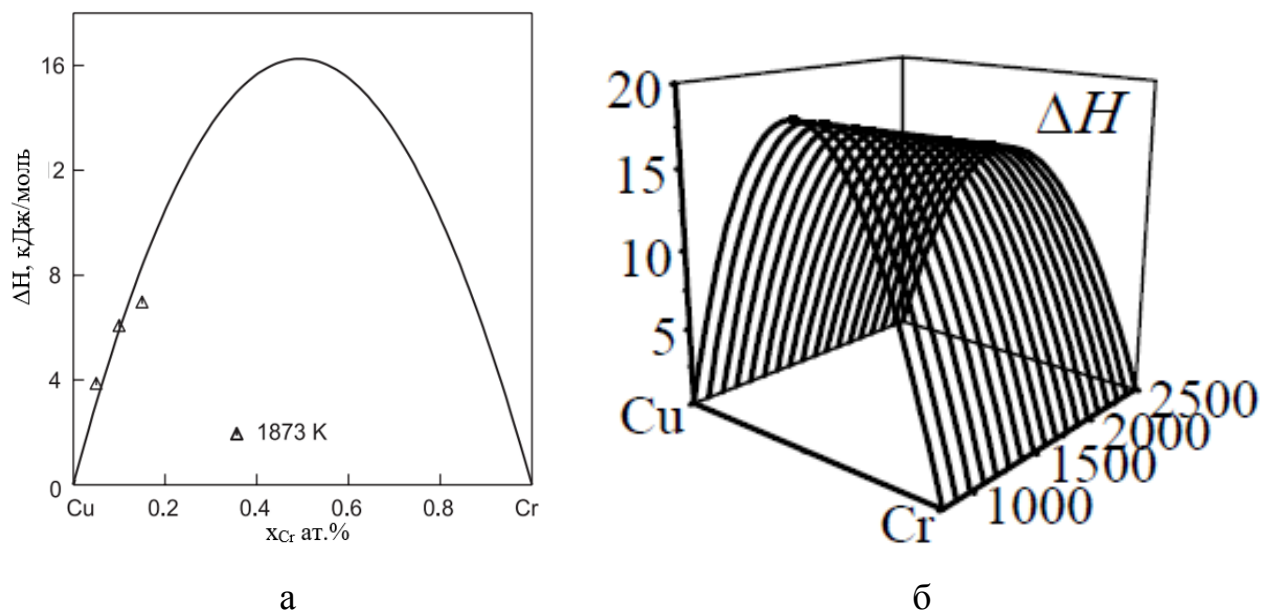


Рисунок 3.5 – Интегральная энтальпия смешения жидкой меди и хрома при 1873 К (а) и различных температурах (б) [68]

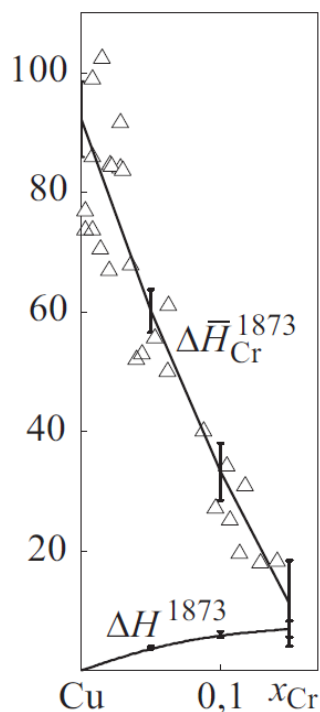


Рисунок 3.6 – Результаты calorиметрического исследования энтальпий смешения в двухкомпонентных системах меди с переходным металлом Cr [69]

Для описания избыточной свободной энергии Гиббса твёрдых и жидких растворов используем выражение (3.3) [68].

$$\Delta G_{exc}^{(\varphi)}(x_{Cr}, T) = (1 - x_{Cr})x_{Cr} \sum_{i=0}^n (1 - 2x_{Cr})^i (A_i + B_i T + C_i T \ln(T)), \quad (3.3)$$

где i – мощность полинома Редлиха–Кистера;

A_i, B_i, C_i – коэффициенты модели.

Параметры модели [68] оптимизировали в программе Thermo–Calc.

Таблица 3.2 – Коэффициенты модели (3.3) термодинамических свойств фаз системы медь–хром [68]

$\Delta G_{exc}^{(\varphi)}(x_{Cr}, T) = (1 - x_{Cr})x_{Cr} \sum_{i=0}^n (1 - 2x_{Cr})^i (A_i + B_i T + C_i T \ln(T))$			
i	A_i	B_i	C_i
L			
0	83730,00	-105,12	10
1	-1371,45	-	-
2	-1271,47	-	-
Cu			
0	75275,26	-21,00	-
Cr			
0	67800,00	6,00	-

Расчёт по формуле (3.3) приведён на рисунке 3.7.

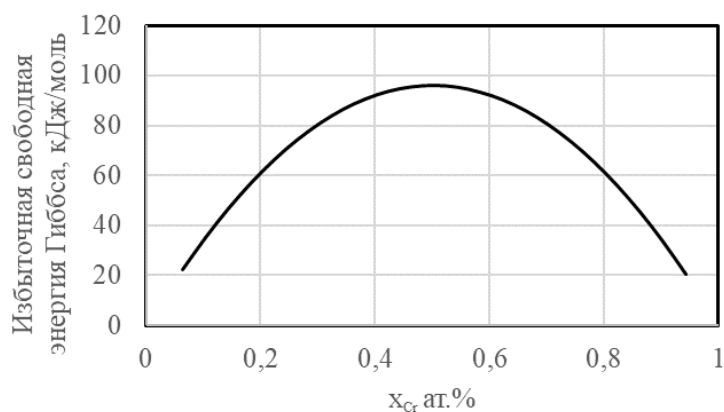


Рисунок 3.7 – Изменение избыточной свободной энергии Гиббса от содержания хрома в растворе меди

Рассчитанная диаграмма состояний для системы Cu–Cr показана на рисунке 3.8.

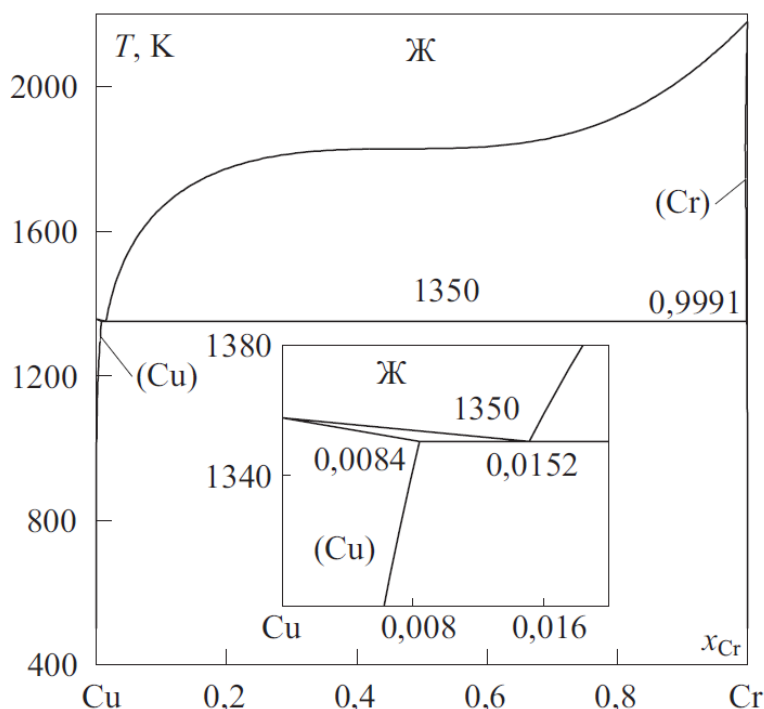


Рисунок 3.8 – Рассчитанная диаграмма состояния систем Cu–Cr [69]

Согласно модели термодинамических свойств (3.3), переохлаждённая жидкая фаза претерпевает разделение $L_1 \leftrightarrow L_2$, где L_1 и L_2 – медьсодержащая и хромсодержащая жидкости. Критическая точка бинадали (границы двухфазной области) имеет координаты $x_{Cr} = 0,473$ и $T = 1824$ К и находится на 12 К ниже соответствующей линии ликвидуса. Такая небольшая разница в температуре ликвидуса и критической показывает, что небольшое количество примесей, частиц разного состава и размера, может влиять на это превращение, изменяя его характер с метастабильного на стабильный.

Для достижения области разделения для сплавов с $x_{Cr} = 0,3–0,6$ достаточно переохладить их на величину порядка нескольких десятков градусов Кельвина [68]. Переохлаждение на 150–200 К ниже температуры ликвидуса необходимо для выделения жидких сплавов, соответствующих промышленным материалам на основе меди и хрома ($x_{Cr} < 0,03$).

Образование новой твёрдой фазы связано с появлением границы раздела фаз с избыточной энергией Гиббса. Избыток энергии слабо пересыщенного раствора недостаточен для образования в нем устойчивых зародышей, в этом случае зародыши могут возникать на уже существующих поверхностях – частицах (не растворенных наноразмерных частицах хрома), на стенках формы и др. Вероятность, а следовательно, и скорость образования зародышей возрастает с повышением температуры, при механических и других возмущениях внутри раствора (при перемешивании и наложении ультразвукового, электрического, магнитного полей).

Хром как переходный металл, образует с медью систему с ограниченной растворимостью. При вводе этого элемента в медный расплав существует сложность в виде образования тугоплавкой оксидной пленки на поверхности Cr, поэтому необходимо с помощью раскислителя оценить возможность ее восстановления. Для этого использовали специализированную программу HSC Chemistry 8.0.

Добавление в медный расплав лигатуры фосфористой меди, в количестве 0,05 мас. % [70], раскисляет оксид меди Cu_2O . Полученная по результатам оценки реакция имеет отрицательную энергию Гиббса (таблица 3.3).

Реакция раскисления оксида хрома Cr_2O_3 фосфористой медью при этих температурах термодинамически невозможна. Полученная по результатам оценки реакция имеет положительную энергию Гиббса (таблица 3.3).

Можно сделать вывод, что в нашем случае фосфористая медь как раскислитель, только снижает содержание кислорода в расплаве меди перед введением наноразмерных частиц хрома.

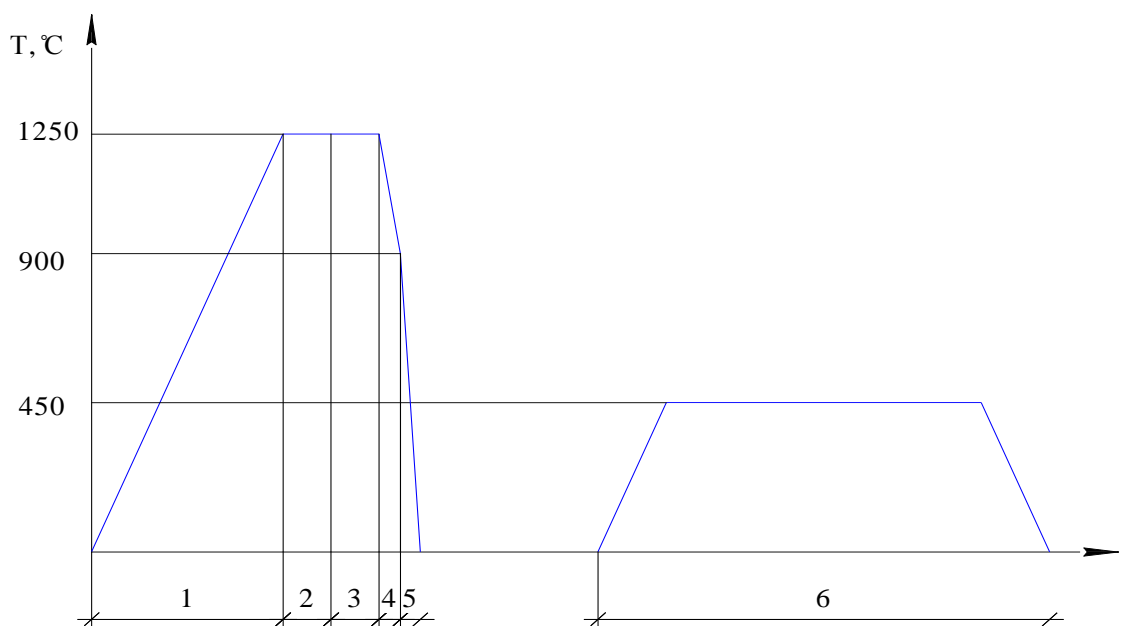
Физическая природа понижения температуры плавления наночастиц сводится к следующему: доля поверхностных атомов возрастает с изменением размера частицы в меньшую сторону, энергия связи этих атомов меньше, чем атомов в объеме, поэтому на тепловое движение для выполнения фазового перехода твердое тело–жидкость затрачивается – меньшая энергия (таблица 3.4) [71].

Таблица 3.3 – Расчетные значения энергии Гиббса и константы равновесия реакций взаимодействия компонентов расплава

Реакция	Результат			
	T, °C	ΔG , кДж/моль	K	log K
$5\text{Cu}_2\text{O} + 2\text{P} = \text{P}_2\text{O}_5 + 10\text{Cu}$	1000,000	-542,319	1,787E+022	22,252
	1100,000	-537,498	2,806E+020	20,448
	1200,000	-541,009	1,530E+019	19,185
	1300,000	-532,308	4,744E+017	17,676
$5\text{Cr}_2\text{O}_3 + 6\text{P} = 10\text{Cr} + 3\text{P}_2\text{O}_5$	1000,000	1246,247	7,326E	-51,135
	1100,000	1246,048	3,948E	-47,404
	1200,000	1244,946	7,133E	-44,147
	1300,000	1242,892	5,343E	-41,272

Таблица 3.4 – Температура плавления наночастиц хрома [71]

Элемент	T_0 , К	d, нм	T_m , К r=1 нм	T_m , К r=10 нм	T_m , К r=50 нм	$\Delta T=(T_0-T_m)$, К r=1 нм
Cr	2173	3,8	452,7	1574,6	2019,5	1720,3



1. Нагрев и расплавление медной основы до 1250 °C – 40 мин; 2. Раскисление расплавленного металла – 3 мин; 3. Ввод таблетированной лигатуры Cu–Cr и выдержка – 5 мин; 4. Заливка и выдержка расплава до температуры 950 °C – 12–15 с; 5. Закалка электрода при 950 °C – 6 с;
6. Старение электродов 450 °C – 4 ч.

Рисунок 3.9 – Цикл термомеханической обработки литых электродов

На основании анализа этих данных, при определенном времени выдержки расплава $t_3=5$ минут, после ввода таблетированной лигатуры Cu–Cr (рисунок 3.9)

при температуре 1250 °С, наноразмерные частицы Cr равномерно распределяются в расплаве за счет перемешивания частотной модуляцией тока (в интервале 35–40 Гц от рабочей частоты) в переменном электромагнитном поле [60]. Установлено, что данный вид перемешивания, позволяет увеличивать седиментационную устойчивость наноразмерных частиц хрома в медном расплаве (рисунок 3.11).

С понижением температуры снижается растворимость Cr в меди, а это позволяет проводить упрочняющую термическую обработку сплава и повысить механические характеристики (твердость, микротвердость) за счет дисперсионного упрочнения в процессе старения [18].

3.3 Исследование смачивания хрома медным расплавом

Важнейшим фактором, происходящим на границе раздела фаз твердый компонент (хром) – жидкий компонент (медный расплав) является процесс смачивания.

На рисунке 3.10 показано в сравнении растекание жидкой меди по твердой подложке, выполненной из спрессованных наноразмерных частиц хрома (рисунок 3.10 а) и кускового хрома (рисунок 3.10 б). Механохимическая активация хрома в процессе измельчения приводит к повышению активности частиц. Энергонасыщенные частицы с дефектами поверхности увеличивают проникновение жидкости в поры материала и, следовательно, способствуют возникновению стабильных сил сцепления системы жидкость – материал. Вакуумная установка «Капля» позволяет определить скорость растекания жидкого металла по подложке, а также отслеживать изменение радиуса основания капли и угла контакта с момента ее касания с подложкой [59].

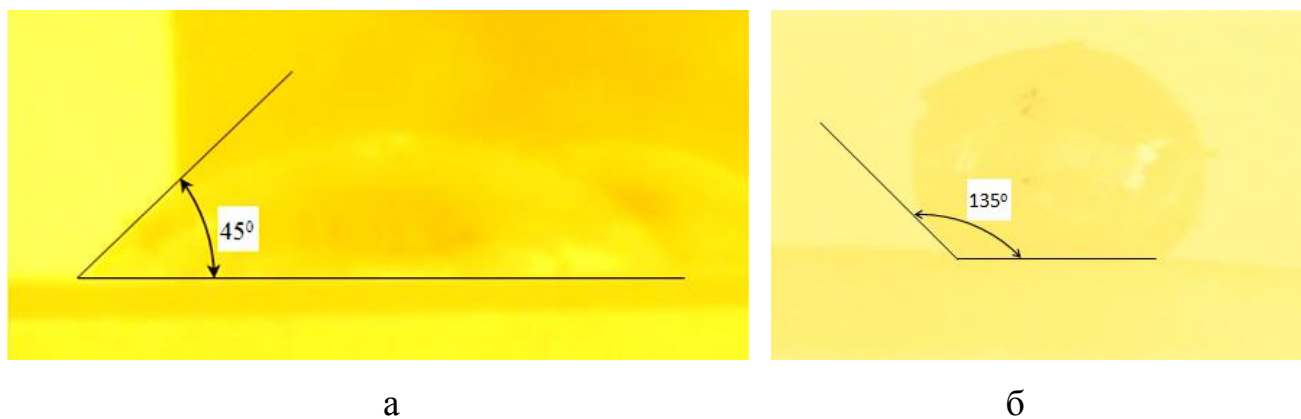


Рисунок 3.10 – Смачиваемость: (а) наноразмерных частиц хрома и (б) кускового хрома жидкой медью при температуре 1250°C

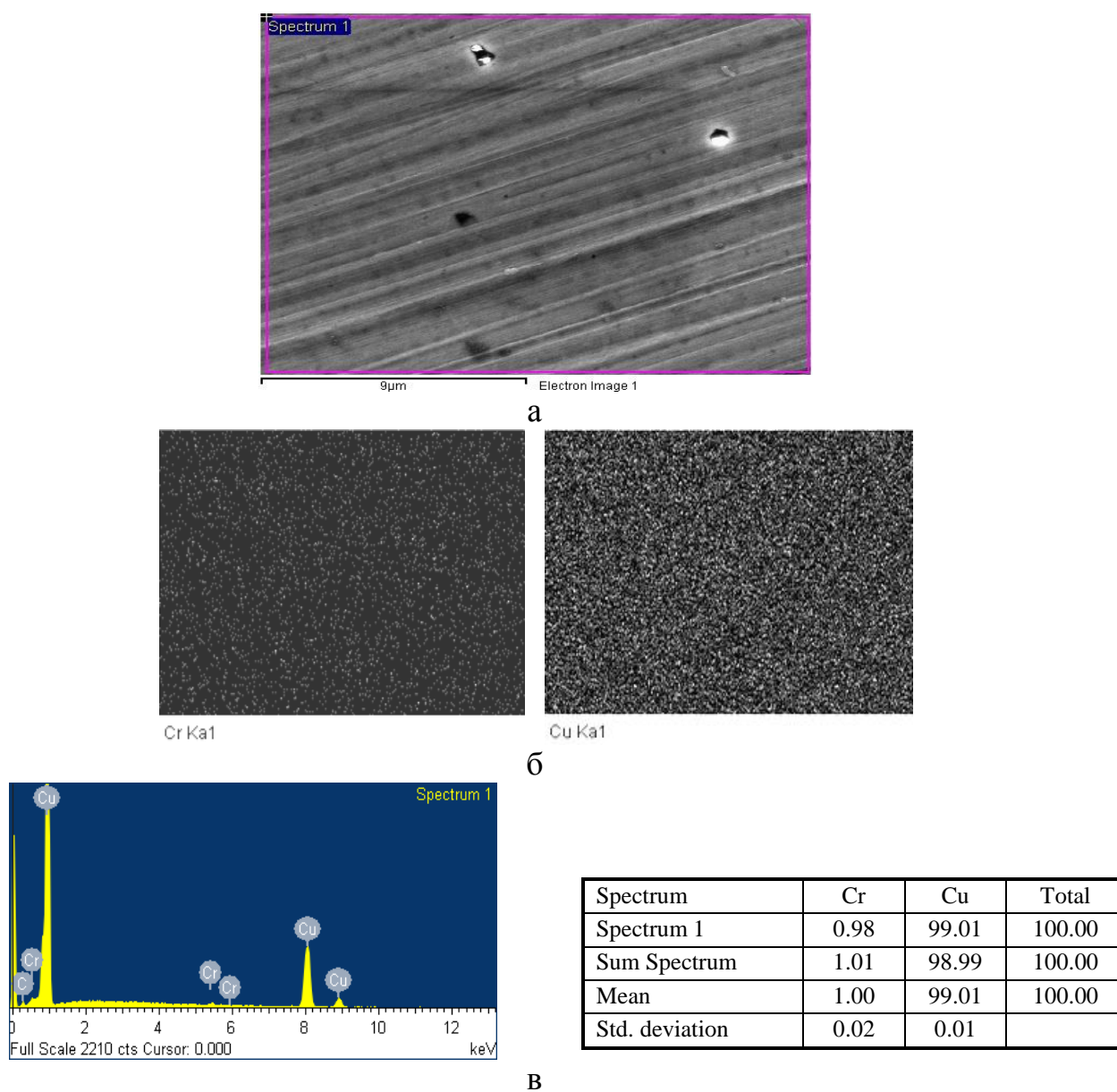


Рисунок 3.11 – Распределение наноразмерных частиц хрома в спектре (а), (б) и состав сплава (в)

Краевые углы смачивания медью наноразмерных частиц хрома и кускового хрома при 1250 °С составляют 45° и 135° соответственно, и при дальнейшем увеличении температуры угол смачивания плавно уменьшается (рисунок 3.10). Шероховатость гидрофобной поверхности кускового хрома ухудшает его смачивание жидкой медью, в отличие от гидрофильной поверхности из наноразмерных частиц хрома [72].

Также хорошая смачиваемость приводит к увеличению седиментационной устойчивости наноразмерных частиц хрома, введенных в расплав меди [73]. Результаты картирования показывают на равномерное распределение наноразмерных частиц хрома в сплаве (рисунок 3.11 б).

3.4 Моделирование процесса литья композиционного материала Cu–MMnCr в металлическую форму с особенностями формирования структуры

Для компьютерного моделирования процесса литья методом конечных элементов использовали специализированную профессиональную программу ProCAST, которая позволяет вместе с металлургическими возможностями для всех процессов литья и литейных сплавов решать температурные, гидродинамические и деформационные задачи. В основе ProCAST лежит единый графический интерфейс Visual Environment объединенный с генератором конечно - элементных сеток, препроцессором, базами данных, постпроцессором и двумя решателями: гидродинамическим (Flow solver) и тепловым (Thermal solver). Дополнительный функционал имеет большой список модулей, значительно расширяющий стандартные возможности программного обеспечения. В нашем случае профессиональную программу ProCAST [74] будем использовать для численного моделирования и оптимизации процессов литья медных сплавов.

Постановка задачи для моделирования в ProCAST включает три базовых этапа:

1. Построение расчётной сетки из CAD–модели (отливка, форма).

2. Задание материалов и параметров литейного процесса (условия заполнения, охлаждения формы, параметры расчёта).

3. Расчёт и анализ результатов моделирования.

3.4.1 Моделирование свободной заливки под действием сил тяжести

Для моделирования процесса литья сплава, применяли свободную заливку (гравитационное литье) под действием сил тяжести.

Материал формы сталь X12М ГОСТ 5950–2000. Металлическая форма перед заливкой расплавленного металла предварительно разогрета до 450 °С.

При подготовке модели производили разбивку на 2 000 000 элементов (рисунок 3.12). Форму заполняли на 40 % объёма. Для расчёта использовали процессор Intel® Core™ i9–11900k 8 ядер, 16 МБ кэш - памяти, тактовая частота до 5,30 ГГц. Среднее время расчёта составляет 10 минут.

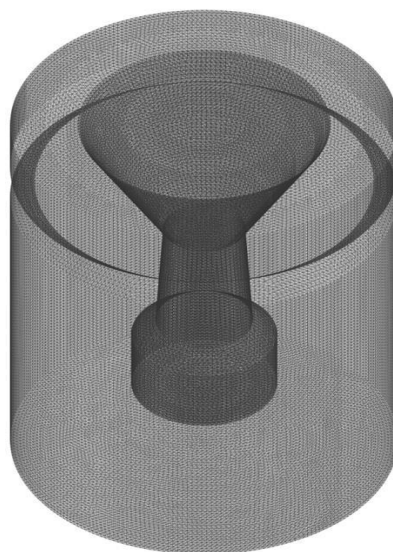


Рисунок 3.12 – Разбивка на элементы моделей электрода и металлической формы

С учётом высокой плотности меди (8920 кг/м^3) важно изучить, как будет происходить заполнение металлической формы с учётом того, что в расплаве находится 1,0 мас. % Cr. Это необходимо для понимания – будут ли наноразмерные частицы хрома в силу более низкой плотности (7190 кг/м^3), всплывать на поверхность медного расплава. На рисунке 3.13 показано поле векторов скоростей

при заполнении металлической формы свободной (гравитационной) заливкой под действием сил тяжести.

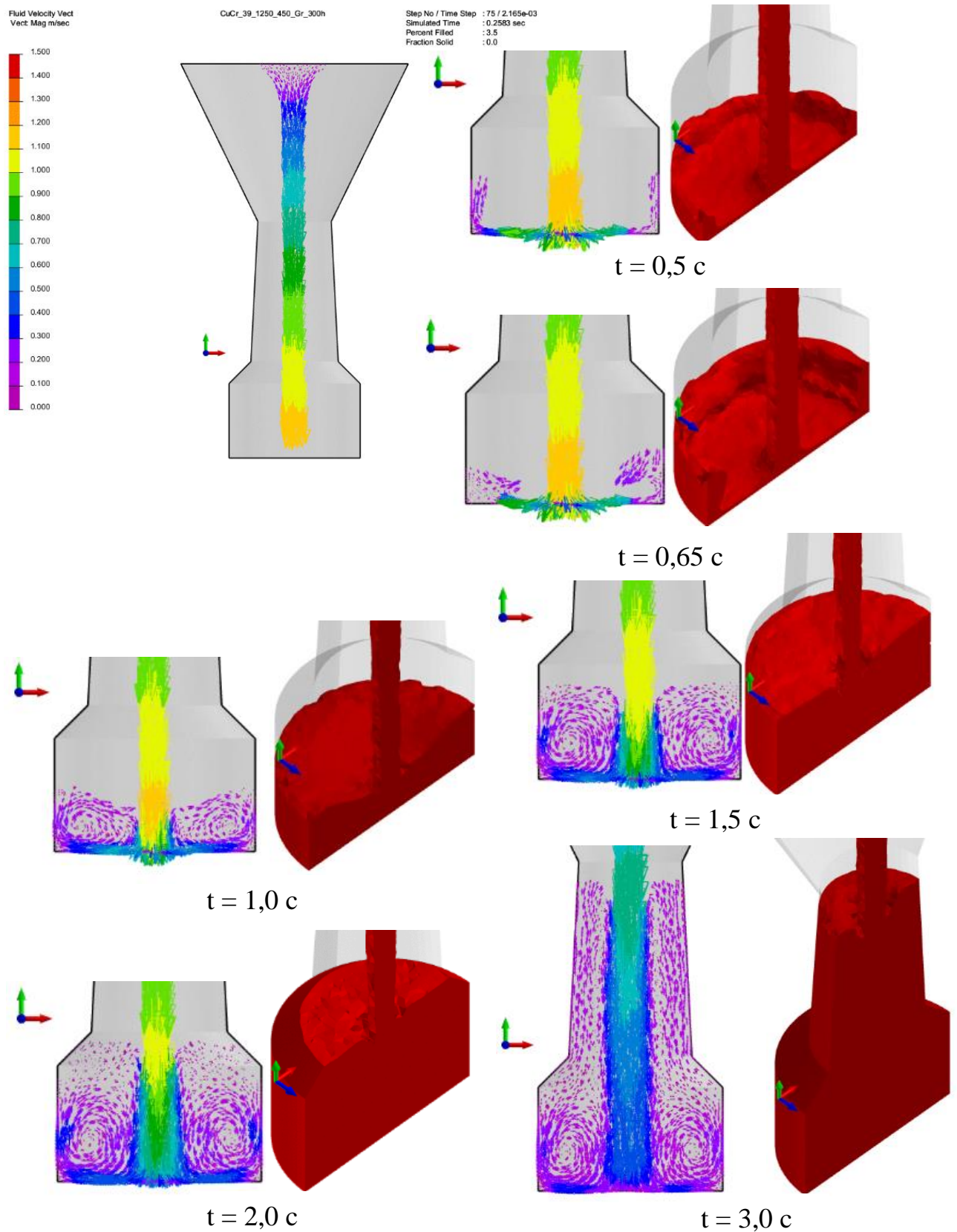


Рисунок 3.13 – Распределение векторов скоростей свободно заливаемой струи расплава при заполнении металлической формы в различные моменты времени

По результатам расчётов определено, что в расплавленном металле существует тороидальный вихрь с направлением течения вблизи свободной поверхности жидкости от границы формы к центру массивной части электрода с нисходящим потоком в этой области. Рассчитанное распределение скоростей по сечению тороидального вихря и модель приведены на рисунке 3.14.

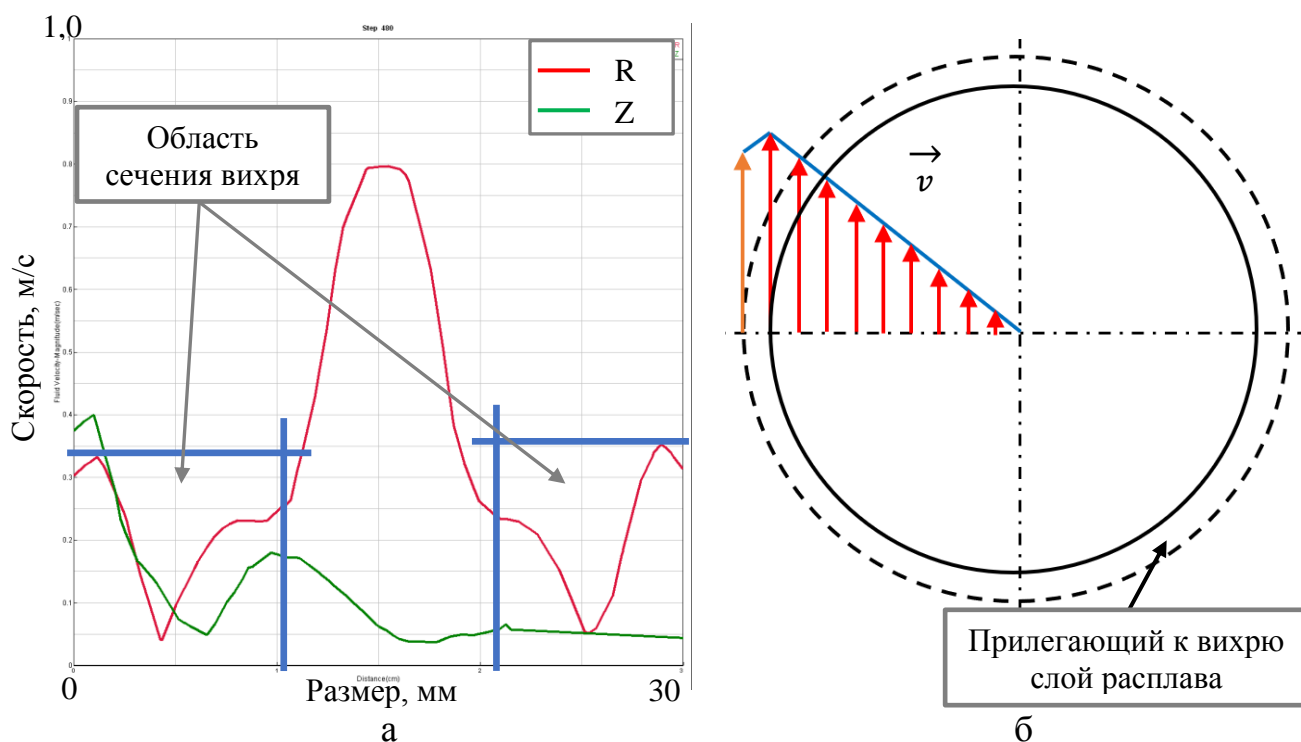


Рисунок 3.14 – Рассчитанное распределение скоростей (а) по сечению тороидального вихря вдоль радиуса R и по вертикали Z через центр сечения вихря через 2 сек и (б) модель

В тонком слое на поверхности дна происходит снижение скорости, и эти слои далее снижают скорости при радиальном движении расплава в сторону стенки металлической формы. Торообразный поток расплава поддерживается на всем протяжении заливки энергией основной струи.

Исходя из свойств вихревого движения [75] следует отметить:

1) любая вихревая линия состоит из частиц находящихся и перемещающихся в жидкости;

2) жидкая частица вращается с результирующей скоростью, которая изменяется в отношении расстояния этой частицы от рядом находящихся частиц, расположенных на оси вращения;

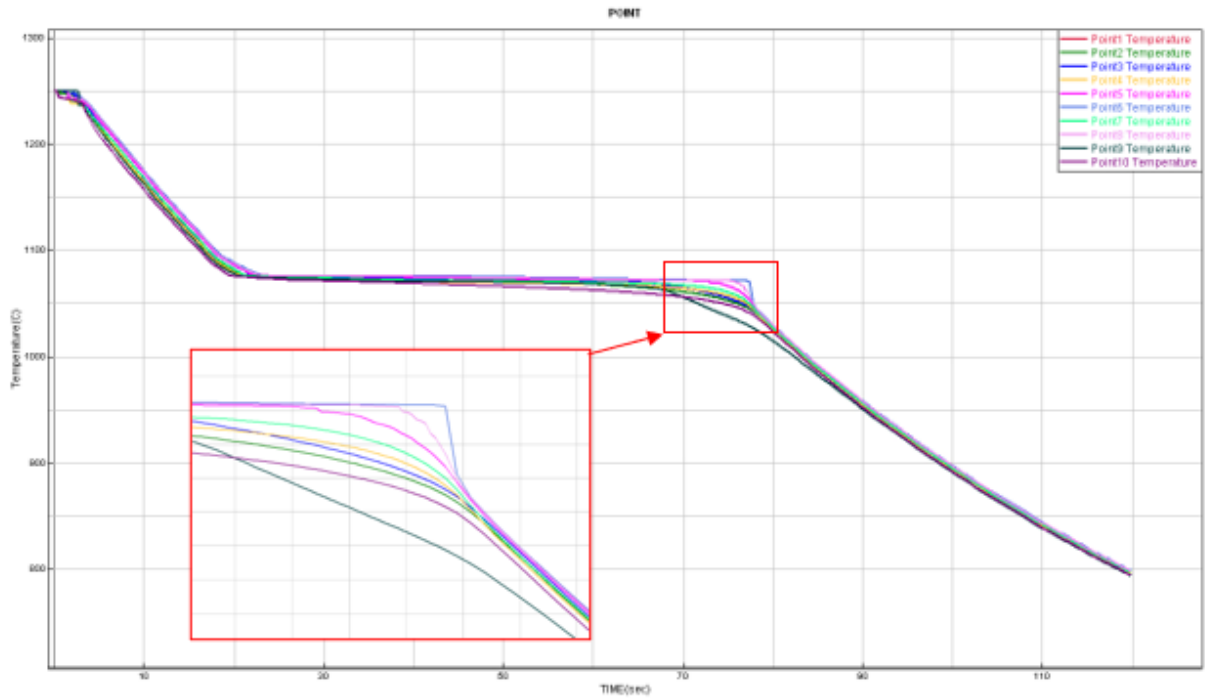
3) произведение скорости вращения на поперечное сечение в области вихревой нити, состоит из частиц находящихся в жидкости и остается постоянным при перемещении нити;

4) произведение скорости вращения на поперечное сечение есть величина постоянная на всей длине одной и той же нити.

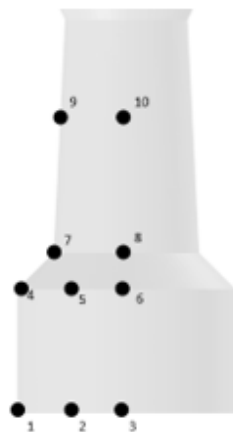
Исходя из расчётов и модели внутри однородного вихря кругового сечения, расплав вращается как «твёрдое» тело с постоянной угловой скоростью. Вне такого вихря невихревое движение расплава по вертикальной оси Z постепенно затухает. Такой характер гидродинамики расплава приводит к формированию вокруг частицы слоя, насыщенного концентрацией хрома в расплаве меди, без притока свежих порций меди, что существенно замедляет и фактически останавливает процесс растворения частицы и при охлаждении приводит к выделению хрома в виде дендритов. Кроме того, не позволяет ещё не растворившимся наноразмерным частицам хрома всплывать на зеркало расплава. Этот процесс прослеживается до полного заполнения металлической формы (рисунок 3.13). Такой характер гидродинамики расплава оказывает влияние на формирование структуры и свойств композиционного материала.

3.4.2 Моделирование процессов формирования твёрдой фазы при кристаллизации в различные моменты времени

На рисунке 3.15 приведён график температур при остывании залитого металла в указанных точках, из которого видно, что на 45 секунде остывания появляется различие температур в разных точках при остывании расплава. Особенно сильно оно проявляется в интервале 70 – 80 секунд.



a



- 1 — Point1 Temperature
- 2 — Point2 Temperature
- 3 — Point3 Temperature
- 4 — Point4 Temperature
- 5 — Point5 Temperature
- 6 — Point6 Temperature
- 7 — Point7 Temperature
- 8 — Point8 Temperature
- 9 — Point9 Temperature
- 10 — Point10 Temperature

б

Рисунок 3.15 – График изменения температур в точках сечения модели (а), расположение (б) точек и легенды к нему

Процесс формирования твёрдой фазы при кристаллизации в различные моменты времени приведен на рисунке 3.16.

Зависимость формирования объёма твёрдой фазы от времени при кристаллизации (время от начала заливки в металлическую форму) приведена на рисунке 3.17, видно, что она является линейной от точки 20 секунд, когда начался процесс кристаллизации.

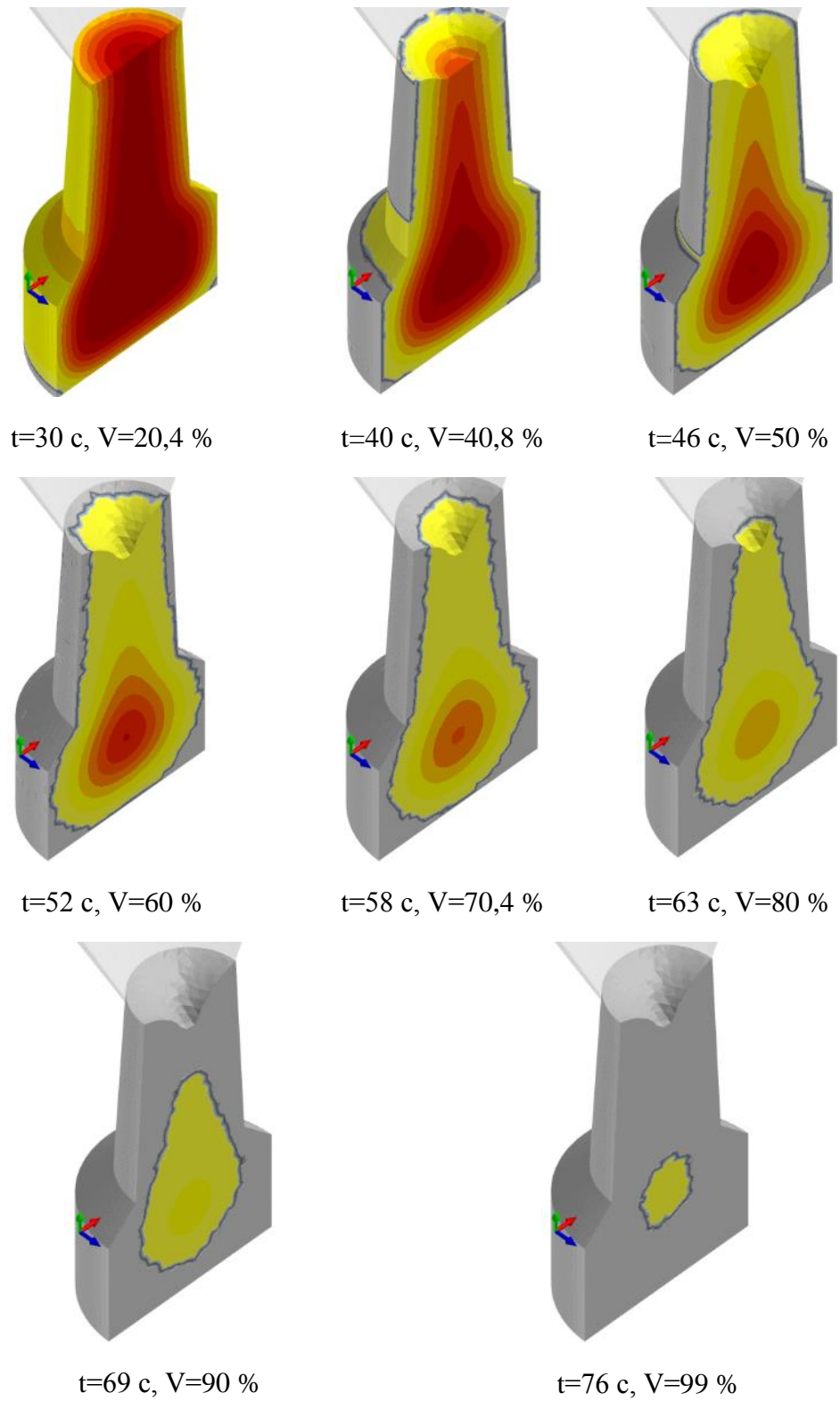


Рисунок 3.16 – Процесс формирования твёрдой фазы при кристаллизации

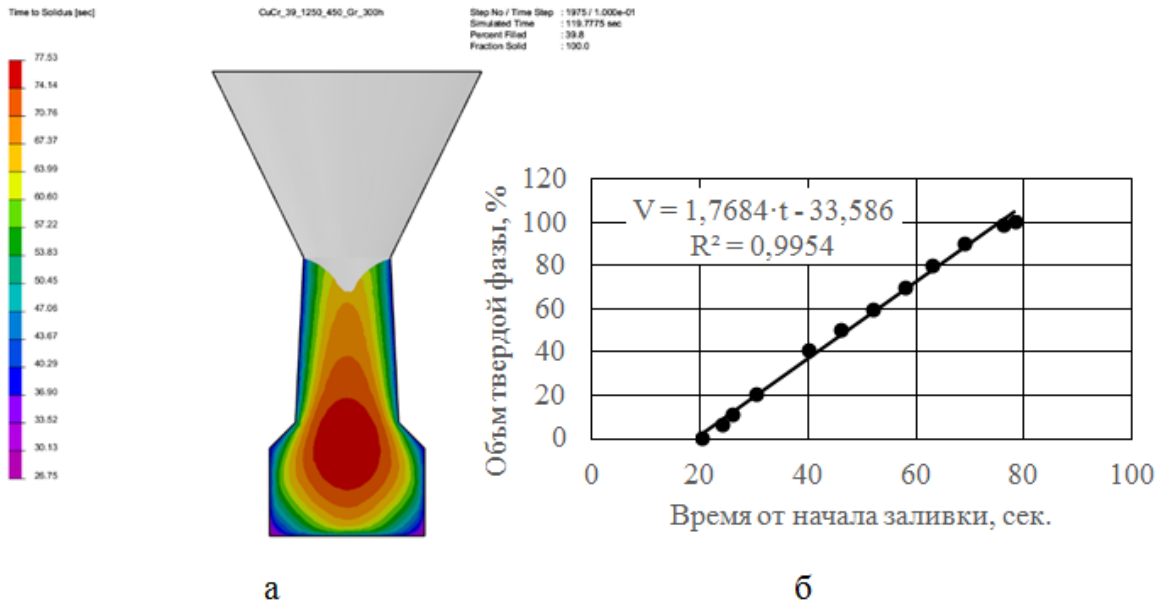


Рисунок 3.17 – Общее время кристаллизации (а) и зависимость формирования твёрдой фазы от времени при кристаллизации (б)

Установленный характер кристаллизации приводит к образованию «теплового узла» (Hot Spots) на завершающей стадии [76], его видно на рисунке 3.16. В этом случае для оценки мест образования микропористости в ProCAST можно использовать параметр Hot Spots. Характер распределения микропористости показан на рисунке 3.18.

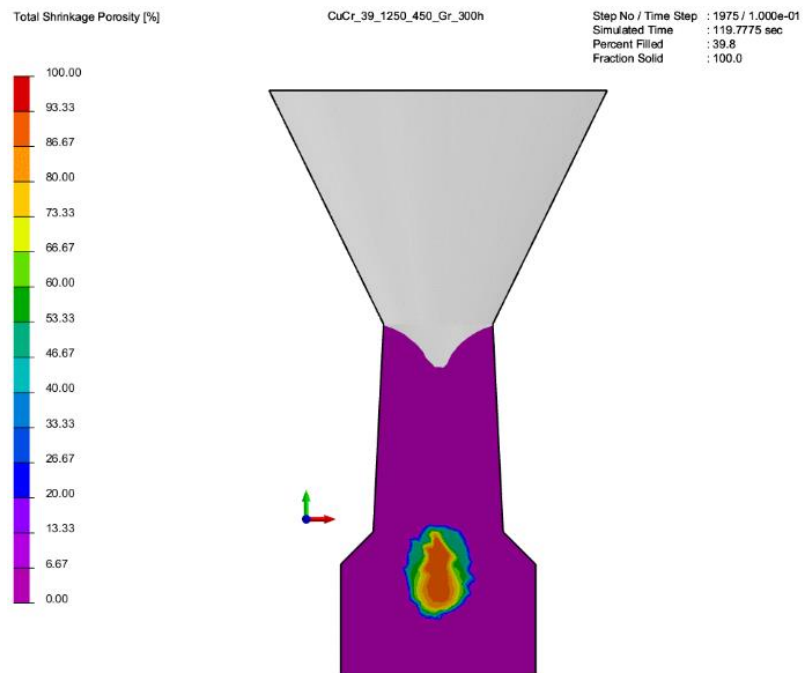


Рисунок 3.18 – Характер распределения микропористости в зоне «теплового узла»

Моделирование показывает следующий характер изменения температур в металлической форме (рисунок 3.19).

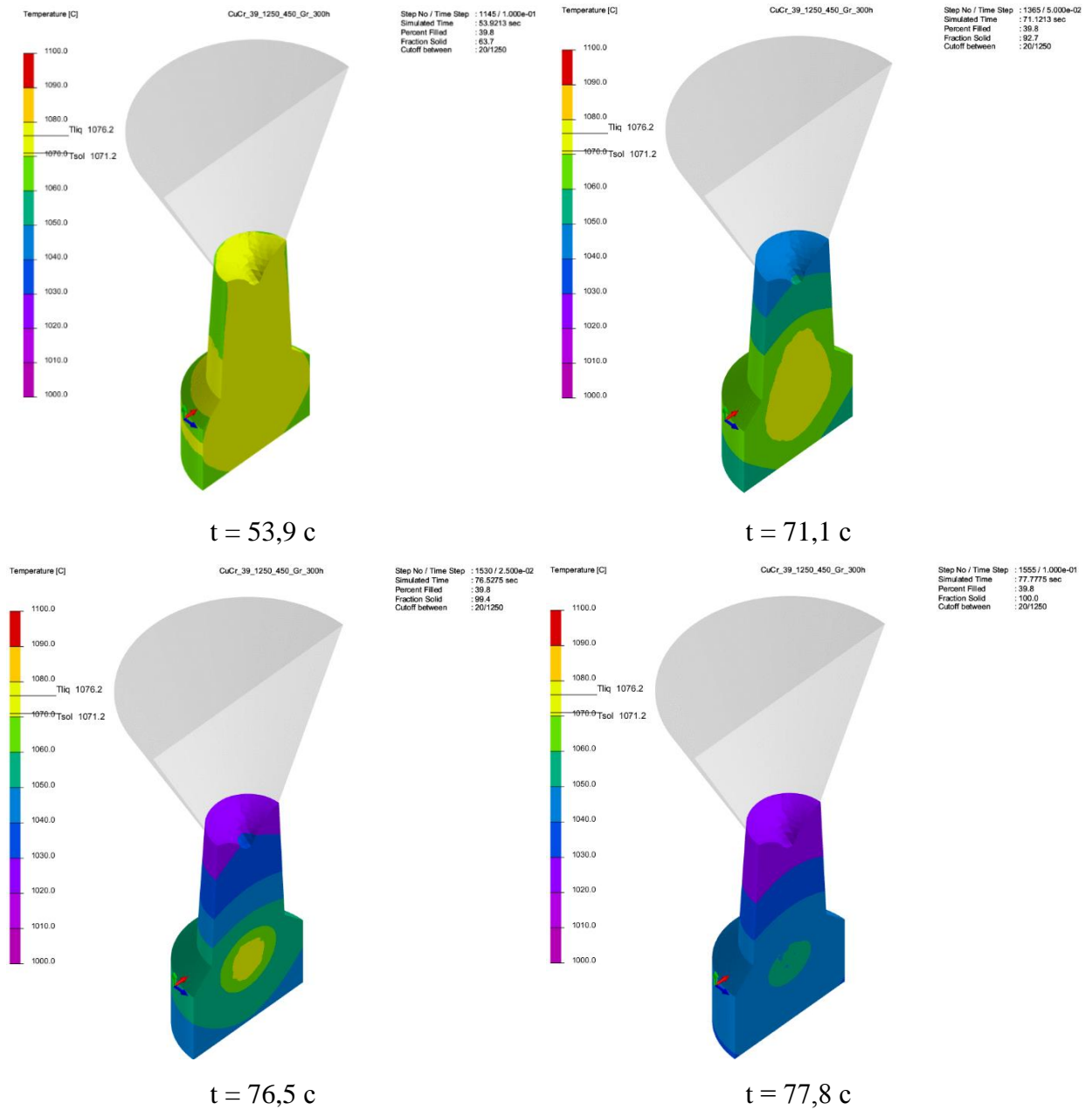


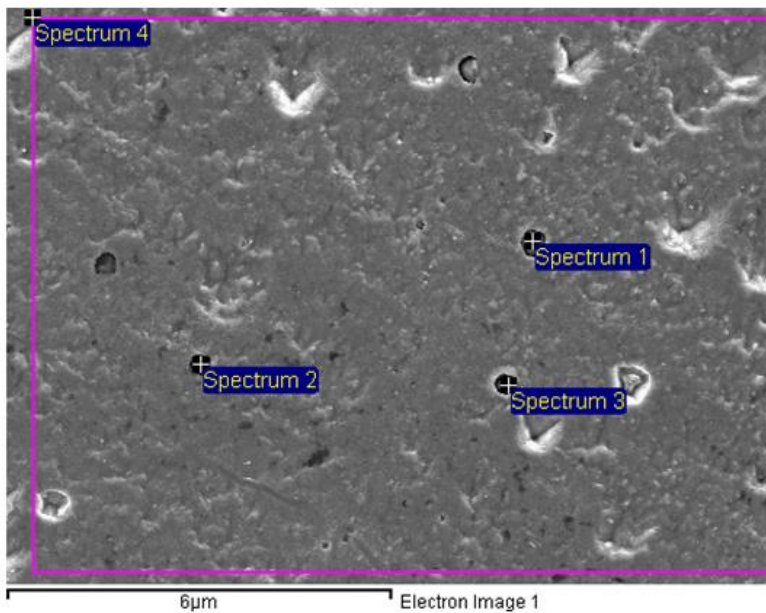
Рисунок 3.19 – Температурное поле при остывании расплава в металлической форме

Участки, на которых в первую очередь идёт охлаждение – это коническая поверхность, а также нижние и верхние углы поперечного сечения.

Превалирующими являются градиенты температур вдоль конической части и от нижнего угла металлической формы.

3.4.3 Исследование особенностей формирования макро– и микроструктуры, элементный состав литого композиционного материала Cu–MMNCr

После литья композиционного материала без проведения операций термообработки в микроструктуре сплава можно отчетливо наблюдать нерастворившиеся наноразмерные частицы хрома представленные на рисунке 3.20. В нашем случае нерастворившиеся частицы хрома играют фундаментальную роль в определении конечного размера зерен в композиционном материале, поскольку они могут взаимодействовать с границами зерен, действуя как точки закрепления, замедляя или останавливая их рост [31, 90].



Spectrum	Cr	Cu	Total
Spectrum 1	42.81	57.19	100.00
Spectrum 2	35.54	64.46	100.00
Spectrum 3	32.71	67.29	100.00
Spectrum 4	0,92	99.08	100.00

Рисунок 3.20 – СЭМ изображение микроструктуры литого сплава с элементным составом

Установленный моделированием в ProCast характер температурных полей и кристаллизации подтверждается макроструктурой литого электрода, представленного на рисунке 3.21. Кристаллизация сплава происходит по закономерности, характерной для определенной степени переохлаждения G .

Макроструктура литого электрода имеет три зоны, имеющие четко выраженное строение (рисунок 3.21 а). При соприкосновении жидкого металла с поверхностью металлической формы из-за большой степени переохлаждения, формируется мелкозернистая зона. Следующая зона, зона столбчатых кристаллов, имеет явно выраженную ориентацию, соответствующую направлению преимущественного теплоотвода.



Рисунок 3.21 – Макроструктура с градиентами температур (а) и микроструктура с распределённой микропористостью (б) литого электрода

В области «теплового узла» формируется равноосная крупнозернистая структура. Такая структура отливки, имеющая три зоны, характерна при заливке металла в металлическую форму. Поскольку нижняя часть отливки имеет большее сечение по отношению к верхней части, создаются неблагоприятные условия для образования сосредоточенной усадочной раковины. Это приводит к образованию усадочной микропористости в области «теплового узла». На рисунке 3.21 а показаны градиенты температур белыми стрелками, а белым кольцом зона «теплового узла» с распределённой микропористостью (рисунок 3.21 б).

Термообработка, включающая операции «закалки», при которой происходит фиксация α твердого раствора, пересыщенного хромом, и «старения» в результате которого происходит дисперсионное упрочнение за счет выделения частиц хрома. [20, 78]. В процессе закалки, при которой необходим нагрев до температуры 950 °С, выдержка в течение 1 часа и охлаждение в воде, происходит повышение

содержания хрома в α твердом растворе до 0,3 %, что находится в соответствии с диаграммой состояния Cu–Cr (рисунок 3.22).

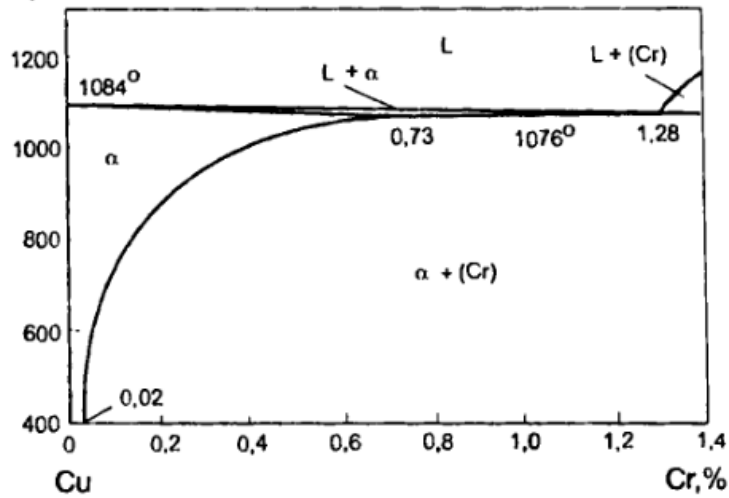


Рисунок 3.22 – Диаграмма состояния Cu–Cr [20]

Данная технология литья электродов позволяет производить закалку через несколько секунд после заливки металла в металлическую форму, когда металл имеет двухфазное, твердожидкое состояние. После заливки металла в металлическую форму, по истечению 10 секунд (рисунок 3.16) происходит кристаллизация зоны, прилегающей к поверхности формы. В это время выполняется извлечение отливки из формы и закалка в воде. Макроструктура отливки имеет достаточно дисперсное строение (рисунок 3.23 а). Это связано с большой степенью переохлаждения жидкого сплава за счет быстрого охлаждения, которое происходит в воде. Увеличение степени переохлаждения приводит к повышению числа центров кристаллизации, уменьшению скорости их роста и, как следствие, измельчению структуры отливки. В соответствии законом Холла–Петча измельчение зерна сопровождается увеличением прочности.

В процессе старения данных отливок происходят изменения макроструктуры, что проявляется в формировании достаточно однородной структуры (рисунок 3.23 б). Это связано с диффузионными процессами, сопровождающимися уменьшением градиента концентрации легирующего элемента по сечению зерен.

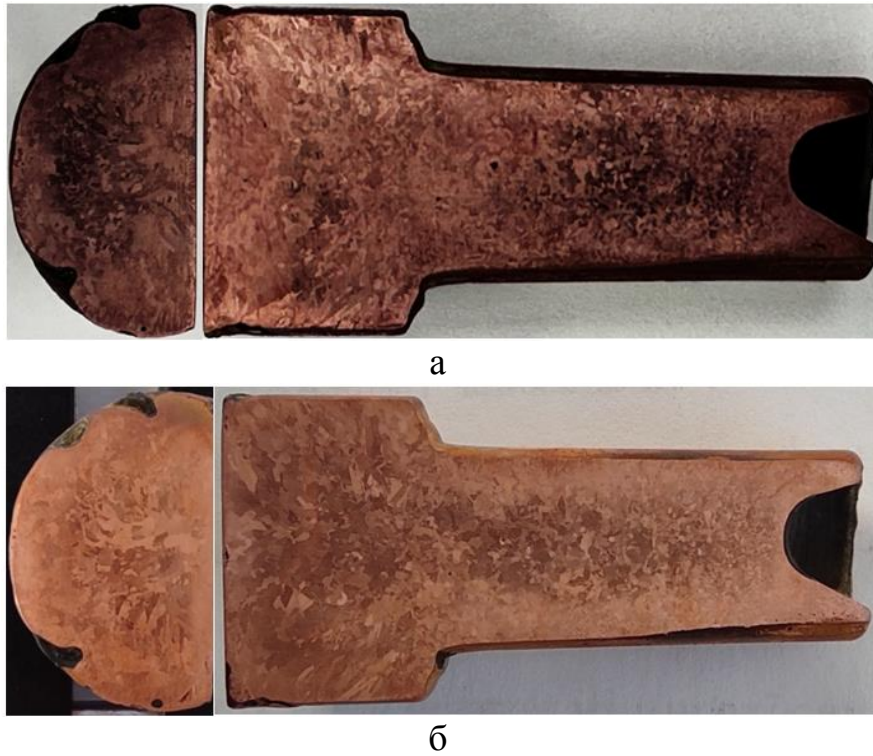


Рисунок 3.23 – Макроструктура литых электродов: (а) литье - закалка;
(б) литье - закалка - старение

После литья - закалки (рисунок 3.24 а) и литья - закалки - старения (рисунок 3.24 б) композиционного материала, наблюдается формирование равноосной однородной структуры (рисунок 3.24) с наличием двойников, а это благоприятно сказывается на формировании свойств материала [52, 77].

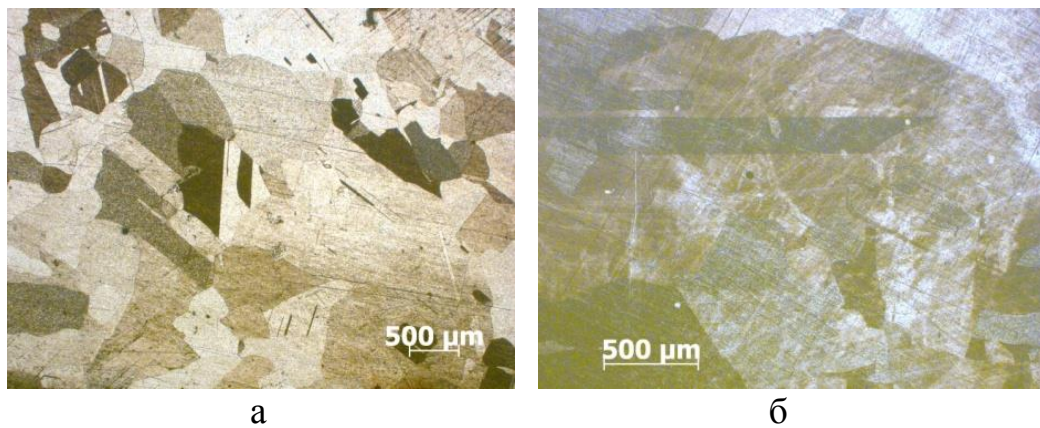
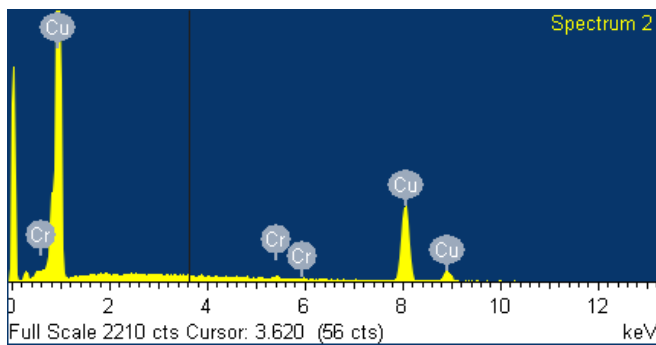


Рисунок 3.24 – Микроструктура литого электрода: а – литье - закалка;
б – литье - закалка - старение



а



Spectrum	Cr	Cu	Total
Spectrum 1		100.00	100.00
Spectrum 2	0.94	99.06	100.00

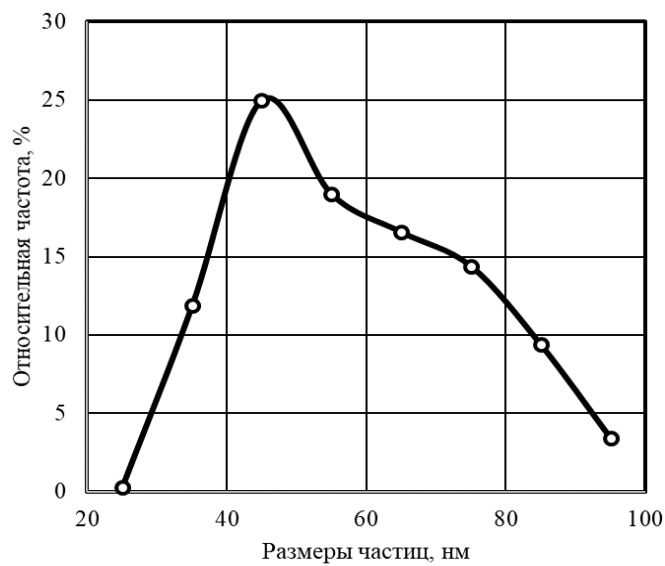
б

Рисунок 3.25 – СЭМ изображение микроструктуры литого электрода (а) и спектра 2 (б)

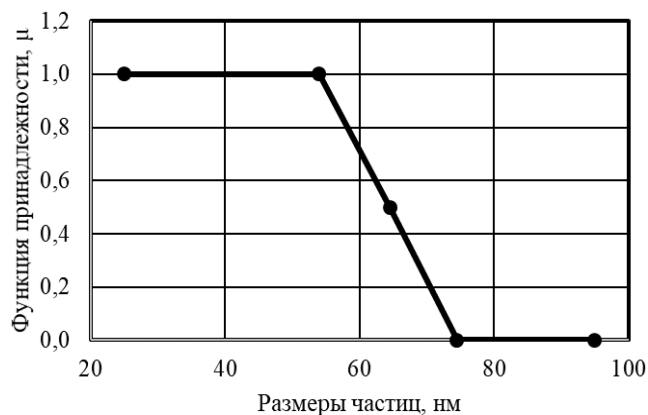
Микроструктура (рисунок 3.25 а) и элементный состав поверхности образца электрода (рисунок 3.25 б), показывает количественное содержание хрома в композиционном материале после операции старения. Эффект дисперсионного твердения при старении обеспечивает увеличение твердости и прочности материала [20].

Установленный характер термогидродинамики процесса литья (п. 3.4.1) и анализ полученной структуры позволяют нам предложить следующую модель дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди, построенную на следующей гипотезе нечётких множеств:

вводимые в расплав меди наноразмерные частицы хрома, не превышающие критического размера, соответствующего 50% интегральной частоте (в данной работе до 54,6 нм) растворяются полностью (рисунок 3.26) и функция принадлежности $\mu(x)=1$ или частично $0 < \mu(x) < 1$ в расплаве медной матрицы и переходят в α твёрдый раствор с последующим выделением второй фазы при закалке и старении, а частицы большего размера $\mu(x)=0$ выступают в качестве центров кристаллизации, способствуя формированию структуры сплава и обеспечивая дисперсное упрочнение.



а



б

Рисунок 3.26 – Относительная частота распределения наноразмерных частиц хрома (а) и функция принадлежности к характеру их растворимости в расплаве меди (б)

Подход теории нечётких множеств принят исходя из следующих позиций:

– нечёткое множество отображает в себе сочетание элементов произвольной природы, с полной определённой касательно каждого из которых не следует утверждать – относится элемент рассматриваемого сочетания к этому множеству или нет;

– отсутствие в литературных данных описания и природы растворения наноразмерных частиц в расплавах металлов.

При этом линейная Z - образная функция в общем случае может быть задана аналитически следующим выражением:

$$\mu(x, a, b) = \begin{cases} 1, & \text{если } x \leq a, \\ \frac{b-x}{b-a}, & \text{если } a < x \leq b, \\ 0, & \text{если } x > b, \end{cases} \quad (3.4)$$

где a, b – некоторые числовые параметры, принимающие произвольные действительные значения и упорядоченные отношением: $a < b$.

Для нашего случая (рисунок 3.26 б): $a = 54,6$ нм, $b = 74,5$ нм. При различных условиях литья параметры Z - образной функции соответственно будут изменяться и уточняться на основе экспериментальных данных.

3.5 Исследование влияния операций термообработки на свойства литого композиционного материала Cu–MMNCr

3.5.1 Механические свойства литого композиционного материала Cu–MMNCr

После термообработки, состоящей из операций закалки и старения, микротвердость HV по сечению рабочей части электрода с наноразмерным хромом распределяется следующим образом (рисунок 3.27). Видно, что в центральной зоне (расстояние от оси 6 мм) во всех слоях твёрдость имеет повышенные значения,

которые можно объяснить тем, что это центральная область вихревого характера движения расплава при заливке его в металлическую форму (см. рисунок 3.13) и здесь имеется повышенная концентрация наноразмерных частиц хрома.

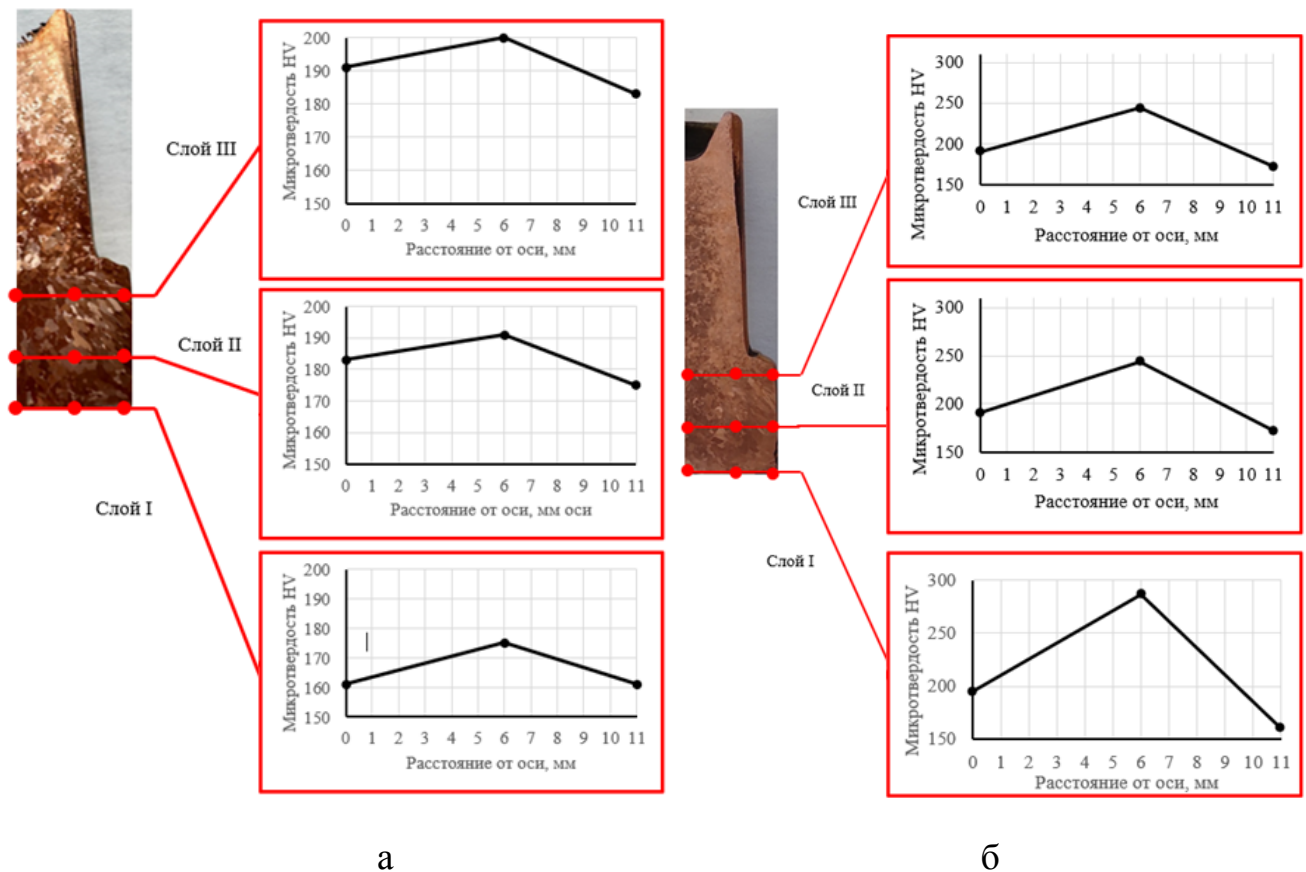


Рисунок 3.27 – Распределение микротвёрдости HV по сечению рабочей части электрода после литья в металлическую форму:

(а) с закалкой; (б) с закалкой и старением

Значения твердости HV и средней микротвердости HV литых - закаленных и литых - закаленных - состаренных электродов, приведены на рисунке 3.28.

Повышение твердости хромовой бронзы в процессе старения связано с эффектом дисперсионного твердения, вызванного выделением дисперсных частиц хрома из пересыщенного твердого раствора. Степень пересыщения определяется температурой закалки, так как растворимость хрома в α твердом растворе увеличивается с повышением температуры (рисунок 3.22). Температура закалки ограничивается линией солидуса, поэтому при традиционной термической

обработке в твердый раствор переходит не более 0,4 % Cr. В данном случае образец закаливали практически сразу после заливки в металлическую форму, когда он находился в твердожидком состоянии. Такая технология обеспечивает повышенное содержание хрома в твердом растворе, что приводит к повышению твердости после старения по сравнению с твердостью, получаемой после стандартной термической обработки.

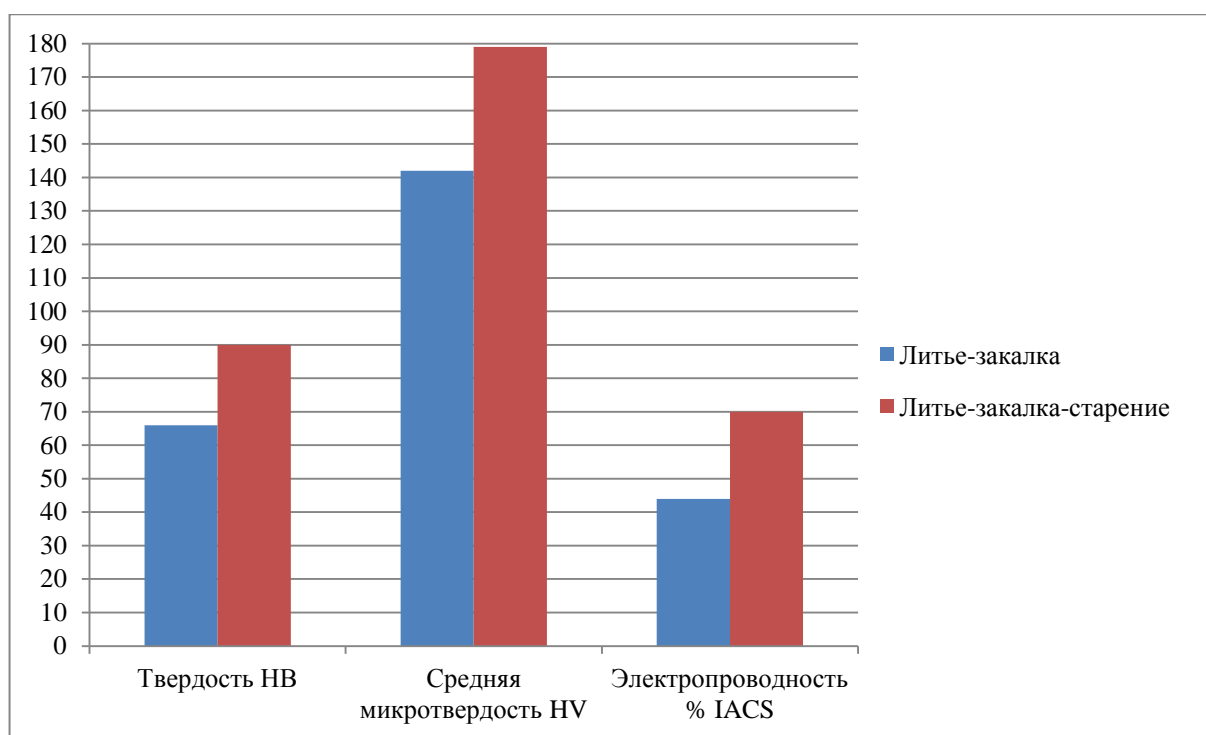


Рисунок 3.28 – Значения твердости, средней микротвердости и электропроводности литых – закаленных и литых - закаленных - состаренных электродов

3.5.2 Электропроводность литого композиционного материала Cu–MMNCr

Хорошая электропроводность определяется минимальной концентрацией легирующих элементов в медном твердом растворе при старении.

После закалки легирующий элемент остался в твердом растворе. Это привело к снижению электропроводности до 44 % IACS у литого - закаленного электрода.

После проведения термообработки (закалка – старение), прослеживалось увеличение электропроводности до 70 % IACS по сравнению с литым - закаленным электродом (рисунок 3.28), что напрямую связано с диффузионными процессами и выделением упрочняющих частиц, а также к перемещению легирующих элементов на границы зерна. При таких процессах улучшается электропроводность материала за счет очистки зерен от легирующих элементов.

3.6 Выводы по главе

1. Показано, что после обработки исходного порошка хрома в планетарно - центробежной мельнице наноразмерный порошок имеет размеры от 25 до 90 нм, среднее значение 54,6 нм, стандартное отклонение 16,6 нм, распределение размеров частиц несимметрично и описывается логарифмически - нормальным законом распределения.

2. Установлено, что в процессе обработки происходит механохимическая активация хрома, приводящая к повышению активности частиц за счет образования дефектов структуры, краевой угол смачивания медью наноразмерных частиц хрома при 1250 °С составляет 45° и при дальнейшем повышении температуры плавно уменьшается, что приводит к увеличению седиментационной устойчивости наноразмерных частиц в расплаве.

3. Установлено, что вероятность, а следовательно, и скорость образования зародышей возрастает с повышением температуры, при механических и других возмущениях в растворе (при перемешивании и наложении ультразвукового, электрического, магнитного полей). Исходя из термодинамического анализа показано, что фосфористая медь как раскислитель, снижает содержание кислорода в расплаве меди перед введением наноразмерных частиц хрома.

4. Установлено, что равномерное распределение наноразмерных частиц хрома в расплаве достигается перемешиванием частотной модуляцией тока (в интервале 35–40 Гц от рабочей частоты) в переменном электромагнитном поле,

позволяющим увеличивать седиментационную устойчивость наноразмерных частиц хрома в медном расплаве.

5. Установлено на основании компьютерного моделирования количественное термодинамическое описание поведения расплава при моделировании свободной (гравитационной) заливки расплава в металлическую форму для получения электрода контактной сварки, образование однородного вихря кругового сечения, и показано, что расплав вращается как «твёрдое» тело с постоянной угловой скоростью. Вне такого вихря невихревое движение расплава по вертикальной оси Z постепенно затухает. Такой характер гидродинамики расплава приводит к формированию вокруг частицы слоя, насыщенного концентрацией хрома в расплаве меди, без притока свежих порций меди, что существенно замедляет и фактически останавливает процесс растворения частицы и при охлаждении приводит к выделению хрома в виде дендритов. Кроме того, не позволяет ещё не растворившимся наноразмерным частицам хрома всплывать на зеркало расплава. Этот процесс прослеживается до полного заполнения металлической формы. Такой характер гидродинамики расплава оказывает влияние на формирование структуры и свойств композиционного материала. Показано образование в массивной (рабочей) части электрода на завершающей стадии кристаллизации «Теплового узла», приводящего к образованию зоны распределённой микропористости.

6. Показан элементный состав композиционного материала после литья без проведения операций термообработки с наличием в микроструктуре нерастворившихся наноразмерных частиц хрома, которые взаимодействуют с границами зерен, действуя как точки закрепления, замедляя или останавливая их рост.

7. Впервые предложена модель дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди, построенная на гипотезе нечётких множеств: вводимые в расплав меди наноразмерные частицы хрома, не превышающие критического размера, соответствующего 50% интегральной

частоте (в данной работе до 54,6 нм) растворяются полностью и функция принадлежности $\mu(x)=1$ или частично $0<\mu(x)<1$ в расплаве медной матрицы и переходят в α твёрдый раствор с последующим выделением второй фазы при закалке и старении, а частицы большего размера $\mu(x)=0$ выступают в качестве центров кристаллизации, способствуя формированию структуры сплава и обеспечивая дисперсное упрочнение.

8. Элементный состав поверхности образца электрода, показывает на наличие содержания хрома в α твердом растворе, обеспечивающее эффект дисперсионного твердения при старении, который выражается в увеличении твердости до 90 НВ, микротвердости до 179 НV и электропроводности до 70 % IACS.

**Глава 4. ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ
ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr,
ИЗГОТОВЛЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ СОВМЕЩЁННОГО ПРОЦЕССА
ЛИТЬЯ - ШТАМПОВКИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ**

**4.1 Моделирование стадии горячей штамповки совмещенного процесса
литья - штамповки электродов контактной сварки
с особенностями формирования структуры**

**4.1.1 Моделирование объемов заливаемого металла
в металлическую форму для штамповки электрода**

В процессе штамповки пуансоном прошивается охлаждающий канал электрода с вытеснением материала из металлической формы. Чтобы исключить дополнительные операции механической обработки готового изделия, проведем моделирование расчетов объемов заливаемого металла. Для этого используем программу Kompas 3D. Исходные размеры металлической формы и построенная по ним 3D модель с параметрами внутренней площади, приведены на рисунке 4.1.

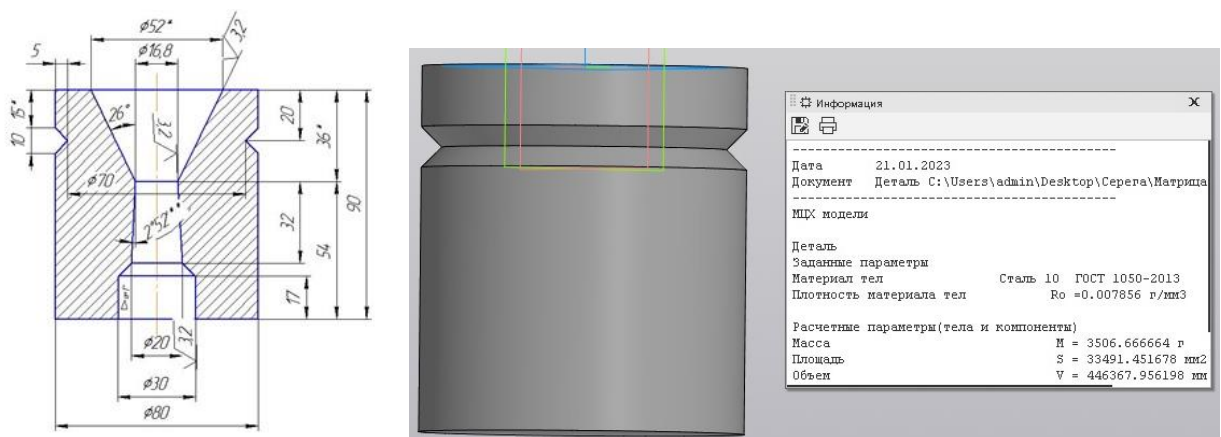


Рисунок 4.1 – Исходные размеры металлической формы

При заливке металла на разные уровни металлической формы (рисунок 4.2), возможно рассчитать вес заливаемого металла.

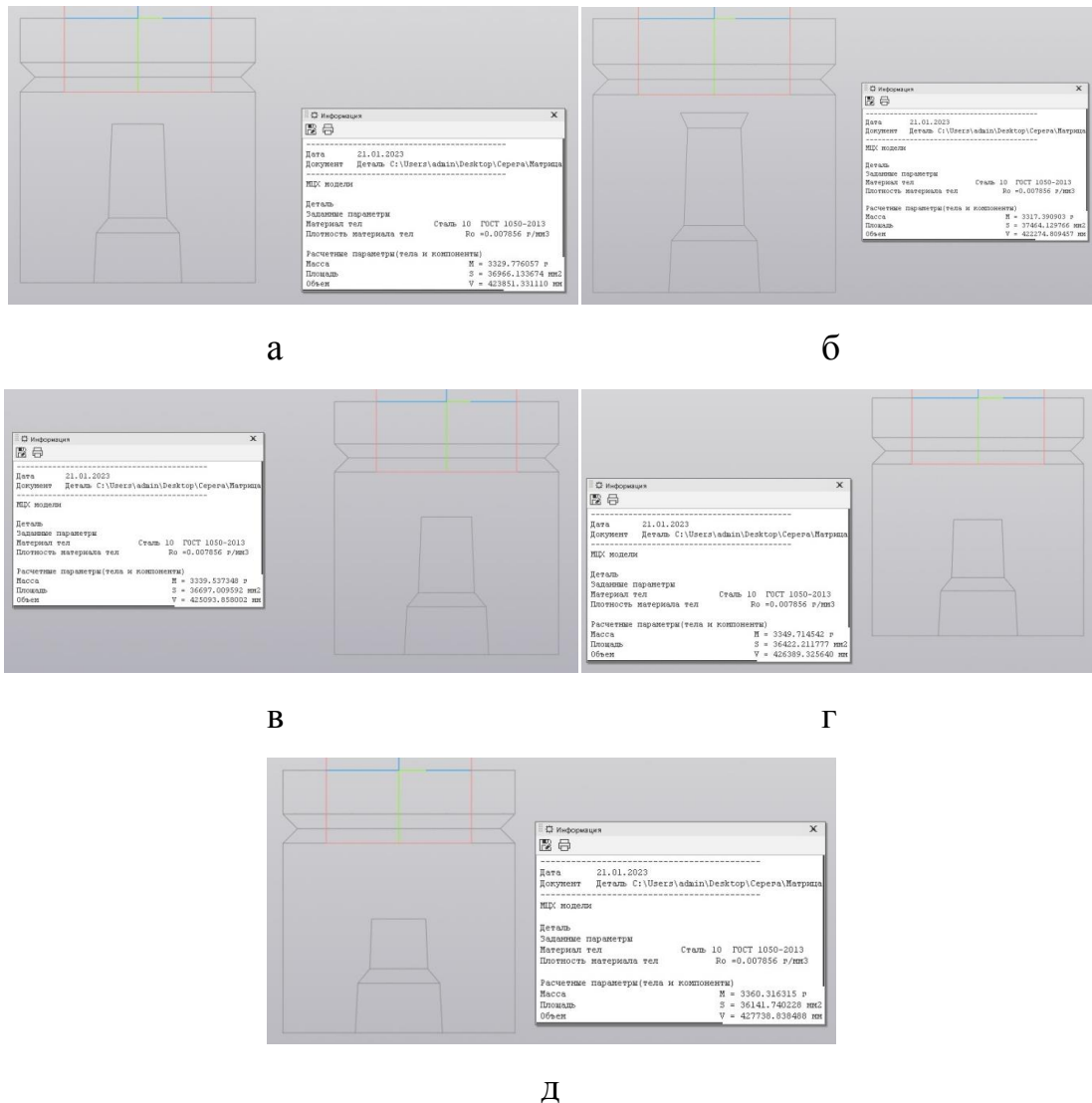


Рисунок 4.2 – Заливка металла: (а) полный уровень; (б) на 5 мм выше уровня; (в) на 5 мм ниже уровня; (г) на 10 мм ниже уровня; (д) на 15 мм ниже уровня

Для этого нужно вычислить объем заливаемого металла:

$$V = V_{\text{ИСК}} - V_{\text{н}}, \quad (4.1)$$

где $V_{\text{ИСК}}$ – объем исходной металлической формы, м^3 ;

$V_{\text{н}}$ – объем металлической формы с залитым металлом, м^3 .

А также вычислить вес заливаемого металла:

$$P=V \cdot \rho, \quad (4.2)$$

где V – объем заливаемого металла, м^3 ;

ρ – плотность меди, $\text{кг}/\text{м}^3$.

Расчетные данные объема и веса заливаемого металла в металлическую форму приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Расчетные данные объема и веса заливаемого металла в металлическую форму

Заливка металла	Объем заливаемого металла, м^3	Вес заливаемого металла, г
полный уровень	0,000022516	200,8
на 5 мм выше уровня	0,000024093	214,9
на 5 мм ниже уровня	0,000021274	189,8
на 10 мм ниже уровня	0,000019978	178,2
на 15 мм ниже уровня	0,000018629	166,2

Данные расчетов, приведенные в таблице 4.1, позволяют при моделировании прошивки охлаждаемого канала электрода штамповкой точно задать параметры объема и веса заливаемого металла, а также определять высоту вытесняемого металла посадочной части электрода.

4.1.2 Моделирование прошивки охлаждаемого канала электрода штамповкой

При достижении температуры металла $950\text{ }^\circ\text{C}$ в металлической форме, производится прошивка на механическом прессе канала для охлаждения электрода в процессе работы.

Модель штампа с литой заготовкой и разбивка на конечные элементы показаны на рисунке 4.3. Скорость штамповки составляла $250\text{ мм}/\text{с}$. Для компьютерного моделирования использовали программу Deform 3D [79]. При

подготовке модели делалась разбивка на элементы: заготовка 313 тыс. (на первом шаге, потом перестраивалась автоматически до 280 тыс.), металлическая форма 29 тыс., пуансон 32 тыс.

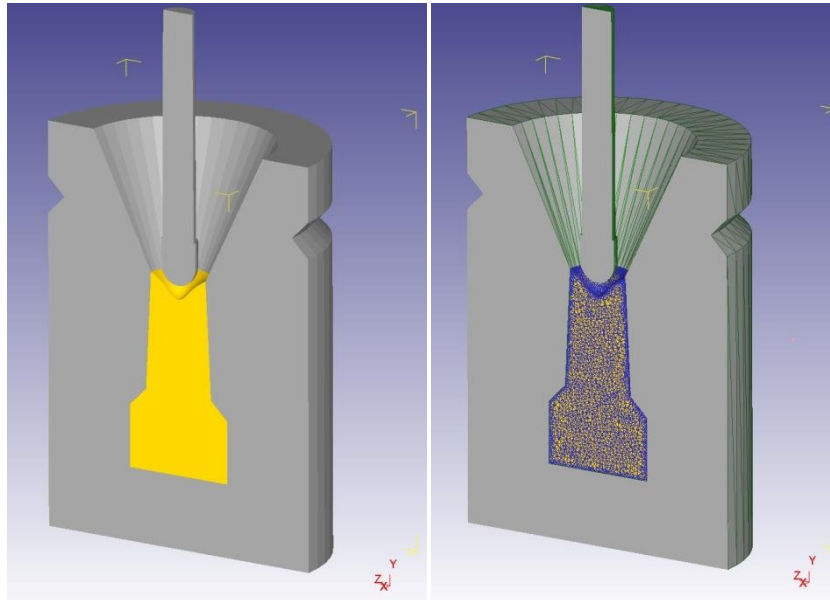


Рисунок 4.3 – Модель прошивки канала охлаждения в электроде

График изменения усилия на пуансоне от времени прошивки показан на рисунке 4.4. Максимальное прилагаемое усилие составляет 29 кН.

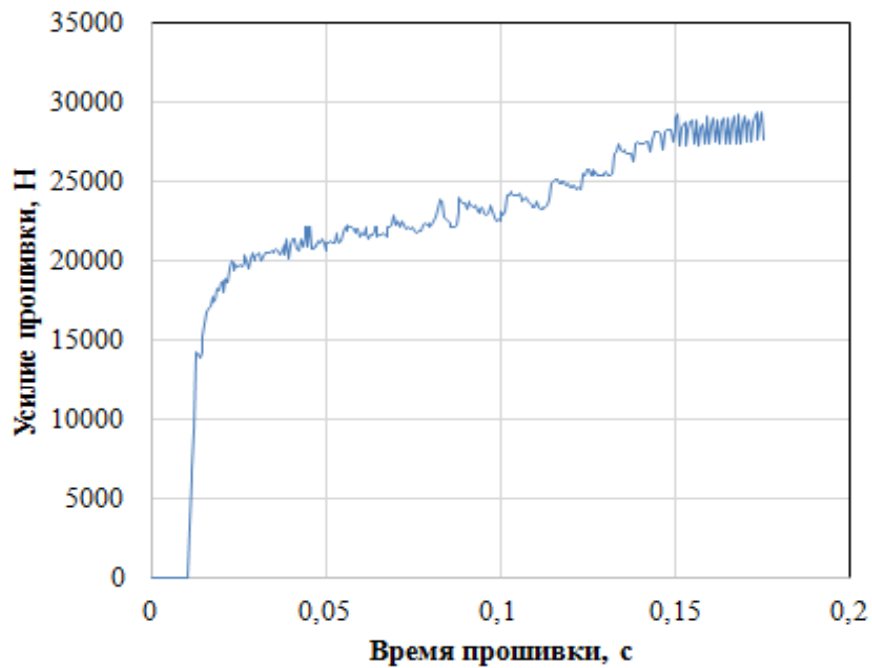


Рисунок 4.4 – График изменения усилия на пуансоне от времени прошивки

Прошивка в штампе происходит при температуре 950 °С, изменение температурного поля во времени показано на рисунке 4.5. Из рисунка 4.5 следует, что остывание происходит от угловых точек рабочей части электрода и сужения на конусе.

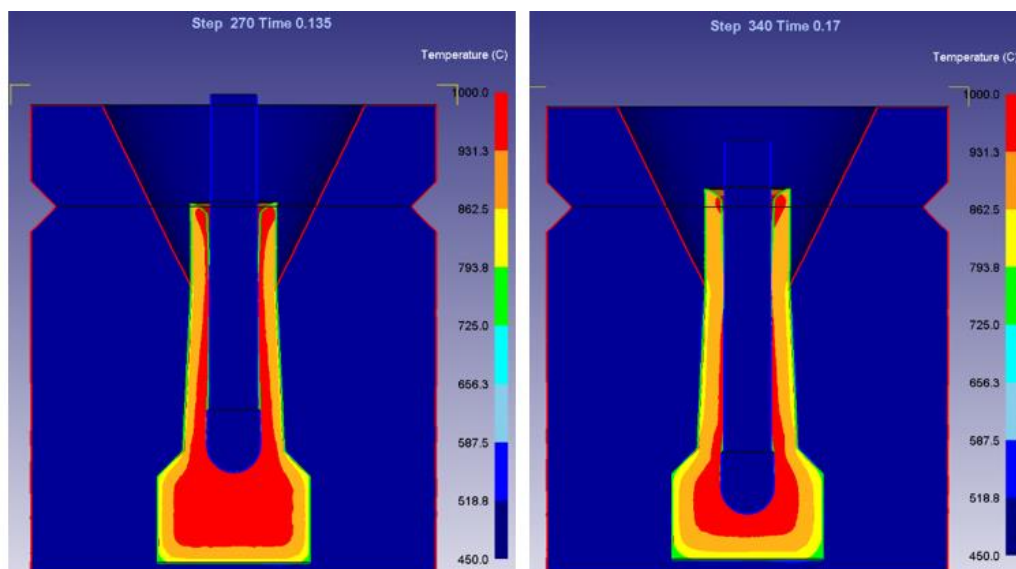


Рисунок 4.5 – Изменение температурного поля при прошивке во времени

Высокие скорости охлаждения (температура в поверхностных слоях снижается до 725 °С за 0,17 с) позволяют производить закалку в процессе штамповки заготовки, исключая дополнительную операцию нагрева для закалки.

4.1.3 Моделирование параметров интенсивности деформаций, скоростей деформаций, интенсивности напряжений и объемного напряжения

На формирование будущей структуры может оказать влияние распределение в объеме заготовки таких параметров как интенсивность деформаций, скорость деформаций и интенсивность напряжений. Поля интенсивности деформаций в различные моменты времени процесса показаны на рисунке 4.6. Видно, что наиболее интенсивные деформации преобладают в конусной части и под пуансоном. Поскольку деформация идет в закрытом объеме, то деформации будут

достаточно малы, но их распространение можно увидеть при расчёте интенсивности скоростей деформации, как показано на рисунке 4.7.

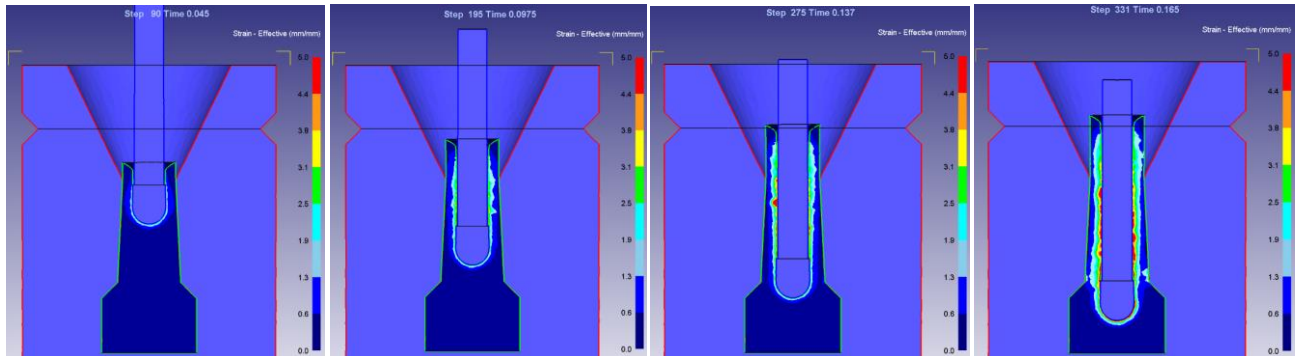


Рисунок 4.6 – Изменение интенсивности деформаций в различные моменты времени штамповки

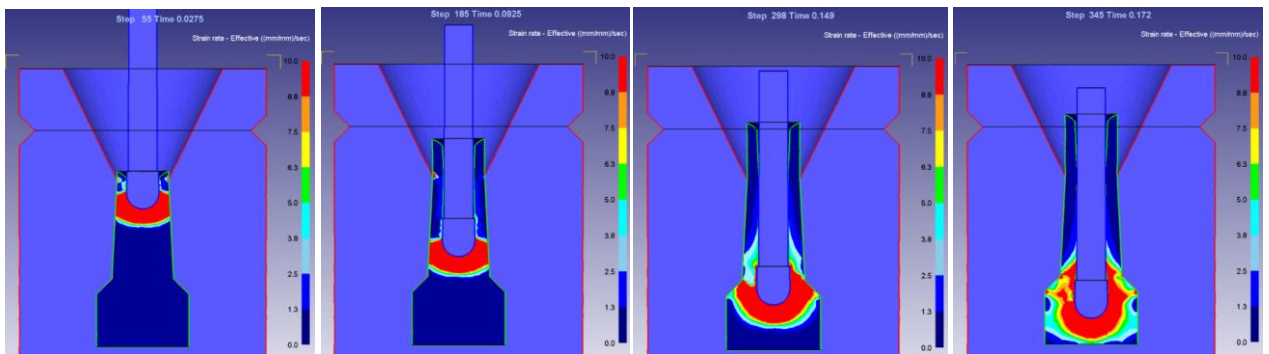


Рисунок 4.7 – Изменение интенсивности скоростей деформаций в различные моменты времени штамповки

Температурный интервал горячего деформирования сплавов находится в пределах 700 – 950 °С [18]. На рисунке 4.7 наблюдается более обширная область деформационного воздействия, что оказывает влияние на формирование точечных и линейных дефектов, размеры зёрен с учётом температурного поля (рисунок 4.5). Характеру распределения интенсивности скоростей деформации соответствует и распределение интенсивности напряжений, показанное на рисунке 4.8. Уровень интенсивности напряжений под пуансоном превышает предел текучести сплава, а следовательно область «теплового узла» (рисунок 3.18) с распределённой микропористостью продеформируется и при наложении сжимающих напряжений

поры устраняются (рисунок 4.9 – изменение напряжений вдоль оси электрода и рисунок 4.10 – изменение радиальных напряжений).

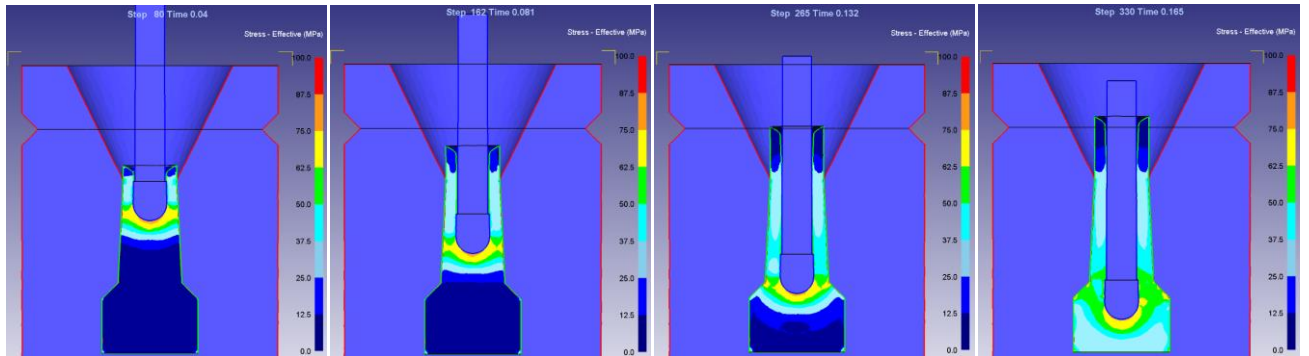


Рисунок 4.8 – Изменение интенсивности касательных напряжений в различные моменты времени штамповки

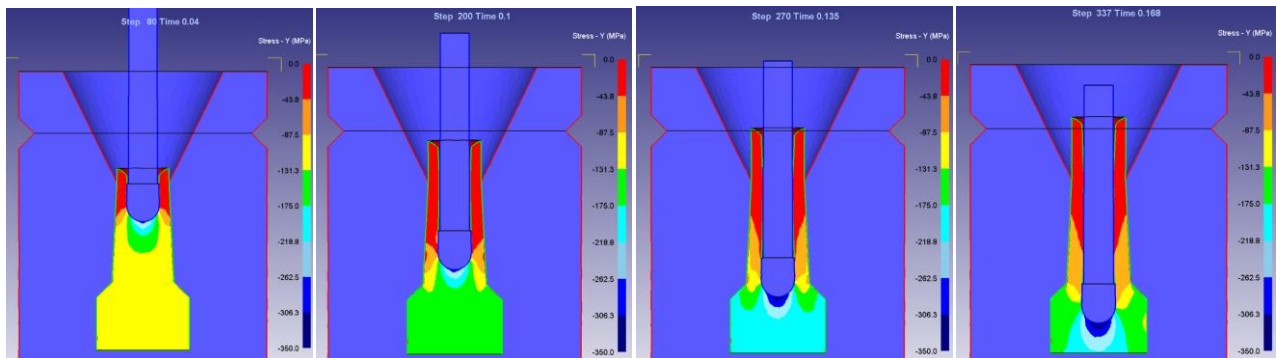


Рисунок 4.9 – Изменение напряжений вдоль оси электрода в различные моменты времени штамповки

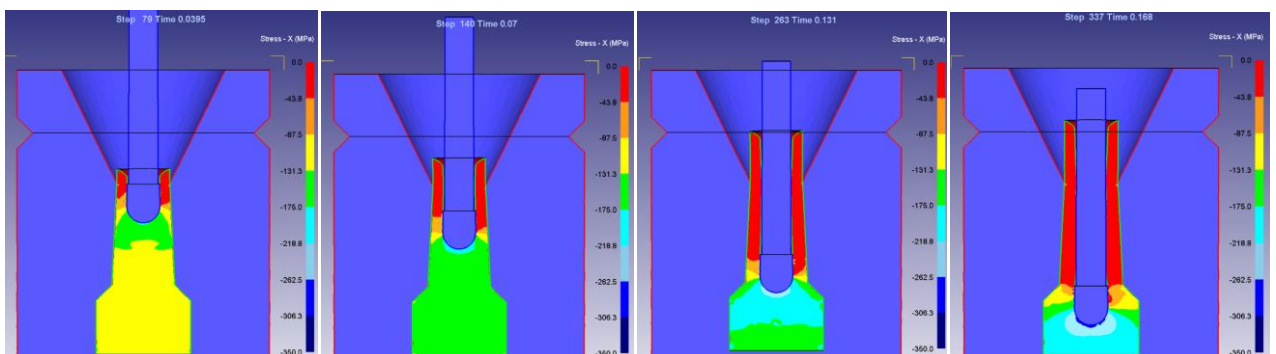


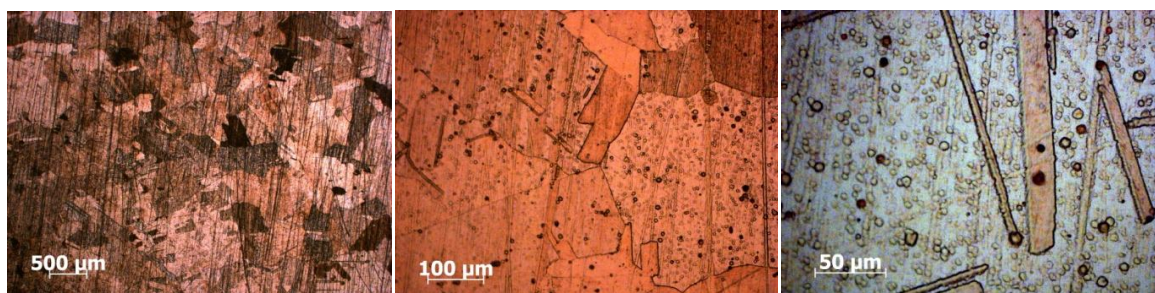
Рисунок 4.10 – Изменение радиальных напряжений в различные моменты времени штамповки

Компьютерное моделирование распределения в объёме заготовки таких параметров как интенсивность деформаций (Λ), интенсивность скоростей деформаций (H), интенсивность касательных напряжений (T) и среднее нормальное напряжение (σ_0) позволяет сформировать представление о структурных изменениях происходящих после деформации и охлаждения электрода. Так как по мере опускания пуансона в рабочую часть, область действия деформаций расширяется, также можно наблюдать места в заготовке, где преобладают совсем малые деформации. При малой деформации и при большом объемном напряжении генерируются дислокации [80].

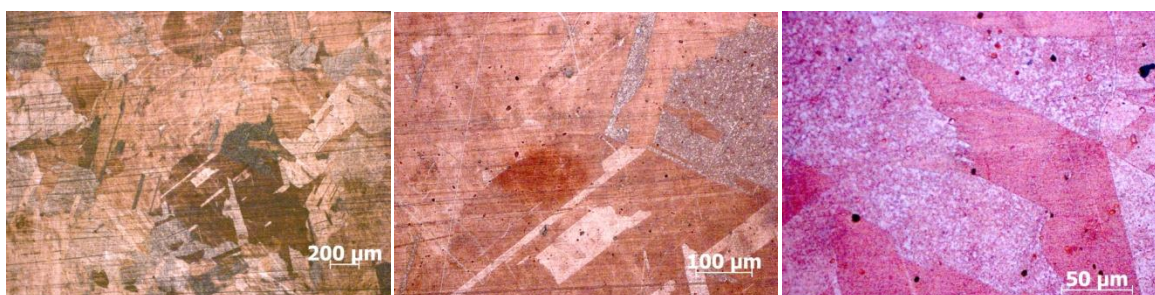
4.1.4 Исследование особенностей формирования макро– и микроструктуры, элементного состава композиционного материала Cu–MMNCr в условиях совмещенного процесса литья и штамповки с последующей термообработкой

Высокая скорость при горячей деформации и пребывание металла в течение долей секунды при высокой температуре по завершении деформации, вносит значительные изменения в структуру по сравнению с состоянием сразу после деформации.

В процессе штамповки сплава при 950 °C наблюдаются высокие скорости охлаждения (рисунок 4.5). Температура сплава в поверхностных слоях снижается на 225 °C за 0,17 с, что позволяет производить закалку в процессе штамповки электрода с последующим охлаждением в воде. Образуется характерная микроструктура после закалки (рисунок 4.11 а). Следовательно, исключается дополнительный нагрев полученных изделий для закалки, так как высокотемпературный нагрев до 1000 °C приводит к сильному окислению изделий с образованием слоя окалины. Под окалиной формируются слои внутреннего окисления из-за диффузии вглубь металла кислорода и частичного и полного окисления хрома в твердом растворе. Хром в большинстве случаев остается в форме оксидов и не принимает участия в упрочнении при старении [20].



а



б

Рисунок 4.11 – Микроструктура литых - штампованных электродов:
(а) литье - штамповка - закалка; (б) литье - штамповка - закалка - старение

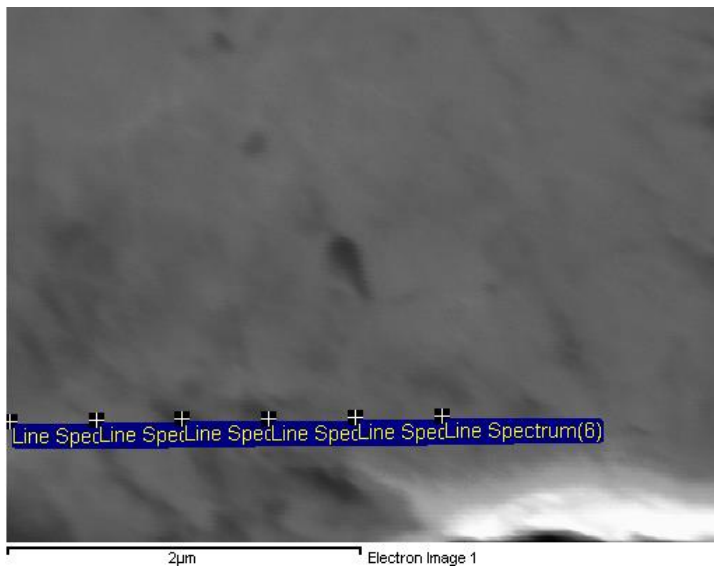
После штамповки наблюдается изменение макроструктуры (рисунок 4.12 а) по сравнению с литыми электродами (рисунок 3.21). При горячей штамповке, зерна структуры в месте прошивки пуансоном уплотняются и измельчаются (рисунок 4.12 а). Равноосное строение как мелких, так и укрупненных зерен, наблюдается по всей площади рабочей части электрода (рисунок 4.12 а).

В закаленном состоянии хромовые бронзы могут отличаться высокой пластичностью и вязкостью, при этом обладая невысокой прочностью [20]. Повысить прочность и твердость сплава можно старением, при котором увеличивается объемная доля выделений второй фазы. Оптимальные режимы старения штампованного сплава: нагрев до 450 °С в течение 4 часов [52].

Диффузионные процессы, происходящие во время старения, снижают концентрацию легирующего элемента по сечению зерен, что проявляется в формировании однородной структуры, приведенной на рисунке 4.12 б. Элементный состав поверхности образца электрода (рисунок 4.13) показывает наличие частиц хрома в сплаве.



Рисунок 4.12 – Макроструктура литых - штампованных электродов:
 (а) литье - штамповка - закалка; (б) литье - штамповка - закалка - старение



Spectrum	Cr	Cu	Total
Line Spectrum(1)		100.00	100.00
Line Spectrum(2)	0.57	99.43	100.00
Line Spectrum(3)	0.61	99.39	100.00
Line Spectrum(4)	23.88	76.12	100.00
Line Spectrum(5)	13.27	86.73	100.00
Line Spectrum(6)	0.66	99.34	100.00

Рисунок 4.13 – СЭМ изображение микроструктуры сплава с элементным составом

У большинства сплавов нарушена укладка плотных слоев атомов, имеющих низкую энергию дефекта упаковки [81]. На микроструктуре (рисунок 4.11 б) можно отчетливо наблюдать сформировавшиеся пары кристаллов двойников.

Проходящая между двойниками граница имеет упорядоченную атомную структуру, что соответствует структуре дефекта упаковки. Границы зерен со строгой прямолинейностью придают структуре свойственный вид. Обнаруженный наблюдаемый зональный контраст границ двойников, является строго прямолинейным, с соответствующими резкими изломами при переходе от когерентного к некогерентному участку и наоборот. Двойники в микроструктуре исчезают с большим трудом и при весьма высоких температурах нагрева. Исчезновение двойника происходит при движении некогерентной границы, поэтому при нагреве часто происходит укрупнение двойников и образуются двойники рекристаллизации, которые являются выросшими двойниками деформации [82].

Выявление границ зерен в литом, деформированном состоянии и после операций термообработки позволяет осуществить технология травления. Длительное время травления проявляет как границы, так и поверхностные слои зёрен, а плотность упаковки атомов влияет на интенсивность травления. У плотно упакованных атомов растворение идет медленно (зерна светлого цвета) в отличие от атомов с низкой плотностью упаковки (зерна темного цвета) и одинаковым химическим составом (рисунок 4.11). При слабой химической активности травителя сначала выявляются только границы зерен, а остальной шлиф смотрится светлым (рисунок 4.11 а). Определенные условия кристаллизации твердых растворов позволяют при травлении также выявлять ликвационную неоднородность. В этом случае ориентация зерен и химический состав элементов входящих в твердый раствор будут влиять на интенсивность травления [83, 84].

В работе [85] отмечено, что при старении выделяются частицы хрома с ОЦК решеткой. На рисунке 4.14 показано выделение наноразмерных частиц хрома (до 30 нм) из твердого раствора, а также наличие наноразмерных не растворившихся частиц хрома более крупных размеров (30 – 100 нм) в соотношении 60:40 %. Это подтверждает модель дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди,

построенную на гипотезе нечётких множеств, что вводимые в расплав меди наноразмерные частицы хрома, не превышающие критического размера, соответствующего 50% интегральной частоте (в данной работе до 54,6 нм) растворяются полностью и функция принадлежности $\mu(x)=1$ или частично $0 < \mu(x) < 1$ в расплаве медной матрицы и переходят в α твёрдый раствор с последующим выделением второй фазы при закалке и старении, а частицы большего размера $\mu(x)=0$ выступают в качестве центров кристаллизации, способствуя формированию структуры сплава и обеспечивая дисперсное упрочнение. Дифрактограмма (рисунок 4.15) указывает на наличие частиц хрома в сплаве. Значения межплоскостных расстояний приведены в таблице 4.2.

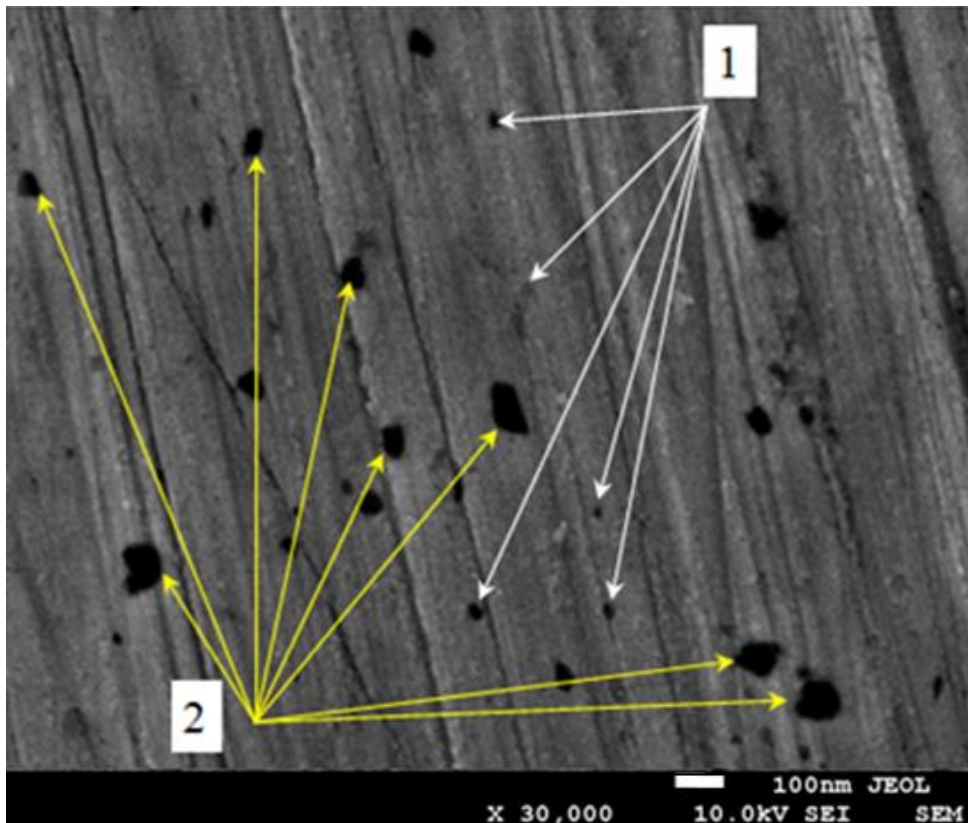


Рисунок 4.14 – СЭМ изображения микроструктуры композиционного материала с включениями наноразмерных частиц хрома: 1 – до 30 нм; 2 – до 100 нм.

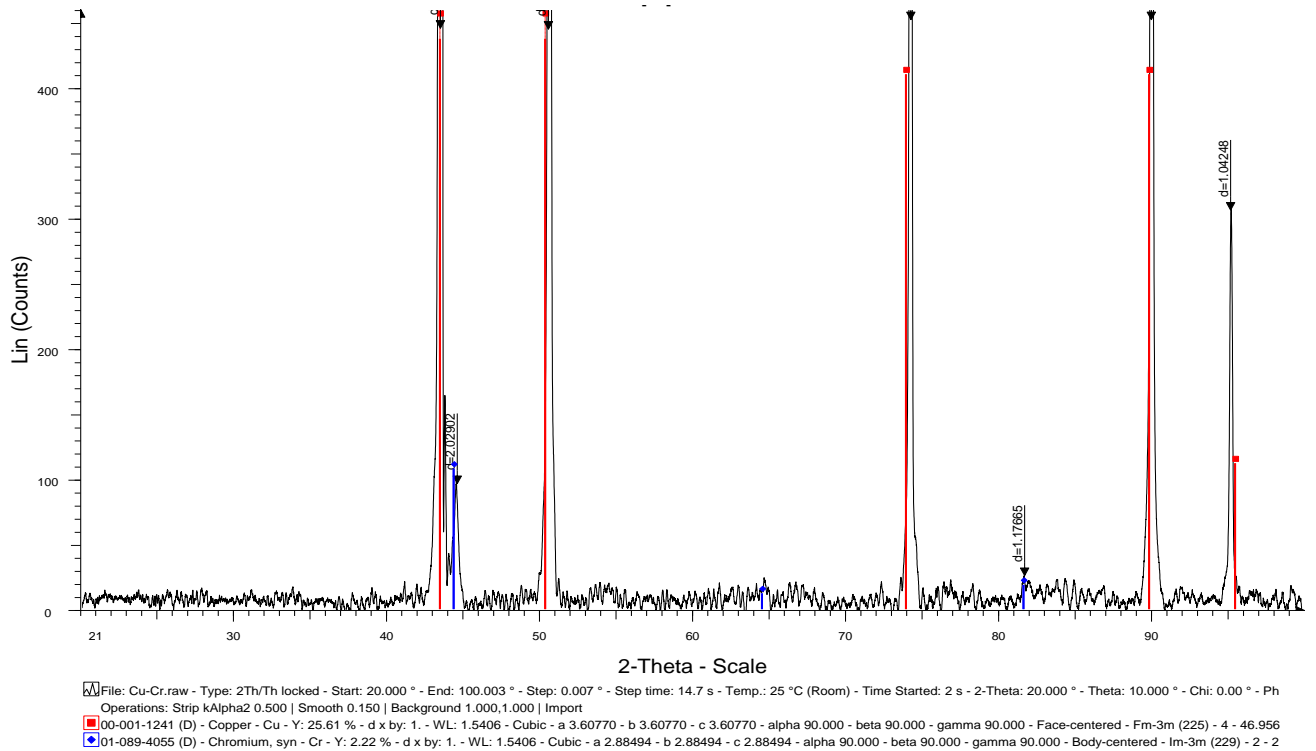


Рисунок 4.15 – Дифрактограмма композиционного материала

Таблица 4.2 – Сводные значения рентгенофазового анализа

Межплоскостное расстояние d , Å	Угол 2-Theta, град	Lin(Counts), ед	Интенсивность I , %
$d=2,029$	44,623	96,7	21,3
$d=2,078$	43,520	447	98,5
$d=1,803$	50,590	447	98,4
$d=1,275$	74,328	454	100
$d=1,088$	90,089	454	100
$d=1,042$	95,277	307	67,7
$d=1,177$	81,787	25,9	5,7

Выделившиеся в сплаве частицы, в том числе избыточной фазы имеют разную размерность и время растворения, в этом случае условия равновесия с окружающим их матричным раствором будут неодинаковы. Следовательно, величина межфазовой поверхностной энергии на единицу объема у частиц меньшего размера выше по сравнению с крупными частицами, приводящая к более быстрому растворению мелких частиц и устойчивостью к растворению крупных. В результате за счет растворения мелких частиц, растут более крупные частицы [86].

4.2 Исследование физико-механических свойств композиционного материала Cu–MMNCr, полученного совмещенным процессом литья и штамповки с последующей термообработкой

Исходя из дислокационной теории, процесс скольжения атомных слоев кристалла происходит не по всей плоскости его сечения, а на дефектах кристаллической решетки – дислокациях. Скорость перемещения дислокаций в кристалле определяется только свойствами кристаллической решетки материала. В этом случае проявляются низкие механические свойства монокристаллов. Дополнительные структурные элементы в материале, препятствуют движению дислокаций [87].

Существуют разные варианты механизмов упрочнения: твердорастворное, деформационное, зернограничное и дисперсионное. В нашем случае возможно действие нескольких вариантов механизмов упрочнения на композиционный материал.

Твердорастворное упрочнение.

Такой вид упрочнения, где преградами для перемещения дислокаций выступают атомы легирующих элементов, которые растворились в матрице основного металла. Происходит возникновение упругих напряжений вблизи растворенных атомов в результате искажения решетки, что тормозит дислокации [80].

Деформационное упрочнение.

В процессе штамповки материал подвергается пластической деформации, приводящей к искажению кристаллической решетки и увеличению плотности дислокаций, а это в свою очередь приводит к упрочнению [80].

Зернограничное упрочнение.

Такой вид упрочнения зависит от размера зерна и описывается уравнением Холла – Петча [88, 89]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}, \quad (4.3)$$

где σ_0 – общее сопротивление решетки перемещению дислокаций;
 K_y – коэффициент зернограничного упрочнения;
 d – средний диаметр зерна, м.

Этот эффект считается основным механизмом упрочнения композиционных материалов.

Дисперсионное упрочнение.

Механизм упрочнения дисперсными частицами наноразмерного хрома в соответствии с механизмом Орована с уточнением имеет вид [90–92]:

$$\Delta\sigma_{Orowan} = \frac{0,4M G_m b \ln\left(\sqrt{\frac{2}{3}} d_p / b\right)}{\pi\lambda\sqrt{(1-\nu)}}, \quad (4.4)$$

где M – коэффициент ориентации;
 G_m – модуль сдвига матрицы, МПа;
 b – вектор Бюргерса, м;
 d_p – средний размер частицы хрома, м;
 λ – среднее расстояние между частицами, м;
 ν – коэффициент Пуассона.

4.2.1 Механические свойства литого - штампованного композиционного материала Cu–MMnCr

В нашем случае горячая деформация композиционного материала происходит при 950 °С в состоянии повышенной пластичности, в том числе диффузионной. В этот момент совершаются два конкурирующих процесса – упрочнение и разупрочнение. При упрочнении увеличиваются плотности дислокаций под влиянием внешних сил, а также взаимодействием дислокаций с образованием сложных дислокационных сплетений разной степени стабильности

и разной подвижности. Разупрочнение заключается в перераспределении и уменьшении плотности дислокаций с образованием энергетически более устойчивых конфигураций [93].

В таблице 4.3 приведены исходные данные для оценки корреляции между микротвердостью, Λ – интенсивностью степеней деформаций; H – интенсивностью скоростей деформации, c^{-1} ; T – интенсивностью касательных напряжений, МПа; σ_0 – средним нормальным напряжением (гидростатическим давлением), МПа; HV – микротвердостью в 10-ти точках.

Таблица 4.3 – Исходные данные для оценки корреляции по микротвердости

№ точек	Λ	H	T	σ	HV
1	0,049960133	2,44515089	40	-152,4	320
2	0,055287024	5,71775891	39,1	-175,9	458
3	0,113365577	14,3691218	49,84775751	-196,6	471
4	0,07437237	5,08	40,21256545	-195	362
5	0,330738003	17,2287519	56,38606888	-209	340
6	3,743263106	74,5008511	76,27275541	-299	472
7	0,082995641	3,35748315	37,75728082	-190	362
8	2,230712555	24,5695264	60,16157906	-214	302
9	7,24540079	73,7888664	72,73436968	-312	473
10	0,214038357	9,37534125	62,83040906	-214	320

В условиях малых деформаций при штамповке в фактически закрытом объёме массивной части электрода интенсивность касательных напряжений (T) не высока и превалирующую роль в формировании ячеистых дислокационных структур будут играть такие параметры [94] как температура, степень (Λ) и скорость деформации (H), вид напряженного состояния (σ). Небольшая пластическая деформация при $T < (0,2 - 0,3) \cdot T_{пл}$ в 1–2% приводит к повышению плотности дислокаций от 10^8 см^{-2} (в исходном рекристаллизованном состоянии) до 10^9 см^{-2} с относительно однородным распределением их по объёму.

Для этого используем понятие среднего напряжения:

$$\sigma_{cp} = \sigma_0 = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}, \quad (4.3)$$

Схема напряжений по октаэдрической площадке, наклоненной по всем главным направлениям, представлена на рисунке 4.16.

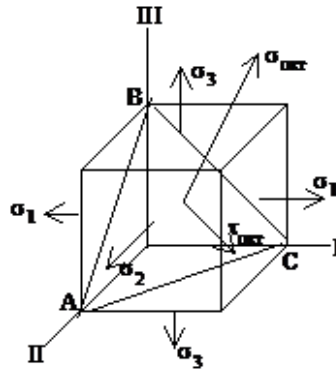


Рисунок 4.16 – Схема напряжений по октаэдрической площадке

Октаэдрическое нормальное напряжение (4.4) равно среднему из трех главных напряжений

$$\tau_{\text{окт}} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}, \quad (4.4)$$

Точки фиксации деформационных параметров при моделировании штамповки электрода представлены на рисунке 4.17.

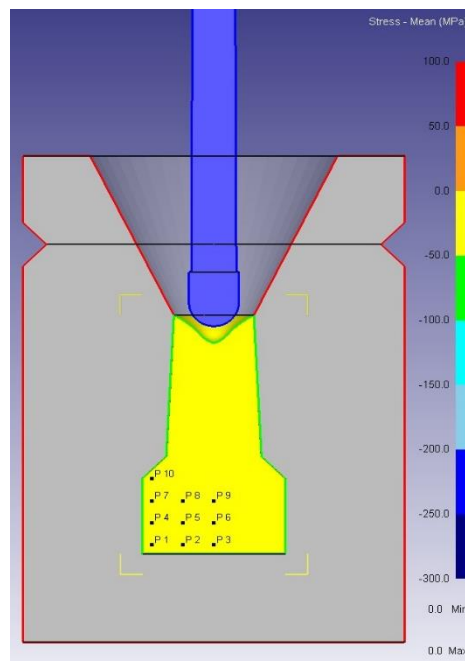


Рисунок 4.17 – Точки фиксации деформационных параметров при моделировании штамповки электрода

Коэффициенты корреляции Пирсона между микротвёрдостью HV и параметрами процесса деформации по сечению рабочей части электрода после литья - штамповки - закалки - старения приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Коэффициенты корреляции Пирсона между микротвёрдостью HV и параметрами процесса деформации по сечению рабочей части электрода после литья - штамповки - закалки - старения

№ точек	Λ	H	T	σ	HV
1, 2, 3	по радиусу электрода				
Λ	1				
H	0,981429	1			
T	0,988568	0,941289	1		
σ	-0,885248	-0,95803	-0,805003	1	
HV	0,635337	0,771672	0,511645	-0,921612	1
4, 5, 6	по радиусу электрода				
Λ	1				
H	0,994806	1			
T	0,920438	0,955445	1		
σ	-0,998095	-0,99919	-0,942798	1	
HV	0,976431	0,949392	0,814380	-0,961258	1
7, 8, 9	по радиусу электрода				
Λ	1				
H	0,999998	1			
T	0,925668	0,926213	1		
σ	-0,993930	-0,993771	-0,878430	1	
HV	0,796348	0,795476	0,5083238	-0,858052	1
3, 6, 9	по оси электрода				
Λ	1				
H	0,866039	1			
T	0,803939	0,993584	1		
σ	-0,91792	-0,993329	-0,973915	1	
HV	0,999947	0,860822	0,797745	-0,91376	1
1, 5, 9	по диагонали половины сечения электрода				
Λ	1				
H	0,986723	1			
T	0,882421	0,947112	1		
σ	-0,948623	-0,987416	-0,985942	1	
HV	0,996297	0,997033	0,919602	-0,97231	1

Из данных таблицы 4.4 следует, что в радиальном направлении наиболее тесная связь HV со всеми параметрами видна во 2–м слое и затем в порядке убывания в 3–м и 1–м слоях. Но видно, что наиболее сильная связь наблюдается

между σ_0 и HV. Рассмотрение точек по диагонали половины рабочей части электрода, показывает очень сильную связь параметров процесса штамповки и микротвердости HV, близкой к ней является и взаимосвязь по оси электрода.

Распределение максимальных значений параметров процесса штамповки по точкам сечения рабочей части электрода, показаны на рисунке 4.18.

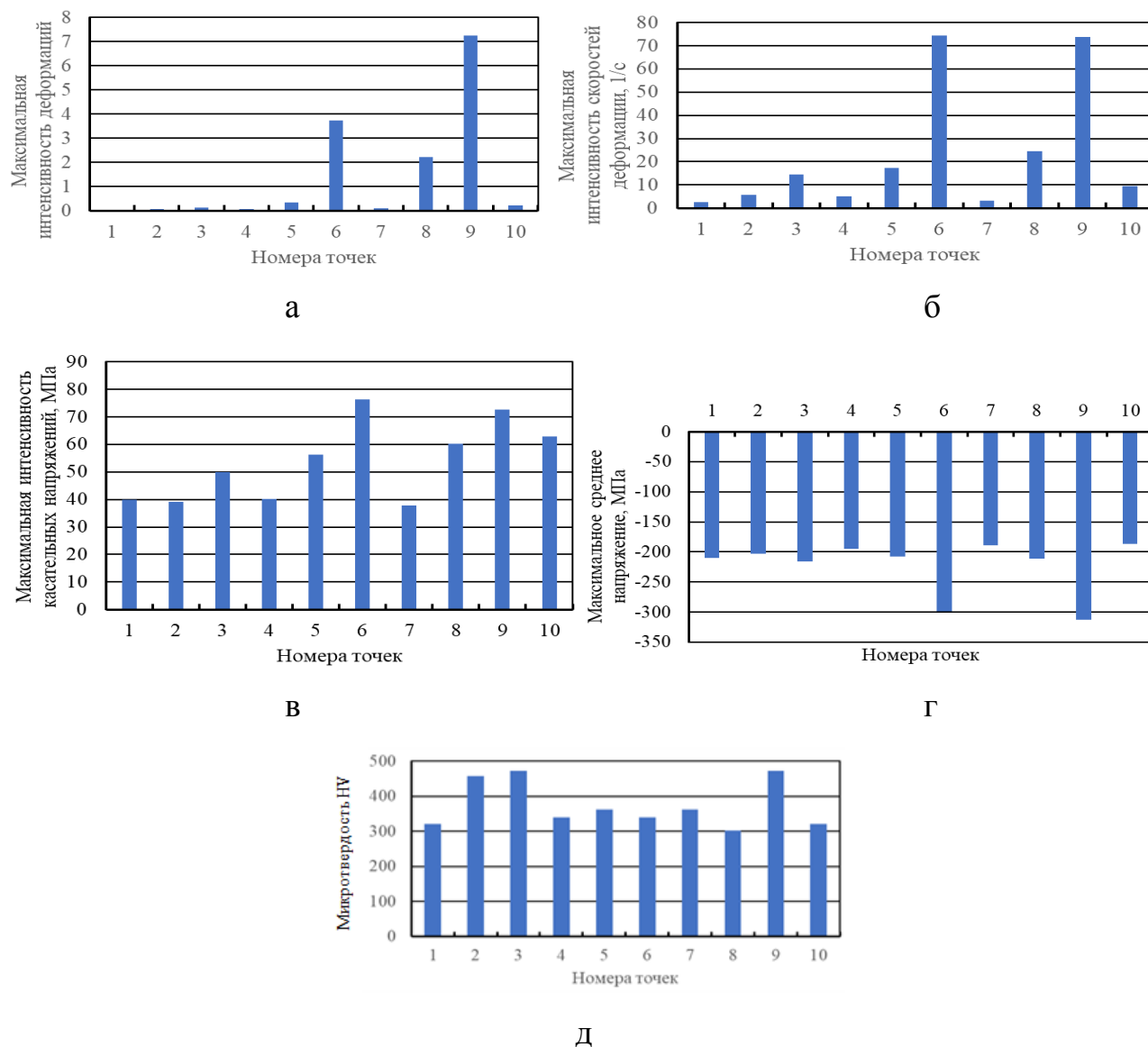


Рисунок 4.18 – Распределение максимальных значений параметров процесса штамповки по точкам сечения рабочей части электрода: (а) максимальной интенсивности деформаций; (б) максимальной интенсивности скоростей деформаций; (в) максимальной интенсивности напряжений; (г) максимального среднего нормального напряжения; (д) микротвёрдости

Прямое и косвенное упрочнение, обычно вызвано дисперсными частицами второй фазы ($\tau_{дч}$) [94], выделившимися после операции старения. При прямом упрочнении – дисперсные частицы активно взаимодействуют с дислокациями и при пластической деформации металла, будут препятствовать для распространения скользящих дислокаций. При косвенном упрочнении – дисперсные частицы повышают стабильность неравновесного структурного состояния, а также температуру рекристаллизации. Движение дислокаций, происходящее в мягкой и вязкой матрице по модели Орована, содержащей твердые равноосные частицы упрочнения, и напряжение в этом случае будет определено необходимостью прогнуть дислокацию через рядом расположенные частицы в дугу λ (расстояние между частицами). Поэтому $\tau_{дч} = 2 \cdot F/b \cdot \lambda$, где $F = G \cdot b^2/2$ – линейное натяжение. Тогда $\tau_{дч} = G \cdot b/\lambda$.

Вводя объёмную концентрацию упрочняющей фазы f_v и учитывая, что:

$$\lambda = r \cdot \sqrt[3]{\frac{4}{3} \cdot \frac{\pi}{f_v}}, \quad (4.5)$$

где r – радиус частицы.

Получаем:

$$\tau_{дч} = 0,6 \cdot G \cdot b^3 \cdot \sqrt[3]{f_v}/r, \quad (4.6)$$

Таким образом, можно сделать вывод, что упрочняющий эффект существенно зависит от размера и расстояния между частицами и слабо зависит – от общего содержания второй фазы.

Значения твердости НВ и средней микротвердости НВ после литья - штамповки - закалки и литья - штамповки - закалки - старения электродов, приведены на рисунке 4.19.

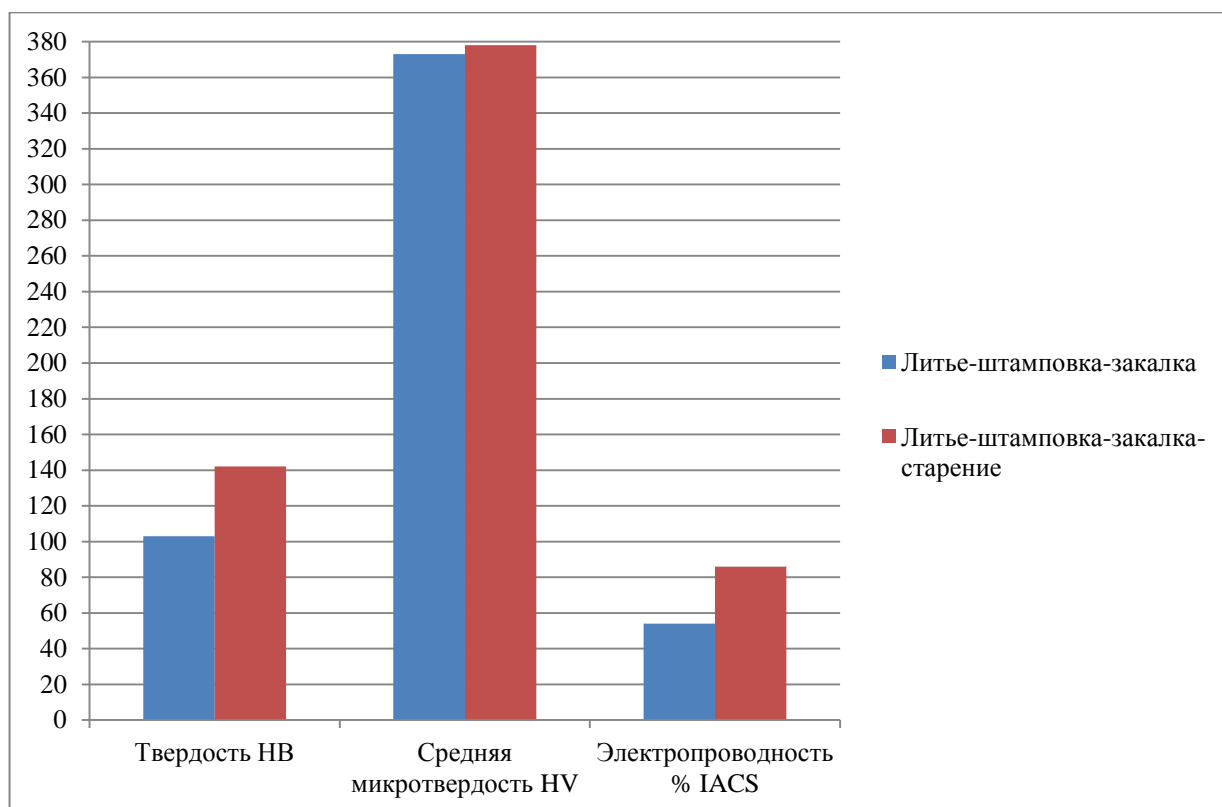


Рисунок 4.19 – Значения твердости, средней микротвердости и электропроводности литых - штампованных – закаленных и литых - штампованных - закаленных - состаренных электродов

4.2.2 Электропроводность литого - штампованного композиционного материала Cu–MMnCr

После заливки металла в металлическую форму выполняется прошивка охлаждающего канала электрода. Промежуток времени между этими операциями составляет 10 секунд. За это время распределение температуры по сечению отливки, соответствует модели формирования твердой фазы (рисунок 3.16). Можно отчетливо наблюдать, что начинается кристаллизация объемов металла контактирующего с поверхностью металлической формы. Объемы металла расположенные ближе к центральной части, находятся в жидком состоянии. В процессе прошивки происходит быстрая кристаллизация металла за счет возникновения большого градиента температур между жидким металлом и пуансоном (рисунок 4.5). После извлечения электрода из металлической формы,

выполняется охлаждение в воде. Такое комбинированное воздействие на кристаллизующийся металл приводит к повышению концентрации хрома в α твердом растворе. Это вызвано подавлением диффузионных процессов во время охлаждения. Анализ данных электропроводности подтверждает этот эффект, что приводит к снижению электропроводности до 54 % IACS (рисунок 4.19).

В процессе старения происходит выделение дисперсных частиц хрома приводящих к снижению легированности α твердого раствора и к повышению электропроводности до 86 % IACS (рисунок 4.19).

4.3 Выводы по главе

1. На основании моделирования и расчетов, установлены объемы заливаемого металла в металлическую форму перед штамповкой для предотвращения излишнего вытеснения металла.

2. Установлено на основании компьютерного моделирования стадии горячей штамповки объёмное тепловое и напряженно - деформированное состояние для изделия – электрод контактной сварки. Показано, что наибольшее влияние на твёрдость по сечению изготовленного электрода оказывают: среднее нормальное (объёмное) напряжение, интенсивность деформаций и скоростей деформации, способствующее генерированию большого числа дислокаций.

3. Показано выделение наноразмерных частиц хрома (до 30 нм) из твердого раствора, а также наличие наноразмерных не растворившихся частиц хрома более крупных размеров (30 – 100 нм) в соотношении 60:40 %. Это подтверждает модель дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди, построенную на гипотезе нечётких множеств, что вводимые в расплав меди наноразмерные частицы хрома, не превышающие критического размера, соответствующего 50% интегральной частоте (в данной работе до 54,6 нм) растворяются полностью и функция принадлежности $\mu(x)=1$ или частично

$0 < \mu(x) < 1$ в расплаве медной матрицы и переходят в α твёрдый раствор с последующим выделением второй фазы при закалке и старении, а частицы большего размера $\mu(x)=0$ выступают в качестве центров кристаллизации, способствуя формированию структуры сплава и обеспечивая дисперсное упрочнение.

4. Установлено на основании компьютерного моделирования стадии горячей штамповки, тепловое и напряженно - деформированное состояние для изделия – электрод контактной сварки. Показано, что наибольшее влияние на твёрдость по сечению изготовленного электрода оказывают в комплексе среднее нормальное (объёмное) сжимающее напряжение (от -180 до -320 МПа), интенсивность касательных напряжений (от 38 до 76 МПа) при малых деформациях, осуществляемых с высокими скоростями деформации, способствующее генерированию большого числа дислокаций.

5. Элементный состав поверхности образца электрода, показывает, что в процессе старения происходит выделение дисперсных частиц хрома приводящих к снижению легированности α твёрдого раствора, что приводит к увеличением твёрдости до 142 НВ, микротвёрдости до 378 НВ и удельной электропроводности до 86% IACS.

Глава 5. РАЗРАБОТКА МАЛООПЕРАЦИОННОГО ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА Cu–MMNCr

5.1 Обоснование выбора технологии производства электродов контактной сварки

Для выявления оптимальной технологии изготовления электродов, были взяты обобщенные значения зависимости твёрдости, удельной электропроводности и микротвёрдости от количества циклов сварки, приведенные на рисунке 5.1.



Рисунок 5.1 – Значения твёрдости, удельной электропроводности и микротвёрдости от количества циклов сварки

Анализ коэффициентов корреляции Пирсона для параметров электродов приведен в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Коэффициенты корреляции Пирсона для параметров электродов

	N число циклов сварки	Твёрдость HB	% IACS	Микротвёрдость HV
N	1			
HB	0,992267	1		
% IACS	0,955335	0,97827974	1	
HV	0,974995	0,984015146	0,960058193	1

Как следует из таблицы 5.1, все указанные параметры тесно взаимосвязаны. Рассмотрим характер зависимости параметров твёрдости, микротвёрдости и удельной электропроводности. Зависимость удельной электропроводности % IACS от твёрдости HB и микротвёрдости HV показана на рисунке 5.2.

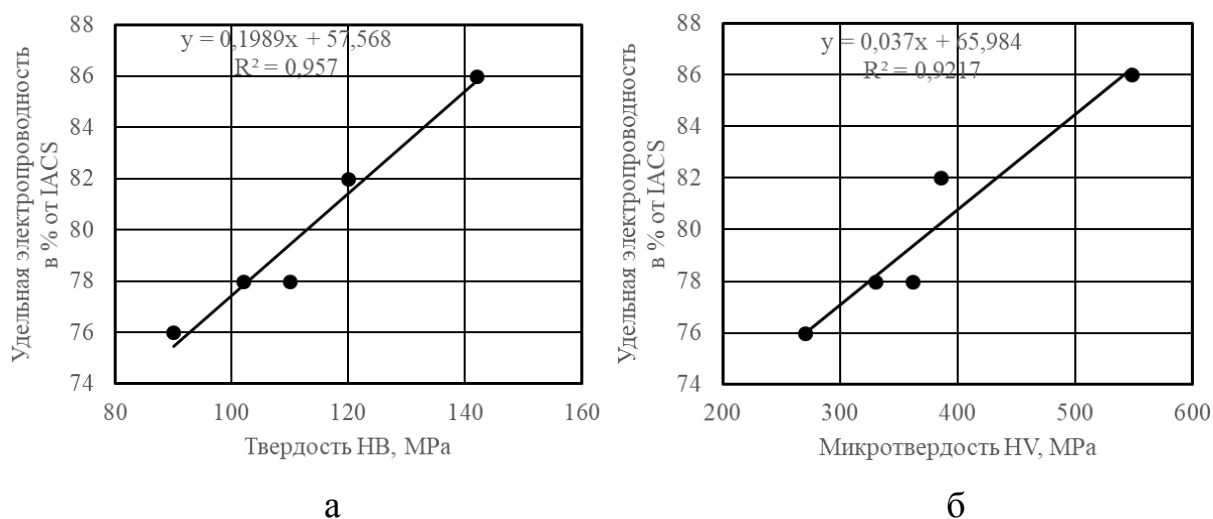


Рисунок 5.2 – Зависимость удельной электропроводности % IACS от:
(а) твёрдости HB и (б) микротвёрдости HV

Как следует из рисунка 5.2 для исследуемого сплава характерно линейное (с высоким значением R^2) повышение удельной электропроводности при росте твёрдости и микротвёрдости независимо от способа изготовления электродов. Взаимосвязь этих параметров с эксплуатационными свойствами работы электродов приведена на рисунке 5.3. Эти взаимосвязи имеют линейный вид.

Повышение электропроводности и твёрдости электродов (рисунок 5.4) ведёт к повышению их эксплуатационной стойкости [95].

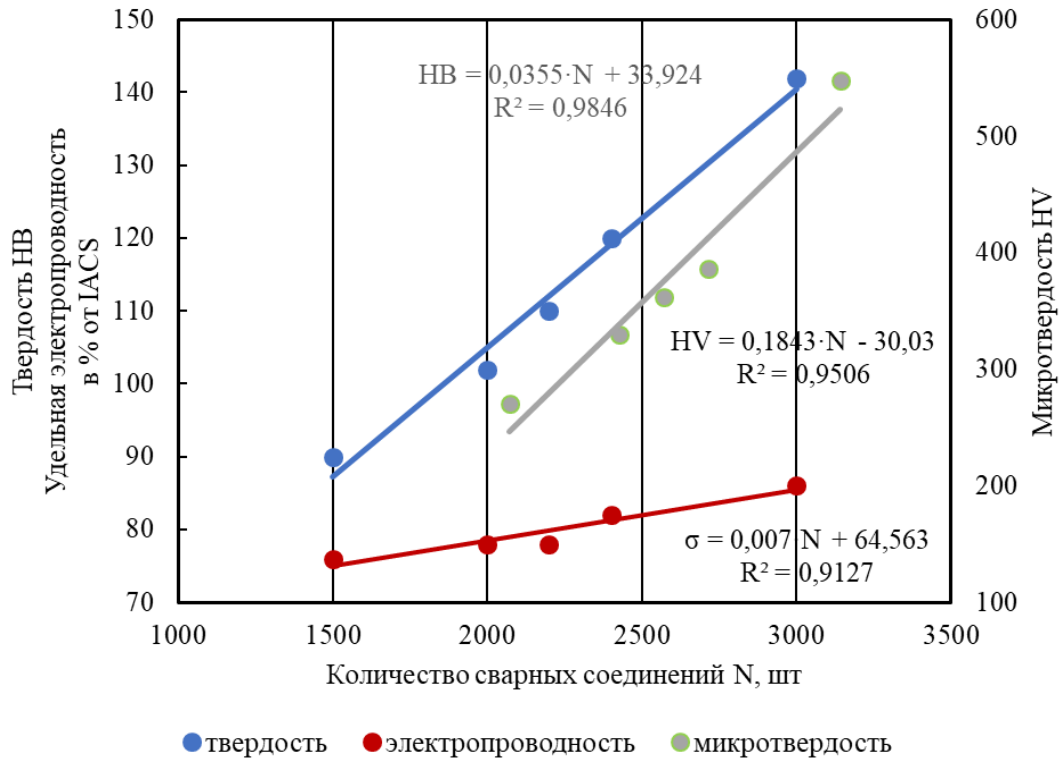
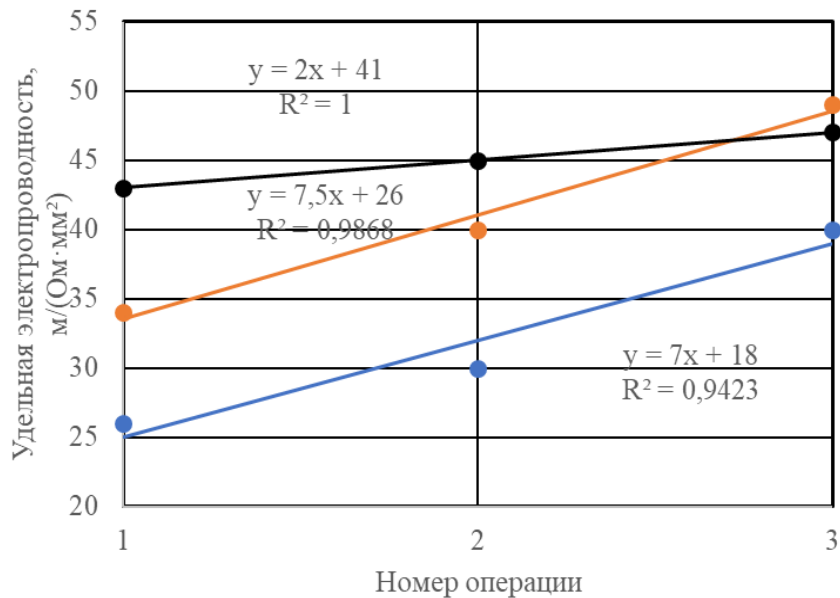


Рисунок 5.3 – График взаимосвязи количества сварных соединений от свойств электродов: твёрдости HB, микротвёрдости HV и удельной электропроводности % IACS



● литые; ● литые - штампованные; ● выточенные из прутка БрХ1

Рисунок 5.4 – Зависимость удельной электропроводности от операции обработки для разных технологий: 1 – после исходной операции формования (ИОФ); 2 – ИОФ - закалка; 3 – ИОФ - закалка - старение

Основываясь на линейном характере взаимосвязи и высокой корреляции параметров, получили для них следующее уравнение регрессии для оценки количества сварных соединений.

$$N = 1924,944 + 37,49061 \cdot \text{HB} - 49,1736 \cdot I, R^2 = 0,990, \quad (5.1)$$

Сопоставление свойств электродов, полученных по разным технологиям позволяет сделать вывод, что электроды, изготовленные по технологии совмещённого процесса литья - штамповки с последующей термообработкой, обладают лучшими показателями.

5.2 Технологический процесс производства электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr

Предлагаемая малоцикловая технология изготовления электродов контактной сварки позволяет на специализированном технологическом оборудовании получать электроды контактной сварки двумя способами:

- литьем в металлическую форму с операциями термообработки (закалка - старение);
- литьем - горячей штамповкой в металлическую форму с операциями термообработки (закалка - старение).

По результатам проведенных экспериментов и исследований, можно сделать вывод, что изготовление литьем в металлическую форму электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr возможно, но возникает необходимость дополнительной механической обработки (сверление охлаждающего канала электрода). Получаемый сплав обладает низкими свойствами: твердость до 90 HB; средняя микротвердость 179 HV; электропроводность до 70 % IACS.

Технология совмещенного литья - горячей штамповки в металлическую форму с операциями термообработки (закалка - старение), позволяет существенно

улучшить показатели электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr без дополнительных операций механической обработки: твердость до 142 НВ; средняя микротвердость до 378 НV; электропроводность до 86 % IACS.

Изготовление лигатуры	Производственная технология	Малоцикловая технология	Изготовление таблетированной лигатуры
Расплавление медной основы и перегрев T=1350–1400°C	Расплавление медной основы и перегрев T=1350–1400°C	Расплавление медной основы T=1250°C	Взвешивание порошков меди и хрома
Введение кускового хрома		Раскисление медной основы T=1250°C, t=3мин	Смешивание порошков меди и хрома
Перегрев медной основы T=1550–1650°C		Введение таблетированной лигатуры T=1250°C, t=5мин	Холодное прессование таблетированной лигатуры P=300МПа
Выдержка расплава для растворения хрома		Изготовление электродов контактной сварки	
Захлаживание расплава до температуры литья: T=1250–1300°C		Литье в форму и выдержка расплава до T=950°C, t=10–12с	
Литье лигатуры	Введение лигатуры	Горячая штамповка с прошивкой канала охлаждения электрода и закалкой. t=1с	
	Литье бронзы	Охлаждение электрода в холодной воде. T=600°C, t=1мин	
	Изготовление электродов контактной сварки	Старение электродов. T=450°C, t=4 ч	
	Литьем – резка прутка; – расплавление прутка: T=1250–1250°C; – заливка в литейную форму; – сверление канала охлаждения электрода; – закалка: T=950–1000°C, t=1ч; – старение: T=450°C, t=4ч.		
	Холодным прессованием – резка прутка на заготовки; – холодное прессование в форме (матрице); – токарная обработка рабочей части электрода; – сверление канала охлаждения электрода; – закалка: T=950–1000°C, t=1ч – старение: T=450°C, t=4ч		
	Токарной обработкой прутка – вытачивания электрода; – сверление канала охлаждения электрода; – закалка: T=950–1000°C, t=1ч – старение: T=450°C, t=4 ч		

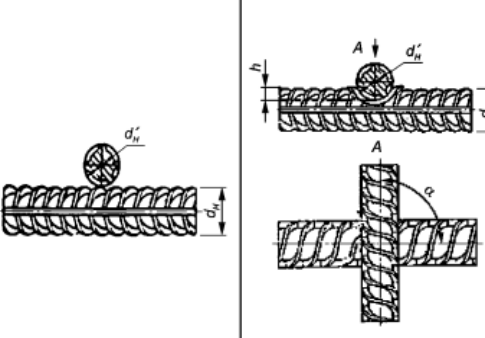
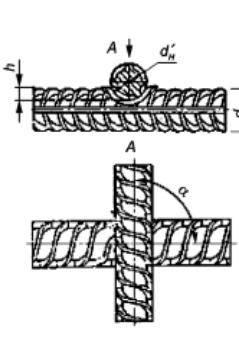
Рисунок 5.5 – Сравнение производственной и малоцикловой технологии

Сравнение производственной и малоцикловой технологии приведено на рисунке 5.5. Технологический процесс с применением малоцикловой технологии включает в себя меньше технологических операций, менее энерго- и ресурсозатратен в отличие от производственной технологии.

5.3 Испытания электродов контактной сварки

Испытания электродов в производственных условиях проводились согласно ГОСТ 14098–2014 «Соединения сварные арматуры и закладных изделий железобетонных конструкций» (таблица 5.2). Контроль качества сварных соединений осуществлялся согласно СТО 02495307–004–2009.

Таблица 5.2 – Конструкции крестообразных соединений арматуры контактной сваркой К1–Кт

Обозначение типа соединения, способа сварки	Соединение арматуры		Класс арматуры	d_H , мм	Величина h/d_H , обеспечивающая прочность не менее требуемой ГОСТ 10922 для соединений с отношением диаметров d'_H/d_H				Минимальная величина h/d_H , обеспечивающая ненормируемую прочность	α
	до сварки	после сварки			1,00	0,50	0,33	0,25		
К1–Кт			Вр-1 (В500)	3–12	0,35–0,50	0,28–0,45	0,24–0,40	0,22–0,35	0,17	30°–90°
			В500С	4–12						
			А240	5,5–40	0,25–0,50	0,21–0,45	0,18–0,40	0,16–0,35	0,12	
			А400С	6–40	0,40–0,80	0,35–0,70	0,30–0,62	0,28–0,55		
			А500С	6–40	0,40–0,60	0,35–0,50	0,30–0,46	0,28–0,42	0,20	
			А600С	10–40						

Примечание — Значения d'_H/d_H , не совпадающие с приведенными, следует округлять до ближайшего значения, указанного в настоящей таблице.

Предметом испытаний были:

– электроды контактной сварки типа D из сплава С81300—С82800 (BrX1) по ГОСТ ISO 15609–5–2020, изготовленные по разным технологиям (литье, токарная обработка, высокоскоростная штамповка, холодное прессование).

– экспериментальные электроды контактной сварки типа D из композиционного материала Cu–MMNCr по ГОСТ ISO 15609–5–2020, изготовленные по малоцикловой технологии совмещённого процесса литья - штамповки с последующей термообработкой.

На первом этапе промышленных испытаний проводились входные измерения электродов: масса, твердость по Бринеллю. Второй этап испытаний

проводился на машине МПТУ–300 [96, 97]. Сваривали стержни арматуры вкрест 10+40 мм [98] из сплава G10340–10380 (сталь 35ГС) на подобранных режимах сварки приведенных в таблице 5.3. На третьем этапе испытаний проводились выходные измерения электродов: масса, твердость по Бринеллю, потери основного металла электродов, приведены в таблице 5.4. Износ рабочей части электродов контактной сварки, показан на рисунке 5.6.

Таблица 5.3 – Режимы сварки арматурных стержней диаметром 10+40 мм из стали 35ГС

Усилие на электродах, кН	Сварочный ток, кА	Темп сварки, т/мин	Время сварки, с	Осадка стержней	Расход охлаждающей воды, л/мин
5,8	23,6	30	0,25–0,72	0,45–0,6	12

Таблица 5.4 – Сравнительные результаты испытаний электродов

Электроды для испытаний	Масса электродов, гр.			Твердость НВ		Количество соединений, шт
	до испыт.	после испыт.	потеря	до испыт.	после испыт.	
Литые	179,4	157,1	22,3	90	85	1500
Токарной обработкой	180,1	149,4	30,7	102	95	2000
Высокоскоростной штамповкой	178,3	140,8	37,5	110	105	2200
Холодным прессованием с термообработкой	177,7	149,3	28,4	120	115	2400
Литьем - штамповкой с термообработкой	177,8	142,4	35,4	142	138	3000

Построена зависимость износа рабочей части электродов от количества сварных контактов, представленная на рисунке 5.7.

Зависимость изменения высоты рабочей части электродов от количества сварных контактов, изготовленных по технологии совмещённого процесса литья - штамповки с термообработкой описывается выражением:

$$\Delta H = 0,0047 \cdot N, \quad (5.2)$$

где ΔH – износ рабочей части электродов, мм;

N – количество сварных контактов, шт.



а, б – литые; в, г – токарной обработкой; д, е – высокоскоростной штамповкой; ж, з – холодным прессованием с термообработкой; и, к – литьем - штамповкой с термообработкой

Рисунок 5.6 – Электроды после испытаний

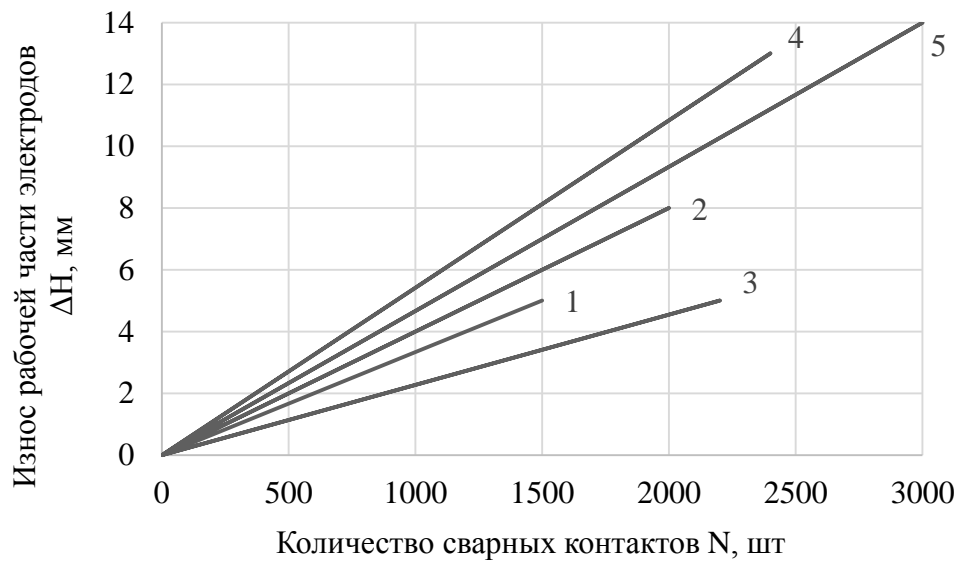


Рисунок 5.7 – Зависимость износа рабочей части электродов от количества сварных контактов: 1 – литые; 2 – токарной обработкой; 3 – высокоскоростной штамповкой; 4 – холодным прессованием с термообработкой;

5 – литьем - штамповкой с термообработкой

По результатам испытаний электродов контактной сварки, изготовленных по малоцикловой технологии совмещённого процесса литья - штамповки с последующей термообработкой, сделаны следующие выводы:

- обеспечивают в течение порядка 3000 сварных контактов высокую прочность сварных соединений арматуры;
- обеспечивают высокие механические и электропроводные характеристики в широком интервале температур;
- обладают высокой сопротивляемостью износу при трении, а также коррозионной стойкостью и жаростойкостью;
- в процессе сварки не проявляют склонность сплавляться со свариваемым материалом.

5.4 Сравнение свойств экспериментальных электродов контактной сварки с аналогами

Использование чистой меди в качестве материала электродов контактной сварки нецелесообразно ввиду ее низкой прочности. Поэтому в ее состав добавляют легирующие элементы, которые повышают прочностные свойства, а также значительно повышают удельное электросопротивление меди [18].

Большинство легирующих элементов, особенно многокомпонентных систем, значительно усложняют и удорожают процесс получения сплава, а также при повышении прочностных свойств снижают электропроводные свойства. Поэтому целесообразно применять недорогие легирующие элементы в минимальном количестве.

В таблице 5.5, приведены сравнительные характеристики сплавов на основе меди получивших распространение при изготовлении электродов контактной сварки в сравнении композиционным материалом Cu–MMNCr полученным по малоцикловой технологии.

Таблица 5.5 – Сравнительные характеристики сплавов на основе меди для изготовления электродов контактной сварки

Сплав	Электропроводимость при 20°C, % электропроводимости чистой меди	Твердость НВ	Временное сопротивление, МПа	Температура начала рекристаллизации, °С
Медь М1, мягкая	100	50	200	–
Медь М1, холоднотянутая	98	80–100	270	200
Кадмиевая бронза БрКд1, 0,9–1,2 % Cd	85–90	95–115	400–450	350
Хромовая бронза БрХ, 0,4–0,7 % Сг	82–85	120–140	400–450	400
Хромоциркониевая бронза БрХЦр, 0,4–0,7 % Сг, 0,03–0,06 % Zr	80–82	140–160	400–450	500
Никельбериллиевая бронза БрНБТ, 1,4–1,6 % Ni, 0,2–0,4 % Ве, 0,05–0,15 % Ti	50	180–240	850	500
Композиционный материал Cu–MMNCr 1,0 % Сг	86	142	450	450

5.5 Оценка возможностей вторичной переработки композиционного материала Cu–MMNCr

При контактной сварке крестообразных соединений арматурных стержней рабочий цикл одной пары электродов из сплава БрХ1 составляет порядка 1500–3000 соединений, в зависимости от способа получения электродов и проведенных термических операций со сплавом.

При использовании высокого темпа сварки арматурных стержней (50–60 точек в минуту) электроды приходят в негодность в течение 1 ч. После износа рабочей части электрод утилизируется и в отходы идет порядка 40–50 % от массы электрода. В связи с этим остро стоит вопрос переработки утилизированных электродов. Также переработка является крайне важным фактором для экологии.

Предлагаемая технология позволяет использовать в качестве сырья для переплава в индукционной печи отходы медного лома М00, М1, а также сплавы БрХ для получения электродов контактной сварки.

Технология позволяет организовать на любом производстве, использующем контактную сварку, литейный участок, площадью не более 12 м² для переработки медных отходов, включающий в себя: кривошипный пресс, технологическую оснастку с пресс - формой, индукционную печь, муфельную печь.

5.6 Экономический анализ применения новой технологии изготовления электродов контактной сварки

Внедрение малоцикловой технологии производства электродов контактной сварки совмещённым процессом литья - штамповки с последующей термообработкой из композиционного материала Cu–MMNCr позволит снизить расходы на изготовление данного вида продукции за счет сокращения операций технологического процесса, а также использования при изготовлении вторичного сырья (медный лом).

Данный вид продукции – электроды контактной сварки типа D – используют для соединения арматурных стержней контактной сваркой. Одна пара электродов при темпе сварки (50–60 точек/мин) изнашивается в течение одного часа, а стоимость одного электрода по данным источников [99, 100], составляет от 1659 – 2000 рублей.

Для приближенной оценки экономических показателей от внедрения малоцикловой технологии зададимся размерами электрода, представленными на рисунке 1.6. По данным источника [101], отпускная цена на пруток бронзовый БрХ1 (термообработанный) диаметр 30 мм (ТУ 48–21–408–86) составляет 930 руб/кг.

Стоимость медного лома по данным источника [102] в среднем составляет 500 руб/кг. Медь основная составляющая и вносит наибольший вклад в себестоимость изготовления электродов контактной сварки литьем и

литьем - штамповкой. Так как содержание легирующего элемента в сплаве БрХ1 очень мало (1%), его стоимость не оказывает значительного влияния на итоговую стоимость изделия.

По данным источника [103], стоимость:

- хрома кускового Х99 ГОСТ 5905 – 2004, составляет 900 руб/кг;
- стоимость порошка меди ПМС–1 (ГОСТ 4960–2017), составляет 990 руб/кг;
- стоимость меди фосфористой МФ 9 (ГОСТ 4515–93), составляет 990 руб/кг.

Из прутка БрХ1 диаметром 30 мм и весом 1 кг, согласно размерам, представленным на рисунке 4.1, токарной обработкой можно изготовить 2 шт. электродов контактной сварки. В этом случае в виде стружки в отходы идет порядка 50% прутка.

Изготовление электродов контактной сварки литьем и литьем - штамповкой безотходное. Электроды можно получать как из заводского прутка, так и из медного лома с добавлением легирующего элемента. Из 1 кг прутка БрХ1/медного лома получается изготовить 5 шт. электродов. Примерная расчетная себестоимость изготовления электродов токарной обработкой, литьем и литьем - штамповкой, приведены в таблице 5.6.

Таблица 5.6 – Примерная расчетная себестоимость изготовления электродов токарной обработкой, литьем и литьем – штамповкой

Способ изготовления электрода	Количество электродов, получаемых из 1 кг сплава в шт.	Стоимость материала, руб./кг.	Себестоимость электрода, руб./шт.
Токарная обработка	2	930	465
Литье из прутка	5	930	186
Литье из лома меди	5	604	121
Литье - штамповка из прутка	5	930	186
Литье - штамповка из лома меди	5	604	121

5.7 Выводы по главе

1. Сопоставление свойств контактных электродов, изготовленных разными способами и технологиями, показывает увеличение количества сварных соединений с повышением твёрдости, микротвёрдости и электропроводности у электродов, изготовленных совмещённым процессом литья - штамповки с последующей термообработкой.

2. Разработана малооперационная технология изготовления электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr.

3. Проведены испытания экспериментальных электродов контактной сварки типа D из композиционного материала Cu–MMNCr и аналогов, изготовленных по разным технологиям, построена зависимость износа рабочей части электродов, указывающая на хорошую стойкость экспериментальных электродов.

4. Показано, что композиционный материал Cu–MMNCr, полученный по малоцикловой технологии обладает свойствами не уступающими, аналогичному сплаву БрХ1, полученному по производственной технологии.

5. Установлено, что новая малоцикловая технология изготовления электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr, позволяет перерабатывать вторичное сырьё, что в свою очередь повышает экологичность производства.

6. Экономический анализ показывает, что при использовании новой малоцикловой технологии, затраты на изготовление электродов контактной сварки по сравнению с покупкой готовых электродов, можно сократить в несколько раз.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенных исследований в рамках диссертационной работы разработаны новые научно обоснованные технологические решения для получения композиционного материала Cu–MMNCr. Решение задач, поставленных в работе, позволило сделать следующие выводы.

1. На основании анализа литературных данных по электропроводным материалам установлено наличие противоречия между повышением механических свойств и снижением электропроводности. В связи с этим, установление компромиссного соотношения между прочностью, твёрдостью и электропроводностью является фундаментальным научным вопросом. Показано, что на повышение прочности и твёрдости без существенного снижения электропроводности оказывают сильное влияние выделившиеся из твёрдого раствора наноразмерные частицы хрома, а также следующие структурные характеристики: границы зёрен, границы двойников, армирующие включения и дислокации.

2. Показано, что после обработки исходного порошка хрома в планетарно - центробежной мельнице полученный наноразмерный порошок имеет размеры от 25 до 90 нм, среднее значение 54,6 нм, стандартное отклонение 16,6 нм, распределение размеров частиц несимметрично и описывается логарифмически - нормальным законом распределения. Установлено, что в процессе обработки происходит механохимическая активация хрома, приводящая к повышению активности частиц за счет образования дефектов структуры, краевой угол смачивания медью наноразмерных частиц хрома при 1250 °С составляет 45° и при дальнейшем повышении температуры плавно уменьшается, что приводит к увеличению седиментационной устойчивости наноразмерных частиц в расплаве.

3. Установлено на основании компьютерного моделирования свободной заливки (гравитационное литье), существование в расплаве тороидального вихря. Показано, что внутри тороидального вихря кругового сечения расплав вращается как «твёрдое» тело с постоянной угловой скоростью. Вне такого вихря невихревое

движение расплава по вертикальной оси Z постепенно затухает. Такой характер гидродинамики расплава приводит к формированию вокруг частицы слоя, пресыщенного концентрацией хрома в расплаве меди, без притока свежих порций меди, что существенно замедляет и фактически останавливает процесс растворения частицы и при охлаждении приводит к выделению хрома в виде дендритов. Кроме того, не позволяет ещё не расплавившимся наноразмерным частицам хрома всплывать на зеркало расплава. Этот процесс прослеживается до полного заполнения металлической формы. Такой характер гидродинамики расплава оказывает влияние на формирование структуры и свойств композиционного материала.

4. Впервые предложена и подтверждена модель дисперсно - дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами хрома в структурных изменениях композиционного материала с металлической матрицей на основе меди, построенную на следующей гипотезе нечётких множеств: вводимые в расплав меди наноразмерные частицы хрома, не превышающие критического размера, соответствующего 50% интегральной частоте (в данной работе до 54,6 нм) растворяются полностью и функция принадлежности $\mu(x) = 1$ или частично $0 < \mu(x) < 1$ в расплаве медной матрицы и переходят в α твёрдый раствор с последующим выделением второй фазы при закалке и старении, а частицы большего размера $\mu(x) = 0$ выступают в качестве центров кристаллизации, способствуя формированию структуры сплава и обеспечивая дисперсное упрочнение.

5. Установлено, что перемешивание расплава меди и наноразмерных частиц хрома частотной модуляцией тока (в интервале 35–40 Гц от рабочей частоты) в переменном электромагнитном поле позволяет получить равномерное распределение армирующих наноразмерных частиц хрома по всему объему материала (изделия). Это обеспечивает значительное повышение твёрдости (142 НВ), микротвёрдости (HV 378) и электропроводности композиционного материала (86 % IACS).

6. Установлено на основании компьютерного моделирования стадии горячей штамповки, тепловое и напряженно - деформированное состояние для изделия –

электрод контактной сварки. Показано, что наибольшее влияние на твёрдость по сечению изготовленного электрода оказывают в комплексе среднее нормальное (объёмное) сжимающее напряжение (от -180 до -320 МПа), интенсивность касательных напряжений (от 38 до 76 МПа) при малых деформациях, осуществляемых с высокими скоростями деформации, способствующее генерированию большого числа дислокаций.

7. Выведены взаимосвязи между распределением твёрдости и параметрами теплового и напряженно - деформированного состояния в объёме изделия из композиционного материала Cu–MMNCr при совмещённом способе литья - штамповки с последующей термической обработкой. Показано повышение количества сварных соединений с увеличением твёрдости HB, микротвёрдости HV и удельной электропроводности.

8. Разработана малооперационная технология изготовления электродов контактной сварки из композиционного материала Cu–MMNCr, позволяющая перерабатывать вторичное медное сырьё, тем самым повышая экологичность производства.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

- ММК – метало - матричный композиционный материал
- Cu–MMNCr – медный метало - матричный с армированием наноразмерным хромом композиционный материал
- w – электропроводность
- ρ – удельное сопротивление
- σ_{UTS} – прочность на растяжение материала
- GB_p – границы, параллельные направлению движения электронов
- GB_v – границы, перпендикулярные направлению движения электронов
- S_{GB} – плотность границ зёрен
- ΔG – избыточная свободная энергия Гиббса
- Λ – интенсивность деформаций
- H – интенсивность скоростей деформаций
- T – интенсивность касательных напряжений
- σ_0 – среднее нормальное напряжение
- $\tau_{дч}$ – упрочнение дисперсными частицами
- λ – расстояние между частицами
- f_v – объёмная концентрация упрочняющей фазы
- ΔH – износ рабочей части электродов
- ОЦК – объёмно - центрированная кристаллическая решетка
- ГЦК – гранецентрированная кристаллическая решетка
- EDX – энергодисперсионный микроанализ
- СЭМ – сканирующая электронная микроскопия
- МФ – медно - фосфористый сплав
- ПМС – порошок медный электролитический стабилизированный
- НВ – твёрдость по Бринеллю
- НV – твердость по Виккерсу
- IACS – единица измерения проводимости, используемая для сравнения электрических проводников с традиционными медными

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yang, F. Excellent strength and electrical conductivity achieved by optimizing the dual-phase structure in Cu–Fe wires / F. Yang, L. Dong, L. Zhou, N. Zhang, X. Zhou, X. Zhang, F. Fang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 849. – 143484. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143484>.
2. Zeng, W. Bulk Cu–NbC nanocomposites with high strength and high electrical conductivity / W. Zeng, J. Xie, D. Zhou, Z. Fu, D. Zhang, E. J. Lavernia // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 745. – P. 55–62. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.215>.
3. Matthiessen, A. IV. On the influence of temperature on the electric conducting–power of alloys / A. Matthiessen, C. Vogt // *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*. – 1864. – Vol. 154. – P. 167–200. <https://doi.org/10.1098/rstl.1864.0004>.
4. Hou, J.P. Breaking the trade–off relation of strength and electrical conductivity in pure Al wire by controlling texture and grain boundary / J.P Hou, R. Li, Q. Wang, H.Y. Yu, Z.J. Zhang, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 769. – P. 96–109. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.07.358>.
5. Heringhaus, F. Analytical modeling of the electrical conductivity of metal matrix composites: application to Ag–Cu and Cu–Nb / F. Heringhaus, H–J. Schneider–Muntau, G. Gottstein // *Materials Science and Engineering: A*. – 2003. – Vol. 347. Issues 1–2, P. 9–20. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00590-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00590-7).
6. Brändli, G. Size effects in electron transport in metals / G. Brändli, J. L. Olsen // *Materials Science and Engineering*. – 1969. – Vol. 4. Issues 2–3. – P. 61–83. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(69\)90046-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(69)90046-9).
7. Sauvage, X. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al–Mg–Si alloys / X. Sauvage, E.V. Bobruk, M.Yu. Murashkin, Y. Nasedkina, et al. // *Acta Materialia*. – 2015. – Vol. 98. – P. 355–366. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.07.039>.

8. Лившиц, Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б.Г. Лившиц, В.С. Крапошин, Я.Л. Липецкий. – М.: Металлургия, 1980. – 322 с.
9. Murashkin, M.Y. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity / M.Y. Murashkin, I. Sabirov, X. Sauvage, et al. // *J Mater Sci.* – 2016. – Vol. 51. – P. 33–49. <https://doi.org/10.1007/s10853-015-9354-9>.
10. Kasap, S. Springer handbook of electronic and photonic materials / S. Kasap, P. Capper – New York: Springer, 2006. – Vol. 11. – P. 32.
11. Andrews, P.V. The effect of grain boundaries on the electrical resistivity of polycrystalline copper and aluminium / P.V. Andrews, M.B. West, C.R. Robeson // *Philosophical Magazine.* – 1969. – Vol. 19. Issue 161. – P. 887–898. <https://doi:10.1080/14786436908225855>
12. Koch, S. Aluminum alloys for wiring harnesses in the automotive industry / S. Koch, H. Antrekowitsch // *BHM Berg-und Hüttenmännische Monatshefte.* – 2007. – Vol. 152(2). – P. 62–67. <https://doi.org/10.1007/s00501-007-0275-z>.
13. Lu, L. Ultrahigh strength and high electrical conductivity in copper / L. Lu, Y. Shen, X. Chen, L. Qian, K. Lu // *Science.* – 2004. – Vol. 304. Issue 5669. – P. 422–426. <https://doi:10.1126/science.1092905>.
14. Ширин, В.Ф. Определение концентрации твёрдого раствора хромовой бронзы по величине удельного электросопротивления / В.Ф. Ширин, В.М. Розенберг, Н.Н. Белоусов // *Известия РАН. Цветные металлы.* – 1971. – №12. – С. 74.
15. Yao, G.C. Cu/C composites with a good combination of hardness and electrical conductivity fabricated from Cu and graphite by accumulative roll-bonding / G.C. Yao, Q.S. Mei, J.Y. Li, C.L. Li, et al. // *Materials&Design.* – 2016. – Vol. 110. – P. 124–129. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.129>.
16. Ловшенко, Ф.Г. Бронзы электротехнического назначения и особенности их производства / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, И.А. Лозиков // *Вестник Белорусско-Российского ун-та.* – 2012. – № 3 (36). – С. 36–52.
17. Kulczyk, M. Improved Compromise between the Electrical Conductivity and Hardness of the Thermo-Mechanically Treated CuCrZr Alloy / M. Kulczyk, W. Pachla,

J. Godek, et al. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2018. – Vol. 724. – P. 45–52. <https://doi:10.1016/j.msea.2018.03.004>.

18. Николаев, А.К. Сплавы для электродов контактной сварки / А.К. Николаев, В.М. Розенберг // М.: Металлургия, 1978. – 96 с.

19. Murashkin, M.Y. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity / M.Y. Murashkin, I. Sabirov, X. Sauvage, et al. // *J Mater Sci*. – 2016. – Vol. 51. – P. 33–49. <https://doi.org/10.1007/s10853-015-9354-9>.

20. Осинцев, О.Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: Справочник / О.Е. Осинцев, В.Н. Федоров. – М: Машиностроение, 2004. – 336 с.

21. Райков, Ю.Н. Медные сплавы. Марки, свойства, применение: Справочник. / Ю.Н. Райков, Г.В. Ашихмин, В.П. Полухин, А.С. Гуляев. – М.: ОАО «Институт Цветметобработка», 2011. – 456 с.

22. Фаизов, И.А. Фазовые превращения «растворение–выделение» в низколегированных сплавах системы Cu–Cr–Zr при интенсивной пластической деформации: дис. ... канд. техн. наук: 01.14.07 / Фаизов Ильшат Альбертович. – Уфа, 2017. – 158 с.

23. Khangholi, S.N. Review on recent progress in Al–Mg–Si bxxx conductor alloys / S. N. Khangholi, M. Javidani, A. Maltais, et al. // *Journal of Materials Research*. – 2022. – Vol. 37. – P. 670–691. <https://doi.org/10.1557/s43578-022-00488-3>.

24. Fletcher, N.H. Size effect in heterogeneous nucleation // *The Journal of Chemical Physics*. – 1958. – Vol. 29 (3). – P. 572–576. <https://doi:10.1063/1.1744540>.

25. Kommel, L. Effect of Hard Cyclic Viscoplastic Deformation on the Microstructure, Mechanical Properties, and Electrical Conductivity of Cu–Cr Alloy / L. Kommel, J. Huot, B Omranpour // *J. of Materi Eng and Perform*. – 2022. – Vol. 31 (7). <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06997-w>.

26. Szajewski, B. Analytic model for the Orowan dislocation–precipitate bypass mechanism / B.A. Szajewski, J.C. Crone, J. Knap // *Acta Materialia*. – 2020. – Vol. 11. – 100671. <https://doi.org/10.1016/j.mtla.2020.100671>.

27. Bahador, A. Deformation mechanism and enhanced properties of Cu–TiB₂ composites evaluated by the in-situ tensile test and microstructure characterization / A. Bahador, J. Umeda, R. Yamanoglu, et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 847. – 156555. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156555>.

28. Holzwarth, U. The precipitation behaviour of ITER-grade Cu–Cr–Zr alloy after simulating the thermal cycle of hot isostatic pressing / U. Holzwarth, H. Stamm // *Journal of Nuclear Materials*. – 2000. – Vol. 279. – Issue 1. – P. 31–45. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(99\)00285-8](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(99)00285-8).

29. Jha, K. Correlation between Microstructure and Mechanical Properties in the Age-Hardenable Cu–Cr–Zr Alloy / K. Jha, S. Neogy, S. Kumar, R.N. Singh, et al. // *Journal of Nuclear Materials*. – 2021. – Vol. 546. – 152775. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152775>.

30. Shan, L. Improving the high temperature mechanical performance of Cu–Cr alloy induced by residual nano-sized Cr precipitates / L. Shan, L. Yang, Y. Wang // *Materials Science and Engineering: A*. – 2022. – Vol. 845. – 143250. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.143250>.

31. Batra, I.S. Microstructure and properties of a Cu–Cr–Zr alloy / I.S. Batra, G.K. Dey, U.D. Kulkarni, S. Banerjee // *Journal of Nuclear Materials*. – 2001. – Vol. 299. Issue 2. – P. 91–100. [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(01\)00691-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(01)00691-2).

32. Fujii, T. Crystallography and morphology of nanosized Cr particles in a Cu–0.2% Cr alloy / T. Fujii, H. Nakazawa, M. Kato, U. Dahmen // *Acta Materialia*. – 2000. – Vol. 48, Issue 5. – P. 1033–1045. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00411-5](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00411-5).

33. Сабуров, В.П. Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами / В.П. Сабуров, Е.Н. Еремин, А.Н. Черепанов, Г.Н. Миннеханов. – Омск: изд-во ОмГТУ, 2002. – 212 с.

34. Москвичев, В.В. Нанопорошковые технологии в машиностроении / В.В. Москвичев, Г.Г. Крушенко, А.Е. Буров, И.В. Усков, Е.Н. Федорова. – Красноярск: изд-во СФУ, 2013. – 185 с.

35. Liu, G. Additive manufacturing of structural materials / G. Liu, X. Zhang, X. Chen, Y. He, et al. // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. – 2021. – Vol. 145. – 100596. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2020.100596>.

36. Qi, W.H. Size and shape dependent melting temperature of metallic nanoparticles / W.H. Qi, M.P. Wang // *Materials Chemistry and Physics*. – 2004. – Vol. 88. Issues 2–3. – P. 280–284. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2004.04.026>.

37. Shandiz, M.A. Modeling size dependence of melting temperature of metallic nanoparticles / M.A. Shandiz, A. Safaei, S. Sanjabi, Z.H. Barber // *Journal of Physics and Chemistry of Solids*. – 2007. – Vol. 68. Issue 7. – P. 1396–1399. <https://doi.org/10.1016/j.jpics.2007.02.049>.

38. Черепанова, В.К. Модель гетерогенного зародышеобразования на кубических наночастицах / В.К. Черепанова, А.Н. Черепанов // *Доклады АН ВШ РФ*. – 2019. – № 1 (42), – с. 7–17. <https://doi:10.17212/1727-2769-2019-1-7-17>.

39. Чембарисова, Р.Г. Влияние границ зёрен на электропроводность медных сплавов // *Журнал технической физики*. – 2020. – Т. 90 (4). – С. 618–626. <https://doi:10.21883/JTF.2020.04.49087.250-19>.

40. Collini, L. Copper alloys – early applications and current performance – enhancing processes // *InTech*. – 2012. – 178 p.

41. Бусыгин, С.Л. Совершенствование технологии изготовления электродов из хромистой бронзы для контактной сварки арматурных стержней / С.Л. Бусыгин, Н.Н. Довженко, А.М. Токмин., С.Б. Сапожков // *Инновации в технике и технологиях*. – В. Новгород: НовГУ им. Ярослава Мудрого. – 2023. – С. 29–37.

42. Шаньгина, Д.В. Исследование стойкости электродов контактной сварки из сплава $\text{Cu-0,7\%Cr-0,9\%hf}$ с ультрамелкозернистой структурой / Д.В. Шаньгина, Н.И. Иванов, Н.Р. Бочвар, С.В. Добаткин // *Журнал металлы*. – 2018. – №.5 – С. 26–31.

43. Теория и технология контактной сварки: учебное пособие / Р.Ф. Катаев, В.С. Милютин, М.Г. Близник. – Екатеринбург: изд-во Урал. ун-та, 2015. – 144 с.

44. Lungu, M.V. Synthesis and Processing Techniques of Tungsten Copper Composite Powders for Electrical Contact Materials A Review // *Oriental Journal of Chemistry*. – 2019. – Vol. 35. Issue 2. – P. 491–515. <https://doi:10.13005/ojc/350201>.

45. Ловшенко, Ф.Г. Закономерности формирования механически легированных гранулированных лигатур системы «медь–хром» / Ф.Г. Ловшенко, Г.Ф. Ловшенко, И.А. Лозиков // *Вестник Белорусско–Российского ун–та*. – 2014. – № 2 (43). – С. 37–48.

46. Мысик, Р.К. Особенности производства литых заготовок из медных сплавов / Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, А.В. Сулицин, М.О. Ивкин и др. // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*. – 2014. – Т. 14 (2). – С. 26–34.

47. Ловшенко, Г.Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов: монография / Г.Ф. Ловшенко, Ф.Г. Ловшенко, Б.Б. Хина. – Могилев: Белорусско–Российский ун–т, 2008. – 679 с.

49. Fan, X. Deformation and strengthening behaviors of Al–Cu–Mg alloy thick plate during hot forming–quenching integrated process / X. Fan, X. Wang, Y. Lin, Z. He, et al. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2022. – Vol. 16. – P. 1231–1242. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.12.069>.

50. Способ изготовления электродов для контактной сварки: пат. 2412035 РФ МПК: В23К 35/40, В23К 11/30 / С.Л. Бусыгин, А.И. Демченко, А.С. Рафальский; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Сибирский федеральный университет (СФУ). – № 2010108888/02; заявл. 09.03.2010; опубл. 20.02.2011, Бюл. № 5.

51. Сулицин, А.В. Теоретические и технологические основы производства литых заготовок из электротехнической меди: дис. ... докт. техн. наук: 05.16.04 / Сулицин Андрей Владимирович. – Екатеринбург, 2017. – 372 с.

52. Николаев, А.К. Хромовые бронзы / А.К. Николаев, А.Н. Новиков, В.М. Розенберг. – М.: Metallurgy, 1983. – 176 с.

53. Слиозберг, С.К. Электроды для контактной сварки / С.К. Слиозберг, П.Л. Чулошников. – Л.: Машиностроение, 1972. – 96 с.

54. Бусыгин, С.Л. Применение ресурсосберегающей технологии металлургической переработки меди и медных сплавов для получения электродов контактной сварки / С.Л. Бусыгин, А.П. Рукоусев, С.К. Крушатина, А.И. Демченко, А.С. Рафальский // Вестник СибГАУ им. акад. М.Ф. Решетнева. – Красноярск: РИО СибГАУ. – 2010 (6). – С. 119–121.

55. Бусыгин, С.Л. О выплавке в индукционной тигельной печи хромовой бронзы для электродов контактной сварки / С.Л. Бусыгин, А.М. Токмин, М.В. Первухин, В.С. Казаков, М.Ю. Кучинский // Журнал металлургия машиностроения. – Москва: ООО «Литейное производство». – 2016 (1). – С. 7–9.

56. Фарбман, С.А. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов / С.А. Фарбман, И.Ф. Колобнев. – М.: Металлургиздат, 1958. – 704 с.

57. Бусыгин, С.Л. Способ изготовления электродов контактной сварки совмещенным способом литья и штамповки / С.Л. Бусыгин, А.М. Токмин, В.В. Богданов, С.А. Готовко // Вестник СибГАУ им. акад. М.Ф. Решетнева. – Красноярск: РИО СибГАУ. – 2015. – Т. 16 (3). – С. 714–719.

58. Методы структурного анализа и контроль качества изделий: учеб. – метод. пособие / сост.: Г.М. Зеер, С.М. Жарков, А.К. Абкарян. – Красноярск: СФУ, 2020. – 102 с.

59. Методы исследования, контроля и испытания материалов: учеб. пособие / В.Г. Бабкин, А.К. Абкарян. – Красноярск: СФУ, 2012. – 212 с.

60. Busygin, S.L. The Heating Process in an Induction Crucible Furnace and the Technology of Chromium Bronze Smelting in Order to Obtain Resistance Welding Electrodes / S.L. Busygin, A.M. Tokmin, I.S. Dementeva, V.S. Kazakov // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2018. – Vol. 11(2). – P. 148–154. [https://doi: 10.17516/1999-494X-0018](https://doi.org/10.17516/1999-494X-0018).

61. Бусыгин, С.Л. Особенности изготовления электродов для контактной сварки арматуры ЖБИ / С.Л. Бусыгин, А.М. Токмин, А.В. Можяев, Р.С. Маслов // Журнал сварочное производство. – М.: Технология машиностроения. – 2018. – №12. – С. 19–23.

62. Бусыгин, С.Л. Влияние технологии изготовления на свойства электродов из хромистой бронзы для контактной рельефной сварки арматурных стержней / С.Л. Бусыгин, А.М. Токмин, Н.Н. Довженко, В.С. Казаков // Журнал СФУ. Техника и технологии. – 2021. – Т. 14(8). – С. 914–929. [https://doi: 10.17516/1999-494X-0368](https://doi.org/10.17516/1999-494X-0368).

63. Ерёмина, М.А. Композиты Си–карбид хрома, полученные с использованием механоактивации исходных компонентов в твердом и жидком состояниях / М.А. Ерёмина, С.Ф. Ломаева, Е.П. Елсуков, Л.Е. Бодрова, Э.Ю. Гойда, Э.А. Пастухов // Химическая физика и мезоскопия. Ижевск. – 2013. – Т. 15 (2). – С. 262–269.

64. Дзидзигури, Э.Л. Научно–методические основы исследования кристаллической структуры и свойств нанопорошков переходных металлов: дис. ... докт. техн. наук: 05.16.09 / Дзидзигури Элла Леонтьевна. – Черноголовка, 2018. – 283 с.

65. Шурыгин, П.М. Диффузия металлов в жидкой меди / П.М. Шурыгин, В.Д. Шантарин // Физика металлов и металловедение. – 1963. – Т. 16 (5). – С. 731–736.

66. Костин, В.А. Растворение тугоплавких частиц инокуляторов карбида и нитрида титана в металлическом расплаве / В.А. Костин, И.И. Алексеенко, О.А. Гурник // Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения. – 2015. – С. 163–170.

67. Троцан, А.И. Моделирование процесса растворения ультрадисперсных порошков для определения их оптимальных размеров при регулируемой кристаллизации расплава / А.И. Троцан, В.В. Каверинский, И.Л. Бродецкий, Ф.С. Крейденко // Вестник ПГТУ. Серия: Технические науки. – 2010. – №. 20. – С. 61–66.

68. Turchanin, M.A. Phase equilibria and thermodynamics of binary copper systems with 3d–metals. III. Copper – Chromium system // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2006. – Vol. 45 (9). – P. 457–464.

69. Турчанин, М.А. Термодинамика жидких сплавов меди с переходными металлами: дис. ... докт. хим. наук: 02.00.04 / Турчанин Михаил Анатольевич. – Краматорск, 2006. – 511 с.
70. Курдюмов, А.В. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В. Курдюмов, В.Д. Белов – М.: МИСиС, 2011. – 614 с.
71. Юров, В.М. Температура плавления наночастиц чистых металлов / Вестник Карагандинского университета. Серия Физика. – 2012. – №3. – С.27–35.
72. Коллоидная химия: учеб. пособие / Е.В. Михеева, Н.П. Пикула, А.П. Асташкина. – Томск: изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 184 с.
73. Салахова, Р.К. Седиментационная устойчивость кластерных электролитов хромирования и роль наноразмерных частиц в процессе электроосаждения хромовых покрытий / Р.К. Салахова, Е.В. Тюриков // Журнал «Известия Самарского научного центра». – 2013. – Т. 15 (6). – С. 88–93.
74. Liao, Q. Simulation Study on the Investment Casting Process of a Low-Cost Titanium Alloy Gearbox based on ProCAST / Q. Liao, P. Ge, G. Lu, Y. Song, et al. // Advances in Materials Science and Engineering. – 2022. – Article ID 4484762 – 10 P. <https://doi.org/10.1155/2022/4484762>.
75. Ахметов, Д.Г. Формирование и основные параметры вихревых колец / Прикладная механика и техническая физика. – 2001. – Т. 42 (5). – С. 70–83.
76. Непрерывное литье меди / А.В. Сулицин, Р.К. Мысик, С.В. Брусницын, Ю.Н. Логинов. – Екатеринбург: изд-во УМЦ УПИ, 2016. – 374 с.
77. Мальцев, В.А. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.
78. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: справочник / Дриц М.Е. и др. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
79. Моделирование процессов ОМД в программном комплексе Deform: методические указания / А.В. Сотов, В.Г. Смелов, А.В. Агаповичев, Р.Д. Карташов. – Самара: изд-во Самар. ун-та, 2017. – 47 с.

80. Берштейн, М.Л. Структура деформированных металлов. – М.: Metallurgy, 1977. – 431 с.
81. Вишняков, Я.Д. Дефекты упаковки в кристаллической структуре. – М.: Metallurgy, 1970. – 216 с.
82. Чикова, Т.С. Физика и механика деформационного двойникования металлов: дис. ... докт. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Чикова Тамара Семеновна. – Санкт-Петербург, 2004. – 281 с.
83. Большаков, В.И. Атлас структур металлов и сплавов / В.И. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухин. – Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2010. – 174 с.
84. Баррет, Ч.С. Структура металлов: в 2-х ч. / Ч.С. Баррет, Т.Б. Массальский. – М.: Metallurgy, 1984. – 686 с.
85. Williams, R.O. Trans. ASM. – 1960. – Vol. 52. – P. 530–544.
86. Грачев, С.В. Физическое материаловедение: учебник для вузов / С.В. Грачев, В.Р. Бараз, А.А. Богатов, В.П. Швейкин. – Екатеринбург: изд-во УрГТУ – УПИ, 2001. – 534 с.
87. Приходько, В.М. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий / В.М. Приходько, Л.Г. Петрова, О.В. Чудина. – М.: Машиностроение, 2003. – 384 с.
88. Petch, N.J. The cleavage strength of polycrystals // J. Iron Steel Inst. – 1953. – Vol. 174. – P. 25–28.
89. Hall, E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results // Proc. Phys. Soc. Ser. B. – 1951. – Vol. 64. – P. 747–756.
90. Casati, R. Metal Matrix Composites Reinforced by Nano-Particles—A Review / R. Casati, M. Vedani // Metals. – 2014. – Vol. 4 (1). – С. 65–83. <https://doi.org/10.3390/met4010065>.
91. Дислокационный механизм упрочнения: учеб. пособие / Д.П. Шашков. – М.: Литературный фонд РФ, 1995. – 60 с.
92. Мартин, Дж.У. Микромеханизмы дисперсионного твердения сплавов. – М.: Metallurgy, 1983. – 167 с.

93. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.

94. Полухин, П.И. Физические основы пластических деформаций / П.И. Полухин, С.С. Горелик, В.К. Воронцов. – М.: Металлургия, 1982. – 584 с.

95. Меньшиков, Г.А. Повышение работоспособности электродов при точечной контактной сварке сталей / Г.А. Меньшиков, А.Н. Власенко, В.А. Невровский, В.А. Васин // Журнал сварочное производство. – М.: Технология машиностроения. – 2008. – №10. – С. 32–35.

96. Орлов, Б.Д. Технология и оборудование контактной сварки / Б.Д. Орлов, А.А. Чикалев, Ю.В. Дмитриев и др. – М.: Машиностроение, 1986. – 352 с.

97. Климов, А.С. Основы технологии и построения оборудования для контактной сварки / А.С. Климов, И.В. Смирнов, А.К. Кудинов, Г.Э. Кудинова. – СПб.: Лань, 2011. – 336 с.

98. Бродский, А.Я. Контактная сварка вкрест стержней различных диаметров арматуры железобетона. – М.: изд. литературы по строительству, 1972. – 43 с.

99. Стоимость электродов типа D для контактной сварки. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://svarma.ru/catalog/ehlektrody-dlya-tochechnoj-svarki.html>. Дата обращения: 12.06.2023.

100. Стоимость электродов типа D для контактной сварки. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://omadapro.ru/category/elektrody-dlya-kontaktnoy-tochechnoy-svarki/?page=2>. Дата обращения: 12.06.2023.

101. Стоимость металлопроката бронзового БрХ1. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: https://krasnoyarsk.metallnp.ru/catalog/prutok_bronzovyy/filter/alloy-is-brx1/apply/. Дата обращения: 12.06.2023.

102. Стоимость медного лома. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://втормет24.рф/ceni/tsvetnoj-lom-po-zonam.html>. Дата обращения: 12.06.2023.

103. Стоимость Cr и Cu порошка. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://ochv.ru/magazin/folder/po-elementu-osnovnomu-veshchestvu>. Дата обращения: 12.06.2023.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

АКТ промышленных испытаний технологии изготовления электродов контактной сварки на предприятии ООО «ОКБ Микрон»



ОКБ МИКРОН
современные машины и инструменты

ООО «ОКБ МИКРОН», 660119, г. Красноярск, а/я 14747
8 (391) 267-99-00, www.okbmikron.ru, office@okbmikron.ru
ОГРН 1112458008443 ИНН 2461212522 КПП 241101001

УТВЕРЖДАЮ
Генеральный директор
ООО «ОКБ Микрон»
Д.А. Салов
2023 г.



№0352 от «10» марта 2023г.

Акт промышленных испытаний технологии изготовления электродов контактной сварки

Настоящий акт составлен в том, что нами: директором по производству Соловьев С.С., техническим директором Бормотовым В.А., профессором д.т.н. Довженко, заведующим кафедрой «Машиностроения» Демченко А.И., аспирантом Бусыгиным С.Л., проведены испытания в производственных условиях ООО «ОКБ Микрон» технологии изготовления электродов контактной сварки из вторичного медного сырья.

Технология изготовления электродов контактной сварки была разработана на кафедре **МАШИНОСТРОЕНИЯ ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА СИБИРСКОГО ФЕДЕРАЛЬНОГО УНИВЕРСИТЕТА** аспирантом Бусыгиным С.Л.

Предлагаемая технология позволяет использовать в качестве сырья для переплава в индукционной печи отходы медного лома М00, М1 для получения электродов контактной сварки типа D, используемых при контактной сварке крестообразных соединений арматуры. Технология позволяет организовать на производстве литейный участок 12 м² для переработки медных отходов (медная стружка), включающий в себя: кривошипный пресс, технологическую оснастку с пресс-формой, индукционную печь, муфельную печь. Процесс изготовления электродов малоцикловой и позволяет получить готовое изделие без дополнительных операций (сверление охлаждающего канала и токарная обработка рабочей части).



Данная технология позволяет сократить экономические затраты на сырье, электроэнергию, оплату труда и повысить экологичность производства.


Директор по производству

 / С.С. Соловей


Технический директор

 / В.А. Бормотов

Профессор д.т.н.

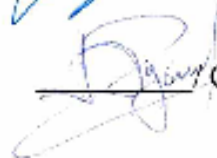
 / Н.Н. Довженко

Заведующий кафедрой
«Машиностроения»

 / А.И. Демченко

Аспирант

Т. 8(391) 267-99-00 доб. 6002
Т. 8-963-269-65-29

 / С.Л. Бусыгин

ПРИЛОЖЕНИЕ Б

АКТ по результатам промышленных испытаний электродов контактной сварки на предприятии АО «Фирма Культибьтстрой»



АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «ФИРМА «КУЛЬТБЫТСТРОЙ»

Россия, 660019, г. Красноярск, ул. Мусоргского, 18. ИНН 2464000780, КПП 246401001
 тел. (391) 201-60-40, 291-68-66, факс: (391) 290-96-61
 www.firmakbs.ru
 e-mail: firmakbs@mail.ru

№ 153-23
 Дата 28.03.2023г.

**Акт
 по результатам промышленных испытаний
 электродов контактной сварки**

1. Используемое технологическое оборудование.

Машина контактной сварки МПТУ-300.

2. Технологический процесс.

2.1 Технологический процесс сварки арматурных стержней проводился согласно ГОСТ 14098-2014 «Соединения сварные арматуры и закладных изделий железобетонных конструкций».

Таблица 1 – Конструкции крестообразных соединений арматуры контактной сваркой К1-Кт

Обозначение типа соединения контактной сварки	Соединение арматуры		Класс арматуры	d_s , мм	Величина M_{Σ} , обеспечивающая прочность на сдвиг в соответствии с требованиями ГОСТ 13025 для соединений с отклонением диаметров d_s/d_n				Максимальная величина M_{Σ} , обеспечивающая неразрушаемость соединения	α
	до сварки	после сварки			1,00	0,90	0,80	0,75		
					0,35—0,50	0,28—0,45	0,24—0,40	0,23—0,35		
К1-Кт			Вр-1 (B500)	3—12	0,35—0,50	0,28—0,45	0,24—0,40	0,23—0,35	0,17	30°—90°
			B500C	4—12						
			A240	6,5—40	0,25—0,80	0,21—0,45	0,18—0,40	0,16—0,35	0,12	
			A400C	6—40	0,40—0,80	0,35—0,70	0,30—0,60	0,28—0,55		
			A500C	6—40					0,20	
			A600C	10—40	0,40—0,80	0,35—0,50	0,30—0,48	0,28—0,42		

Примечание — Значения d_s/d_n , не совпадающие с приведенными, следует округлить до ближайшего значения, указанного в настоящей таблице

2.2 Контроль качества сварных соединений осуществлялся согласно СТО 02495307-004-2009.

3. Предмет испытаний.

3.1 Образцы электродов контактной сварки типа D из сплава С81300—С82800 (BrX1) по ГОСТ ISO 15609-5-2020, изготовленные по разным технологиям (литье, токарная обработка, высокоскоростная штамповка, холодное прессование).

3.2 Экспериментальные образцы электродов контактной сварки типа D из сплава С81300—С82800 (BrX1) по ГОСТ ISO 15609-5-2020, изготовленные по малоцикловой технологии, разработанной на кафедре Машиностроения Политехнического института Сибирского федерального университета в рамках диссертационного исследования аспиранта Бусыгина Сергея Леонидовича.

4. Состав промышленных испытаний.

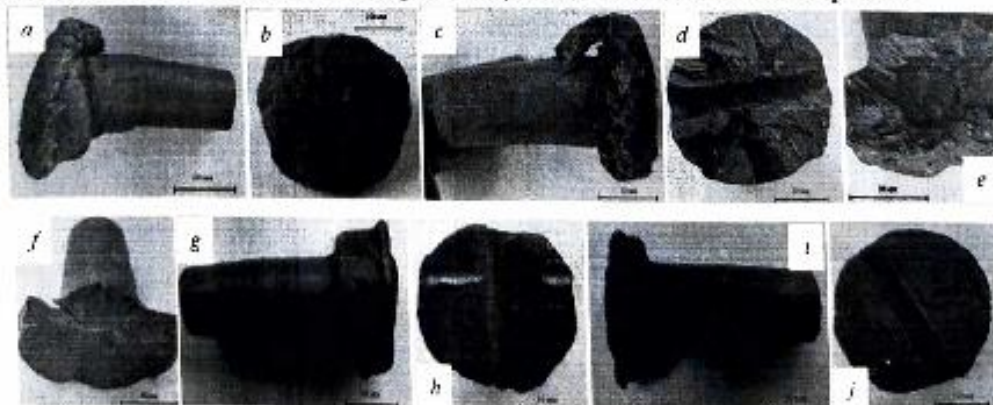
4.1 На первом этапе проводились входные измерения экспериментальных образцов электродов: масса, твердость по Бринеллю, приведенные в табл. 3.

4.2 Второй этап испытаний проводился на контактной машине МПТУ-300. Сваривали крестообразные соединения арматуры диаметрами 10+40 мм из сплава G10340-10380 (сталь 35ГС) на режимах сварки приведенных в табл. 2.

Таблица 2 – Режимы сварки арматуры 10+40 мм

Усилие на электродах, кН	Сварочный ток, кА	Скорость сварки, т/мин	Время сварки, с	Относительная осадка стержней
5,8	23,6	30	0,25-0,72	0,45-0,6

4.3 На третьем этапе испытаний проводились выходные измерения экспериментальных образцов электродов: масса, твердость по Бринеллю, потери основного металла электродов, приведенные в табл. 3 и на рис. 1.



а, б – литье; в, д – токарной обработкой; е, г – высокоскоростной штамповкой; г, в – холодным прессованием с термообработкой; и, ж – литье со штамповкой и термообработкой (экспериментальные)

Рисунок 1 – Образцы электродов после испытаний

Таблица 3 – Сравнительные результаты испытаний образцов электродов

Образцы электродов для испытаний	Масса электродов, гр.			Твердость НВ		Количество соединений, шт
	до испыт.	после испыт.	потери	до испыт.	после испыт.	
Литые	179,4	157,1	22,3	90	85	1500
Токарной обработкой	180,1	149,4	30,7	102	95	2000
Высокоскоростной штамповкой	178,3	140,8	37,5	110	105	2200
Холодным прессованием с термообработкой	177,7	149,3	28,4	120	115	2400
Литые со штамповкой и термообработкой (экспериментальные)	177,8	142,4	35,4	142	138	3000

5. Заключение

Экспериментальные образцы электродов, изготовленные по малоцикловой технологии литьем со штамповкой и термообработкой показали хорошую стойкость в сравнении с аналогами и в процессе эксплуатации:

1. Обеспечивают стабильную прочность сварных соединений при испытании на срез в течение порядка 3000 циклов сварки.
2. Обеспечивают высокую электропроводность и высокие механические свойства в широком интервале температур.
3. Обладают высокой сопротивляемостью износу при трении, а также коррозионной стойкостью и жаростойкостью.
4. В процессе сварки не проявляют склонность сплавляться со свариваемым материалом.

Заместитель главного инженера

Производственный мастер

А.К. ; *Калескина А.А.*
Ю.Ф. Рудакова Е.Ю.



ПРИЛОЖЕНИЕ В

АКТ о внедрении в учебный процесс результатов диссертационной работы



СИБИРСКИЙ
ФЕДЕРАЛЬНЫЙ
УНИВЕРСИТЕТ

SIBERIAN
FEDERAL
UNIVERSITY

МИНОВЕРНАУКИ РОССИИ
Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
«Сибирский федеральный университет»

660041, Красноярский край,
г. Красноярск, проспект Свободный, д. 79
телефон: (391) 244-82-13, тел./факс: (391) 244-86-25
<http://www.sfu-kras.ru>, e-mail: office@sfu-kras.ru

ОКПО 02067876; ОГРН 1022402337460;
ИНН/КПП 2463011853/246302001



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по учебной работе

Д.С. Гуц

21» 04 2023 г.


№ _____
на № _____ от _____

АКТ

**о внедрении в учебный процесс результатов диссертационной работы
Бусыгина Сергея Леонидовича**

Результаты исследования по разработке технологии производства изделий из композиционного материала с металлической матрицей на основе меди и армирующими наноразмерными частицами хрома, внедрены в учебный процесс ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО ИНСТИТУТА СИБИРСКОГО ФЕДЕРАЛЬНОГО УНИВЕРСИТЕТА и используются при подготовке бакалавров по направлению 15.03.01 «Машиностроение» в дисциплине «Сварка давлением» и подготовке магистров по направлению 15.04.01 «Машиностроение» в дисциплине «Контактная сварка».

Директор
Политехнического института

 / М.В. Первухин

Заведующий кафедрой
«Машиностроения»

 / А.И. Демченко