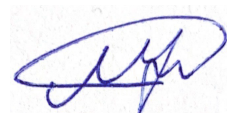


ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«УФИМСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ»

На правах рукописи



Моркина Алина Юрьевна

**ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ
ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫХ МЕДИ, АЛЮМИНИЯ И
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6101**

Специальность 1.3.8. – Физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание учёной степени
кандидата физико-математических наук

Научный руководитель:
д-р физ.-мат. наук, проф.
Дмитриев Сергей Владимирович

Уфа – 2026

Оглавление

	Стр.
Введение	5
 Глава 1. Научные основы и применение электроимпульсной	
обработки металлов	14
1.1 Электроимпульсная обработка металлов	14
1.2 Электропластический эффект в металлах	17
1.2.1 Определение и история открытия	17
1.2.2 Практическое применение	19
1.2.3 Нерешенные вопросы и современное состояние	20
1.3 Механизмы электропластичности	21
1.3.1 Обзор основных механизмов	21
1.3.2 Дополнительные механизмы и сопутствующие эффекты	23
1.3.3 Магнитопластичность и влияние параметров импульса	25
1.4 Влияние параметров импульсного тока на электропластический эффект	26
1.4.1 Плотность тока и снижение напряжения течения	27
1.4.2 Длительность импульса и ширина импульса	28
1.4.3 Частота импульсов и скважность	29
1.4.4 Совместное влияние параметров и практические рекомендации	30
1.5 Электропластичность в ГЦК-металлах	31
1.5.1 Влияние тока на дислокационную структуру и рекристаллизацию	32
1.5.2 Особенности ЭПЭ в различных материалах	33
1.5.3 Микроструктурные эффекты и специфические явления	34
1.5.4 Заключительные замечания	35
1.6 Применение электропластического эффекта в промышленности	36
1.6.1 Обработка металлов давлением	36
1.6.2 Другие технологические применения	38
1.7 Выводы по главе 1	40

Глава 2. Методы и материалы	44
2.1 Материалы и методика эксперимента	44
2.1.1 Характеристика микроструктуры материалов	44
2.1.2 Диаграммы растяжения	51
2.1.3 Физические и механические свойства меди и алюминия	53
2.1.4 Экспериментальная установка	54
2.2 Выводы по главе 2	56
Глава 3. Динамические эффекты в системе «образец–груз» при прохождении импульса тока	58
3.1 Условия перехода образца в упругопластическую область	58
3.2 Устойчивость упругого образца при действии сжимающих напряжений	61
3.3 Динамика системы «образец–груз» при действии в образце неравновесных растягивающих напряжений в упругой области	63
3.3.1 Уравнения движения и численная схема	63
3.3.2 Результаты моделирования	69
3.4 Нелинейно-упругий образец	73
3.5 Упругопластический образец	77
3.6 Выводы по главе 3	80
Глава 4. Электропластический эффект в чистых меди и алюминии и алюминиевом сплаве	82
4.1 Выделение джоулева тепла на проволочных образцах	82
4.2 Охлаждение и ползучесть проволоки после импульса тока	85
4.3 Удлинение проволоки под действием повторяющихся электрических импульсов	88
4.4 Влияние примесей в металле на ЭПЭ	90
4.5 Выводы по главе 4	94
Глава 5. Влияние параметров импульсного тока на электропластический эффект	97
5.1 Влияние параметров конденсаторной батареи на характеристики импульса тока	97
5.2 Электропластическая деформация меди и алюминия при различных параметрах импульсного тока	98
5.3 Физическая модель дислокационной электропластичности	110

5.3.1	Описание модели	110
5.3.2	Объяснение экспериментальных данных	112
5.3.3	Схематическое представление модели	113
5.3.4	Сравнение с литературными данными	114
5.4	Выводы по главе 5	116
Заключение		118
Список сокращений и условных обозначений		121
Список литературы		123
Список рисунков		140
Список таблиц		146

Введение

Актуальность работы. Металлы и сплавы являются основой современного машиностроения, авиа- и судостроения и других отраслей промышленности. Повышение технологичности и эксплуатационных характеристик металлов и сплавов напрямую связано с возможностью управления их пластической деформацией. Традиционные методы обработки давлением и термической обработки часто требуют значительных энергозатрат, могут приводить к нежелательным изменениям структуры: росту зерна, фазовым переходам, выделению или растворению вторичных фаз и т. п. В связи с этим поиск энергоэффективных методов воздействия на деформационное поведение металлических материалов без отрицательного влияния на микроструктуру является важной задачей.

Одним из перспективных направлений является использование электропластического эффекта (ЭПЭ), который позволяет добиться снижения напряжения течения и повышения пластичности металлов без чрезмерного разогрева, путем пропускания импульсного электрического тока в процессе деформации. Несмотря на многолетнюю историю изучения ЭПЭ, не до конца решенными остаются вопросы о влиянии параметров импульсного тока (длительности, частоты, скважности, формы) на механизмы деформации в зависимости от структурного состояния материала. Трудности в изучении ЭПЭ связаны с многообразием физических эффектов, наблюдаемых при пропускании быстропеременного тока высокой плотности через металл (джоулев нагрев, неравномерное его выделение преимущественно на дефектах, действие электронного ветра на дефекты, скин-эффект, пинч-эффект и др.). Кроме того, необходимо учитывать химический и фазовый состав сплавов, их структурное состояние. Особый интерес представляет сравнение металлов с разной энергией дефекта упаковки, например меди и алюминия, и установление влияния примесей.

Основным вопросом, рассматриваемым исследователями при изучении ЭПЭ, является разделение термического и атермического вкладов в электропластическую деформацию. Традиционно ЭПЭ изучают в опытах на растяжение (реже на сжатие) при контроле скорости деформации, измеряя при этом как импульсы тока влияют на напряженное состояние образца. Контроль джоулева тепловыделения производят с помощью термопар или тепловизора, что

дает лишь оценочные данные. Принципиально важно разработать экспериментальные методики, позволяющие с большой точностью контролировать джоулев разогрев металла, что позволит обоснованно разделить термический и атермический вклады в ЭПЭ.

В свете вышесказанного, изучение ЭПЭ на образцах с контролируемым химическим составом и микроструктурой, при точном измерении выделения джоулева тепла в зависимости от параметров импульсного тока, является актуальной задачей, решение которой позволит разделить вклады тепловых и нетепловых эффектов и способствовать уточнению физической природы ЭПЭ. Практическая значимость решения этой задачи обусловлена широкими возможностями использования ЭПЭ в промышленности при обработке металлов давлением.

Степень разработанности темы исследования. Электропластический эффект был открыт в 1969 г. О.А. Троицким и с тех пор активно исследуется. В литературе накоплен обширный экспериментальный материал, касающийся влияния постоянного и импульсного тока на механические свойства многих металлов и сплавов. Предложены физические механизмы ЭПЭ: джоулев нагрев, сила электронного ветра, открепление дислокаций от препятствий, изменение энергии активации движения дислокаций и магнитопластические эффекты.

Надежно установлено, что ЭПЭ наблюдается при плотности тока выше пороговой (порядка 10^3 – 10^5 А/мм²). Однако точные пороговые значения зависят от материала и параметров импульса, как показано в работах Столярова [1] и Оказаки [2]. Многочисленные применения ЭПЭ, включая электростимулирование процессов листовой штамповки, волочения, прокатки, прессования, а также обработки резанием, рассмотрены в обзоре Нгуен-Чана и др. [3], экспериментально исследованы в работе Тана и др. [4], а теоретические основы явления изложены в работе Ли и Ю [5].

Помимо основных эффектов взаимодействия электромагнитных полей с металлами в литературе рассматриваются важные сопутствующие физические эффекты, к которым относятся скин-эффект — неравномерное распределение плотности переменного тока по сечению проводника, приводящее к преимущественному нагреву приповерхностных слоев, и пинч-эффект — радиальное сжатие образца под действием собственного магнитного поля тока. Однако количе-

ственная оценка вклада этих эффектов в наблюдаемое снижение напряжения течения остается недостаточно изученной. Во многих экспериментальных работах скин-эффект считается малым, что может оказаться необоснованным на частотах импульсов свыше единиц и десятков кГц.

Большинство работ выполнено при недостаточно точном контроле тепловыделения на образцах, что затрудняет разделение термического и атермического вкладов. Кроме того, систематические исследования влияния длительности и амплитуды импульсов тока и уровня нагрева в привязке к температурам плавления металлов для разных структурных состояний выполнены в недостаточном объеме. Малоизученными остаются вопросы о роли дислокаций и примесных атомов в реализации нетепловых механизмов, а также о сравнительном поведении ГЦК-металлов с различной энергией дефекта упаковки при электропластической деформации.

Цель работы: установление закономерностей влияния параметров импульсного тока (плотности тока и длительности импульса) и структурного состояния (исходного и отожженного) на электропластический эффект в медных и алюминиевых проволоках, а также выявление роли примесей и уровня энергии дефекта упаковки в электропластической деформации при точном контроле джоулева тепловыделения.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие **задачи:**

1. Разработать экспериментальную установку для исследования ЭПЭ при растяжении проволочных образцов с возможностью точного контроля джоулева нагрева по их тепловому расширению и варьирования параметров импульсного тока (плотности тока и длительности импульса).
2. Разработать численную модель динамики упругопластического проволочного образца с присоединенной массой после мгновенного нагрева электрическим импульсом и сопоставить результаты моделирования с экспериментом.
3. Изучить влияние импульсов тока на накопление пластической деформации в образцах из технически чистых меди М1 и алюминия КАС-8176, а также из алюминиевого сплава 6101 в зависимости от растягивающего напряжения и структурного состояния.

4. Провести систематическое сравнение влияния длительности импульса и плотности тока на электропластическую деформацию образцов при джоулевом нагреве до заданной температуры, отнесенной к температуре плавления рассматриваемого металла.
5. На основе полученных экспериментальных данных разработать физическую модель дислокационной электропластичности, учитывающую процесс выделения тепла на дефектах и его диссипацию в кристаллическую решетку.

Методология и методы исследования. Работа выполнена с применением экспериментальных, теоретических и численных методов. Электропластическая деформация проволок из меди М1, алюминия КАС 8176 и сплава 6101 исследовалась при растяжении под действием импульсного электрического тока; джоулев нагрев определялся по тепловому удлинению образцов. Микроструктура изучалась методом EBSD, механические свойства — испытаниями на растяжение, динамика системы «образец–груз» — численным моделированием упругопластического отклика.

Соответствие паспорту специальности 1.3.8. Работа соответствует заявленной специальности, поскольку посвящена исследованию связи электрических, тепловых, структурных и механических свойств металлических материалов при пластической деформации. Рассмотрены дислокационные механизмы, влияние дефектной структуры, размера зерна, примесей и параметров импульсного тока на электропластический эффект в металлах и сплавах.

Объект и предмет исследования. Объект исследования — технически чистые медь М1, алюминий КАС 8176 и алюминиевый сплав 6101 в виде проволочных образцов в исходном и отожженном состояниях. Предмет исследования — закономерности электропластической деформации указанных материалов при импульсном токовом воздействии, включая влияние плотности тока, длительности импульса, джоулева нагрева, структурного состояния и примесного состава.

Научная новизна:

1. Создана экспериментальная установка для исследования ЭПЭ на проволочных образцах, растягиваемых мертвым грузом, позволяющая с высокой точностью контролировать джоулев разогрев по тепловому удлинению образцов.

2. Разработана и изучена модель системы «образец–груз» с учетом упругопластического поведения материала, позволившая количественно оценить вклад динамических эффектов, возникающих за счет мгновенного нагрева образца импульсом тока, в дополнительную пластическую деформацию.
3. Впервые проведено систематическое исследование электростимулированной пластической деформации образцов из технически чистых меди М1 и алюминия КАС-8176, а также из алюминиевого сплава 6101 в зависимости от растягивающего напряжения и структурного состояния при точном контроле джоулева тепловыделения. Обнаружено, что прирост пластической деформации при фиксированном растягивающем напряжении уменьшается от импульса к импульсу, что можно объяснить закреплением дислокаций на все более сильных стопорах. Увеличение размера зерна при отжиге меди привело к повышению подвижности дислокаций и, следовательно, к усилению ЭПЭ. Для алюминия отжиг не оказал существенного влияния, поскольку размер зерна изменился незначительно. Установлено, что присутствие примесей в сплаве 6101 и дисперсионное упрочнение ускоряют затухание ЭПЭ от импульса к импульсу и требуют более высокой плотности тока для достижения сопоставимого прироста пластической деформации, что связано с более интенсивным джоулевым нагревом кристаллической решетки.
4. Впервые выполнено систематическое сравнение влияния длительности и плотности тока импульса на ЭПЭ для образцов из меди и алюминия при одинаковых значениях нормированного прироста температуры $\Delta T/T_m$: 0,016, 0,027 и 0,038 (22, 36, 51 К для меди и 15, 25, 35 К для алюминия). Показано, что для меди малая длительность импульса неизменно эффективнее, тогда как для алюминия наблюдается инверсия влияния длительности импульса: при низких относительных температурах нагрева (15 и 25 К) большую эффективность дают короткие импульсы (высокая пиковая плотность тока), а при повышенной (35 К) — длительные импульсы. Смена тренда может быть объяснена динамическими эффектами, наблюдаемыми в системе «образец–груз» при пропускании импульсов тока.

5. На основе полученных экспериментальных данных разработана физическая модель дислокационной электропластичности, согласно которой необходимо рассматривать баланс между выделением джоулева тепла на ядрах дислокаций и его диссипацией в решетку за счет теплопроводности. При низкой плотности тока в импульсе тепло, выделяющееся на дислокациях, успевает диссипировать в решетку, что снижает проявление ЭПЭ, приводя к росту температуры металла без заметной пластической деформации. Более высокая плотность тока в импульсе приводит к более интенсивному нагреву дислокаций, что повышает их подвижность и способность отрываться от стопоров, при этом средний по объему нагрев металла незначителен и ЭПЭ проявляется ярче.

Теоретическая и практическая значимость работы состоит в выявлении взаимосвязи параметров импульсного тока (длительности, пиковой плотности) с интегральным нагревом и с механизмами пластической деформации ГЦК-металлов с различным размером зерна, обладающих различной энергией дефекта упаковки и примесным составом, что расширяет представления о природе нетепловых эффектов и роли дислокационно-электронных взаимодействий. На основе полученных закономерностей разработаны рекомендации по выбору режимов электроимпульсной обработки, позволяющие повысить пластичность медных и алюминиевых проволок при деформации, снизить необходимые усилия, что открывает перспективы для создания энергосберегающих технологий обработки металлов давлением.

Достоверность результатов обеспечивалась применением аттестованного измерительного оборудования: осциллографа, мультиметра и часового микрометра. Все эксперименты проводились с контролем повторяемости; для каждой серии измерений оценивалась случайная и систематическая погрешность, результаты усреднялись. Механические испытания выполнены с целью построения диаграмм растяжения исследуемых образцов; анализ микроструктуры проводился на аттестованном растровом электронном микроскопе. Температура образцов в ходе эксперимента контролировалась с высокой точностью за счет специально разработанной экспериментальной установки. Полученные результаты не противоречат опубликованным в литературе данным и общезначимым физическим принципам.

Положения, выносимые на защиту:

1. Оригинальная экспериментальная методика, основанная на точном измерении температуры по тепловому расширению проволочного образца достаточно большой длины, при нагружении мертвым грузом, обеспечивает надежный контроль джоулева разогрева при варьировании плотности и длительности импульсного тока, что позволяет разделять тепловой и нетепловой вклады в электропластическую деформацию.
2. Разработанная математическая модель системы «образец–груз» описывает динамику проволочного образца после мгновенного нагрева тепловым импульсом с учетом упругопластического поведения материала. Рассчитан вклад динамического нагружения в пластическую деформацию образца.
3. При многократной импульсной обработке первый импульс тока дает максимальный прирост пластической деформации, а каждый последующий – монотонно убывающий, что обусловлено постепенным истощением запаса подвижных дислокаций и их закреплением на структурных препятствиях. Отжиг усиливает электропластический эффект в меди за счет роста зерна и, следовательно, повышения подвижности дислокаций. Примесное дисперсионное упрочнение (сплав 6101) ускоряет затухание электропластического эффекта от импульса к импульсу и требует более высокой плотности тока для достижения электропластической деформации, сопоставимой с наблюдаемой в технически чистых металлах.
4. В меди уменьшение длительности импульса с одновременным повышением плотности тока при одинаковом нормированном приросте температуры $\Delta T/T_m$ систематически повышает суммарную пластическую деформацию, что связано с более быстрым прогревом ядер дислокаций током большей плотности и повышением их подвижности. В алюминии наблюдается инверсия влияния длительности импульса: при низких относительных температурах нагрева (15–25 К) более эффективны короткие импульсы с высокой пиковой плотностью тока, а при нагреве до 35 К большую деформацию дают длительные импульсы, что можно объяснить ростом влияния вышеупомянутых динамических эффектов в системе «образец–груз».

5. Предложена физическая модель дислокационной электропластичности, основанная на балансе между выделением джоулева тепла на ядрах дислокаций и его диссипацией в кристаллическую решетку. Согласно модели, при низкой плотности тока тепло, выделяющееся на дислокациях, успевает диссипировать в решетке, что приводит к росту средней температуры металла без заметной пластической деформации. При высокой плотности тока нагрев дислокаций становится более интенсивным, что повышает их подвижность и способность отрываться от стопоров, тогда как средний по объему нагрев металла остается незначительным, обеспечивая яркое проявление электропластического эффекта.

Апробация работы. Результаты исследований представлены на российских и международных конференциях, таких как: Открытая школа-конференция стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы» (г. Уфа, 2024 г.); Международная конференция «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии» (г. Томск, 2024 г.); LXVII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (АПП-2024) (г. Екатеринбург, 2024 г.); Международная конференция «UUST Nanomaterials Days», посвященная 75-летию профессора, д.ф.-м.н. Валиева Руслана Зуфаровича (г. Уфа, 2025 г.); Международная конференция «Физика и технология перспективных материалов» (г. Уфа, 2025 г.); Всероссийская научно-практическая конференция молодых ученых «Россия молодая» (г. Кемерово, 2025 г.).

Личный вклад автора работы. В работе над диссертацией автор самостоятельно изучил и обобщил научную литературу по теме исследования, провел экспериментальные исследования и принял непосредственное участие в интерпретации и анализе полученных результатов, формулировке выводов, подготовке научных статей и тезисов докладов к публикации. В работах, опубликованных в соавторстве, соискателю принадлежат основные результаты, посвященные электропластическому эффекту в медных и алюминиевых сплавах, влиянию структурного состояния образцов и параметров тока на электропластический эффект. Автор диссертационного исследования активно участвовал в постановке задач и обсуждении результатов.

Публикации. По материалам диссертационной работы опубликовано 13 статей, из них 6 — в изданиях, входящих в базы данных Web of Science и Scopus, и 7 — в изданиях, включенных в Перечень ВАК РФ, а также тезисы 6 докладов на международных и всероссийских конференциях.

Финансирование работы. Работа поддержана проектом СТП-3 БЗ программы «Приоритет-2030» Уфимского государственного нефтяного технического университета.

Объем и структура работы. Диссертация состоит из введения, пяти глав и заключения. Полный объем диссертации составляет 146 страниц с 33 рисунками и 9 таблицами. Список литературы содержит 160 наименований.

Глава 1. Научные основы и применение электроимпульсной обработки металлов

В данной главе представлен мировой опыт в области изучения и промышленного применения электроимпульсной обработки металлов и, более подробно, электропластического эффекта (ЭПЭ). Уделено внимание следующим аспектам: историческому развитию представлений об ЭПЭ, начиная с работ О.А. Троцкого и заканчивая современными исследованиями; физическим механизмам, лежащим в основе ЭПЭ, включая тепловые (джоулев нагрев) и атермические (электронный ветер, открепление дислокаций, изменение энергии активации, магнитопластические эффекты); влиянию параметров импульсного тока (плотности, длительности, частоты, формы импульса) на величину и характер электропластического отклика; особенностям проявления ЭПЭ в металлах с границей зерен (медь, алюминий и их сплавы) с акцентом на роль энергии дефекта упаковки, границ зерен и двойников; а также современным промышленным применениям электротермической обработки в процессах обработки давлением (прокатка, волочение, штамповка, вытяжка), резании и сварке. На основе проведенного анализа литературы сформулированы направления данного диссертационного исследования.

1.1 Электроимпульсная обработка металлов

Металлы и сплавы широко применяются в строительстве, медицине, транспорте и других отраслях [6—8]. Механические и физические свойства металлических материалов в значительной степени определяются характеристиками микроструктуры: фазовым составом, размером и границами зерен, дефектами кристаллической решетки. Целенаправленное управление микроструктурой позволяет существенно улучшить эксплуатационные характеристики материалов. Традиционно для этого применяют термическую обработку, однако она имеет ряд недостатков: повышенную склонность к деформации, приводящую к образованию дефектов [9], и высокие энергозатраты. Поэтому актуальной задачей является поиск энергосберегающих и эффективных методов обработки,

позволяющих оптимизировать микроструктуру и улучшить комплекс свойств металлических материалов.

Электромагнитная обработка (включая обработку электрическим, магнитным и комбинированным электромагнитным полем) представляет собой эффективную и экологичную технологию с высокой скоростью передачи и плотностью энергии. Энергия электромагнитного поля воздействует на металл на атомарном уровне, изменяя его микроструктуру и механические свойства [10–16]. Благодаря этим преимуществам методы электромагнитной обработки активно развиваются. Выделяют четыре основных подхода: 1) прямое воздействие полем на заготовку для улучшения ее свойств; 2) воздействие полем в процессе изготовления материала; 3) воздействие полем для повышения пластичности, снижения концентрации напряжений и предотвращения трещинообразования при формообразовании; 4) воздействие полем для повышения эффективности обработки и качества поверхности при механической обработке.

Влияние электрического тока на пластичность металлов впервые обнаружено в 1969 г. и получило название электропластического эффекта (ЭПЭ). Троицкий [17] наблюдал это явление при растяжении монокристаллов цинка: при пропускании тока относительное удлинение заметно возрастало, а напряжение течения существенно снижалось. Это открытие положило начало развитию технологии электроимпульсной обработки (ЭИО). Совмещение ЭПЭ с традиционными методами пластического формообразования позволило существенно расширить пределы формоизменения и повысить качество труднодеформируемых материалов. В начале 1960-х годов было обнаружено, что магнитные поля вызывают движение дислокаций и искажение кристаллической решетки, влияя на макроскопическую пластическую деформацию. В дальнейшем влияние электромагнитных полей на пластичность металлов интенсивно изучалось [18–22]. Показано, что электромагнитная обработка изменяет широкий спектр характеристик металлических материалов: размер зерна [23–29], фазовые превращения [30–35], движение дислокаций [36; 37], текстуру [38; 39], распределение деформаций [40], атомную диффузию [41–43], рекристаллизацию [44–47], свойства при растяжении [44; 45; 48], усталостные характеристики [49–51], износостойкость [52–54], остаточные напряжения [52–54], коррозионную стойкость [4; 55] и др. Кроме того, электромагнитная обработка способствует залечиванию

микродефектов [56—61]. Модификация микроструктуры при этом может происходить за микросекунды, что недостижимо традиционными методами [62].

В последние годы методы электромагнитной обработки все активнее применяются для управления структурой и механическими характеристиками металлов. Это привело к появлению целого ряда обзоров по данной тематике. В работе [63] систематизированы данные о структурных превращениях в металлах под действием тока — возврате, рекристаллизации, смене фазового состава, образовании выделений. Авторы рассматривают ток как источник двух видов энергии: тепловой, связанной с джоулевым разогревом, и кинетической, обусловленной передачей импульса от электронов. Вместе с тем экспериментальная проверка предложенных представлений и исследование свойств пока не получили достаточного развития. Обзор [64] посвящен эволюции зеренной структуры и кристаллографической ориентации при электроимпульсной обработке; в круг рассмотрения вошли титановые, цинковые и магниевые сплавы, а также стали. Авторы отмечают, что другие эффекты электромагнитной обработки, помимо электроимпульсной, пока обобщены недостаточно, а механические свойства изучены фрагментарно. В работе [65] собраны экспериментальные факты и модельные представления об электромиграции и электропластичности. Отдельно рассмотрено влияние тока на устойчивость кристаллической решетки; предложены новые трактовки эффектов, не зависящих от направления тока. Тем не менее общей теории воздействия тока на материалы до сих пор не построено. Обзор [66] посвящен импульсной магнитной обработке как способу повышения механических характеристик конструкционных материалов. Действие магнитопластического эффекта связывают с выравниванием микроструктуры и упрочнением межфазных границ, что позволяет согласованно управлять структурой, полями остаточных напряжений и механическим откликом изделий. Однако природа упрочнения при такой обработке остается невыясненной, а методы регистрации и аппаратное обеспечение требуют дальнейшего развития. Авторы [67] сопоставили три варианта воздействия — электрическим полем, магнитным полем и их сочетанием — и рассмотрели, как каждый из них отражается на строении и механическом поведении металлов. Отмечено, что совместный учет электромагнитных и механических факторов при моделировании представляет нетривиальную задачу; корреляция между электросопротивлением и прочностными характеристиками пока не установлена однозначно.

Имеются также обзоры, посвященные применению электрических и магнитных полей непосредственно в обработке металлов. В обзоре [68] проанализированы тепловые и атермические составляющие ЭПЭ и приведены примеры его практического использования при формообразовании и резании. Показаны технологические преимущества метода. Вместе с тем вопросы выбора рациональных электрических режимов остаются открытыми, а ряд процессов — например, литье и шлифование — пока не охвачен исследованиями по электропластичности. Обзор [69] охватывает широкий круг процессов электромагнитной обработки: формообразование, соединение, спекание, нагрев. Однако акцент сделан на технологических аспектах, тогда как физические механизмы воздействия поля на металл на микро- и наноуровне детально не раскрыты. Работа [70] посвящена формообразованию металлов с использованием внешних энергетических полей, прежде всего электрического и электромагнитного. Прикладная направленность определяет круг нерешенных задач: понимание физической природы процессов, совместное применение нескольких полей и создание моделей высокой точности. В обзоре [71] рассмотрены нетрадиционные энергетические методы, направленные на повышение технологичности труднообрабатываемых материалов и деталей сложной формы. Тем не менее вопросы согласования производительности, качества и себестоимости требуют дальнейшей проработки.

1.2 Электропластический эффект в металлах

1.2.1 Определение и история открытия

Электропластичность представляет собой снижение напряжения течения деформируемого металла при пропускании через него импульсного электрического тока, которое не может быть объяснено исключительно джоулевым нагревом [72]. Это явление было открыто О.А. Троицким в 1969 году при воздействии одиночных импульсов тока плотностью $\sim 10^3$ А/мм² и длительностью $\sim 10^{-4}$ с во время деформации растяжения и сжатия монокристаллов цинка [72]. Экс-

периментально электропластический эффект (ЭПЭ) проявлялся в резком удлинении образцов при прохождении каждого импульса тока без существенного теплового эффекта и без заметной дилатации, связанной с развитием микротрещин.

В последующие годы ЭПЭ был обнаружен во многих металлических материалах, подвергающихся различным видам нагружения — растяжению, сжатию, сдвигу, изгибу. Надежно установлено, что повышение температуры материала практически всегда приводит к уменьшению напряжения, при котором начинается пластическое течение. Однако ЭПЭ проявляется в виде дополнительного снижения напряжения течения, которое нельзя объяснить только нагревом материала за счет тепловыделения от проходящего тока [72—82]. Значительный вклад в изучение этого явления внесли как советские, так и зарубежные ученые.

Электропластичность описывает снижение напряжения течения металла при приложении электрического импульса или тока высокой плотности в процессе механической деформации, что обеспечивает более легкое скольжение и увеличение пластической деформации [1]. Экспериментально это проявляется в виде уменьшения усилий при растяжении или волочении и ускоренной пластической деформации для многих металлов в условиях импульсного токового нагружения [11; 83]. К числу наблюдаемых электропластических эффектов относятся снижение напряжения течения, часто регистрируемое при испытаниях на растяжение, сжатие или изгиб [84; 85]; повышение скорости пластической деформации под действием коротких импульсов высокой плотности, в некоторых случаях при незначительном макроскопическом нагреве [11]; а также изменение микроструктуры (рекристаллизации, роста зерен, фазового поведения) после электроимпульсной обработки в процессах формообразования или термообработки [86; 87].

Эффект наблюдается во всех исследованных металлах и сплавах, включая ГЦК-, ОЦК- и ГПУ-материалы. При этом его величина и характер зависят от параметров импульсного тока (плотности, длительности, частоты), температуры, скорости деформации и структурного состояния материала. Наиболее ярко ЭПЭ проявляется при плотностях тока порядка 10^3 – 10^5 А/мм² и длительностях импульсов 10^{-5} – 10^{-3} с. Важно отметить, что даже при незначительном интегральном нагреве (единицы–десятки кельвинов) наблюдается заметное сни-

жение сопротивления деформации, что указывает на наличие нетепловых механизмов.

1.2.2 Практическое применение

Практическое применение электропластического эффекта началось практически сразу после его открытия. Как отмечается в обзорной работе [88], в настоящее время в разных странах создано около 45 станов и мощных металлообрабатывающих станков, основанных на электропластической деформации металлов. Разрабатываются различные варианты эффективных энергосберегающих технологий электропластической деформации волочением, прокаткой, штамповкой, плющением, вытяжкой, прессованием металлических отходов с пропусканием тока. Создается новое и модернизируется существующее оборудование для электропластической деформации металлов.

Отдельные применения электроимпульсной обработки, включая снижение пружинения титановых пластин после гибки и обработку сталей, подробно рассмотрены в работах автора [89—91].

ЭПЭ широко используется при обработке труднодеформируемых металлов и сплавов [86], например, при волочении проволоки, штамповке, прокатке [92; 93], а также при прессовании дисперсных материалов, в том числе стружки [94—96]. Применение импульсного тока позволяет снизить усилия волочения и прокатки, уменьшить пружинение, повысить качество поверхности и точность размеров, а также сократить число промежуточных отжигов. Кроме того, электропластическая обработка перспективна для управления микроструктурой: она способствует измельчению зерен, ускоряет рекристаллизацию, изменяет текстуру и распределение дефектов [27; 97—101].

1.2.3 Нерешенные вопросы и современное состояние

Несмотря на многолетнюю историю изучения и широкое применение, до сих пор нет единой точки зрения на физическую природу электропластического эффекта [87]. Отчасти это объясняется многофакторным влиянием электрического тока на дефектную структуру металла [27; 97; 98]: существует влияние электрического тока на отдельные дислокации [99] и дислокационные ансамбли [100; 101], на дисперсные частицы, на подвижность границ зерен, а также затупление вершин микротрещин вследствие локального плавления [102; 103]. Различные авторы выделяют тепловой (джоулев нагрев) и нетепловые механизмы (электронный ветер, открепление дислокаций от препятствий, изменение энергии активации, магнитопластические эффекты). При этом относительный вклад каждого из них зависит от режима импульсного воздействия и свойств материала. В частности, показано, что при коротких импульсах с высокой скважностью доминируют нетепловые эффекты, тогда как при длительных импульсах или высокой частоте повторения возрастает роль теплового разупрочнения.

В последние годы возобновился интерес к электропластичности в связи с развитием аддитивных технологий, микроформовки и обработки новых материалов (высокоэнтропийных сплавов, интерметаллидов, композитов). Однако систематические исследования влияния параметров импульсного тока (длительности, формы, частоты) на механизмы деформации для разных структурных состояний остаются ограниченными. Малоизученными остаются вопросы о роли границ зерен, двойников и примесных атомов в реализации нетепловых механизмов, а также о сравнительном поведении ГЦК-металлов с различной энергией дефекта упаковки при импульсной токовой деформации.

Таким образом, ЭПЭ представляет собой сложное многофакторное явление, сочетающее тепловые и нетепловые составляющие, и его детальное изучение необходимо как для фундаментального понимания физики пластической деформации, так и для оптимизации технологических режимов обработки металлов давлением.

1.3 Механизмы электропластичности

Электропластический эффект представляет собой сложное многофакторное явление, в котором переплетаются тепловые и атермические механизмы. Их относительный вклад сильно зависит от плотности тока, длительности и частоты импульсов: короткие импульсы высокой плотности чаще благоприятствуют нетепловым механизмам, тогда как более длительные или более частые импульсы усиливают тепловое разупрочнение.

1.3.1 Обзор основных механизмов

В современной литературе выделяют пять основных физических механизмов, ответственных за электропластический эффект. Их действие различается по природе, временным масштабам и экспериментальным проявлениям.

Джоулев нагрев и тепловое разупрочнение. Это тепловой механизм, при котором электрическая энергия преобразуется в тепло, повышая локальную и объемную температуру образца. Увеличение температуры ускоряет термически активируемые процессы — скольжение, переползание дислокаций, возврат и динамическую рекристаллизацию. Эффект проявляется постепенно, коррелирует с измеренным ростом температуры и усиливается при длительных импульсах или высокой частоте повторения, когда накапливается тепло [104]. Существуют две версии теплового механизма: объемный гомогенный нагрев и гетерогенный микромасштабный нагрев в областях дефектов [105]. В работе [106] показано, что для объяснения наблюдаемых эффектов на титане потребовалось бы локальное тепловое сопротивление в 10^5 – 10^9 раз превышающее объемное, что делает механизм микромасштабного нагрева маловероятным.

Сила электронного ветра (передача импульса). Нетепловой механизм, при котором дрейфующие электроны проводимости передают импульс дислокациям, создавая направленную объемную силу, которая добавляется к внешнему напряжению [74]. Троицкий дал выражение для этой силы, а впоследствии Ли и др. предложили упрощенное выражение, указывающее на ли-

нейную пропорциональность силы плотности тока [5]. Этот вклад проявляется мгновенно во время импульса и масштабируется с плотностью тока. В ранних экспериментах ему приписывали заметную долю снижения напряжения течения при очень высоких плотностях тока ($\sim 10^5$ А/см²). Однако количественные оценки показывают, что сила электронного ветра слишком мала, чтобы полностью объяснить наблюдаемое снижение напряжений [104]. Молотский и Флеров [82] показали, что теоретическое значение коэффициента для меди составляет $2,3 \times 10^{-9}$ МПа/(А/см²), в то время как экспериментально требуется значение $2,8 \times 10^{-5}$ МПа/(А/см²) — на четыре порядка больше. Современное кристалл-пластическое моделирование подтверждает, что для типичных режимов импульсной обработки вклад электронного ветра часто мал по сравнению с другими нетепловыми эффектами [104]. Деккер и Лоддер [107] выполнили *ab initio* расчеты силы электронного ветра для ГЦК- и ОЦК-металлов, показав, что эффективная валентность может быть как положительной, так и отрицательной.

Открепление дислокаций от препятствий. Ток (или связанные с ним магнитные поля и электронные эффекты) ослабляет взаимодействие дислокаций с центрами закрепления — парамагнитными препятствиями, атмосферами примесей, выделениями. Это приводит к внезапному высвобождению закрепленных сегментов и увеличению пластической деформации за импульс. Молотский и Флеров [82] разработали магнитопластическую теорию, согласно которой магнитное поле тока изменяет заселенность синглетных и триплетных состояний радикальных пар, облегчая открепление дислокаций. Кристалл-пластические модели, включающие зависимость от тока скорость открепления, воспроизводят наблюдаемые мгновенные падения напряжения и идентифицируют этот механизм как доминирующий для многих ГЦК-материалов [104; 108]. В работе [108] показано, что открепление дислокаций дает наибольший вклад в снижение напряжений, причем этот вклад падает с ростом деформации, в то время как вклад теплового разупрочнения растет.

Изменение энергии активации движения дислокаций. Нетепловой (или полутепловой) механизм, при котором ток локально изменяет электронную структуру, снижая энергетические барьеры для зарождения или движения перегибов на дислокациях. Это ускоряет термически активируемые процессы даже без измеримого объемного нагрева. Ли и Ю [5] на основе классической

теории свободных электронов разработали метод расчета изменения энергии активации, показав, что снижение напряжения течения увеличивается с ростом плотности тока. В более поздней работе [109] предложен подход на основе квантовой статистики Ферми–Дирака, показавший хорошее соответствие расчетных и экспериментальных значений снижения напряжения течения для медной проволоки при плотностях тока до 3000 А/мм². *Ab initio* расчеты показывают, что легирующие элементы под действием тока могут снижать барьеры, а экспериментально низкоэнергетическая электропластичность наблюдается при плотностях тока на два порядка ниже традиционных порогов [104].

Магнитопластические эффекты. Магнитные поля, сопровождающие ток (собственное и приложенное), взаимодействуют с парамагнитными центрами закрепления, изменяя их энергетический ландшафт и снижая прочность препятствий. Этот механизм чувствителен к направлению тока и внешнему магнитному полю, его вклад масштабируется с пиковой плотностью тока. Модель Молотского [82] дает выражение $\Delta\sigma(j) = \sigma^* \cdot j^2 / (j^2 + j_0^2)$, где j_0 — характеристическая плотность тока. Для алюминия $j_0 = 3,1 \times 10^5$ А/см², что соответствует типичным значениям. Модель объясняет неполярный характер эффекта, линейную и квадратичную зависимости снижения напряжения от плотности тока, а также зависимость от радиуса проволоки. Однако она предполагает наличие парамагнитных примесей или дефектов, что не всегда выполняется [104]. Кристалл-пластическое моделирование показывает, что магнитопластичность может быть значимой даже при малом джоулевом нагреве [104; 108].

1.3.2 Дополнительные механизмы и сопутствующие эффекты

Помимо перечисленных выше, существуют и другие предложенные механизмы реализации ЭПЭ.

Механизм нарушения зарядового баланса на дефектах. В работе [87] предложен механизм, основанный на нарушении зарядового баланса вблизи границ зерен. Методом теории функционала плотности для границы $\Sigma 3$ в алюминии показано, что добавление или удаление одного электрона приводит к снижению частоты локализованной оптической моды с 11,26 до 10,98 ТГц,

что соответствует снижению прочности межатомных связей в ядре границы на 4–5 %. Для совершенного кристалла такой эффект не наблюдается. Измерение модуля упругости при пропускании тока подтвердило атермическое ослабление связей, особенно выраженное в мелкозернистых материалах.

Термофлуктуационный механизм. Конрад [110] предположил, что дрейфующие электроны влияют не только на силу, но и на процесс термически активированного движения дислокаций, изменяя энергию активации и/или предэкспоненциальный множитель. Пластическая деформация описывается уравнением Аррениуса, и при пропускании тока происходит изменение свободной энергии Гиббса активации.

Сопутствующие эффекты. Скин-эффект — концентрация тока в приповерхностных слоях — для типичных условий электропластических экспериментов считается незначительным, поскольку глубина скин-слоя превышает радиус образца [104]. Пинч-эффект — радиальное сжатие проводника под действием собственного магнитного поля — создает радиальное напряжение порядка единиц МПа, что на порядки меньше эффекта снижения напряжений [101]. Магнитострикционные деформации в ферромагнитных материалах не превышают 0,005 %, что пренебрежимо мало.

Влияние на микроструктуру и дислокационную структуру. В работе [101] показано, что электроимпульсная обработка стали X80 (плотность тока $\sim 10^3$ А/мм², длительность 150 мкс) снижает остаточные напряжения более чем на 80 % за 2 мс, тогда как термический отжиг при 400 °С в течение 2 часов снижает напряжения лишь на 50 %. Плотность дислокаций уменьшается на 23–75 %, а дислокационная структура перестраивается: запутанные дислокации распутываются и ориентируются параллельно направлению дрейфа электронов. Предложен механизм, согласно которому сила электронного ветра препятствует работе источников Франка–Рида и одновременно ускоряет аннигиляцию дислокаций.

Влияние на эффект Портевена–Ле Шателье. В работе [111] исследовано подавление эффекта PLC в среднемарганцовистой стали под действием импульсного тока. При увеличении тока от 0 до 100 А критическая деформация начала PLC-эффекта возросла с 10,6 % до 24,6 %, а количество пиков напряжений уменьшилось с 35 до 0. Механизм связывается с уменьшением плотности дислокаций в аустените под действием электронного ветра.

1.3.3 Магнитопластичность и влияние параметров импульса

Магнитопластичность — подмножество нетепловых эффектов, связанных с магнитными взаимодействиями с парамагнитными препятствиями или ядрами дислокаций. Параметры импульса (плотность тока, длительность, частота) определяют, какой из механизмов — тепловой или нетепловой — преобладает.

Магнитные поля, связанные с током (собственным и приложенным), и спиновые взаимодействия могут изменять энергетический ландшафт парамагнитных центров закрепления, уменьшая прочность препятствий и облегчая движение дислокаций. Кристалл-пластические модели, включающие магнитопластические члены, показывают четкое снижение напряжения течения, возрастающее с пиковой плотностью тока, что указывает на важность магнитно-опосредованного открепления при высоких пиковых токах, даже если джоулев нагрев невелик [104]. Чувствительность к направлению тока, к внешнему магнитному полю и к амплитуде импульса (а не к средней энергии) согласуется с магнитопластическим поведением, описанным в классических экспериментах [104].

Влияние плотности тока проявляется в том, что некоторые сплавы демонстрируют измеримый электропластический эффект при удивительно низких плотностях тока (например, зарегистрированы низкоэнергетические явления при $\sim 0,035$ А/мм² в алюминиевых сплавах), что согласуется с электронным снижением барьеров активации, а не с макроскопическим нагревом [104]. Эксперименты с очень высокими плотностями тока сообщали о значительном вкладе электронного ветра и широких микроструктурных изменениях, включая ускоренный возврат и рост зерен, что указывает на возможность одновременного действия нескольких механизмов при экстремальных плотностях [112].

Длительность импульса и частота повторения также играют ключевую роль. Короткие импульсы с высокой скважностью благоприятствуют нетепловым механизмам (электронный ветер, открепление, магнитопластичность), поскольку тепловая диффузия ограничивает рост температуры за время импульса; мгновенные падения напряжения, происходящие внутри импульса, указывают на эти механизмы [104; 113]. Длинные импульсы или высокая частота повторения накапливают тепло и увеличивают вклад джоулева нагрева; кристалл-пластические модели и эксперименты показывают, что джоулев нагрев

становится все более существенным при повышении частоты и длительности импульса [104; 113]. Многократные импульсы могут вызывать кумулятивные микроструктурные изменения (например, снижение напряжения течения, изменение рекристаллизационного поведения), которые превышают эффект от эквивалентного внешнего нагрева, что свидетельствует о совместном действии тепловых и нетепловых механизмов с учетом истории нагружения [83; 113].

Для практического определения преобладающего механизма можно руководствоваться следующими признаками. Если измеренный рост температуры пренебрежимо мал и снижение напряжения происходит в пределах импульса, за него, скорее всего, отвечают нетепловые механизмы (открепление дислокаций от стопоров, магнитопластичность, электронный ветер, изменение энергии активации) [104; 113]. Если объемная температура значительно возрастает между импульсами или эффект масштабируется со средней мощностью, то преобладает тепловое разупрочнение [104]. Если эффекты масштабируются с пиковой плотностью тока и чувствительны к направлению тока или приложенному магнитному полю, это указывает на магнитопластический или электронно-ветровой механизмы [83; 104].

Заключительные замечания. Единой теории, описывающей все аспекты ЭПЭ, на сегодняшний день не существует. Вероятно, в разных металлах и при разных условиях экспериментов доминируют различные механизмы. Для ГЦК-металлов ведущую роль может играть открепление дислокаций от препятствий [108], для ГПУ — термическое разупрочнение [106; 108], а для ОЦК механизмы остаются наименее изученными. Дальнейшие исследования, особенно *in situ* наблюдения дислокационной динамики при пропускании тока, необходимы для окончательного выяснения природы этого важного и технологически перспективного явления.

1.4 Влияние параметров импульсного тока на электропластический эффект

Электропластический эффект (ЭПЭ) представляет собой снижение сопротивления пластической деформации металлов при пропускании через них

электрического тока, особенно импульсного, в процессе механического нагружения [2; 104; 113]. Данный эффект находит широкое применение в обработке металлов давлением (волочение, прокатка, штамповка) и в механической обработке резанием [114–116]. Величина и характер проявления ЭПЭ существенно зависят от параметров импульсного тока. Ниже подробно рассмотрено влияние трех ключевых параметров: плотности тока, длительности импульсов и скважности (частоты следования импульсов).

1.4.1 Плотность тока и снижение напряжения течения

Плотность тока является наиболее значимым параметром, определяющим интенсивность электропластического эффекта. Основная закономерность заключается в том, что ЭПЭ пропорционален плотности тока: с ее увеличением снижение напряжения течения становится более выраженным [2; 104; 117]. В классической работе Оказаки и др. [2] на поликристаллических Ti, Fe, Pb и Sn было показано, что падение напряжения течения $\Delta\sigma$ монотонно возрастает с ростом максимальной плотности тока. Например, для титана при плотности тока ~ 5000 А/мм² наблюдалось снижение напряжения течения до 40 % [2].

Однако зависимость не является линейной во всем диапазоне. Как отмечается в обзоре Димитрова и др. [104], существуют две гипотезы: линейная ($\Delta\sigma \propto j$) и квадратичная ($\Delta\sigma \propto j^2$). Большинство экспериментальных данных указывают на сильную зависимость, близкую к линейной, при умеренных плотностях тока [104].

Важным аспектом является существование пороговой плотности тока. Для проявления ЭПЭ необходима некоторая критическая плотность тока, зависящая от материала. По данным Коулз и др. [113], для меди при плотности тока ~ 4025 А/мм² наблюдалась лишь небольшая пластическая деформация без разрушения после 8 импульсов, тогда как при 5125 А/мм² образец разрушался за один импульс. Для Ti-6Al-4V, как показано в работе Сунь и др. [118], уже при плотности 2,98 А/мм² наблюдались микроструктурные изменения и снижение твердости.

Существует также оптимальный диапазон плотности тока. При чрезмерно высоких значениях начинают доминировать побочные эффекты — в первую очередь джоулев нагрев, который может приводить к перегреву, плавлению и ухудшению свойств [117]. Чжао и др. [114] показали, что при увеличении напряжения импульса (а значит, и плотности тока) до 80 В шероховатость поверхности сплава W93NiFe снижалась, но при дальнейшем повышении до 90 В шероховатость возрастала на 29,6 % из-за образования нароста на инструменте и избыточного разогрева. Аналогично, Чон и др. [117] установили, что усталостная долговечность алюминиевого сплава А6061-Т6 максимально возрастает (на 55 %) при плотности тока 90 А/мм², но при 150 А/мм² долговечность снижается из-за термического повреждения.

При увеличении плотности тока интенсифицируются процессы рекристаллизации и фазовых превращений. В Ti-6Al-4V плотность тока 3,98 А/мм² приводила к формированию корзиночной микроструктуры из пластинчатой α -фазы, что повышало пластичность материала на 14,6 % [118].

1.4.2 Длительность импульса и ширина импульса

Длительность импульса (ширина импульса) является вторым по важности параметром, определяющим энерговклад в материал и соотношение между электрон-дислокационным взаимодействием и джоулевым нагревом.

Согласно Ли и др. [116], для чистого электропластического эффекта (без доминирования теплового) следует использовать малую длительность импульсов. Увеличение длительности приводит к значительному росту температуры за счет джоулева тепла, при этом теоретический вклад длительности в сам ЭПЭ невелик. Рекомендваемый диапазон длительности импульсов для электропластического волочения составляет 60–100 мкс [116]. При меньшей длительности (< 60 мкс) ЭПЭ может исчезать, поскольку за короткое время электрон-дислокационное взаимодействие не успевает реализоваться в достаточной мере.

Важна также связь длительности с плотностью тока. В работе Тан и др. [115] использовались импульсы длительностью ~ 20 мкс с плотностью тока $\sim 10^3$ А/мм² для волочения проволоки из нержавеющей стали 304L. При таких

параметрах достигалось снижение усилия волочения на 20–50 % при минимальном разогреве (порядка 10 К), что подтверждает преобладание нетеплового механизма ЭПЭ.

Длительность импульса влияет на подавление эффекта Портевена–Ле Шателъе. Ии др. [111] показали, что при фиксированной длительности импульса 100 мкс и частоте 100 Гц увеличение амплитуды тока от 60 до 100 А приводит к эффективному подавлению прерывистого течения в среднемарганцовистой стали. Критическая деформация начала PLC-эффекта увеличилась с 10,6 % до 24,6 %, а количество зубцов на кривой напряжение–деформация сократилось с 35 до 0 [111].

Импульсы малой длительности (например, 1 мс), как показано в работе Столярова [1], способны вызывать не только разупрочнение, но и упрочнение материала (например, в поликристаллическом титане и монокристалле алюминия) за счет активации поперечного скольжения дислокаций и двойникования. При этом переход от одиночных импульсов к многоимпульсному режиму (частота 1000 Гц) в дуплексной нержавеющей стали снижал напряжение течения на 25–30 % при сохранении достаточной пластичности [1].

1.4.3 Частота импульсов и скважность

Скважность (отношение периода следования импульсов к длительности импульса) и частота следования импульсов тесно связаны и совместно определяют эффективную (среднюю) плотность тока и тепловыделение.

Тан и др. [115] установили, что для проволоки из нержавеющей стали 304L при скорости волочения 6,5 м/мин оптимальная частота импульсов составляет около 300 Гц. При этой частоте наблюдалось максимальное снижение усилия волочения. Авторы предположили, что максимальный ЭПЭ достигается, когда частота импульсного тока совпадает с собственной частотой колебаний материала обрабатываемой детали [115].

Влияние частоты на шероховатость поверхности исследовано в работе Чжао и др. [114]. Изменение частоты в диапазоне 110–410 Гц при фиксированном напряжении 70 В не привело к значительным изменениям шероховатости

поверхности сплава W93NiFe, однако при частоте 410 Гц качество поверхности начало ухудшаться из-за формирования нароста на инструменте.

Ли и др. [116] предложили критерий выбора частоты для электропластического волочения: необходимо, чтобы каждый участок проволоки получил как минимум один импульс тока в зоне пластической деформации. Частота f должна удовлетворять условию $f \geq v/h$, где v — скорость волочения, h — длина зоны деформации [116]. При этом более высокая частота усиливает ЭПЭ, но ее верхний предел ограничен тепловыделением.

Важно различать одиночные и многократные импульсы. Как показано в работе Столярова и др. [1], одиночные импульсы могут вызывать упрочнение, а многократные — разупрочнение.

1.4.4 Совместное влияние параметров и практические рекомендации

Три параметра — плотность тока j , длительность импульса τ и частота f — взаимосвязаны через эффективную (среднюю) плотность тока $j_{\text{eff}} = j\tau f$. Увеличение любого из них повышает энерговклад в материал, усиливая как ЭПЭ, так и джоулев нагрев. Задача оптимизации заключается в максимизации нетепловой (электрон-дислокационной) компоненты при минимизации тепловых побочных эффектов.

Согласно современным представлениям (обзор [104]), ЭПЭ обусловлен несколькими механизмами, действующими совместно: электронный ветер (сила, пропорциональная j), джоулев нагрев (термическое разупрочнение), магнитопластический механизм (облегчение открепления дислокаций от парамагнитных препятствий, пропорционален j^2) и уменьшение плотности дислокаций за счет аннигиляции.

Обобщенные практические рекомендации по выбору параметров импульсного тока (по данным [116]) приведены в табл. 1.1.

Критически важен температурный контроль. В работах [2; 115] применялось принудительное воздушное охлаждение для поддержания температуры на

Таблица 1.1 — Рекомендуемые параметры импульсного тока для электропластической обработки [116].

Параметр	Рекомендация
Плотность тока	Использовать максимально возможную (до порога перегрева).
Длительность импульса	60–100 мкс (меньше — ослабление или исчезновение ЭПЭ, больше — перегрев).
Частота	Минимально необходимая для обеспечения $f \geq v/h$; выбирается с учетом теплового режима.

уровне не более 10–20 К выше комнатной. При нарушении теплового режима джоулев нагрев может маскировать и даже нивелировать ЭПЭ [104].

Таким образом, параметры импульсного тока оказывают определяющее влияние на величину и характер электропластического эффекта. Плотность тока является основным фактором — ее увеличение усиливает ЭПЭ, но имеет оптимум, за которым начинается тепловое повреждение. Длительность импульсов должна быть достаточной для проявления электрон-дислокационного взаимодействия (≥ 60 мкс), но не избыточной (≤ 100 мкс), чтобы минимизировать джоулев нагрев. Скважность и частота должны обеспечивать попадание каждого участка деформируемого материала под действие тока хотя бы одного импульса, при этом более высокая частота усиливает эффект, но повышает тепловыделение. Оптимальные значения параметров зависят от материала (его электро- и теплопроводности), скорости деформации и условий охлаждения.

1.5 Электропластичность в ГЦК-металлах

Металлы с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой — алюминий, медь, никель и их сплавы — являются наиболее распространенными объектами изучения электропластического эффекта ввиду их широкого промышленного применения и хорошо изученной дислокационной структуры. В данном разделе рассматриваются особенности проявления ЭПЭ в ГЦК-металлах, связанные с их микроструктурой, энергией дефекта упаковки, поведением выделе-

ний и границ зерен, причем акцент сделан на атермических микроструктурных изменениях, а не на фундаментальных механизмах, уже описанных в разделе 1.3.

1.5.1 Влияние тока на дислокационную структуру и рекристаллизацию

Электронно-микроскопические исследования алюминиевого сплава АА1050 показали, что при пропускании тока плотностью 5 А/мм^2 наблюдается резкое снижение плотности дислокаций и исчезновение дислокационных клубков [119]. В сплаве Al–Cu после прохождения импульса тока 160 А/мм^2 также зафиксировано значительное уменьшение плотности дислокаций вокруг дисперсоидов [120]. Исследование деформационного поведения сплава 5A02 выявило переход от плоского скольжения (без тока) к волновому скольжению при увеличении интенсивности электроимпульсной обработки, что связывается с облегчением поперечного скольжения винтовых дислокаций [36].

Рекристаллизация под действием тока интенсивно изучалась на ГЦК-металлах. Пионерские работы Конрада и соавторов [121] на холоднотянутой меди (99,9 %) показали, что импульсы тока (800 А/мм^2 , 90 мкс, 2 Гц) в процессе изохронного отжига ускоряют возврат и рекристаллизацию, уменьшают размер рекристаллизованных зерен и снижают частоту образования двойников отжига. При этом эффект уменьшается с увеличением степени предварительной деформации [121]. Исследования на монокристаллах меди после усталостных испытаний [122] выявили формирование двух типов рекристаллизованных зерен: полигональных (в областях с вейн-структурой, размер $7,2\text{--}8,8 \text{ мкм}$) и эллипсоидных (в полосах скольжения, размер $5,3\text{--}8,0 \text{ мкм}$), ориентированных вдоль направления полос скольжения [122]. В работе [123] продемонстрировано, что ускорение возврата и рекристаллизации происходит даже при низких плотностях тока ($5\text{--}6 \text{ А/мм}^2$), что на порядки ниже традиционно используемых. Конькова и соавторы [124] на криогенно-прокатанной меди показали, что после импульсной обработки материал полностью рекристаллизуется, причем механизм рекристаллизации аналогичен статическому отжигу, а изменения мик-

роструктуры объясняются преимущественно джоулевым нагревом. Однако размер зерна после электроимпульсной обработки был несколько мельче, чем после статического отжига [124], что указывает на дополнительный вклад атермических эффектов.

Ускорение рекристаллизации под действием тока также подтверждено для алюминиевых сплавов. В работе [125] показано, что нагрев постоянным током (65 А/мм^2) холоднокатаного сплава Al–5Cu обеспечивает полную рекристаллизацию за 4,5 с при 407°C , тогда как без нагрева за то же время достигается лишь частичная (72 %) рекристаллизация. Этот эффект связывается с усилением потока вакансий под действием электронного ветра [125], что относится к атермическому влиянию на кинетику рекристаллизации.

1.5.2 Особенности ЭПЭ в различных материалах

Алюминий и его сплавы. Алюминий — один из наиболее изученных материалов в контексте ЭПЭ. Показано, что ЭПЭ увеличивает деформацию до разрушения AA1050-H24 на 14 % при плотности тока 5 А/мм^2 [119]. В сплаве 2024 с помощью импульсов тока удалось повысить относительное удлинение на 53,4 %, а в сплаве 7A04 — на 69,5 % [126]. Обнаружен эффект «электрической импульсной ретрогрессии» (возврата к закаленному состоянию) в естественно состаренных алюминиевых сплавах 2024 и 6061 под действием импульсов тока с плотностью $150\text{--}160 \text{ А/мм}^2$ [127; 128]. Это связано с растворением когерентных кластеров Cu–Mg или Mg–Si под действием тока. Анализ с использованием дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC) подтвердил, что после ЭИО сплав возвращается к состоянию, близкому к свежезакаленному [128]. Недавно обнаружен низкоэнергетический ЭПЭ в сплаве Al7050 при чрезвычайно низкой плотности тока $0,035\text{--}0,1 \text{ А/мм}^2$ (на три порядка ниже ранее сообщавшихся порогов), приводящий к снижению твердости на 10 % и повышению скорости ползучести на 38 % [126]. Ab initio расчеты показали, что приложение тока снижает энергетический барьер для движения дислокаций, закрепленных на выделениях Mg–Zn [126], что указывает на модификацию взаимодействия дислокаций с примесными атомами под действием тока.

Медь. Этот металл, также обладающий ГЦК-решеткой, проявляет выраженный ЭПЭ. При волочении медной проволоки с одновременной электроимпульсной обработкой (312 А/мм^2) усилие волочения снижается на 15–20 %, деформация увеличивается на 20–22 %, а твердость падает на 28–33 %, при этом удельное сопротивление не изменяется [129]. В образцах формируются сжимающие остаточные напряжения ($\sim 20 \text{ МПа}$), что может улучшить усталостную долговечность [129]. Отметим, что в меди, в отличие от алюминия, не наблюдается эффекта ретроградной рекристаллизации, что связано с отсутствием сильного дисперсионного твердения.

Сплавы с эффектом памяти формы (TiNi). В сплавах TiNi ЭПЭ проявляется по-разному в зависимости от фазового состава [1]. В аустенитном состоянии на стадии псевдотекучести наблюдаются скачки напряжения вверх (вызванные прямым мартенситным превращением), а на стадии деформационного упрочнения — скачки вниз (ЭПЭ). В мартенситном состоянии на стадии переориентации мартенсита скачки направлены вниз [1]. Это демонстрирует, что ЭПЭ может взаимодействовать с фазовыми превращениями, изменяя их кинетику.

Аморфные и нанокристаллические состояния. Исследования на аморфной пленке FeSiB показали, что ЭПЭ отсутствует в аморфном состоянии (из-за отсутствия дислокаций), но проявляется после нанокристаллизации (размер зерен $\sim 10 \text{ нм}$) [1]. Это подтверждает дислокационную природу ЭПЭ и указывает на то, что в нанокристаллических материалах эффект может быть значительным, несмотря на малое количество дислокаций внутри зерен.

1.5.3 Микроструктурные эффекты и специфические явления

Помимо влияния на дислокационную структуру и рекристаллизацию, в ГЦК-металлах наблюдаются специфические микроструктурные изменения под действием тока.

Измельчение зерна при кристаллизации. Исследование влияния электроимпульсной обработки на затвердевание чистого Al показало, что измельчение зерна происходит за счет диссоциации кристаллических зародышей

на границе раздела электрод–расплав под действием изменения свободной энергии системы, связанного с током (ΔG_{em}), и вынужденной конвекции [130]. При плотности тока 52,9 А/см² доминирует ΔG_{em} , а при 99,2 А/см² добавляется вклад конвекции [130]. Этот эффект важен для управления структурой литых ГЦК-изделий.

Эффект ретрогрессии в алюминиевых сплавах (2024, 6061) представляет собой уникальное явление, характерное именно для дисперсионно-твердеющих ГЦК-сплавов: под действием импульсов тока происходит растворение когерентных кластеров, что возвращает материал в состояние, близкое к свежезакаленному [127; 128]. Это позволяет осуществлять локальную термическую обработку без нагрева всего объема.

Низкоэнергетический ЭПЭ, обнаруженный в сплаве Al7050 при плотностях тока 0,035–0,1 А/мм² [126], показывает, что порог проявления ЭПЭ может быть значительно снижен в сплавах с сильным дисперсионным упрочнением. *Ab initio* расчеты связывают этот эффект с уменьшением энергетического барьера для открепления дислокаций от выделений Mg–Zn под действием тока, что указывает на электронную модификацию взаимодействия дислокаций с примесями.

Влияние на двойникование. В некоторых ГЦК-металлах с низкой энергией дефекта упаковки (например, в сплавах Cu–Al) ток может влиять на двойникование, однако этот аспект остается малоизученным. В алюминии с высокой энергией дефекта упаковки двойникование не является доминирующим механизмом деформации, поэтому ЭПЭ в основном проявляется через дислокационные процессы.

1.5.4 Заключительные замечания

Таким образом, в ГЦК-металлах электропластический эффект обусловлен комплексом микроструктурных изменений, включающих перестройку дислокационной структуры, ускорение рекристаллизации, растворение и перераспределение выделений, а также специфические эффекты, такие как ретрогрессия и низкоэнергетический ЭПЭ. Эти явления тесно связаны с энергией дефекта

упаковки, типом и состоянием выделений, размером зерна и плотностью дислокаций. Понимание этих особенностей позволяет целенаправленно выбирать режимы электроимпульсной обработки для достижения требуемого сочетания прочностных и пластических свойств в ГЦК-материалах, что будет подробнее рассмотрено в следующем разделе, посвященном промышленному применению.

1.6 Применение электропластического эффекта в промышленности

Электропластический эффект находит широкое практическое применение в различных отраслях промышленности, позволяя снижать энергозатраты, повышать качество продукции и расширять технологические возможности обработки труднодеформируемых материалов. Ниже рассмотрены основные процессы, в которых ЭПЭ используется для повышения эффективности формообразования металлов.

1.6.1 Обработка металлов давлением

Электротермическая обработка (ЭТО) при пластическом деформировании позволяет существенно снизить сопротивление деформации, повысить деформируемость и улучшить качество поверхности. В процессах прокатки, волочения,ковки, гибки, вытяжки и других операциях применение импульсного или постоянного тока дает ощутимые технологические преимущества.

Прокатка. Электропластическая прокатка (ЭП-прокатка) является одним из наиболее перспективных применений. При прокатке магниевых сплавов (AZ31) с импульсным током удастся существенно повысить деформируемость и снизить усилие прокатки по сравнению с теплой прокаткой при той же температуре [131]. Сочетание электропластического эффекта с асимметричной прокаткой (EDSR) позволяет получать тонкие полосы из магниевого сплава с высокой пластичностью и мелкозернистой структурой благодаря активации ме-

ханизмов динамической рекристаллизации [132]. Термоэлектроимпульсная прокатка (TER), объединяющая электроимпульсную обработку с теплой прокаткой, обеспечивает получение мелкозернистой структуры за счет динамической рекристаллизации при относительно низких температурах (ниже 453 К) и коротких выдержках (около 15 с), что улучшает как прочность, так и пластичность материала [133]. Показано, что при прокатке сплава AZ31 с импульсным током формируется однородная деформационная структура с высокой плотностью микрополос сдвига, что предотвращает образование макрополос и трещин [134].

Волочение проволоки. Электропластическое волочение — одно из наиболее успешных промышленных применений. При волочении проволоки из нержавеющей стали (304L, 1Cr18Ni9) с импульсным током высокой плотности (10^3 А/мм²) усилие волочения снижается на 20–50 %, а предел прочности уменьшается на 13–35 % при одновременном увеличении относительного удлинения [115; 135; 136]. Благодаря снижению наклепа удастся исключить промежуточные отжиги: проволоку диаметром 1,6 мм можно протянуть до 0,40 мм без отжига, что сокращает производственный цикл и снижает себестоимость [135]. Импульсный ток также улучшает качество поверхности — устраняет «узлы» и дефекты, возникающие при традиционном волочении, и снижает электросопротивление проволоки на 9–12 % [137]. Оптимальная частота импульсов для стали 304L составляет около 300 Гц при скорости волочения 6,5 м/мин [115].

Ковка и осадка. Электроассистированная осадка титановых сплавов Grade 2 и Grade 5 (Ti-6Al-4V) с постоянным током 300 А показывает значительное снижение напряжения течения, причем эффект усиливается с ростом степени деформации [138]. Сплав Ti-6Al-4V, который обычно требует горячей деформации при 900–930 °С, удастся успешно деформировать с импульсным током при температурах всего 47 °С на инструменте [3]. При ковке магниевового сплава AZ31В пороговая плотность тока около 30 А/мм² обеспечивает переход от хрупкого разрушения к пластической деформации без трещин [105]. Установлено, что эффективность ЭПЭ зависит от степени предварительного наклепа: материалы с высокой плотностью дислокаций демонстрируют больший эффект за счет взаимодействия электронов с дислокациями [138].

Гибка и правка. Электроассистированная гибка позволяет существенно снизить или полностью устранить пружинение. Для алюминиевого сплава 6111

после формовки с импульсным током плотностью 120 А/мм^2 пружинение полностью устраняется [105]. При гибке листов из нержавеющей стали напряжение течения снижается до 77 %, а требуемая энергия деформации уменьшается [3]. Эффективность снижения пружинения зависит от параметров импульса: большая длительность и высокая плотность тока дают лучший результат.

Экспериментальные результаты по электроимпульсной обработке титановых пластин после гибки с целью снижения пружинения представлены в работах [89; 90].

Вытяжка. Электроассистированная глубокая вытяжка магниевого сплава AZ31В с импульсным током позволяет получать значения индекса Эриксона до 11,7 при плотности тока 100 А/мм^2 и глубину вытяжки прямоугольных стаканчиков до 10,01 мм (против 2,85 мм без тока) [139]. Применение импульсного тока снижает усилие деформирования и повышает деформируемость благодаря активации дополнительных систем скольжения и рекристаллизации.

Растяжная гибка профилей. Для алюминиевых прессованных профилей (6063-Т5) электроассистированная растяжная гибка с нагревом током снижает пружинение благодаря снижению предела текучести и коэффициента деформационного упрочнения при повышении температуры [140]. Формовочная точность профилей повышается, что важно для авиационных конструкций.

Тиснение. Электроассистированное тиснение с непрерывным током позволяет изготавливать микроканалы на пластинах из нержавеющей стали SS316L при 110°C со снижением давления штампа и улучшением формы каналов; остаточные напряжения в области высоких напряжений уменьшаются [3].

Пробивка. Электроассистированная пробивка сверхпрочной стали с импульсным током 90 А/мм^2 снижает усилие пробивки на 20 % по сравнению с резистивным нагревом и на 85 % по сравнению с холодной пробивкой [3].

1.6.2 Другие технологические применения

Помимо обработки давлением, ЭПЭ успешно применяется в механической обработке резанием, сварке, а также для управления микроструктурой и остаточными напряжениями.

Обработка резанием. Электроассистированное точение является новой областью применения ЭПЭ. При точении сталей 1020, 1045 и 4140 с импульсным током (90 А, длительность 50–200 мкс, частота 100–300 Гц) потребляемая мощность снижается до 105 Вт, а удельная энергия резания — до 25 % [136]. Шероховатость поверхности уменьшается на 6–40 % в зависимости от режимов, а твердость поверхностного слоя — на 6–16 % [141]. При точении нержавеющей стали AISI 304 с импульсным током главная сила резания снижается на 23,6 %, микротвердость — на 22,6 %, а шероховатость (Ra) — на 61,7 % при оптимальных параметрах [141]. Улучшение обрабатываемости объясняется повышением пластичности в зоне резания благодаря электрон-дислокационному взаимодействию и локальному нагреву, что уменьшает наклеп и облегчает стружкообразование.

Сварка. Сварка трением с перемешиванием, интенсифицированная электрическим током (EA-FSW) является перспективным гибридным процессом. Применение электрического тока снижает осевую силу на 59 % благодаря ЭПЭ и джоулеву нагреву, что уменьшает износ инструмента и повышает скорость сварки [3]. Улучшается качество соединения, устраняется ограничение по глубине проплавления, что позволяет сваривать более прочные и толстые материалы. Электроконтактная сварка давлением (EA-PW) с непрерывным током значительно снижает усилие сварки и повышает прочность соединения. Например, нержавеющая сталь SS316L, которая не сваривается при 75 °С обычным способом, успешно соединяется с помощью EA-PW при той же температуре [3].

Управление микроструктурой и остаточными напряжениями. Электрический ток ускоряет процессы диффузии и рекристаллизации, что используется для сокращения времени термической обработки [105; 134]. Импульсный ток способствует формированию более мелкого зерна при рекристаллизации, что улучшает механические свойства. Кроме того, ток влияет на тип преобладающих двойников: при электроассистированной прокатке магниевых сплавов активируются двойники растяжения (ЕТ) вместо двойников сжатия и двойных двойников (СТ/DT), что повышает пластичность [132; 134]. Импульсный ток эффективно снижает остаточные напряжения в деформированных изделиях, что повышает их размерную стабильность и ресурс [3].

Обзор исследований по заживлению макротрещин в металлах под действием импульсного тока высокой плотности дан в работе [142]. Применение

индукторов для наведения токов Фуко в металлах с целью модификации их структуры и свойств рассмотрено в [143].

Таким образом, электропластический эффект охватывает широкий спектр промышленных применений — от традиционных процессов обработки давлением до современных гибридных технологий. Основные преимущества включают снижение усилий деформирования (на 20–50 %), повышение пластичности, улучшение качества поверхности, сокращение или исключение промежуточных отжигов, снижение энергопотребления и себестоимости продукции. Дальнейшее развитие связано с моделированием процессов, оптимизацией параметров тока и внедрением в промышленность.

1.7 Выводы по главе 1

В представленном литературном обзоре рассмотрены основные аспекты влияния электромагнитной обработки на микроструктуру и механические свойства металлических материалов, с акцентом на электропластический эффект (ЭПЭ) в металлах и его применение в технологиях электроимпульсной обработки. На основании проведенного анализа можно сделать следующие выводы.

1. Электропластический эффект проявляется в виде снижения напряжения течения и повышения пластичности металлов при пропускании электрического тока в процессе деформации. Экспериментально установлено, что ЭПЭ возникает благодаря сочетанию джоулева нагрева и нетепловых электрон-дислокационных взаимодействий, причем относительный вклад каждого из механизмов зависит от параметров импульсного тока (плотности, длительности, частоты) и свойств материала [104; 105; 113].
2. В литературе выделяются пять основных физических механизмов ЭПЭ: джоулев нагрев и тепловое разупрочнение, сила электронного ветра, открепление дислокаций от препятствий, изменение энергии активации движения дислокаций и магнитопластические эффекты [82; 87; 104; 108; 144]. Моделирование и эксперименты показывают, что для коротких импульсов с высокой скважностью преобладают нетепловые ме-

- ханизмы (открепление дислокаций, изменение энергии активации, магнитопластичность), тогда как при длительных импульсах или высокой частоте повторения доминирует тепловое разупрочнение [104; 105; 113]. Кристалл-пластические модели показывают наибольший вклад в снижение напряжений от открепления дислокаций от препятствий, причем этот вклад падает с ростом деформации, в то время как вклад теплового разупрочнения растет [108].
3. Параметры импульсного тока — плотность тока, длительность, частота, скважность и форма импульса — определяют выраженность ЭПЭ и баланс между тепловыми и нетепловыми составляющими. Плотность тока является ключевым параметром, причем для большинства материалов существует пороговая плотность, выше которой эффект становится значительным [2; 104; 113]. Существуют две гипотезы зависимости снижения напряжения от плотности тока: линейная ($\Delta\sigma \sim j$) и квадратичная ($\Delta\sigma \sim j^2$), причем большинство экспериментальных данных указывают на зависимость, близкую к линейной при умеренных плотностях тока [104]. Длительность импульса определяет соотношение между электрон-дислокационным взаимодействием и джоулевым нагревом: для усиления ЭПЭ рекомендуется использовать малую длительность (60–100 мкс), при большей длительности эффект может ослабевать [116]. Частота импульсов должна обеспечивать попадание каждого участка материала под действие тока хотя бы одного импульса в зоне деформации ($f \geq v/h$) [116]. Однако систематические количественные данные о влиянии длительности, частоты и формы импульса остаются ограниченными, что затрудняет разработку универсальных рекомендаций.
 4. В ГЦК-металлах электропластичность реализуется через облегчение движения дислокаций, активацию дополнительных систем скольжения и изменение анизотропии деформации. Высокая энергия дефекта упаковки (ЭДУ) способствует динамическому возврату, однако низкая ЭДУ не подавляет ЭПЭ, что указывает на общую дислокационную природу эффекта [104; 106; 108]. В алюминии и его сплавах обнаружен эффект «электрической импульсной ретрогрессии» — возврата к закаленному состоянию в дисперсионно-твердеющих сплавах 2024 и 6061

- под действием импульсов тока, связанный с растворением когерентных кластеров [127; 128]. Также выявлен низкоэнергетический ЭПЭ в сплаве Al7050 при плотностях тока 0,035–0,1 А/мм² (на три порядка ниже ранее сообщавшихся порогов), что объясняется снижением энергетического барьера для движения дислокаций, закрепленных на выделениях Mg–Zn [126]. В меди ЭПЭ проявляется в ускорении рекристаллизации и снижении температуры рекристаллизации при импульсной обработке [121; 124]. В материалах с ГПУ-структурой (например, магниевые сплавы) ток влияет на двойникование, а в титановых сплавах и сталях — на фазовые превращения и стабильность фаз [1; 104; 106].
5. Электротермическая обработка находит широкое применение в промышленности: она снижает усилия формообразования, повышает деформируемость, уменьшает пружинение, улучшает качество поверхности и может сокращать количество технологических операций (например, промежуточных отжигов). В процессах прокатки магниевых сплавов AZ31 с импульсным током удается повысить деформируемость и снизить усилие прокатки [131–133]. При волочении проволоки из нержавеющей стали 304L с импульсным током усилие снижается на 20–50 %, а предел прочности уменьшается на 13–35 % при одновременном увеличении относительного удлинения [115; 135; 136]. Электроассистированная глубокая вытяжка магниевого сплава AZ31В позволяет достигать индекса Эриксона до 11,7 и глубины вытяжки 10,01 мм (против 2,85 мм без тока) [139]. В процессах резания импульсный ток снижает силу резания на 23,6 %, микротвердость на 22,6 % и шероховатость поверхности на 61,7 % при оптимальных параметрах [141]. Однако количественные данные об энергоэффективности и стойкости инструмента при промышленном использовании остаются недостаточными.
 6. Несмотря на значительный прогресс в понимании электропластичности, ряд вопросов остается открытым. К ним относятся: отсутствие систематических исследований влияния длительности и энергии импульса на ЭПЭ при контролируемом повышении температуры за счет джоулева нагрева; недостаток данных о роли границ зерен, двойников и примесных атомов в реализации нетепловых механизмов; недостаточная разработанность физически обоснованных моделей, учитывающих

совместное действие тепловых и нетепловых механизмов с учетом истории нагружения; ограниченное количество работ по применению ЭИО для аддитивных технологий, микроформовки и для широкого спектра сплавов (высокоэнтропийных, композитов). Также остается открытым вопрос о сравнительном поведении ГЦК-металлов с различной энергией дефекта упаковки при электроимпульсной деформации в зависимости от структурного состояния (исходное, отожженное).

Таким образом, представленный обзор демонстрирует высокий потенциал электромагнитной обработки для управления микроструктурой и механическими свойствами металлических материалов, а также выявляет направления, требующие дальнейших экспериментальных и теоретических исследований. Полученные в обзоре данные служат основой для формулировки цели и задач настоящей диссертационной работы, направленной на экспериментальное изучение влияния параметров импульсного тока (емкости конденсаторной батареи, напряжения, длительности импульса) и структурного состояния (исходное, отожженное) на электропластический эффект в медных и алюминиевых проволоках, а также на выявление роли примесного состава и уровня энергии дефектов упаковки в электропластической деформации.

Глава 2. Методы и материалы

2.1 Материалы и методика эксперимента

В данной главе будут рассмотрены материалы, использованные для исследования ЭПЭ, их химический состав, структурное состояние до и после термообработки, а также их механические свойства. Будут приведены схема и подробное описание экспериментальной установки.

2.1.1 Характеристика микроструктуры материалов

Для исследований использовались проволоки из меди марки М1, алюминия марки КАС 8176 и сплава 6101, химический состав которых представлен в таблицах 2.1, 2.2 и 2.3 соответственно. Эти материалы выбраны потому, что они используются для массового производства проволоки, а волочение проволоки может быть более эффективным при использовании электрических импульсов [137; 145]. Геометрические параметры медных и алюминиевых образцов представлены в таблице 2.4. Для меди М1 и алюминия КАС 8176 рассматривались два структурных состояния: исходное и отожженное при температуре 500 °С в течение 2 часов с последующим охлаждением в печи. Термообработка алюминиевого сплава 6101 заключалась в выдерживании при 530 °С в течение 30 минут с последующей закалкой в воде.

Поверхность образцов для EBSD-анализа (дифракция электронов обратного рассеяния) готовили следующим образом: заготовки материала разрезали на пластины электроискровым методом, затем эти пластины механически

Таблица 2.1 — Химический состав меди М1 (масс. %).

Элемент	Cu	Fe	Ni	S	As	Pb
Содержание	≥ 99,9	< 0,005	< 0,002	< 0,004	< 0,002	< 0,005
Элемент	Zn	O	Sb	Bi	Sn	
Содержание	< 0,004	< 0,05	< 0,002	< 0,001	< 0,002	

Таблица 2.2 — Химический состав алюминия КАС 8176 (масс. %).

Элемент	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg
Содержание	$\geq 99,35$	0,03–0,15	0,04–0,15	-	-	-
Элемент	Cr	Ni	Zn	Ti	Ga	
Содержание	-	-	0,1	-	-	

Таблица 2.3 — Химический состав алюминиевого сплава 6101 (масс. %).

Элемент	Al	Mg	Si	Fe	Cu
Содержание	$\geq 97,61$	0,35–0,80	0,30–0,70	0,50	0,10
Элемент	Zn	Mn	Cr	Ti	Прочее
Содержание	0,10	0,03	0,03	0,03	0,10

утоняли на наждачной бумаге с постепенным уменьшением величины абразива, затем проводили полировку на алмазной пасте также с постепенным переходом к более мелкому абразиву. Окончательную полировку проводили методом струйной электрополировки на станке «Тенурол-3» с использованием электролита следующего состава: для медной проволоки 20 % водный раствор H_3PO_4 (при комнатной температуре), для алюминиевой проволоки 750 мл метанола, 250 мл HNO_3 (при 28 °C). Время полировки составляло 20 с.

EBSD-анализ проводился на растровом электронном микроскопе Tescan Mira 3LMH с использованием встроенного программного обеспечения «CHANNEL 5.0». Съемка проводилась при ускоряющем напряжении 20 кВ. Для всех состояний шаг формирования изображения был установлен на 0,5 мкм для медных и 0,3 мкм для алюминиевых образцов, при этом максимально допустимая ошибка разориентации составляла 2°. Количество линий Кикучи, используемых для индексации дифракционных картин, составляло не менее 5. Для повышения надежности данных EBSD, полученных при анализе кристаллографической разориентации зерен, из карт EBSD были удалены области, состоящие из пяти точек и менее, как ненадежные [146]. Полученные карты разориентации показывают различные кристаллографические ориентации разными цветами. Границы с разориентацией от 2 до 15° считались малоугловыми границами (LAB), а границы с разориентацией более 15° – высокоугловыми границами (HAB), при этом двойниковые границы обозначались $\Sigma 3$. Количественный анализ структур проводился в соответствии с рекомендациями ASTM E112-10. В качестве размера зерна использовался эквивалентный диаметр.

Таблица 2.4 — Геометрические параметры образцов.

Металл	l , мм	d , мм	S , мм ²	m , кг	I , м ⁴
Cu, M1	500	1	0,785	0,0035	$4,909 \times 10^{-14}$
Al, КАС 8176	500	1,8	2,5	0,0034	$5,153 \times 10^{-13}$
Al, 6101	500	1,8	2,5	0,0034	$5,153 \times 10^{-13}$

EBSD-карты обратных полюсных фигур (IPF-карты) и соответствующие распределения углов разориентации для медных и алюминиевых образцов в исходном состоянии показаны на рис. 2.1 и 2.2, а аналогичные графики для медных и алюминиевых образцов после отжига – на рис. 2.3 и 2.4. Левые (правые) столбцы на этих рисунках показывают результаты для сечений вдоль (по нормали к) оси проволоки. Из рис. 2.3 и 2.4 видно, что структура в отожженных образцах рекристаллизована со случайной ориентацией зерен в продольном направлении и преимущественной ориентацией $\langle 111 \rangle$ в поперечном направлении для меди и $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ для алюминия. Доля двойниковых границ для медных образцов достигает 0,53 в исходном состоянии и 0,81 в отожженном состоянии (см. рис. 2.1 и 2.3). Средний размер зерна для медных образцов без учета двойниковых границ составляет $9,1 \pm 0,4$ мкм и $8,2 \pm 0,2$ мкм в продольном и поперечном направлениях соответственно (рис. 2.1). В алюминиевых образцах размер зерен составляет $7,6 \pm 0,3$ мкм и $6,2 \pm 0,2$ мкм в продольном и поперечном направлениях соответственно (рис. 2.2). Размер зерна в меди значительно увеличивается после отжига, достигая 113,8 мкм в продольном и 50,4 мкм в поперечном сечении (рис. 2.3). Размер зерна в отожженном алюминии, напротив, увеличивается незначительно – до $12,3 \pm 0,3$ мкм и $12,4 \pm 0,7$ мкм для продольного и поперечного сечений соответственно (рис. 2.4).

Таким образом, медные образцы содержат большое количество двойников, в то время как в алюминиевых образцах двойники практически отсутствуют, что является следствием большой разницы в уровне энергии дефектов упаковки этих металлов. Также важно отметить, что размер зерна в медных образцах после отжига на порядок больше, чем в исходном состоянии, в то время как размер зерна в алюминиевых образцах лишь незначительно увеличивается в результате отжига.

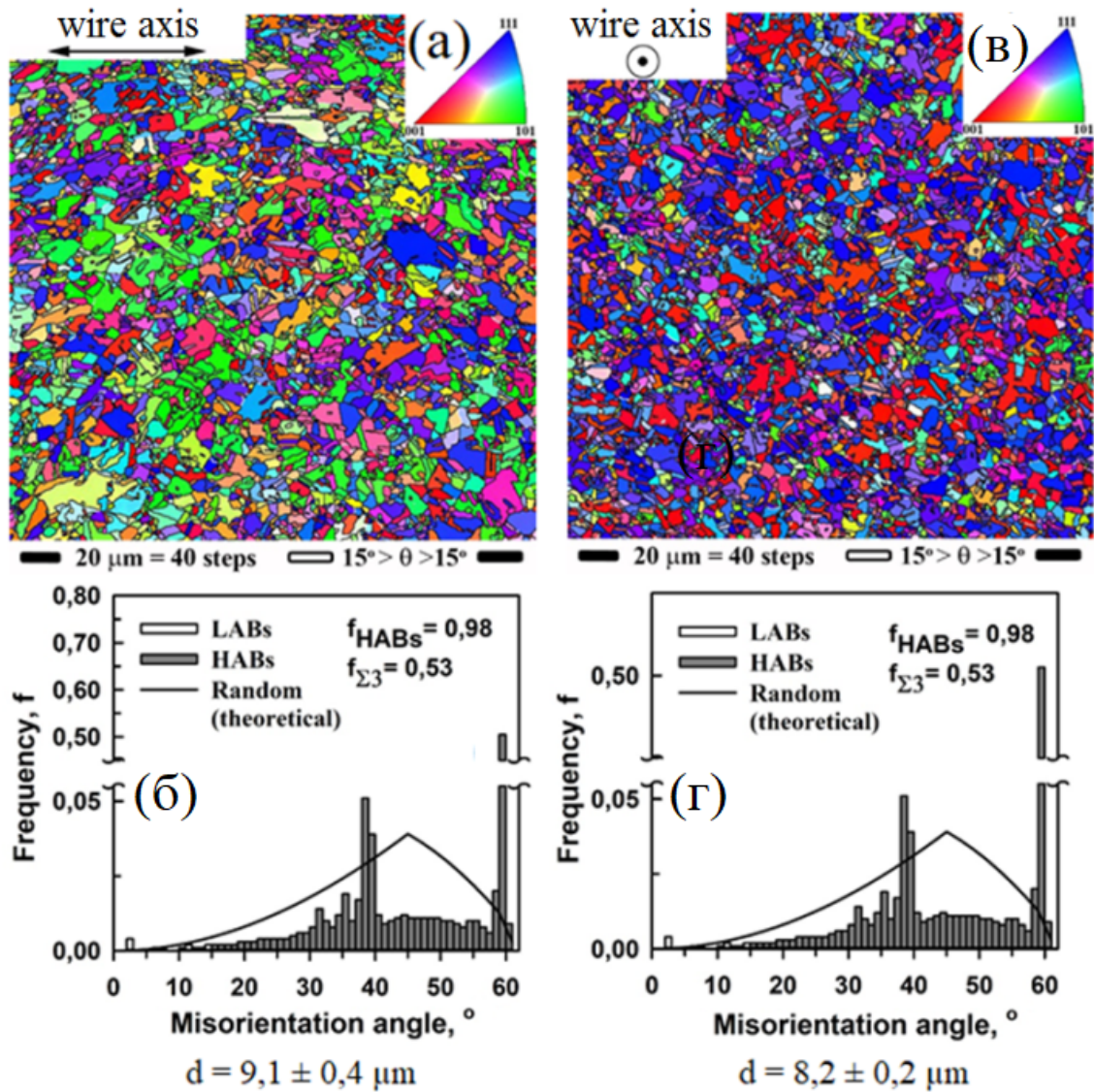


Рисунок 2.1 — Микроструктура исходной медной проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.

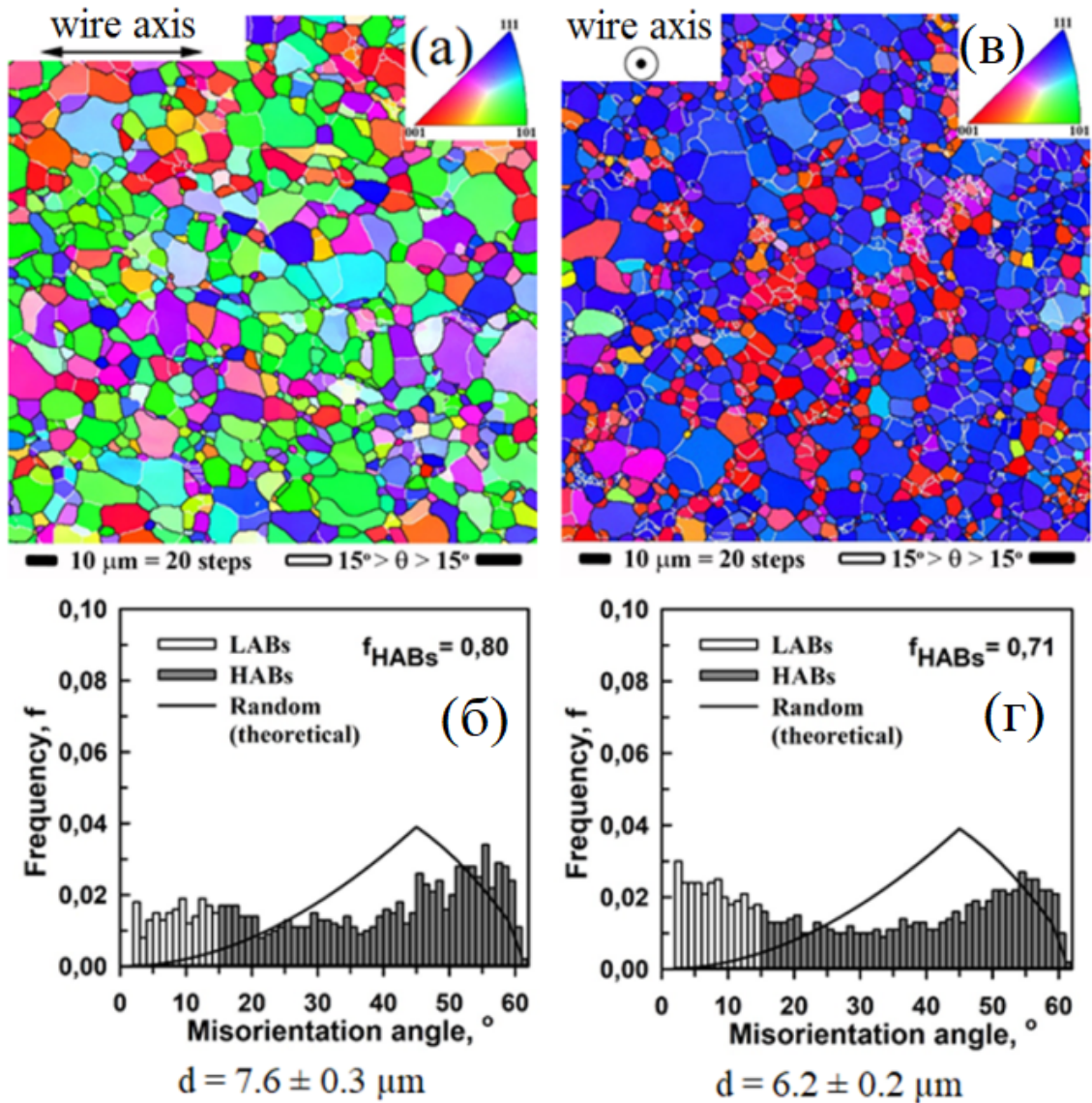


Рисунок 2.2 — Микроструктура исходной алюминиевой проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.

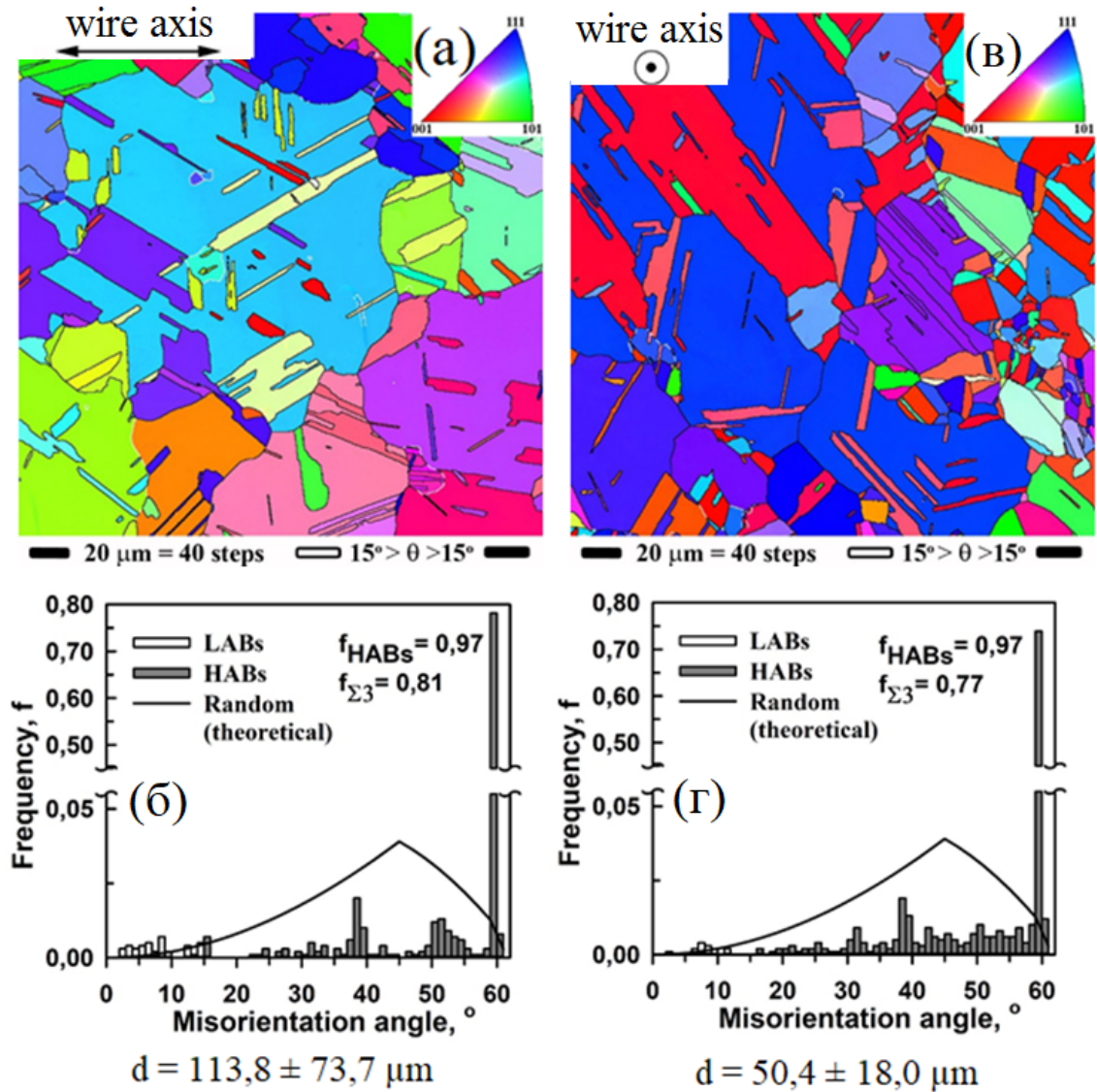


Рисунок 2.3 — Микроструктура отожженной медной проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.

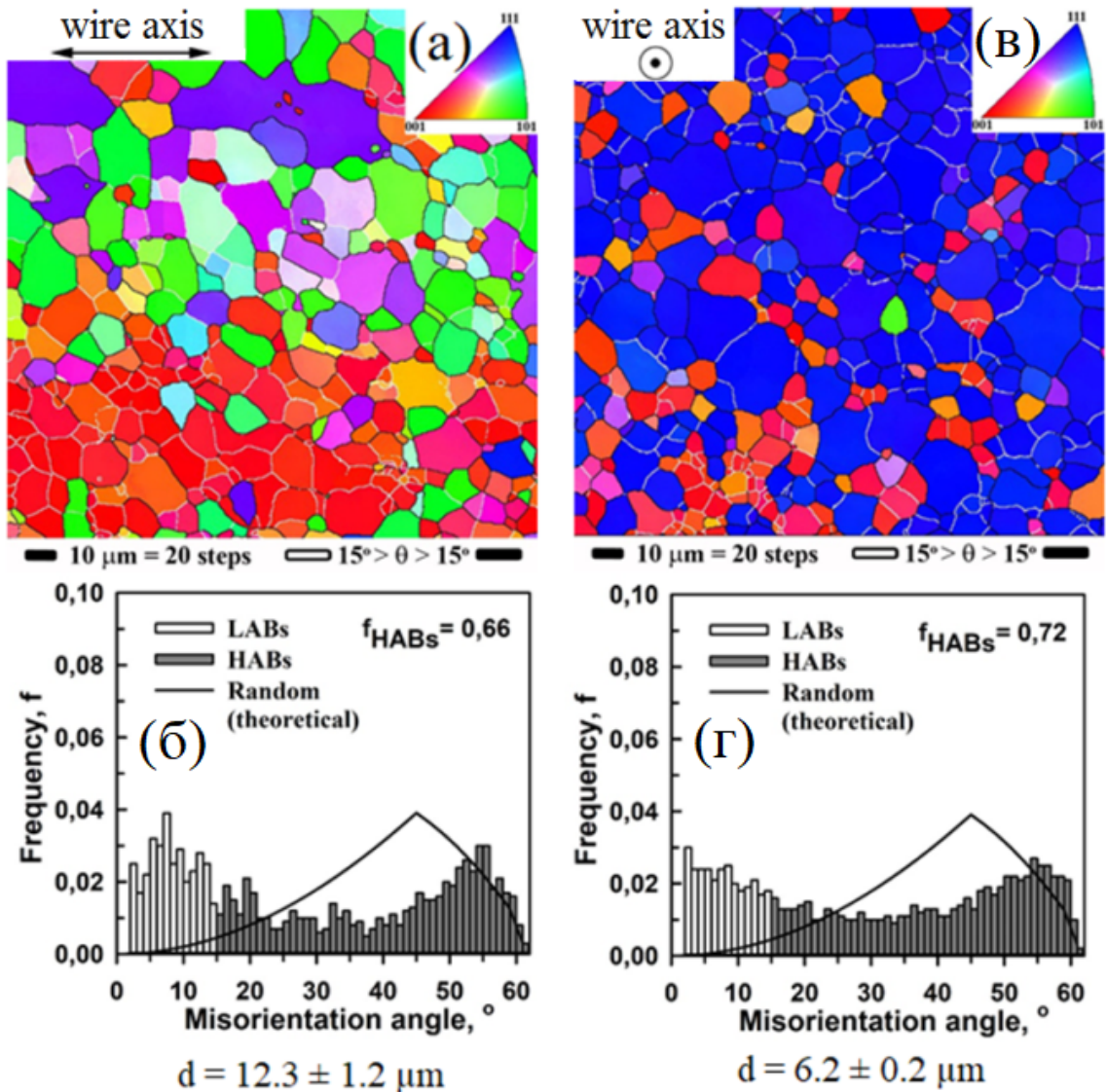


Рисунок 2.4 — Микроструктура отожженной алюминиевой проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.

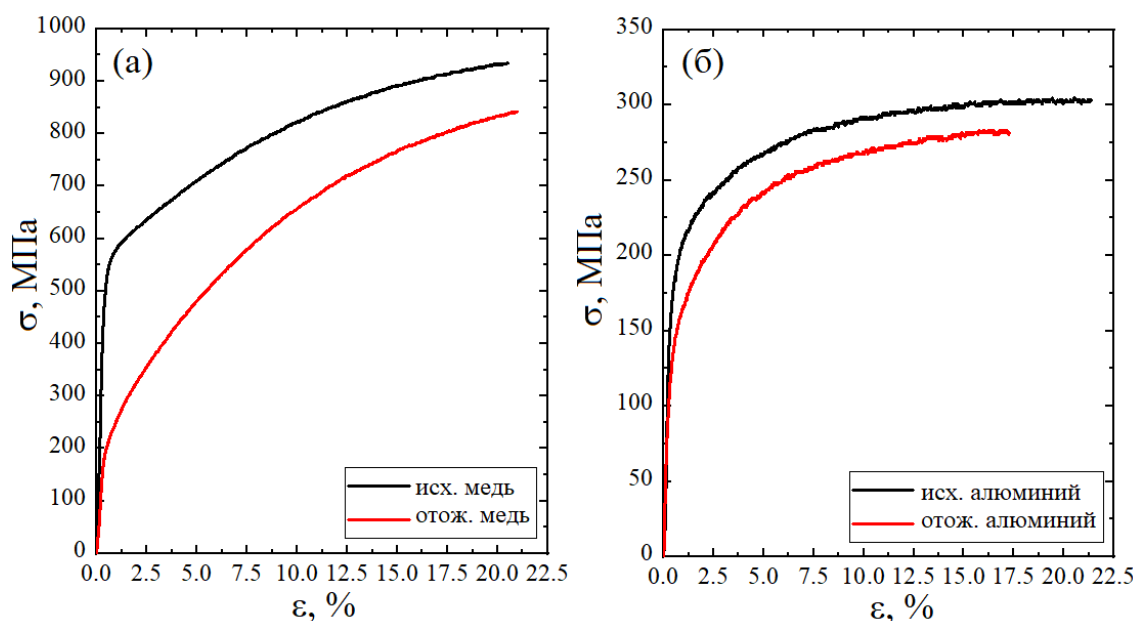


Рисунок 2.5 — Кривые напряжение-деформация для исходных (черный) и отожженных (красный) образцов, деформированных при скорости деформации $1,1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$: (а) медь и (б) алюминий.

2.1.2 Диаграммы растяжения

Испытания на растяжение проводились на медных и алюминиевых образцах длиной 500 мм при комнатной температуре с использованием универсальной электромеханической машины Schenck Trebel RMC100 с усилием 100 кН. На рис. 2.5 показаны кривые напряжения-деформации для медных и алюминиевых образцов, где черные кривые представляют исходное состояние, а красные — отожженное состояние.

Видно, что для обоих металлов уровни напряжения, необходимые для деформации, ниже в отожженном состоянии. Это особенно заметно в случае меди, где существует большая разница в размере зерна между отожженными и исходными образцами, в то время как для алюминия эта разница невелика.

По полученным результатам были определены пределы текучести медных и алюминиевых образцов в обоих структурных состояниях. Предел текучести меди (алюминия) в исходном состоянии составляет 125 МПа (55 МПа), а после отжига — 95 МПа (45 МПа). Исходя из этих значений, было выбрано напряжение растяжения в экспериментах по ЭПЭ.

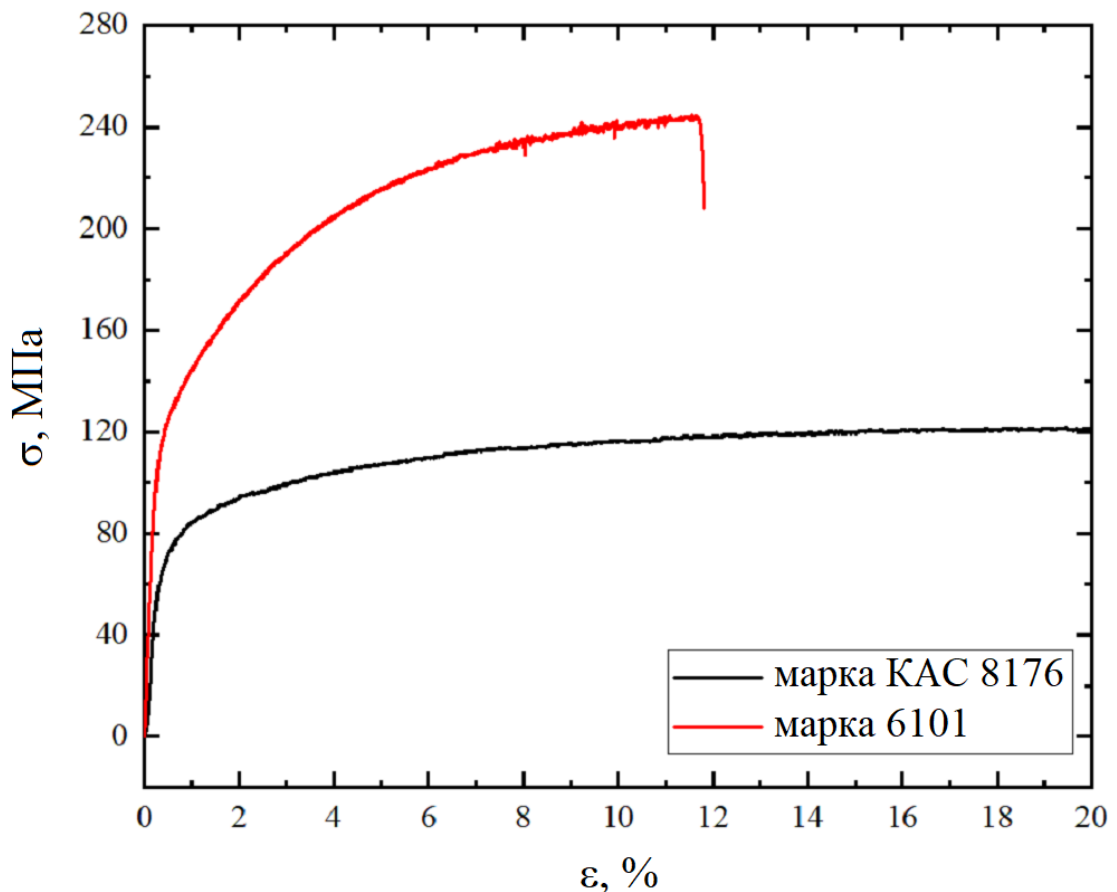


Рисунок 2.6 — Кривые напряжение-деформация для алюминиевых образцов марки КАС 8176 (черный) и сплава 6101 (красный), деформированных при скорости деформации $1,1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Далее было проведено испытание на растяжение на универсальной электромеханической машине Schenck Trebel RMC100 с усилием 100 кН. На рис. 2.6 показаны кривые напряжение-деформация для алюминиевых сплавов. Черная кривая представляет алюминий КАС 8176, а красная — сплав 6101.

По полученным результатам были определены пределы текучести алюминиевых сплавов. Предел текучести алюминия КАС 8176 (сплава 6101) составляет 55 МПа (90 МПа). Исходя из этих значений, было выбрано растягивающее напряжение для экспериментов с ЭПЭ. Сплав марки 6101 характеризуется значительно более высоким пределом текучести и более низкой пластичностью, что обусловлено присутствием магния и кремния в виде пересыщенного твердого раствора, полученного закалкой. Основным механизмом упрочнения в алюминии марки КАС 8176 является дислокационное упрочнение, тогда как в сплаве

марки 6101 существенный вклад вносит твердорастворное упрочнение легирующими элементами.

2.1.3 Физические и механические свойства меди и алюминия

Для корректной интерпретации результатов экспериментов по электропластической деформации и расчета параметров, таких как скорость звука в материале, джоулев нагрев и термические напряжения, необходимо знать основные физические и механические характеристики исследуемых материалов. В таблицах 2.5 и 2.6 приведены справочные данные для меди марки М1 и алюминия КАС 8176, использованных в работе.

Таблица 2.5 — Физические свойства меди и алюминия.

Физические свойства	медь	алюминий
плотность ρ , кг/м ³	8900	2700
коэффициент теплового расширения α , К ⁻¹	$16,9 \times 10^{-6}$	$22,2 \times 10^{-6}$
температура плавления T_m , К	1358	933
удельная теплоемкость c , Дж/(кг·К)	390	910

Таблица 2.6 — Механические свойства меди и алюминия.

Механические свойства	медь	алюминий
Модуль Юнга, E , Н/м ²	$1,2 \times 10^{11}$	$0,7 \times 10^{11}$
коэффициент Пуассона ν	0,33	0,33
предел текучести (исх.) σ_T , МПа	125	55
предел текучести (отож.) σ_T , МПа	95	45

Как видно из представленных данных, медь характеризуется более высокой плотностью, модулем упругости и температурой плавления по сравнению с алюминием, тогда как алюминий обладает большей удельной теплоемкостью и коэффициентом теплового расширения. Значения предела текучести, полученные экспериментально, хорошо согласуются с литературными данными для

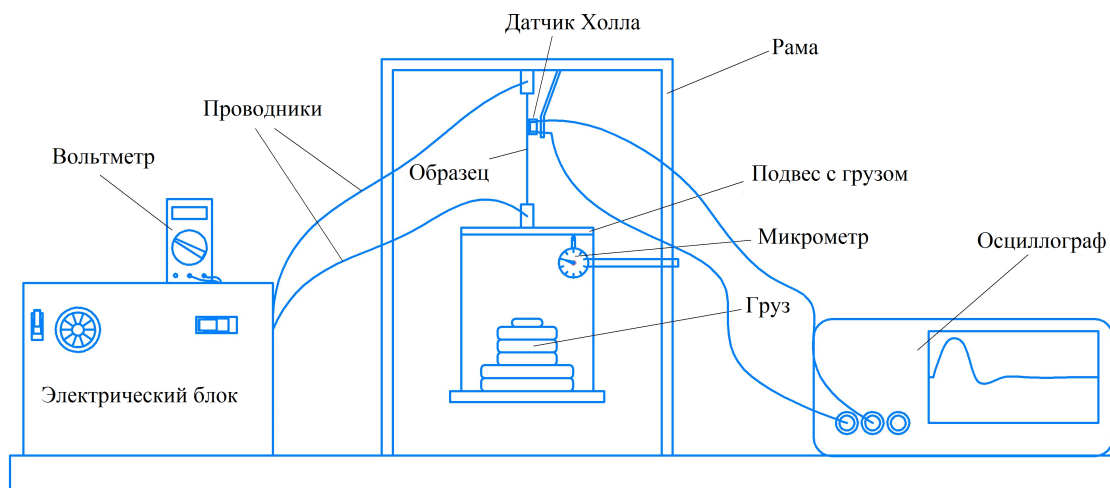


Рисунок 2.7 — Схема экспериментальной установки для исследования ЭПЭ.

материалов в аналогичных структурных состояниях. Эти характеристики будут использованы в дальнейшем при анализе влияния импульсного тока на пластическое течение проволок и при оценке вклада тепловых и электростимулированных эффектов.

2.1.4 Экспериментальная установка

Для изучения влияния электрических импульсов на пластическую деформацию проволок была разработана и собрана экспериментальная установка, представленная на рис. 2.7. Подробное описание установки и методики измерений приведено в работах [147; 148].

Проволочный образец механически нагружается подвесом с грузами различной массы. Деформация образца контролируется микрометром часового типа. Образец соединен с электрическим блоком с помощью проводников большого сечения. Напряжение на батарее конденсаторов электрического блока контролируется цифровым вольтметром. Ток через образец регистрируется трансформатором тока, заключенным в экран, отклик которого подается на канал 1 цифрового осциллографа АКИП-4115/3А. Падение напряжения на образце подается через делитель на канал 2 того же осциллографа. Изменение напряжения на батарее конденсаторов с течением времени по мере их разряда через

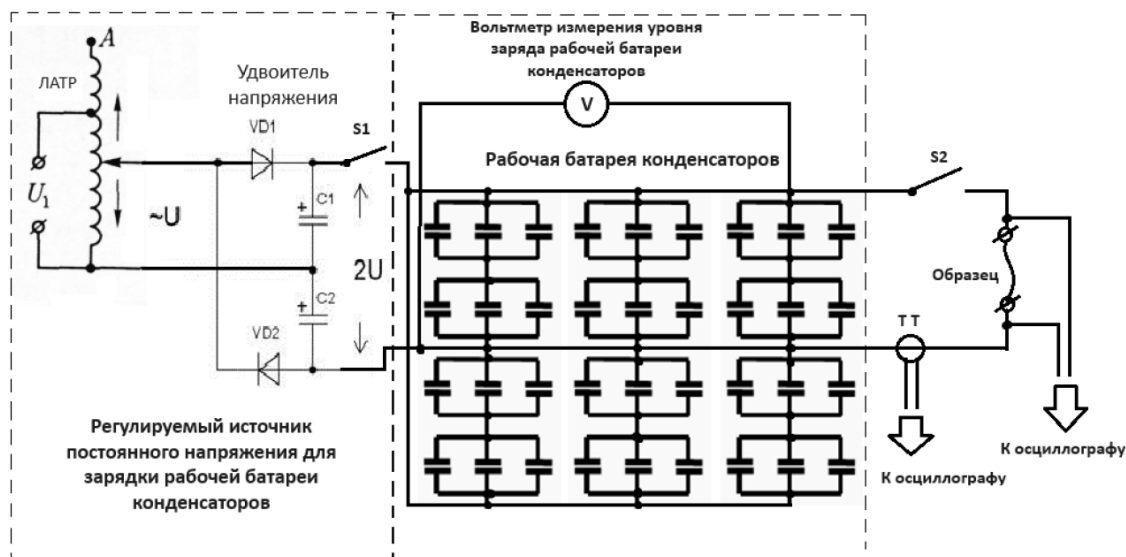


Рисунок 2.8 — Электрическая схема экспериментальной установки для исследования ЭПЭ.

образец регистрируется с помощью USB-приставки осциллографа, подключенной к портативному персональному компьютеру.

Электрическая схема экспериментальной установки показана на рис. 2.8. Регулируемый источник постоянного напряжения для зарядки батареи конденсаторов собран из лабораторного автотрансформатора и удвоителя напряжения по простейшей схеме Латура–Делона–Гренашера. Выключатель S1 используется для отключения зарядки при достижении необходимого для эксперимента уровня напряжения на конденсаторной батарее, который визуально контролируется вольтметром.

Для проведения эксперимента по влиянию импульсного тока на пластическую деформацию медных и алюминиевых проволок, их нагружали грузом постоянной массы до заданного растягивающего напряжения. Все эксперименты проводились при комнатной температуре. После зарядки батареи конденсаторов до необходимого напряжения и выключения выключателя S1 батарея разряжалась через образец путем включения выключателя S2. В состав батареи входят 36 электролитических конденсаторов емкостью 3300 мкФ и рабочим напряжением до 400 В каждый. Конденсаторы соединены последовательно-параллельно так, что общая емкость батареи составляет $C=25$ мФ.

Падение напряжения на образце и ток через образец контролируются одновременно. Ток регистрируется датчиком Холла, расположенным в непосред-

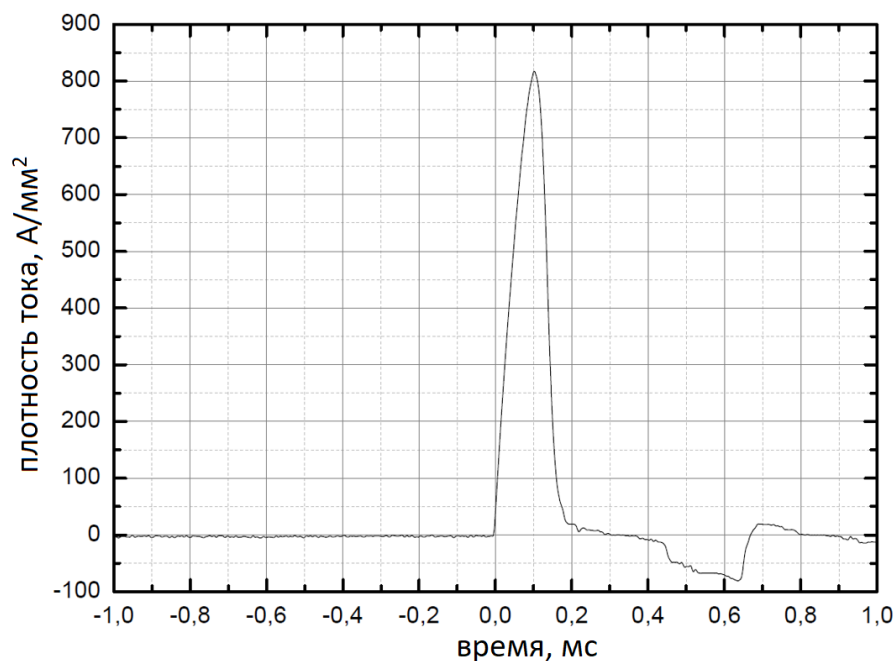


Рисунок 2.9 — Пример зависимости тока, проходящего через образец, от времени.

ственной близости от центра образца (на схеме не показан), и трансформатором тока (ТТ), отклик которого подается на вход осциллографа, а падение напряжения на образце подается через делитель на другой вход осциллографа. Трансформатор тока выполнен из ферритового кольца марки 2000НМ1 со стандартными размерами $K45,0 \times 28,0 \times 12$ мм, на которое намотано 140 витков провода марки ПЭВ-1 с диаметром поперечного сечения 0,5 мм. Для устранения воздействия импульса тока на трансформатор тока он заключен в экранирующую оболочку. Пример зависимости тока, проходящего через образец, от времени приведен на рис. 2.9. Из этого графика видно, что длительность данного тестового импульса тока составляет около 0,1 мс, а максимальная плотность тока – 800 А/мм².

2.2 Выводы по главе 2

1. В качестве объектов исследования выбраны медная проволока марки М1 и алюминиевые проволоки марок КАС 8176 и 6101, которые широко применяются в промышленности. Определены их геометрические пара-

- метры (длина 500 мм, диаметры 1 мм для меди и 1,8 мм для алюминия) и химический состав, соответствующий ГОСТ.
2. Методами EBSD-анализа установлены структурные характеристики материалов в исходном и отожженном состояниях. Показано, что в исходной меди средний размер зерна составляет около 9 мкм, при этом значительную долю (до 53 %) занимают двойниковые границы. Отжиг при 500 °С приводит к рекристаллизации и росту зерна до 110–120 мкм в продольном направлении. В алюминии двойники практически отсутствуют из-за высокой энергии дефекта упаковки, а размер зерна при отжиге увеличивается незначительно (с 7–8 мкм до 12 мкм).
 3. Проведены механические испытания на растяжение, получены кривые напряжение–деформация. Определены значения предела текучести: для исходной меди — 125 МПа, для отожженной — 95 МПа; для исходного алюминия — 55 МПа, для отожженного — 45 МПа. Отжиг снижает прочностные характеристики, особенно заметно в случае меди, что согласуется с изменением микроструктуры.
 4. Систематизированы физические и механические свойства материалов (плотность, модуль Юнга, коэффициент Пуассона, теплоемкость, температурный коэффициент расширения и др.), необходимые для дальнейших расчетов и анализа ЭПЭ.
 5. Разработана и собрана экспериментальная установка, позволяющая исследовать влияние импульсного электрического тока на пластическую деформацию проволочных образцов при растяжении. Описаны ее основные элементы: система нагружения, батарея конденсаторов (емкостью 29700 мкФ), измерительная аппаратура для контроля параметров импульсного тока (осциллограф, трансформатор тока, делитель напряжения). Представлены электрическая схема и методика проведения экспериментов с сериями импульсов при фиксированных нагрузках.
 6. Полученные в главе данные о структуре, механических свойствах и параметрах экспериментальной установки создают основу для изучения влияния электрических импульсов на деформационное поведение меди и алюминия, результаты которого будут представлены в последующих главах.

Глава 3. Динамические эффекты в системе «образец–груз» при прохождении импульса тока

Принципиальная схема установки для изучения ЭПЭ, используемой в данной работе, показана на рисунке 2.7. Проволочный образец растянут мертвым грузом и через него пропускается импульсный ток. В данной главе исследуется механическая система «образец–груз» после прохождения импульса тока, который вызывает практически мгновенный нагрев провода, его тепловое расширение и последующие динамические процессы в системе. Результаты, представленные в данной главе, опубликованы в работе [148].

3.1 Условия перехода образца в упругопластическую область

Сначала будет разобран случай, когда проволочный образец находится под действием растягивающих напряжений, не превышающих предел его текучести. До прохождения импульса тока проволочный образец нагружен растягивающим усилием, равным весу груза

$$P = Mg, \quad (3.1)$$

где M — масса груза, а $g = 9,8 \text{ м/с}^2$ — ускорение свободного падения. Пусть проволочный образец имеет длину L , площадь поперечного сечения S , и жесткость материала стержня на растяжение в упругой области характеризуется модулем Юнга E . Растягивающее напряжение в образце будет

$$\sigma = \frac{P}{S} = \frac{Mg}{S}, \quad (3.2)$$

а линейно-упругая деформация

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} = \frac{Mg}{ES}. \quad (3.3)$$

Полагая, что переход в пластическую область происходит при достижении предела текучести σ_T , находим предельную массу груза, свыше которой образец

переходит в область пластической деформации:

$$M_{\text{elast}} = \frac{\sigma_T S}{g}. \quad (3.4)$$

Для медной проволоки диаметра 1 мм при $\sigma_T = 125$ МПа получаем $M_{\text{elast}} \approx 10$ кг, а для алюминиевой проволоки диаметра 1,8 мм при $\sigma_T = 55$ МПа — $M_{\text{elast}} \approx 14$ кг. Эти значения согласуются с массами грузов, использованными в экспериментах (табл. 3.1).

Удлинение проволочного образца составит

$$\Delta L = \varepsilon L = \frac{MgL}{ES}. \quad (3.5)$$

Полагаем, что через образец проходит прямоугольный импульс тока величины I и длительности Δt . Сопротивление образца равно

$$R = \frac{\rho L}{S}, \quad (3.6)$$

где ρ — удельное сопротивление металла, из которого изготовлен образец. Согласно закону Джоуля–Ленца на образце выделится тепловая энергия

$$Q = RI^2 \Delta t = \frac{\rho L}{S} I^2 \Delta t, \quad (3.7)$$

что приведет к повышению температуры образца на

$$\Delta T = \frac{Q}{cm}, \quad (3.8)$$

где c — удельная теплоемкость вещества образца, а m — его масса. Учитывая, что $m = \rho SL$, где ρ — плотность вещества образца, получаем

$$\Delta T = \frac{Q}{c\rho SL}. \quad (3.9)$$

Будем считать, что импульс тока очень короткий, и нагревание образца происходит мгновенно в момент времени $t = 0$. Мгновенный нагрев проволочного образца вызывает внутренние сжимающие напряжения

$$\sigma_T = -E\alpha\Delta T = -E\alpha \frac{Q}{c\rho SL}, \quad (3.10)$$

где α — коэффициент линейного теплового расширения образца. Знак «—» в уравнении (3.10) указывает на то, что температурные напряжения являются сжимающими.

Если температурные сжимающие напряжения (3.10) окажутся меньше растягивающих напряжений, вызванных грузом, см. уравнение (3.2), то после прохождения импульса тока образец окажется под действием растягивающих напряжений, в противном случае — под действием сжимающих напряжений.

Случаи положительных (растягивающих) и отрицательных (сжимающих) напряжений в стержне будут рассмотрены по отдельности.

Случай $\sigma + \sigma_T < 0$.

Здесь образец окажется в состоянии осевого сжатия и необходимо проанализировать устойчивость его прямолинейной формы, что будет выполнено в разделе 3.2.

Случай $\sigma + \sigma_T > 0$.

Образец после прохождения тока останется под действием растягивающих напряжений

$$\sigma + \sigma_T = \frac{Mg}{S} - E\alpha\Delta T = \frac{Mg}{S} - E\alpha\frac{Q}{c\rho SL}, \quad (3.11)$$

но растягивающая деформация в нулевой момент времени останется неизменной. Данное напряженно-деформированное состояние будет неравновесным, поскольку усилия в образце, при напряжениях, заданных уравнением (3.11), не уравнивают вес груза. Динамика такой неравновесной системы будет анализироваться в разделе 3.3.

Условие $\sigma + \sigma_T > 0$ позволяет, используя уравнение (3.11), установить максимальный допустимый нагрев в образце, нагруженном грузом массы M , при котором он, после прохождения импульса тока, остается в растянутом состоянии:

$$\Delta T < \frac{g}{SE\alpha}M. \quad (3.12)$$

Для медного образца условие (3.12) принимает вид $\Delta T < 6,15M$, где температура измеряется в кельвинах, а масса в килограммах. Для алюминиевой проволоки аналогичное условие принимает вид $\Delta T < 2,48M$. В таблице 3.1 представлены минимальные и максимальные значения масс грузов, использованные в наших экспериментах для медных и алюминиевых проволок. Для этих значений по формуле (3.12) рассчитаны предельные значения нагрева, выше которых в

образцах возникают сжимающие напряжения. Кроме того, указаны величины растягивающих напряжений в образце, вызванные подвешенным грузом.

Таблица 3.1 — Максимальное повышение температуры медного и алюминиевого образца, выше которого он оказывается в состоянии осевого сжатия. Значения ΔT даны для минимальной и максимальной массы груза, использовавшихся в экспериментах. Также указаны и величины соответствующих растягивающих напряжений в образце.

Металл	$M_{\min}$, кг и $\sigma_{\min}$, МПа	ΔT , К	$M_{\max}$, кг и $\sigma_{\max}$, МПа	ΔT , К
Cu	8,5 и 106	52,3	13,5 и 169	83,1
Al	14 и 54	34,7	20 и 78	50

3.2 Устойчивость упругого образца при действии сжимающих напряжений

Рассмотрим классическую задачу о потере устойчивости длинного упругого стержня кругового поперечного сечения под действием осевой сжимающей нагрузки (задача Эйлера [149]). Прямолинейная форма равновесия стержня устойчива, если сжимающая нагрузка меньше критической P_c , а при превышении этой нагрузки происходит боковой изгиб стержня по одной из форм потери устойчивости.

Уравнение, описывающее равновесие срединной линии стержня, имеет вид [149]

$$\frac{d^4 w}{dx^4} + k^2 \frac{d^2 w}{dx^2} = 0, \quad k^2 = \frac{P}{EI}, \quad (3.13)$$

где $w(x)$ есть неизвестная функция поперечного прогиба стержня (координата x направлена вдоль оси стержня), осевая сжимающая сила равна

$$P = (\sigma + \sigma_T)S, \quad (3.14)$$

где сжимающее напряжение определено выражением (3.11), и момент инерции кругового поперечного сечения стержня равен

$$I = \frac{\pi d^4}{64}, \quad (3.15)$$

где d — диаметр поперечного сечения стержня.

Решение линейного дифференциального уравнения четвертого порядка (3.13) с характеристическим уравнением $\alpha^2(\alpha^2 + k^2) = 0$ имеет вид

$$w(x) = C_1 \sin kx + C_2 \cos kx + C_3 x + C_4, \quad (3.16)$$

где C_1, C_2, C_3 и C_4 — постоянные интегрирования, которые находятся из граничных условий. Для стержня с заделанными концами граничные условия следующие

$$w(0) = 0, \quad w(L) = 0, \quad w'(0) = 0, \quad w'(L) = 0. \quad (3.17)$$

Эти условия удовлетворены, если

$$\begin{aligned} C_1 (\sin kL - kL) + C_2 (\cos kL - 1) &= 0, \\ C_1 (\cos kL - 1) - C_2 \sin kL &= 0. \end{aligned} \quad (3.18)$$

Нетривиальное решение системы однородных уравнений (3.18) возможно тогда и только тогда, когда ее определитель равен нулю. Из этого условия находим $\sin(kL/2) = 0$, что выполняется, если $kL = 2\pi m$, $m = 1, 2, \dots$, откуда получаем спектр критических нагрузок

$$P_c = 4EI \left(\frac{m\pi}{L} \right)^2, \quad m = 1, 2, \dots \quad (3.19)$$

Неустойчивый стержень под нагрузкой $P > P_c$ будет выпучиваться по гармонике $w(x) \sim \sin^2(m\pi x/L)$ с номером m , который находится из выражения

$$m = \frac{L}{2\pi} \sqrt{\frac{P}{EI}}, \quad (3.20)$$

где правую часть следует округлить до ближайшего целого.

В таблице 3.2 представлены критические нагрузки P_c , рассчитанные по формуле (3.19), и критические сжимающие напряжения $\sigma_c = P_c/S$ для медных и алюминиевых образцов при $m = 1, 2, 3$.

Как видно из таблицы 3.2, для длинных и тонких проволочных образцов, использовавшихся в экспериментах, наименьшие критические нагрузки весьма малы (единицы МПа), так что появление даже незначительных сжимающих на-

Таблица 3.2 — Критические сжимающие нагрузки, рассчитанные по формуле (3.19), и соответствующие критические напряжения для медных и алюминиевых образцов.

Металл	P_c , Н и σ_c , МПа (m=1)	P_c , Н и σ_c , МПа (m=2)	P_c , Н и σ_c , МПа (m=3)
Cu	0,930 и 1,2	3,72 и 4,7	8,37 и 10,7
Al	5,70 и 2,24	22,8 и 8,98	51,3 и 20,2

пряжений в результате нагрева импульсом тока будет приводить к поперечному изгибу образцов.

3.3 Динамика системы «образец–груз» при действии в образце неравновесных растягивающих напряжений в упругой области

3.3.1 Уравнения движения и численная схема

Динамику системы «образец–груз» исследуем численно, используя метод конечных разностей. В случае растягивающих усилий не происходит поперечного выпучивания проволочного образца и расчет можно провести, используя модель стержня длины L , площади поперечного сечения S , изготовленного из материала с модулем Юнга E , см. рисунок 3.1(а). Стержень закреплен на верхнем конце, а к нижнему присоединен груз массы M . Ось x направлена вниз, а начало координат совмещено с закрепленным концом. Стержень разбит конечно-разностной сеткой с шагом $l = L/N$, узлы сетки занумерованы индексом $n = 0, 1, \dots, N$. Координаты узлов основного состояния стержня будут $x_n = ln$, а перемещения узлов обозначим u_n . Координаты узлов в деформированном стержне будут

$$x_n(t) = ln + u_n(t). \quad (3.21)$$

Будем считать, что продольные смещения поперечных сечений стержня в пределах одного шага сетки изменяются линейно, см. рисунок 3.1(б),

$$u(x) = \left(1 - \frac{x}{l}\right)u_{n-1} + \frac{x}{l}u_n, \quad 0 \leq x < l. \quad (3.22)$$

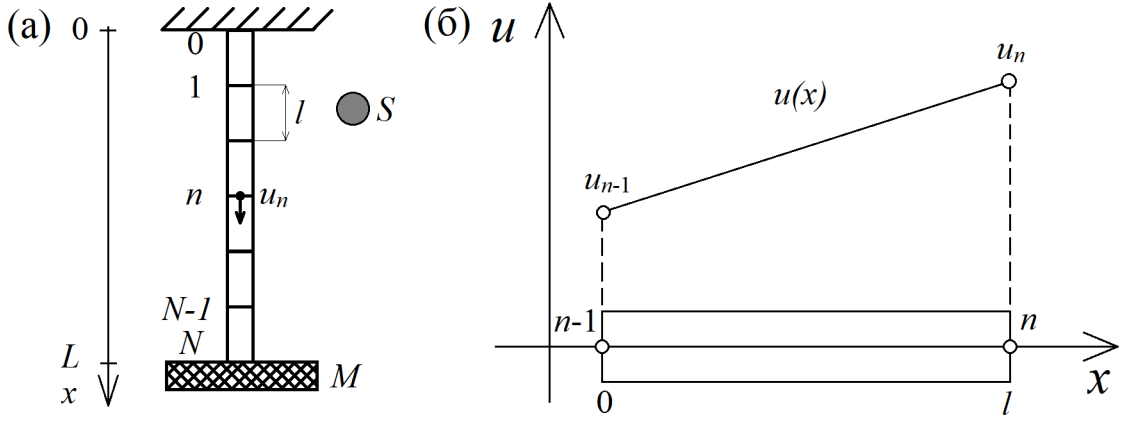


Рисунок 3.1 — (а) Стержень длины L , площади поперечного сечения S , изготовленный из материала с модулем Юнга E . Верхний конец стержня закреплен, а к нижнему присоединен груз массы M . Узлы конечно-разностной сетки занумерованы индексом $n = 0, 1, \dots, N$, шаг сетки $l = L/N$. Перемещения узлов вдоль оси стержня обозначены u_n . (б) Линейное поле перемещений поперечных сечений в пределах одного шага конечно-разностной сетки.

Деформация в пределах шага сетки является константой,

$$\varepsilon = \frac{du}{dx} = \frac{1}{l}(u_n - u_{n-1}), \quad (3.23)$$

а напряжение находится из закона Гука

$$\sigma = E\varepsilon = \frac{E}{l}(u_n - u_{n-1}). \quad (3.24)$$

Плотность упругой энергии равна $\sigma\varepsilon/2$, следовательно упругая энергия n -го сегмента стержня равна

$$E_n = lS \frac{\sigma\varepsilon}{2} = \frac{ES}{2l}(u_n - u_{n-1})^2, \quad (3.25)$$

а полная энергия упругой деформации стержня получается суммированием энергий всех его сегментов,

$$U = \sum_{n=1}^N E_n = \frac{ES}{2l} \sum_{n=1}^N (u_n - u_{n-1})^2. \quad (3.26)$$

При записи кинетической энергии системы будем предполагать, что масса сосредоточена в узлах конечно-разностной сетки. Масса внутреннего узла сетки равна массе одного сегмента стержня

$$\mu = \varrho Sl, \quad (3.27)$$

где ϱ — плотность материала стержня, а Sl — его объем. Масса, приписанная концевым узлам сетки, $n = 0$ и $n = N$, равна $\mu/2$. Тогда кинетическая энергия системы стержень-груз запишется

$$K = \frac{\mu}{4}\dot{u}_0^2 + \sum_{n=0}^{N-1} \frac{\mu}{2}\dot{u}_n^2 + \frac{1}{2}\left(\frac{\mu}{2} + M\right)\dot{u}_N^2. \quad (3.28)$$

Здесь первое слагаемое — это кинетическая энергия нулевого узла, масса которого равна половине массы одного сегмента (точка сверху означает дифференцирование по времени). Второе слагаемое — это суммарная кинетическая энергия всех внутренних узлов стержня. Кинетическая энергия последнего узла представлена третьим слагаемым, она учитывает присоединенную к узлу массу груза M .

Гамильтониан всей системы, то есть выражение ее полной энергии, будет

$$H = U + K = \sum_{n=1}^N \frac{ES}{2l}(u_n - u_{n-1})^2 + \frac{\mu}{4}\dot{u}_0^2 + \sum_{n=0}^{N-1} \frac{\mu}{2}\dot{u}_n^2 + \frac{1}{2}\left(\frac{\mu}{2} + M\right)\dot{u}_N^2. \quad (3.29)$$

Используя принцип Гамильтона, из гамильтониана (3.29) можно получить систему динамических уравнений в матричной форме, которая с учетом граничного условия (закрепление нулевого узла, $u_0(t) = 0$) запишется следующим образом

$$\begin{bmatrix} \mu\ddot{u}_1 \\ \mu\ddot{u}_2 \\ \vdots \\ \mu\ddot{u}_{N-1} \\ (\mu/2 + M)\ddot{u}_N \end{bmatrix} + \frac{ES}{l} \begin{bmatrix} 2 & -1 & 0 & \cdots & 0 & 0 & 0 \\ -1 & 2 & -1 & \cdots & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \cdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 0 & 0 & 0 & \cdots & -1 & 2 & -1 \\ 0 & 0 & 0 & \cdots & 0 & -1 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} u_1 \\ u_2 \\ \vdots \\ u_{N-1} \\ u_N \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ \vdots \\ 0 \\ Mg \end{bmatrix}. \quad (3.30)$$

В правой части уравнения фигурирует вектор-столбец узловых нагрузок, в котором все элементы кроме последнего равны нулю, а последний элемент равен весу груза массы M , при этом g — это ускорение свободного падения.

Начальные условия имеют вид:

$$u_n(0) = nl\varepsilon_T = nl\left(\frac{Mg}{ES} - \alpha\Delta T\right), \quad \dot{u}_n(0) = 0, \quad n = 1, \dots, N, \quad (3.31)$$

где для деформации $\varepsilon_T = (\sigma + \sigma_T)/E$ было использовано выражение (3.11). Данные начальные условия описывают растянутый стержень с однородной деформацией ε_T , которая возникла в результате прохождения импульса тока, причем, эта деформация вызывает внутренние напряжения, которые не уравнивают груз массы M , что и приводит к динамическому отклику системы.

Для нахождения неизвестных узловых перемещений $u_n(t)$ как функций времени система уравнений (3.30) интегрировалась численно при начальных условиях (3.31) с помощью интегратора Штормера шестого порядка [150]. Рассмотрим уравнение движения вида

$$m\ddot{u} = f(u). \quad (3.32)$$

В схеме интегрирования Штормера с постоянным шагом по времени τ смещение узла на шаге по времени $k + 1$ вычисляется следующим образом:

$$u_{k+1} = 2u_k - u_{k-1} + \frac{\tau^2}{m}\left(\frac{7}{6}f_k - \frac{5}{12}f_{k-1} + \frac{1}{3}f_{k-2} - \frac{1}{12}f_{k-3}\right), \quad f_k = f(u_k). \quad (3.33)$$

Видно, что этот метод требует сохранения в памяти компьютера значений сил f на четырех предыдущих временных шагах. Смещение u также сохраняется в памяти компьютера на четырех предыдущих временных шагах для того, чтобы с достаточной точностью рассчитать скорость узла, используя выражение

$$\dot{u}_{k+1} = \frac{1}{6\tau}(11u_k - 18u_{k-1} + 9u_{k-2} - 2u_{k-3}). \quad (3.34)$$

Для оценки шага интегрирования уравнений движения стержня рассчитаем основную частоту свободных колебаний одного сегмента разностной сетки, то есть стержня длины l , площади поперечного сечения S , выполненного из материала с модулем Юнга E (см. рисунок 3.1(б)). Она может быть найдена из

системы уравнений, описывающей движение его узлов

$$\begin{aligned}\frac{\varrho Sl}{2}\ddot{u}_{n-1} + \frac{ES}{l}(u_{n-1} - u_n) &= 0, \\ \frac{\varrho Sl}{2}\ddot{u}_n + \frac{ES}{l}(-u_{n-1} + u_n) &= 0.\end{aligned}\quad (3.35)$$

Рассматривая колебание узлов сегмента в противофазе, $u_{n-1}(t) = -u_n(t)$, получаем уравнение движения $\ddot{u}_n + \frac{4E}{\varrho l^2}u_n = 0$, откуда, используя подстановку $u_n \sim \sin(\omega t)$, находим круговую частоту колебаний

$$\omega = \frac{2}{l}\sqrt{\frac{E}{\varrho}}. \quad (3.36)$$

Отметим, что $\sqrt{E/\varrho}$ — это скорость продольного звука в стержне. Шаг по времени можно взять равным одной сотой периода колебаний одного сегмента:

$$\Delta t = \frac{1}{100}\pi l\sqrt{\frac{\varrho}{E}}. \quad (3.37)$$

Тестовые расчеты показали, что дальнейшее уменьшение шага по времени не влияло на результаты моделирования.

Период свободных колебаний массы M (в отсутствие гравитации), присоединенной к упругому стержню длины L с площадью поперечного сечения S из материала с модулем Юнга E можно посчитать из уравнения движения

$$M\ddot{u} + \frac{ES}{L}u = 0. \quad (3.38)$$

В этом расчете мы пренебрегаем массой стержня, поэтому он справедлив для случая $M \gg \varrho SL$. Подстановка $u \sim \sin(\omega_{\text{rod}}t)$ в уравнение (3.38) дает круговую частоту колебаний груза $\omega_{\text{rod}} = \sqrt{(ES)/(LM)}$, откуда находим период колебаний

$$T_{\text{rod}} = 2\pi\sqrt{\frac{LM}{ES}}. \quad (3.39)$$

Скорость распространения продольных упругих волн (скорость звука) в материале стержня определяется выражением

$$c = \sqrt{\frac{E}{\varrho}}. \quad (3.40)$$

Время, за которое волна пробегает длину стержня L , составляет

$$\tau_M = \frac{L}{c} = L\sqrt{\frac{\varrho}{E}}, \quad (3.41)$$

где индекс M обозначает конкретный металл.

Подставляя табличные значения плотности и модуля Юнга для меди, а также длину стержня $L = 0,5$ м, получаем

$$\tau_{\text{Cu}} = 0,5 \cdot \sqrt{\frac{8900}{1,2 \cdot 10^{11}}} \approx 0,000136 \text{ с.}$$

Для алюминия

$$\tau_{\text{Al}} = 0,5 \cdot \sqrt{\frac{2700}{7 \cdot 10^{10}}} \approx 0,000098 \text{ с.}$$

Сравнивая эти значения с периодами свободных колебаний груза, найденными ранее ($T_{\text{rod}} = 0,0458$ с для меди и $0,0336$ с для алюминия), видим, что время пробега звука по стержню на два-три порядка меньше периода колебаний:

$$\frac{T_{\text{rod}}}{\tau_{\text{Cu}}} \approx 337 \text{ (медь)}, \quad \frac{T_{\text{rod}}}{\tau_{\text{Al}}} \approx 343 \text{ (алюминий)}.$$

Таким образом, за время одного полного колебания упругое возмущение успевает многократно пробежать стержень, что оправдывает приближение однородности деформации в стержне, что обеспечивается тем, что масса стержня пренебрежимо мала по сравнению с массой груза ($M \gg \varrho SL$). Следовательно, использование модели безмассовой пружины (уравнение (3.38)) и рассмотрение однородной деформации стержня являются вполне корректными для данных параметров.

3.3.2 Результаты моделирования

Для демонстрации динамических эффектов в системе стержень–груз сравним решение системы уравнений (3.30) для двух видов начальных условий:

$$\begin{aligned} \text{I. } & u_n(0) = 0, \quad \dot{u}_n(0) = 0, \quad n = 1, 2, \dots, N, \\ \text{II. } & u_n(0) = n \frac{Mg}{ES} l, \quad \dot{u}_n(0) = 0, \quad n = 1, 2, \dots, N. \end{aligned} \quad (3.42)$$

В первом случае имеем тривиальные начальные условия, предполагая, что стержень находится в покое, в ненагруженном состоянии, и в момент времени $t = 0$ на него подвешивается груз массы M и отпускается с нулевой начальной скоростью. Во втором случае стержень подвержен однородной деформации $Mg/(ES)$, которая соответствует растягивающему напряжению Mg/S , которое уравнивает вес груза массы M .

Конечно-разностная сетка включала $N = 101$ узел. Система уравнений (3.30) интегрировалась численно с шагом по времени $\tau = 4,34 \times 10^{-8}$ с, который был найден из уравнения (3.37). Граничные условия $u_0(t) = 0$, $\dot{u}_0(t) = 0$ описывают закрепленный верхний конец стержня.

Результаты моделирования системы «образец–груз» для двух видов начальных условий показаны на рисунке 3.2 для массы груза $M = 10$ кг. На (а) представлены перемещения как функции времени для узлов сетки $n = N$ (нижний конец стержня с присоединенной массой M) и $n = N/2$ (середина стержня). На (б) приведены кинетическая и потенциальная энергии стержня как функции времени. На (в) построена временная зависимость растягивающего напряжения в стержне. Сплошными линиями показаны результаты для случая I, а пунктирными — для случая II.

Как видно из рисунка 3.2(а), груз совершает периодические колебания с амплитудой 0,502 мм и периодом 0,0457 с. Отметим, что оценка (3.39) дает практически такое же значение периода, $T_{\text{rod}} = 0,0458$ с. Важно сказать, что в стержне в любой момент времени реализуется однородное деформированное состояние, о чем свидетельствует, например, тот факт, что середина стержня движется с вдвое меньшей амплитудой, чем его конец, $u_{N/2}(t) = 0,5u_N(t)$. Это означает, что если в стержне не возбуждаются бегущие волны, то не обязательно

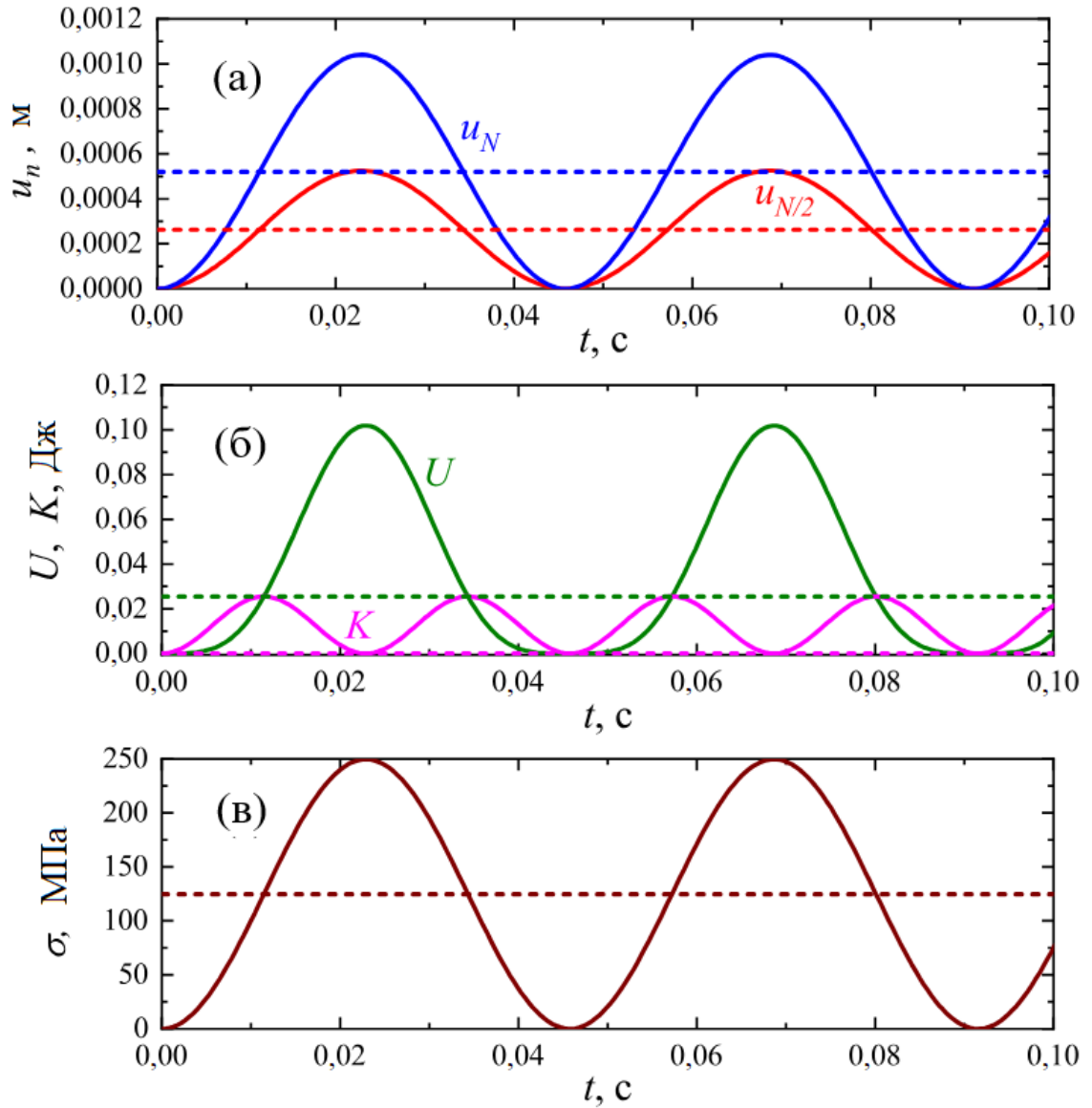


Рисунок 3.2 — Сравнение поведения системы «образец–груз» для двух видов начальных условий, см. уравнения (3.42). Сплошные линии соответствуют случаю I, а пунктирные — случаю II. (а) Перемещения как функции времени для узлов сетки $n = N$ (нижний конец стержня с присоединенной массой M) и $n = N/2$ (середина стержня). (б) Кинетическая и потенциальная энергии стержня как функции времени. (в) Временная зависимость растягивающего напряжения в стержне. Результаты для медного образца, соединенного с массой $M = 10$ кг. Конечно-разностная сетка включала $N = 101$ узел.

но решать систему уравнений (3.30); для описания однородно-деформированного состояния стержня достаточно использовать уравнение с одной степенью свободы (3.38), при условии, что масса стержня намного меньше массы подвешенного груза. При анализе упругопластической деформации стержня будет использован данный факт и решение будет находиться в предположении однородного напряженно-деформированного состояния стержня.

Пунктирные горизонтальные линии на рисунке 3.2(а) соответствуют начальным условиям II уравнения (3.42), когда сила упругости стержня уравновешивает вес груза и система пребывает в покое. Видно, что в случае динамического нагружения колебания происходят около равновесных значений перемещений.

Из рисунка 3.2(б) видно, как осциллируют кинетическая K и потенциальная U энергии системы в случае I (сплошные линии), в то время как в случае II (пунктирные линии) имеем $K = 0$ и U равно константе.

Рисунок 3.2(в) показывает, что в случае I напряжение в стержне осциллирует, а в случае II (пунктирная линия) оно равно константе. Важно отметить, что в случае динамического нагружения максимальные напряжения в стержне, в рассмотренном случае, вдвое превышают равновесное значение. Это обстоятельство необходимо учитывать при анализе результатов экспериментов при изучении ЭПЭ, когда импульс тока вызывает мгновенный нагрев образца и соответствующий скачок внутренних напряжений, вызывая динамический отклик системы.

Проанализируем динамику системы «образец–груз», предполагая, что до момента времени $t = 0$ она находится в равновесии, и в момент $t = 0$ происходит мгновенный нагрев стержня импульсом тока на величину ΔT . Начальные условия имеют вид (3.31). На рисунке 3.3 показана осцилляция напряжений в (а) медном и (б) алюминиевом образце, растянутом грузом массы $M = 10$ кг, после мгновенного нагрева импульсом тока на величину ΔT (указано для каждой кривой). В отсутствие импульса тока ($\Delta T = 0$) стержень растянут неизменным во времени напряжением $\sigma = 125$ МПа для меди и 38,5 МПа для алюминия. Мгновенный нагрев вызывает колебания груза, подвешенного на упругом стержне, и напряжения осциллируют во времени. Амплитуда колебаний растет линейно с увеличением ΔT . Расчет показывает незатухающие колебания, поскольку урав-

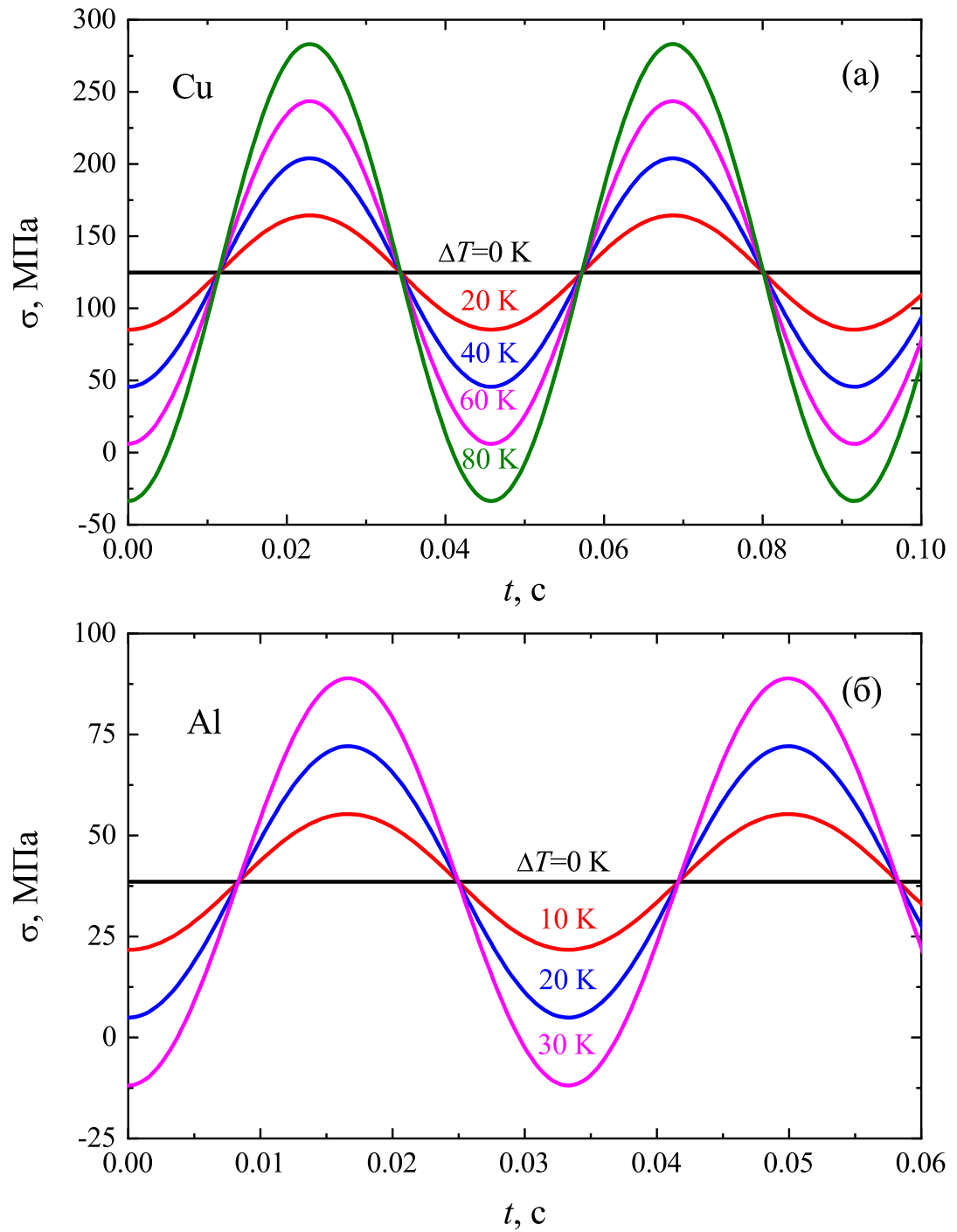


Рисунок 3.3 — Зависимость напряжений в (а) медном и (б) алюминиевом образце от времени для различных значений мгновенного повышения температуры ΔT (указаны для каждой кривой). Образец нагружен грузом массы $M = 10$ кг.

нения движения (3.30) не учитывают сил трения, но на практике колебания будут затухающими.

Отметим, что кривая на рисунке 3.3(а), соответствующая $\Delta T = 80$ К, начинается из области отрицательных (сжимающих) напряжений и в этом случае необходим анализ устойчивости образца по отношению к поперечному изгибу, согласно разделу 3.2. Согласно уравнению (3.12), нагрев вплоть до $\Delta T = 6,15M$ для медного образца и до $\Delta T = 2,48M$ для алюминиевого образца не вызывает сжимающих напряжений и анализ устойчивости стержня не актуален (здесь масса M измеряется в килограммах, а температура в кельвинах).

3.4 Нелинейно-упругий образец

Поскольку, как отмечалось выше, в стержне реализуется однородное напряженно-деформированное состояние, то вместо численного интегрирования системы уравнений (3.30) можно рассмотреть систему с одной степенью свободы, в предположении, что масса груза намного больше массы стержня. Единственной неизвестной функцией является $u(t)$, которая описывает смещение центра тяжести груза, подвешенного на проволочном образце. Колебания груза, в случае нелинейно-упругого образца, будут описываться уравнением движения

$$M\ddot{u} + \frac{E'S}{L}u = Mg, \quad (3.43)$$

где касательный модуль рассчитывается следующим образом:

$$E' = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}. \quad (3.44)$$

В расчетах диаграмма растяжения отожженной медной проволоки состояла из линейно-упругого участка и нелинейно-упругого участка, который аппроксимировался полиномом шестого порядка:

$$\begin{aligned} \sigma &= E\varepsilon, \quad 0 \leq \varepsilon < 0,0008, \\ \sigma &= \sum_{n=0}^6 a_n \varepsilon^n, \quad 0,0008 \leq \varepsilon \leq 0,1, \end{aligned} \quad (3.45)$$

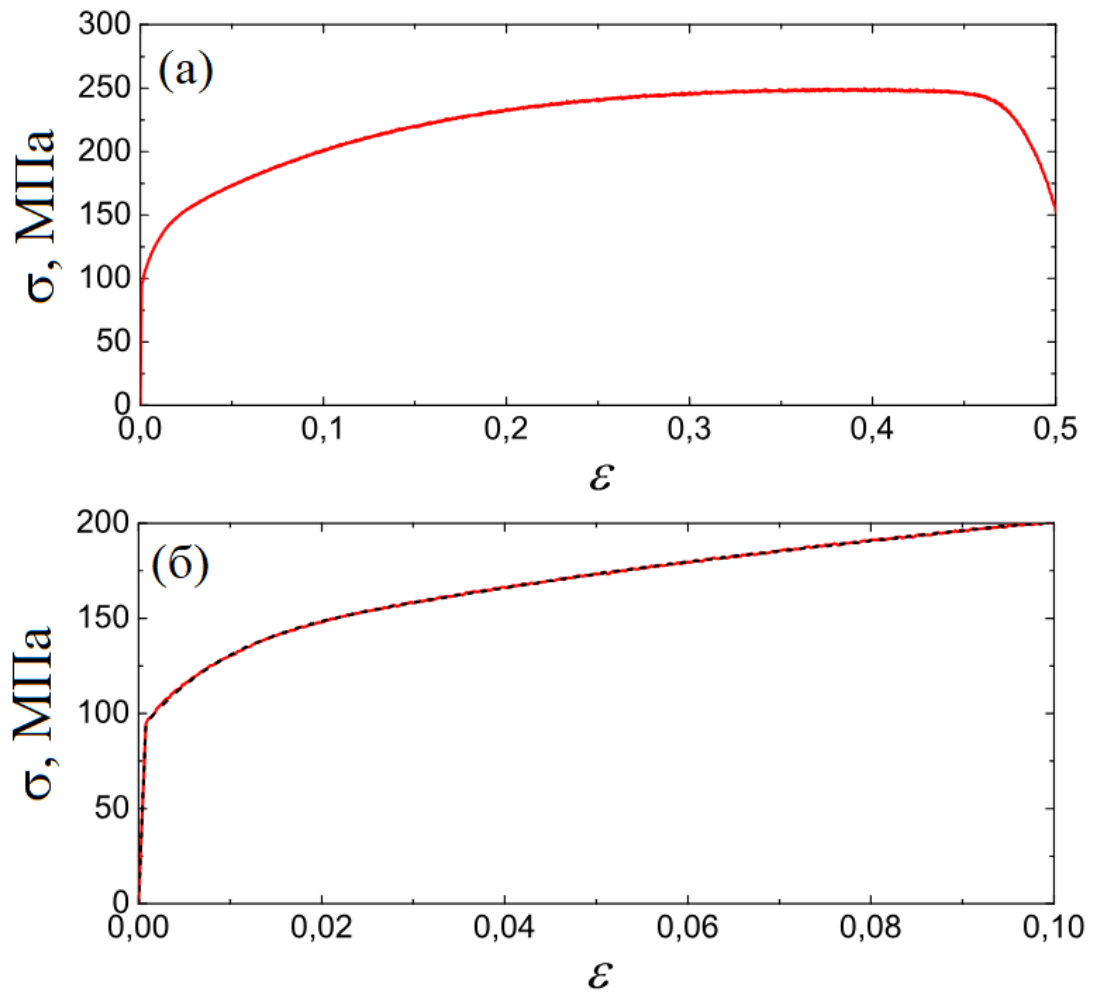


Рисунок 3.4 — (а) Кривая растяжения для отожженной меди. (б) Та же кривая в области деформации до 10 % (красная линия) и ее полиномиальная аппроксимация (3.45) (черный пунктир).

где модуль Юнга меди $E = 120$ ГПа, а коэффициенты разложения равны $a_0 = 90,39674$, $a_1 = 5,946911 \times 10^3$, $a_2 = -2,458986 \times 10^5$, $a_3 = 6,134364 \times 10^6$, $a_4 = -8,400365 \times 10^7$, $a_5 = 5,901583 \times 10^8$, $a_6 = -1,661463 \times 10^9$. На рисунке 3.4(а) показана кривая растяжения отожженной медной проволоки, а на (б) черной пунктирной линией показана ее аппроксимация на отрезке $0 \leq \varepsilon \leq 0,1$. В представленных ниже расчетах деформация образца не превышала 10 %.

Начальные условия следующие:

$$u_n(0) = n\varepsilon_0 l, \quad \dot{u}_n(0) = 0, \quad n = 1, 2, \dots, N, \quad (3.46)$$

где ε_0 — равновесная деформация нелинейно-упругого стержня под действием груза массы M , которая находится из уравнения (3.45) после подстановки $\sigma = Mg/S$. Для медного образца и груза массой $M = 10$ кг из решения нелинейного уравнения находим $\varepsilon_0 = 0,00791$.

Уравнение движения (3.43) будет интегрироваться численно методом Штормера, см. уравнения (3.33) и (3.34).

Результаты расчетов для груза, взаимодействующего с нелинейно-упругим образцом, представлены на рисунке 3.5 для трех значений параметров: (а) $M = 5$ кг, $\Delta T = 10$ К; (б) $M = 7$ кг, $\Delta T = 30$ К; (в) $M = 10$ кг, $\Delta T = 40$ К. Для каждого случая представлены три зависимости, сверху вниз: $\varepsilon(t)$, $\sigma(t)$ и $\sigma(\varepsilon)$. На зависимости $\sigma(\varepsilon)$ медного образца (пунктирная кривая) также показано изменение напряжения и деформации образца в ходе деформирования (черная кривая).

На рисунке 3.5(а) представлен случай малой массы груза $M = 5$ кг и незначительного разогрева от импульса тока — $\Delta T = 10$ К. В этих условиях образец деформируется в линейно-упругой области, а зависимости $\varepsilon(t)$ и $\sigma(t)$ являются синусоидальными.

Повышение массы груза и/или джоулевого разогрева приводят к выходу материала образца в упругопластическую область. На рисунке 3.5(б), для груза массы $M = 7$ кг и нагрева образца на $\Delta T = 30$ К зависимость $\sigma(\varepsilon)$, показанная черной кривой, в ходе колебаний груза переходит из упругой области в пластическую и обратно. Поскольку диссипации энергии в нелинейно-упругом образце нет, то колебания являются периодическими во времени, однако зависимости $\varepsilon(t)$ и $\sigma(t)$ не являются синусоидальными.

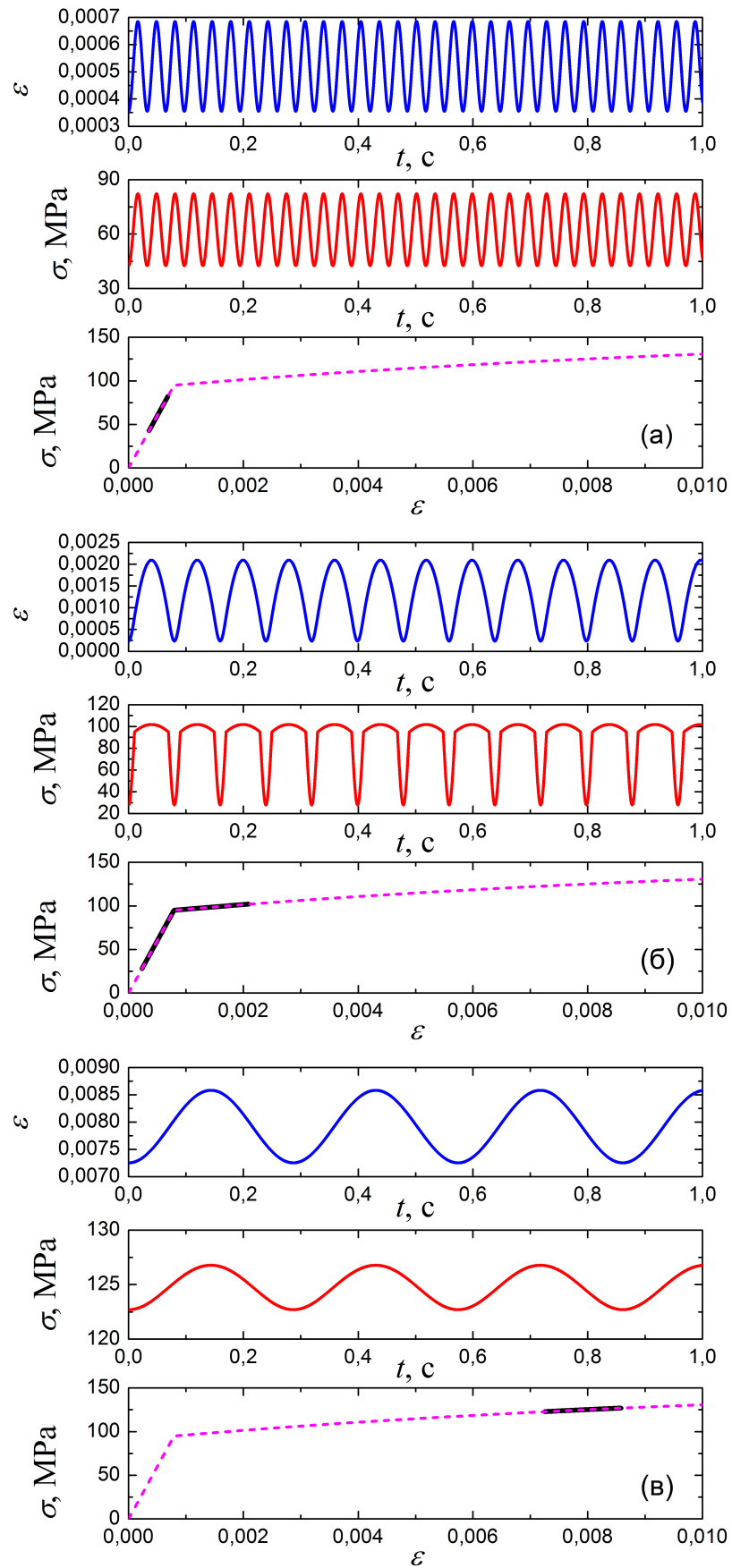


Рисунок 3.5 — Поведение нелинейно-упругого образца при различных параметрах: (а) $M = 5$ кг, $\Delta T = 10$ К; (б) $M = 7$ кг, $\Delta T = 30$ К; (в) $M = 10$ кг, $\Delta T = 40$ К.

Случай, представленный на рисунке 3.5(в), соответствует грузу массы $M = 10$ кг и нагреву образца на $\Delta T = 40$ К. Видно, что зависимость $\sigma(\varepsilon)$, показанная черной кривой, целиком лежит в пластической области. Груз совершает периодические колебания, однако зависимости $\varepsilon(t)$ и $\sigma(t)$ близки к синусоидальным, но не являются таковыми ввиду нелинейности материала образца. Следует обратить внимание на то, что период колебаний упругого образца на рисунке 3.5(а) намного меньше, чем пластического на рисунке 3.5(в), что связано с существенным снижением жесткости материала при выходе в пластическую область.

3.5 Упругопластический образец

В случае упругопластического стержня касательный модуль E' в уравнении (3.43) зависит от истории нагружения и определяется следующим образом:

$$\begin{aligned} E' &= \frac{d\sigma}{d\varepsilon}, \quad \text{при } \sigma > \sigma_{\max}, \\ E' &= E, \quad \text{при } \sigma < \sigma_{\max}. \end{aligned} \quad (3.47)$$

Первое уравнение соответствует догрузке образца, а второе — разгрузке. В случае догрузки напряжение на текущем шаге по времени растет свыше максимально достигнутого за все время деформирования, тогда касательный модуль находится как производная экспериментальной кривой $\sigma(\varepsilon)$. В режиме разгрузки, то есть когда напряжение уменьшается или растет, оставаясь меньше максимально достигнутого, тогда касательный модуль равен модулю Юнга.

На рисунке 3.6 показаны результаты моделирования для упругопластического образца. На рисунке 3.6(а), для массы груза $M = 5$ кг и нагрева образца за счет импульса тока на $\Delta T = 10$ К, результат полностью совпадает с тем, что показан на рисунке 3.5(а) для нелинейно-упругого образца, поскольку при данных параметрах деформация происходит в упругой области.

Выход образца в упругопластическую область приводит к появлению отличия в поведении нелинейно-упругого и упругопластического образцов, поскольку

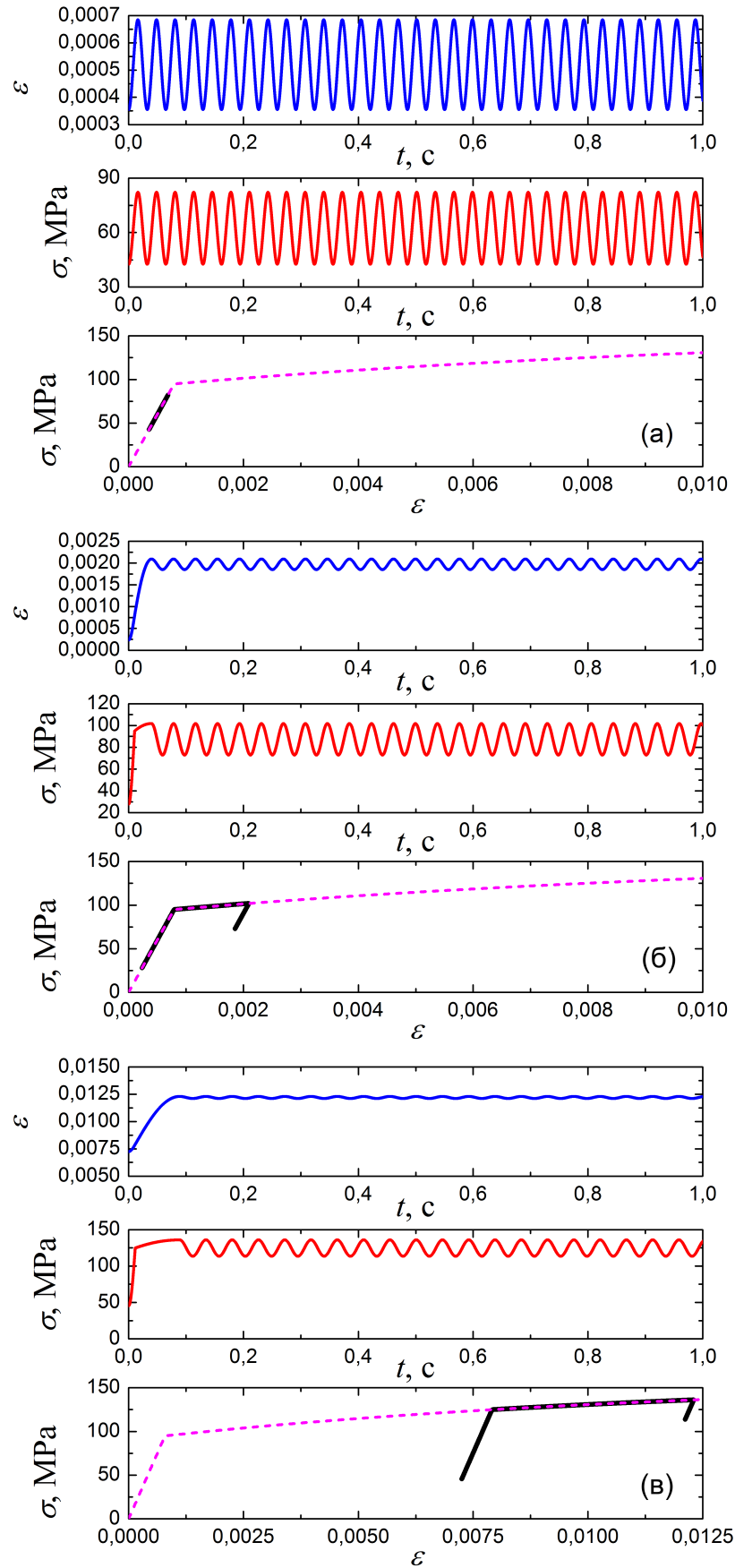


Рисунок 3.6 — Поведение упругопластического образца при различных параметрах: (а) $M = 5$ кг, $\Delta T = 10$ К; (б) $M = 7$ кг, $\Delta T = 30$ К; (в) $M = 10$ кг, $\Delta T = 40$ К.

ку в последнем случае разгрузка происходит по линейному закону с модулем Юнга E , а в первом — с касательным модулем E' .

Для массы груза $M = 7$ кг и джоулева нагрева образца на $\Delta T = 30$ К зависимость $\sigma(\varepsilon)$, показанная черной кривой на рисунке 3.6(б), имеет три сегмента. Первый лежит на начальном участке упругого деформирования, второй на участке пластического течения, а третий соответствует упругой разгрузке с модулем E . Первые два участка приводят к монотонному росту кривых $\varepsilon(t)$ и $\sigma(t)$, а третьему участку отвечает колебательное движение по синусоидальному закону ввиду линейности материала.

Схожая картина наблюдается на рисунке 3.6(в), где анализируется случай $M = 10$ кг и $\Delta T = 40$ К. Зависимость $\sigma(\varepsilon)$, показанная черной кривой, также имеет три сегмента. Первый сегмент отвечает упругой разгрузке образца после его мгновенного нагрева, второй лежит на участке пластического течения, а третий на участке разгрузки с модулем E . Кривые $\varepsilon(t)$ и $\sigma(t)$ растут монотонно на первых двух участках, а на третьем участке наблюдается колебательное движение по синусоидальному закону.

Очень важное отличие в поведении упругопластического образца от нелинейно-упругого состоит в том, что в первом случае пластическая деформация, вызванная импульсом тока, существенно больше, чем во втором, что видно из сравнения черных кривых на зависимостях $\sigma(\varepsilon)$ рисунков 3.5(в) и 3.6(в) для параметров $M = 10$ кг и $\Delta T = 40$ К. Нелинейно-упругий образец в равновесном состоянии под действием груза деформируется до $\varepsilon = 0,0079$, а его максимальная деформация равна $\varepsilon = 0,0086$, то есть прирост деформации составляет 0,0007. Для упругопластического образца равновесная деформация такая же, $\varepsilon = 0,0079$, но максимальная деформация равна $\varepsilon = 0,0123$, то есть прирост деформации составляет 0,0044, что более чем в шесть раз больше.

Столь значительная разница в пластической деформации упругопластического и нелинейно-упругого образцов объясняется запасенной энергией при разгрузке, вызванной импульсом тока. Тепловое расширение приводит к деформации $\alpha\Delta T$ с энергией упругой деформации $E(\alpha\Delta T)^2/2$ для упругопластического стержня и $E'(\alpha\Delta T)^2/2$ для нелинейно-упругого. Поскольку $E' \ll E$, то энергия, запасенная упругопластическим стержнем при его мгновенной разгрузке температурной деформацией, оказывается намного большей.

3.6 Выводы по главе 3

По результатам, представленным в данной главе, можно сделать следующие выводы:

1. Проанализирована динамика проволочного образца, нагруженного грузом и подвергнутого воздействию короткого импульса тока высокой плотности. Рассматриваемая схема деформации, реализованная для относительно длинных образцов из проволоки (длина около 0,5 м), позволяет с высокой точностью определять джоулев нагрев по измеренному тепловому расширению, что имеет решающее значение для разделения термического и атермического вкладов в ЭПЭ.
2. Показано, что мгновенный джоулев нагрев всего на несколько десятков кельвинов приводит к выраженному динамическому отклику системы «образец–груз», включая значительные колебания напряжений и деформаций и начало пластической деформации даже при первоначальной нагрузке образца в упругом режиме. При более высоких повышениях температуры, нарушающих условие (3.12), образец после импульса тока переходит в состояние осевого сжатия и может потерять устойчивость своей прямолинейной формы при превышении критической нагрузки Эйлера, что накладывает жесткие ограничения на допустимые параметры импульса тока в экспериментах. Расчеты для образцов из медной проволоки, нагруженной весом 10 кг, показывают, что при повышении температуры сверх 60–70 К могут возникать сжимающие напряжения и потеря устойчивости, а эти значения легко достижимы в экспериментальных условиях.
3. Анализ также показывает, что поскольку период колебаний подвешенной массы намного больше времени, которое необходимо для прохождения продольной звуковой волны через образец, систему «образец–груз» можно рассматривать как систему с одной степенью свободы и пространственно однородным напряженно-деформированным состоянием как для линейно-упругого, так и для упругопластического определяющего соотношения. В упругопластическом случае инерционное движение груза после импульса тока может перевести материал в пласти-

- ческий режим и создать дополнительную пластическую деформацию, имеющую чисто динамическое происхождение, даже без какого-либо атермического электропластического вклада. Это означает, что при интерпретации экспериментов по ЭПЭ в рамках используемой схемы нагружения необходимо учитывать динамические эффекты, связанные с почти мгновенным выделением джоулева тепла, чтобы избежать переоценки роли атермических вкладов в ЭПЭ.
4. Полученные здесь результаты обеспечивают основу для выбора длины проволоки, массы груза и параметров импульса тока, которые обеспечивают контролируемый нагрев, предотвращают нежелательное поперечное выпучивание образца и количественно отражают динамическую зависимость напряжения от деформации образца. Учет этих соображений при постановке эксперимента по изучению ЭПЭ и анализе его результатов повысит точность разделения термических и атермических составляющих ЭПЭ.
 5. Важно отметить, что пластическая деформация образца, обусловленная атермическими эффектами, в данном исследовании не рассматривалась. Если атермический вклад в деформацию образца существует, динамические эффекты, представленные в этом исследовании, будут еще более выраженными.

Глава 4. Электропластический эффект в чистых меди и алюминии и алюминиевом сплаве

В данной главе будет рассмотрено влияние ЭПЭ на пластическую деформацию образцов из меди и алюминия марок М1 и КАС 8176 соответственно, в двух структурных состояниях — в исходном состоянии и после отжига. Выбор этих материалов обусловлен их применением в производстве электрических проводов методом волочения, производительность которого может быть улучшена за счет применения ЭПЭ. Сравнение этих металлов также представляет интерес, поскольку существует значительная разница в значениях энергии дефектов упаковки меди и алюминия. Основные результаты, представленные в данной главе, опубликованы в работах [151—154].

4.1 Выделение джоулева тепла на проволочных образцах

Сначала было измерено выделение джоулева тепла на образцах под действием импульса тока от батареи конденсаторов, заряженных до разных напряжений. Величина статической нагрузки выбирается равной 65 Н, что соответствует растягивающему напряжению 83 МПа для медных образцов и 26 МПа для алюминиевых образцов. В обоих случаях образцы нагружаются в упругой области. Напряжение батареи конденсаторов изменяется в диапазоне от 45 до 100 В с шагом 5 В. После каждого импульса тока измеряется деформация растяжения образца, связанная с тепловым расширением, $\Delta\epsilon_J$, и рассчитывается повышение его температуры по формуле

$$\Delta T = \frac{\Delta\epsilon_J}{\alpha}, \quad (4.1)$$

где коэффициент теплового расширения α при комнатной температуре составляет $16,9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и $22,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ для меди и алюминия соответственно.

На рис. 4.1 показана зависимость повышения температуры от напряжения на конденсаторах для медных и алюминиевых образцов в двух состояниях, исходном и отожженном. Результаты для образцов в исходном состоянии пока-

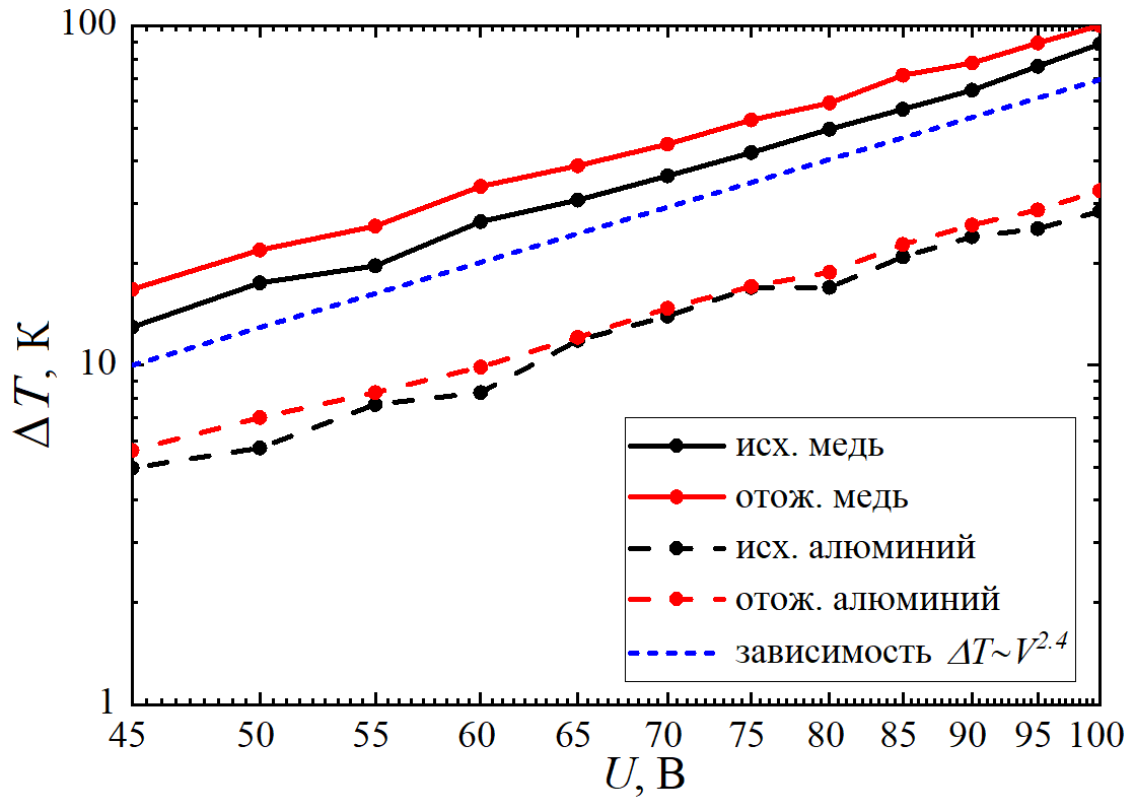


Рисунок 4.1 — Повышение температуры образцов вследствие выделения джоулева тепла в зависимости от напряжения на конденсаторной батарее для медной (сплошная) и алюминиевой (пунктирная) линий. Результаты для исходных (отожженных) образцов показаны черным (красным) цветом. Синяя пунктирная линия показывает зависимость повышения температуры ΔT от U с показателем $s = 2,4$. Каждая кривая является средним значением результатов трех экспериментов.

заны черными кривыми, а для отожденного состояния — красными кривыми. Для большей точности эксперименты проводились трижды, а полученные результаты усреднялись. Обратим внимание, что результаты, представленные в двойном логарифмическом масштабе, хорошо аппроксимируются прямыми линиями, что подразумевает степенную зависимость между ΔT и U в виде

$$\Delta T \sim U^s. \quad (4.2)$$

Синяя пунктирная линия на рис. 4.1 имеет наклон $s = 2,4$, близкий к наклону экспериментальных кривых для обоих металлов независимо от структурного состояния. Энергия, запасенная в конденсаторе, пропорциональна квадрату напряжения, $E = CU^2/2$, где C — емкость конденсатора. Можно было бы

ожидать, что выделение джоулева тепла также будет пропорционально квадрату U , но эксперимент показал более быстрый рост. Это можно объяснить увеличением сопротивления проволок по мере повышения температуры.

Из рис. 4.1 видно, что повышение температуры в отожженном образце больше, чем в образце в исходном состоянии. Это можно объяснить уменьшением удельной площади границ зерен в отожженных образцах и растворением зернограницных сегрегаций. Хорошо известно, что примесные элементы в твердом растворе значительно увеличивают электрическое сопротивление металлов, что приводит к увеличению выделения тепла из-за проходящего тока. Обратим внимание, что разница в выделении тепла у медных образцов в исходном и отожженном состоянии больше, чем у алюминиевых. Это связано с тем, что разница в размере зерна у медных образцов в исходном и отожженном состояниях больше, чем у алюминиевых.

Для медных образцов напряжение батареи было выбрано равным 60 В, при котором повышение температуры образца составляет 25 К. Однако для алюминиевых образцов выбрано другое напряжение, поскольку алюминиевая проволока имеет другую площадь поперечного сечения и другие физические свойства. Напряжение выбрано таким образом, чтобы относительное повышение температуры алюминиевых образцов было равно таковому для медных образцов. Температура плавления меди M_1 равна $T_{m1} = 1358$ К, так что повышение температуры на 25 К соответствует $0,0184T_{m1}$. Температура плавления алюминия равна $T_{m2} = 933$ К, и при том же повышении относительной температуры находим, что джоулев нагрев составит $0,0184T_{m2}=17,2$ К. Такой нагрев происходит в алюминиевом образце при подаче импульса тока от батареи, заряженной до напряжения 75 В, поэтому такое напряжение выбрано в экспериментах с алюминиевыми образцами.

Подводя итог, при испытании медных (алюминиевых) образцов батарея конденсаторов заряжалась до 60 В (75 В), при этом разряд батареи приводит к повышению температуры образцов на 25 К (17,2 К), что соответствует $0,0184T_m$ для обоих металлов.

4.2 Охлаждение и ползучесть проволоки после импульса тока

В ходе экспериментов при достаточно высоких растягивающих напряжениях было обнаружено явление ползучести образцов после пропускания импульса тока. Известно, что скорость ползучести металлов существенно зависит от температуры, поэтому возник вопрос о природе наблюдаемой ползучести и ее связи с джоулевым нагревом. Для ответа на этот вопрос были изучены скорости охлаждения и ползучести образцов.

Для исследования скорости охлаждения к образцам прикладывались те же растягивающие напряжения, что и в эксперименте, описанном в разделе 4.1, а именно 83 МПа для медных и 26 МПа для алюминиевых образцов; в обоих случаях растягивающие напряжения лежат ниже предела текучести. Напряжения на конденсаторной батарее составляли 60, 80 и 100 В для медных образцов и 75, 110 и 150 В для алюминиевых образцов. Для большей точности было проведено по три эксперимента для каждого напряжения на батарее, после чего данные усреднялись.

В экспериментах после прохождения импульса тока и удлинения, происходящего вследствие него, фиксировали постепенное уменьшение длины образцов при их охлаждении до комнатной температуры. По величине деформации рассчитывали изменение температуры по уравнению (4.1). На рис. 4.2 представлены результаты, полученные для медных и алюминиевых образцов, где по оси абсцисс отложено время в секундах, а по оси ординат — изменение температуры образцов в кельвинах. Черная, красная и синяя кривые соответствуют напряжению на конденсаторной батарее 60 (75), 80 (110) и 100 (150) В, использованных для эксперимента с медными (алюминиевыми) образцами.

Результаты для медных образцов в исходном и отожженном состояниях представлены на рис. 4.2(а). Для ординат использована логарифмическая шкала, поэтому линейный характер кривых говорит об экспоненциальном падении температуры во времени. Структурное состояние не оказывает заметного влияния на скорость охлаждения образцов, поскольку разница находится в пределах разброса экспериментальных данных. Видно, что температура снижается до $\Delta T = 10$ К за 20, 30 и 45 с для импульса тока от конденсатора, заряженного до 60, 80 и 100 В соответственно.

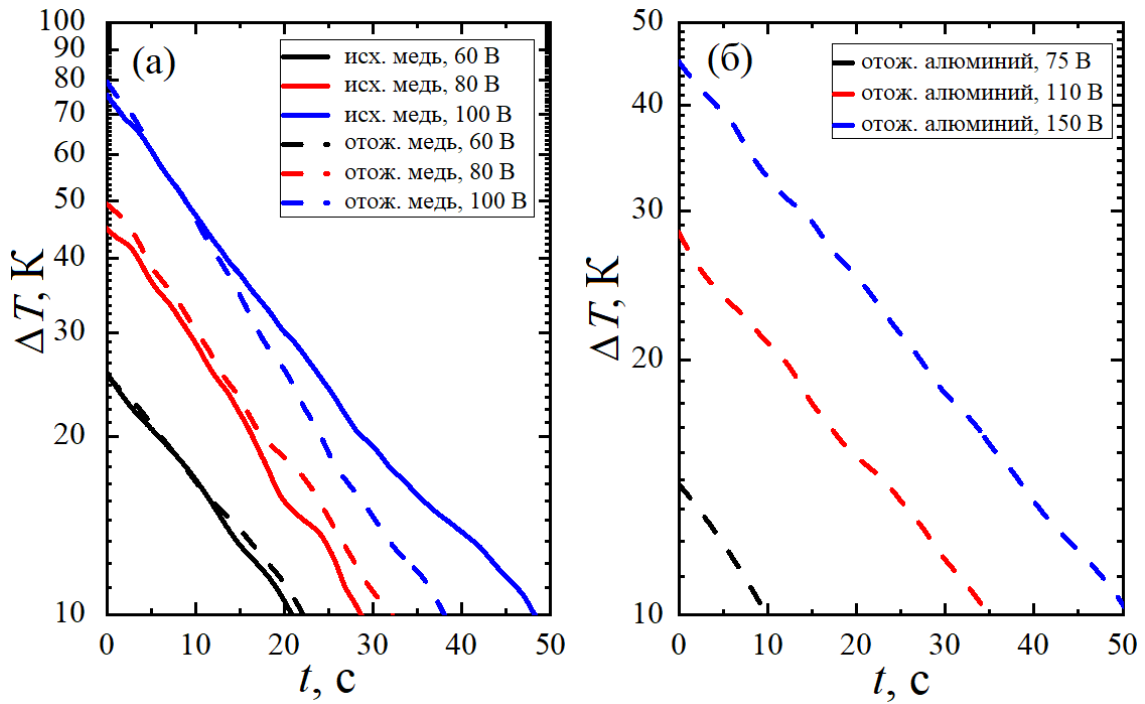


Рисунок 4.2 — Температура как функция времени для образцов после импульса электрического тока от заряда конденсатора до различных напряжений. (а) Результаты для медных образцов в исходном (сплошные линии) и отожженном (штриховые линии) состоянии. (б) Результаты для отожженных алюминиевых образцов. Графики показывают средний результат трех экспериментов.

Охлаждение алюминиевых образцов измерялось только для отожженно-го состояния, поскольку, как упоминалось выше, размер зерна в отожженном и исходном состоянии в алюминиевых образцах отличается незначительно (см. рис. 2.2 и 2.4). На рис. 4.2(б) видно, что алюминиевые образцы остывают дольше по сравнению с медными. Это связано с тем, что диаметр алюминиевой проволоки в 1,8 раза больше. Однако даже при напряжении конденсатора, равном 150 В, охлаждение до $\Delta T=10$ К занимает всего 50 с.

Для изучения скорости ползучести были выбраны высокие растягивающие напряжения 191 МПа для медных образцов в обоих структурных состояниях и 80 и 70 МПа для алюминиевых образцов в исходном и отожженном состояниях соответственно. Напряжения конденсаторных батарей были выбраны равными 60 В для меди и 75 В для алюминия. На рис. 4.3 показаны результаты для медных (алюминиевых) образцов сплошными (пунктирными) кривыми.

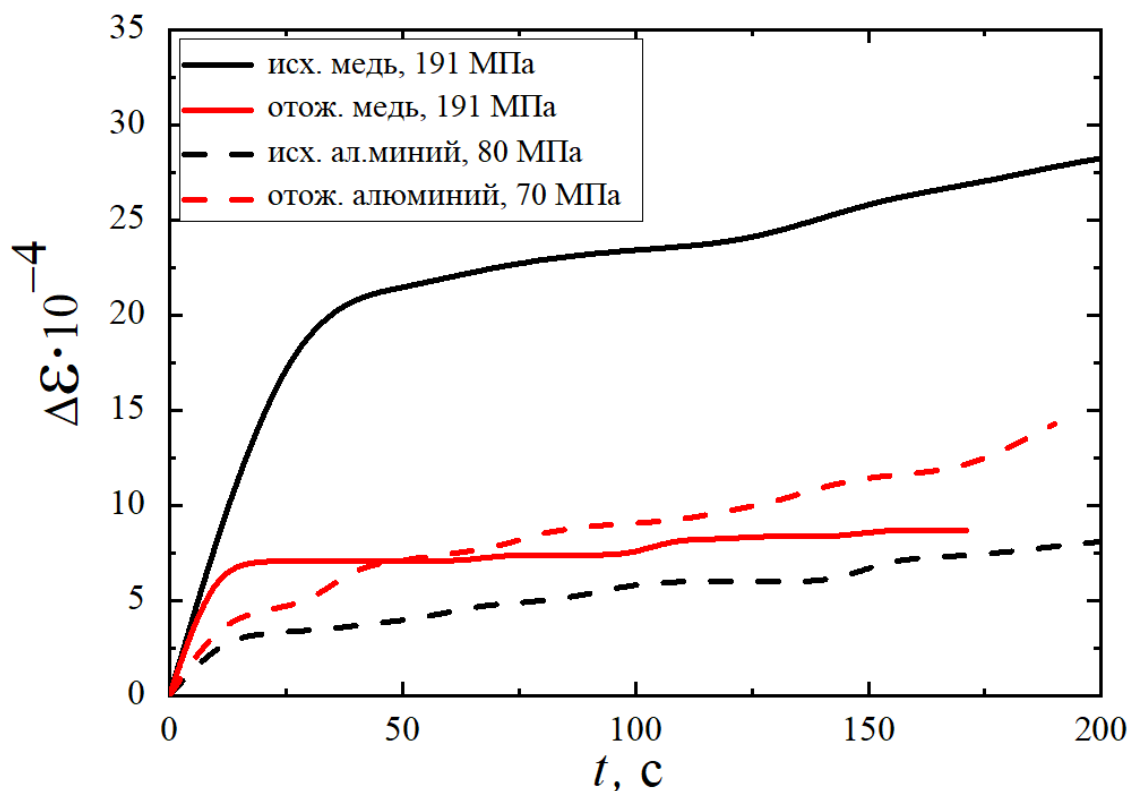


Рисунок 4.3 — Деформация ползучести как функция времени для медных (сплошная кривая) и алюминиевых (пунктирная кривая) образцов после одиночного импульса электрического тока при фиксированном растягивающем напряжении. Результаты для исходных (отожженных) образцов показаны черным (красным) цветом.

Черные кривые обозначают результаты для образцов в исходном состоянии, а красные — результаты для отожженных образцов.

Видно, что на кривых ползучести на рис. 4.3 можно выделить две стадии: сразу после импульса тока ползучесть в образцах происходит намного быстрее, а после их остывания скорость ползучести уменьшается. Деформация ползучести не прекращается, когда образец полностью охлаждается, и продолжается с меньшей скоростью. Также можно заметить, что заметная ползучесть отожженных образцов затухает раньше по сравнению с образцами в исходном состоянии, что особенно заметно для медных образцов. Это можно объяснить меньшей плотностью дислокаций в отожженных образцах.

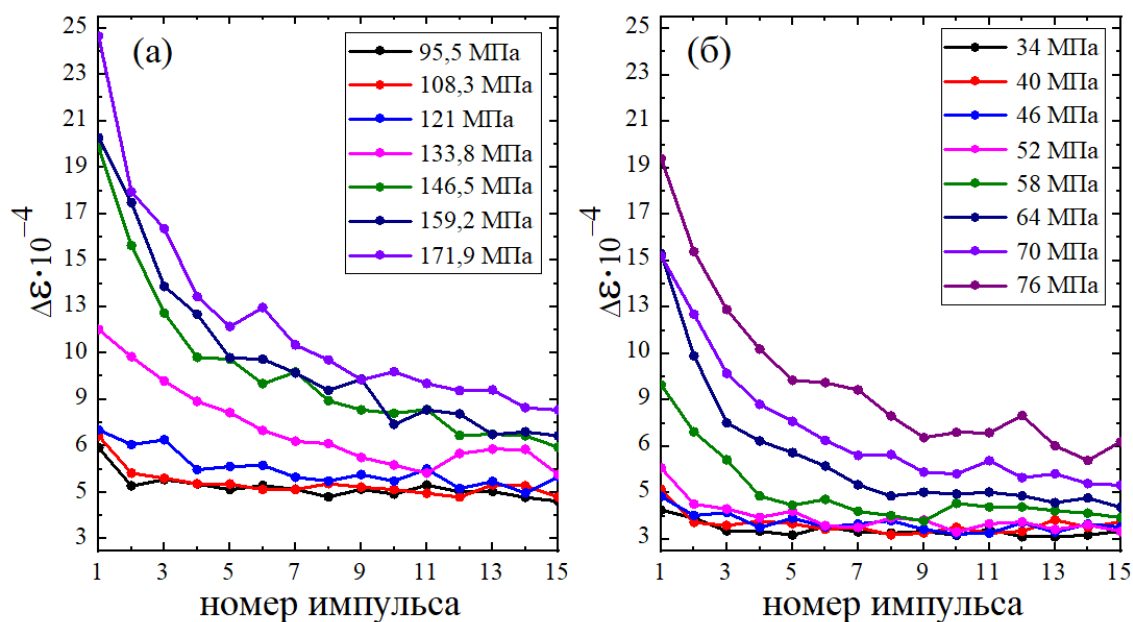


Рисунок 4.4 — Прирост пластической деформации в зависимости от номера импульса электрического тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается.

Результаты для (а) медных и (б) алюминиевых образцов в исходном состоянии. Каждая точка является средним значением трех экспериментов. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия.

4.3 Удлинение проволоки под действием повторяющихся электрических импульсов

Следующим шагом было пропускание серии из 15 импульсов тока через проволоку с фиксированным растягивающим напряжением в диапазоне 95,5–171,9 МПа и 34–76 МПа для медных и алюминиевых образцов соответственно. Эти диапазоны нагрузки охватывают упругие и пластические области деформации. На рис. 4.4 показаны результаты для образцов в исходном состоянии, где по оси абсцисс отложен номер импульса, а ордината показывает деформацию, вызванную импульсом тока. На рис. 4.4(а) показаны результаты для медных образцов и на рис. 4.4(б) для алюминиевых образцов.

Видно, что качественно результаты для медных и алюминиевых образцов не различаются. При растягивающих напряжениях ниже 121 МПа (52 МПа) ЭПЭ в медных (алюминиевых) образцах практически не проявляется, так как этот диапазон напряжений ниже предела текучести. Но с достижением растягивающих напряжений, выходящих за предел упругости, ЭПЭ усиливается. Первый импульс вызывает наибольшее приращение пластической деформации, и с каждым последующим импульсом этот эффект ослабевает, пока не наступает насыщение. Это можно объяснить тем, что дислокации, движение которых активируется импульсом тока, постепенно закрепляются на препятствиях, достигают границ зерен или выходят на поверхность. Доля подвижных дислокаций уменьшается от импульса к импульсу, что приводит к уменьшению приращения пластической деформации с номером импульса.

На рис. 4.5 показаны результаты того же эксперимента, но для медных и алюминиевых образцов после отжига. Видно, что ЭПЭ для отожженных образцов проявляется при меньших растягивающих напряжениях, поскольку их предел текучести ниже по сравнению с образцами в исходном состоянии. Для отожженной медной проволоки деформация, вызванная импульсами тока, увеличилась по сравнению с образцами в исходном состоянии, см. рис. 4.4(а) и рис. 4.5(а). Это связано с тем, что металл стал более пластичным из-за увеличения размера зерна во время отжига. Иная картина наблюдается для алюминия. Если в меди отжиг увеличивает размер зерна более чем на порядок, то в алюминии зерно остается мелким: 7,6 мкм в исходном состоянии и 12,3 мкм после отжига. Поэтому, в отличие от меди, отжиг алюминия не оказывает существенного влияния на электропластический эффект.

В следующем эксперименте прикладывалось четыре импульса тока при фиксированном растягивающем напряжении, после чего последнее увеличивалось примерно на 5 %. Результаты для образцов в исходном (отожженном) состоянии показаны на рис. 4.6 (рис. 4.7), где построена зависимость приращения деформации от растягивающего напряжения (а) для меди и (б) для алюминия. Черная, красная, синяя и пурпурная кривые обозначают первый, второй, третий и четвертый импульсы тока соответственно. Видно, что независимо от микроструктуры образцов сохраняется зависимость, выявленная в предыдущем эксперименте — первый импульс дает наибольший прирост относительной

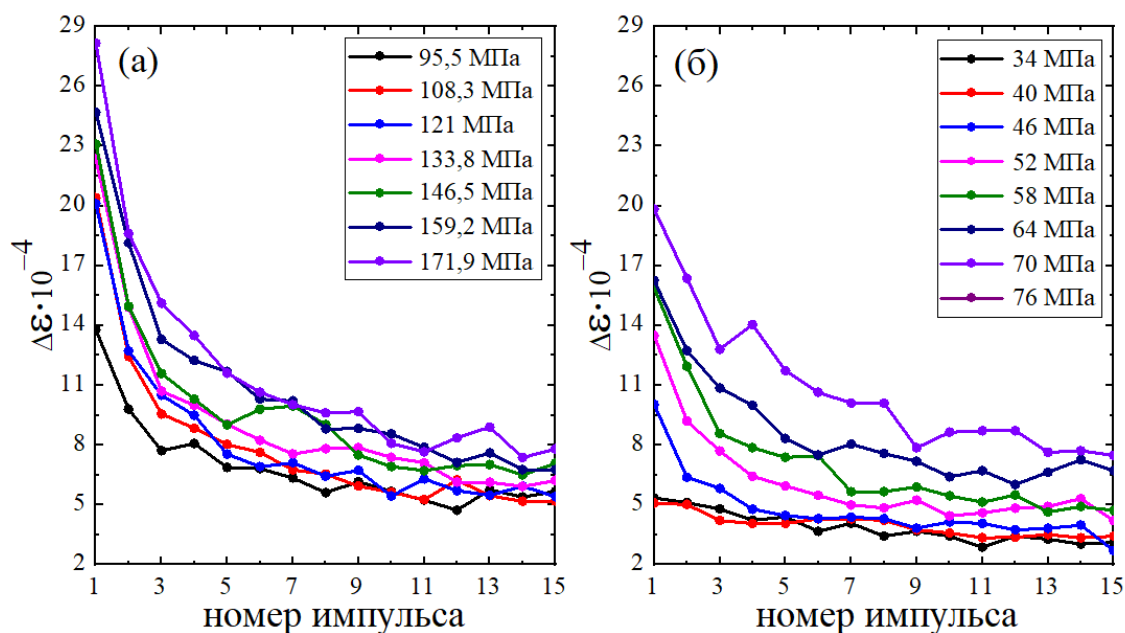


Рисунок 4.5 — Прирост пластической деформации в зависимости от числа импульсов электрического тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для образцов (а) меди и (б) алюминия после отжига. Каждая кривая является средним значением трех экспериментов. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия.

деформации, а с каждым последующим импульсом приращение деформации уменьшается. Наиболее ярко это выражено для образцов после отжига.

4.4 Влияние примесей в металле на ЭПЭ

В данном исследовании в качестве образцов выбраны алюминиевые проволоки марки КАС 8176 и сплава 6101, химический состав которых приведен в таблицах 2.2 и 2.3 главы 2 соответственно. Образцы марки КАС 8176 не подвергались термической обработке и были оставлены в исходном состоянии. Образцы марки 6101, напротив, были подвергнуты закалке на твердый раствор: выдерживание при 530 °С в течение 30 минут с последующим охлаждением

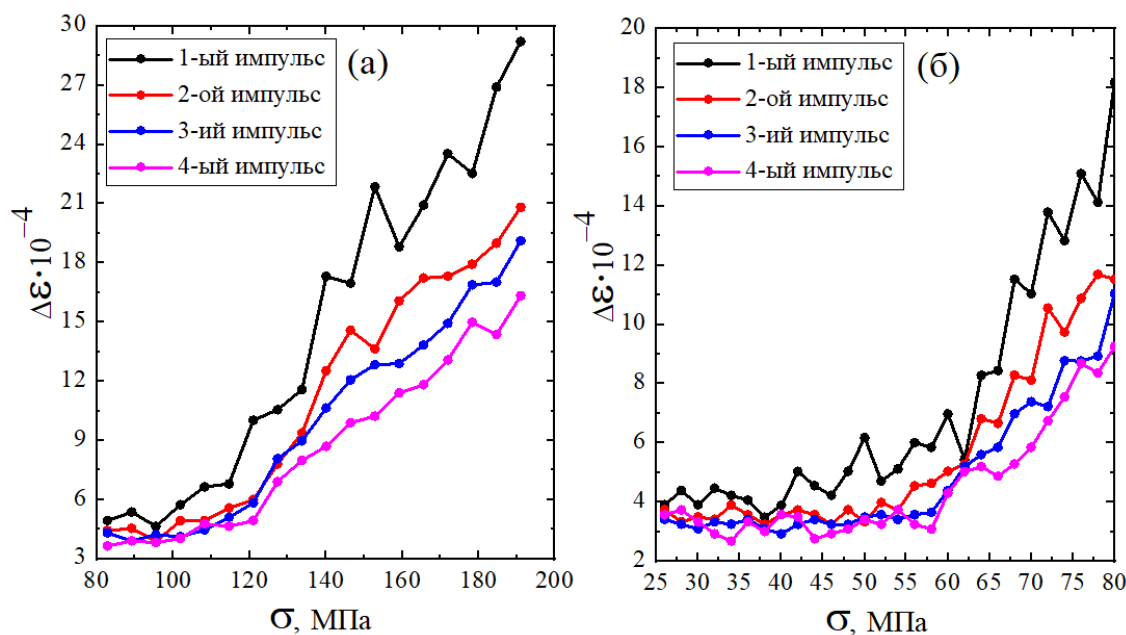


Рисунок 4.6 — Приращение пластической деформации в зависимости от фиксированного растягивающего напряжения для четырех последовательных импульсов электрического тока. После каждой серии из четырех импульсов растягивающее напряжение увеличивалось примерно на 5 %. Результаты для исходных образцов (а) меди и (б) алюминия. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия. Графики показывают средний результат для трех экспериментов.

в воде. Такая обработка обеспечивает формирование пересыщенного твердого раствора магния и кремния в алюминии.

Влияние легирующих элементов на теплопроводность алюминиевых сплавов, важное для интерпретации нагрева примесных атомов, исследовано в работе [155].

На рис. 4.8 представлена зависимость повышения температуры образцов от напряжения на конденсаторной батарее для алюминия марки КАС 8176 и сплава 6101 в двойном логарифмическом масштабе. С увеличением напряжения на конденсаторной батарее увеличивается и нагрев образцов. Для следующего эксперимента были выбраны разные напряжения для двух алюминиевых сплавов из-за их разного электрического сопротивления, а именно 75 В для КАС 8176 и 102 В для 6101. При этих напряжениях образцы нагреваются на 17 и 25 К соответственно.

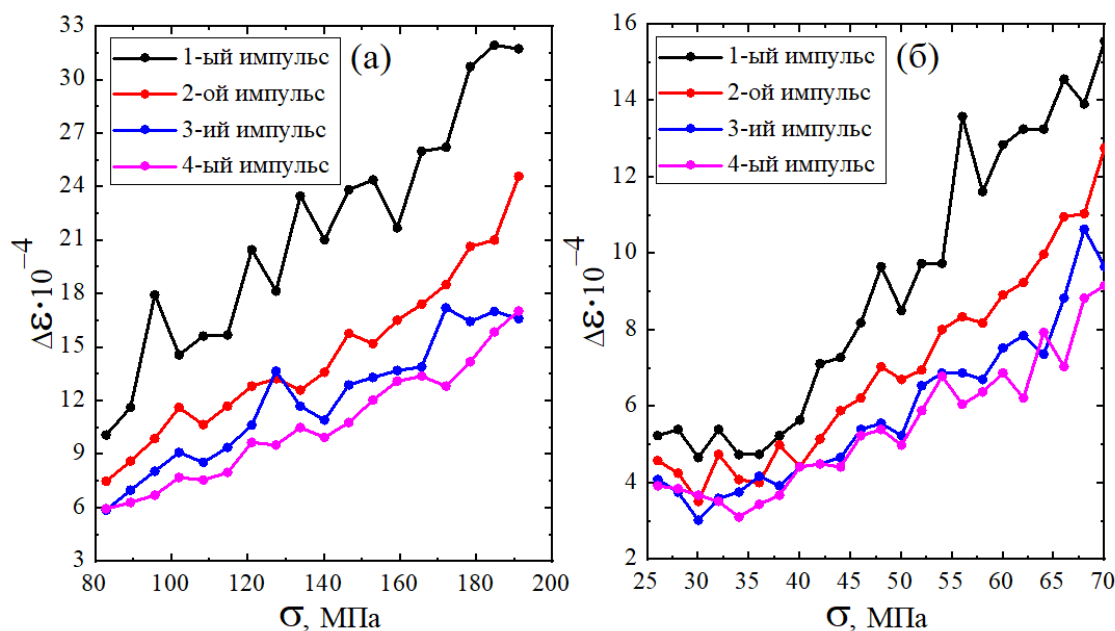


Рисунок 4.7 — Приращение пластической деформации в зависимости от фиксированного растягивающего напряжения для четырех последовательных импульсов электрического тока. После каждого четырех импульсов растягивающее напряжение увеличивалось примерно на 5 %. Результаты для отожженных образцов (а) меди и (б) алюминия. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия. Графики показывают средний результат для трех экспериментов.

Объясним причину использования более высокого напряжения на конденсаторной батарее для образцов из сплава 6101. Повышение пластичности металла при протекании импульсного тока происходит за счет преимущественного выделения джоулева тепла на дислокациях, что способствует их отрыву от препятствий и преодолению потенциала Пайерлса–Набарро. Однако для сплава 6101 тепло выделяется не только на дислокациях, но и на атомах примесей. Следовательно, на нагрев дислокаций расходуется лишь часть энергии, запасенной в конденсаторе. Поэтому для достижения сопоставимого приращения пластической деформации, индуцированного импульсом тока, для сплава 6101 напряжение на конденсаторе должно быть увеличено. Сплав 6101, естественно, нагревается сильнее, поскольку его электрическое сопротивление выше, чем у КАС 8176, из-за наличия примесных атомов. Однако воздействие тока на дислокации может оставаться примерно таким же, как и в алюминии КАС 8176, который нагревается до более низкой температуры.

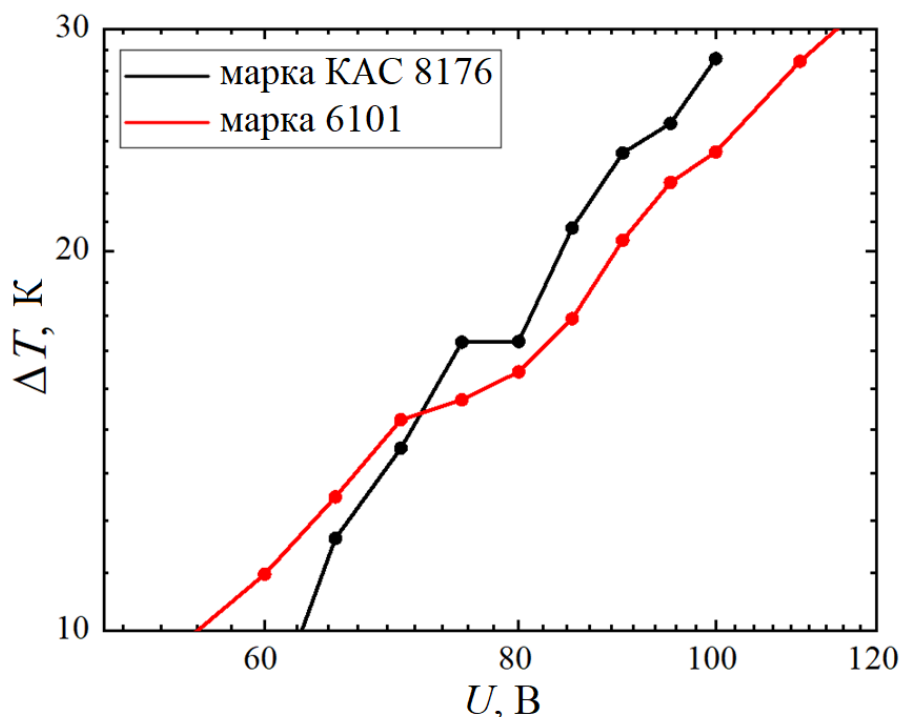


Рисунок 4.8 — Повышение температуры образцов за счет выделения джоулева тепла в зависимости от напряжения на конденсаторной батарее для алюминия марки КАС 8176 (черная кривая) и сплава 6101 (красная кривая).

Следующим этапом исследования является пропускание серии из 15 импульсов тока через образцы при фиксированном растягивающем напряжении в диапазоне от 34 до 76 МПа и от 110 до 189 МПа для алюминиевых проволок КАС 8176 и проволок из сплава 6101 соответственно. Эти диапазоны растягивающих напряжений охватывают как упругую, так и пластическую области деформации. На рис. 4.9 показана зависимость приращения пластической деформации от числа импульсов тока для (а) алюминия КАС 8176 и (б) сплава 6101.

Как видно из рис. 4.9, обычно первый импульс вызывает наибольшее приращение электропластической деформации. С каждым последующим импульсом электропластическая деформация становится меньше. Кроме того, следует отметить, что ЭПЭ затухает гораздо быстрее в сплаве 6101 по сравнению с алюминием КАС 8176. Это объясняется тем, что дислокации, нагретые импульсным током, становятся подвижными и отрываются от препятствий. Затем они закрепляются на более прочных препятствиях. Как уже говорилось, для этого сплава характерно дисперсионное упрочнение. Когда через сплав пропускают

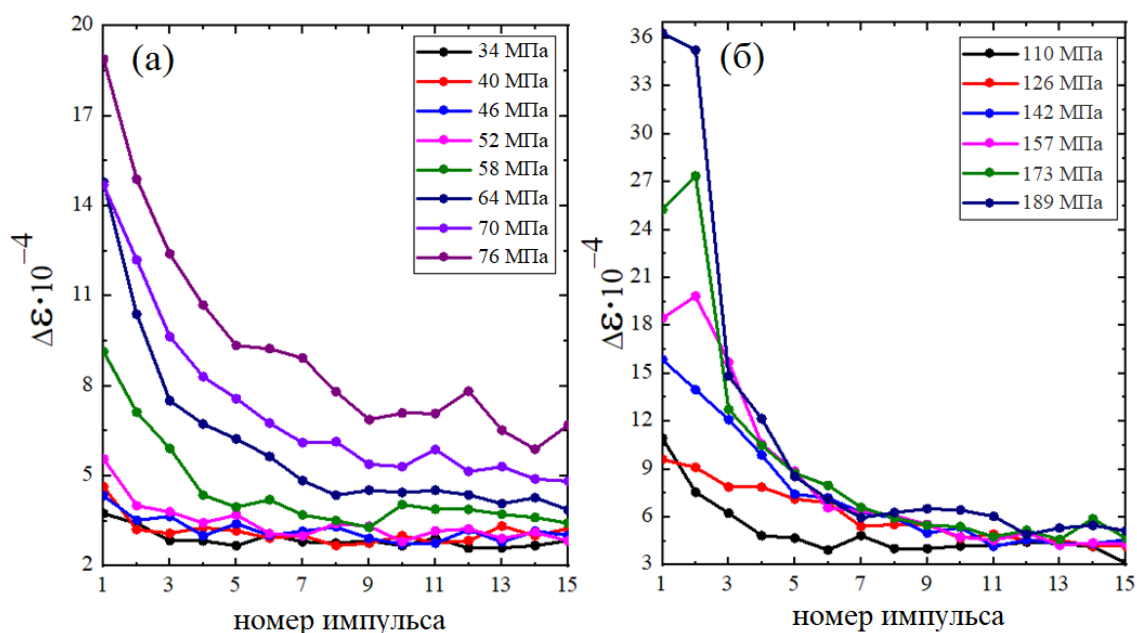


Рисунок 4.9 — Прирост пластической деформации в зависимости от номера импульса электрического тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для (а) алюминия КАС 8176 и (б) сплава 6101. Каждая кривая является средним значением трех экспериментов.

импульсы тока, атомы примесей постепенно собираются в кластеры, а затем в частицы, которые являются более сильными препятствиями для дислокаций. Это ограничивает их подвижность и уменьшает пластическую деформацию. Подобный эффект повышения напряжения течения в ходе электроимпульсной деформации наблюдался в алюминиевом сплаве АМг6 за счет выделения частиц в процессе обработки [156].

4.5 Выводы по главе 4

В результате проведенных исследований было установлено, что воздействие импульсов электрического тока на образцы проволоки из меди марки М1 и алюминия марки КАС 8176 вызывает классический ЭПЭ, при котором пластическая деформация стимулируется практически без значительного нагрева

металла. При пропускании импульсов тока с напряжением на батарее конденсаторов 60 В для медных и 75 В для алюминиевых образцов температура образцов увеличивалась всего на 25 К и 17 К соответственно, что составляет менее 2 % от температуры плавления данных металлов. Столь малый интегральный нагрев не может объяснить наблюдаемую пластическую деформацию только за счет термического разупрочнения. Вместе с тем, как показано в главе 3, мгновенный нагрев образца импульсом тока вызывает динамический отклик системы «образец–груз», который сам по себе дает вклад в прирост пластической деформации, не связанный с ЭПЭ. Таким образом, наблюдаемая деформация обусловлена совместным действием динамического нагружения и электропластического эффекта, при этом вклад ЭПЭ является определяющим, поскольку именно он объясняет зависимость деформации от параметров импульсного тока и структурного состояния материала.

Каждый пропускаемый через образец импульс тока вызывал увеличение деформации порядка 10^{-3} , при этом величина деформации возрастала с увеличением растягивающего напряжения и уменьшалась от импульса к импульсу при фиксированном напряжении. Результаты для медных и алюминиевых образцов оказались качественно схожими, несмотря на различия в энергии дефекта упаковки и особенностях микроструктуры этих металлов (наличие двойниковых границ в меди и их отсутствие в алюминии), что подтверждает дислокационный механизм ЭПЭ как основного механизма электропластической деформации. Уменьшение удлинения проволоки с ростом числа импульсов объясняется тем, что джоулево тепло увеличивает подвижность дислокаций, которые затем достигают препятствий (границ зерен или поверхности образца), что снижает количество подвижных дислокаций и уменьшает приращение пластической деформации. Однако увеличение растягивающего напряжения приводит к возобновлению ЭПЭ.

Исследования показали, что в отожженных образцах пластическая деформация под воздействием электрических импульсов несколько выше, чем в исходных состояниях, но ЭПЭ спадает быстрее из-за меньшего числа дислокаций. Это особенно заметно для меди, тогда как в алюминии разница между исходным и отожженным состояниями минимальна из-за небольшой разницы в размере зерна в этих структурных состояниях.

Также были изучены время охлаждения и ползучесть образцов при фиксированном растягивающем напряжении. Время охлаждения практически не зависело от структурного состояния материала и составляло 20–50 с для медной проволоки; для алюминиевой проволоки, имеющей больший диаметр, время охлаждения при тех же условиях было больше и достигало 50 с. Конкретные значения зависели от напряжения на конденсаторной батарее. При значительных растягивающих напряжениях (близких к пределу прочности) ползучесть образцов продолжалась с меньшей скоростью даже после полного охлаждения до комнатной температуры.

Помимо этого, проведено исследование влияния примесей в металле на ЭПЭ алюминия КАС 8176 и сплава 6101 при фиксированном растягивающем напряжении. Основное различие между ними — содержание легирующих элементов и примесей: до 0,65 масс.% в КАС 8176 и до 2,39 масс.% в 6101 (в твердом растворе после термообработки). Следует отметить, что для сплава 6101 значение 2,39 масс.% представляет собой суммарное содержание всех легирующих элементов и примесей (Mg, Si, Fe, Cu, Zn, Mn и др.), тогда как магний и кремний присутствуют в виде твердого раствора. В сплаве 6101 затухание ЭПЭ наступает быстрее (после второго импульса), предположительно из-за образования в результате джоулева нагрева дополнительных стопоров — частиц и кластеров из неравновесных примесных атомов. Сплав 6101 требует более высокого напряжения на конденсаторной батарее для достижения эффекта, сопоставимого с КАС 8176. Это связано с интенсивным выделением джоулева тепла на примесных атомах. Результаты подчеркивают важность учета химического состава и микроструктуры при разработке методов обработки металлов с использованием ЭПЭ.

Полученные результаты подтверждают, что ЭПЭ может быть использован как энергосберегающий метод обработки металлов давлением. Джоулево тепло выделяется преимущественно на дислокациях, увеличивая их подвижность и стимулируя пластическую деформацию без значительного нагрева всего объема материала. Это открывает перспективы для использования ЭПЭ в промышленности для обработки металлов с минимальными энергозатратами и улучшением их эксплуатационных характеристик.

Глава 5. Влияние параметров импульсного тока на электропластический эффект

В этой главе будет рассматриваться влияние параметров импульсного тока (длительность импульса и плотность тока), а также различного напряжения на конденсаторной батарее на ЭПЭ в образцах из технически чистых меди и алюминия марок М1 и КАС 8176 соответственно. Основные результаты данной главы изложены в работах [147; 157].

5.1 Влияние параметров конденсаторной батареи на характеристики импульса тока

Разрядка конденсаторной батареи на образцах с типичным сопротивлением $R = 10$ мОм приводит к возникновению импульса тока $I(t)$ с максимумом $I_{\max} \sim 10$ кА; реальные значения ниже из-за потерь в цепи. Вокруг образца возникает магнитное поле $B(t) = I(t)\mu_0/2\pi r$. Для измерения тока используется датчик Холла с чувствительностью 30 мТ/В, который размещается рядом с образцом, а сигнал регистрируется на осциллографе. Кроме того, ток измерялся трансформатором тока (поясом Роговского).

Типичные зависимости тока от времени показаны на рис. 5.1 для двух различных емкостей конденсаторной батареи. Форма сигнала соответствует отклику RLC -цепи, которая учитывает сопротивление образца R , емкость конденсатора C , а также внутреннее сопротивление и индуктивность конденсаторной батареи L .

Характерное время разряда конденсатора τ в RLC цепи при фиксированном L обратно пропорционально частоте колебаний тока f , которая, в свою очередь, обратно пропорциональна квадратному корню из емкости.

$$\tau \sim \frac{1}{f} \sim \sqrt{LC}, \quad (5.1)$$

Таким образом, для изменения длительности импульса используются батареи разной емкости. На рис. 5.1 показаны зависимости тока в медном об-

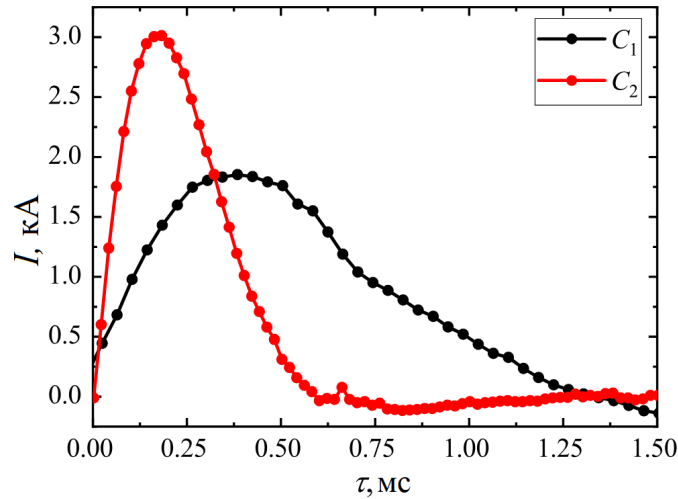


Рисунок 5.1 — Зависимость силы тока от времени при прохождении одиночного импульса тока через медный образец при разряде конденсаторной батареи различной емкости: (а) $C_1 = 25$ мФ — синяя кривая, (б) $C_2 = C_1/6$ — красная кривая.

разце от времени для $C_1 = 25$ мФ и $C_2 = C_1/6 = 4,2$ мФ при напряжении конденсаторов $U_1 = 60$ В и $U_2 = 190$ В соответственно. Выбор этих параметров обосновывается ниже. Как видно на рис. 5.1, длительность импульсов тока для выбранных емкостей составила $\tau_1 = 1,35$ мс для C_1 и $\tau_2 = 0,6$ мс для C_2 . Эти значения приблизительно соответствуют теоретической зависимости уравнения (5.1). Максимальные значения токов равны 1,9 кА для C_1 и 3 кА для C_2 . С учетом диаметра медной проволоки 1 мм, это соответствует максимальным плотностям тока 2,4 и 3,8 кА/мм².

5.2 Электропластическая деформация меди и алюминия при различных параметрах импульсного тока

Для измерения выделения джоулева тепла к проволоке прикладывается постоянная нагрузка 75 Н, при которой растягивающее напряжение $\sigma = 95,5$ МПа находится в диапазоне упругой деформации (см. рис. 2.5). Через образец пропускается одиночный импульс тока, и измеряется тепловая деформация ε_J , вызванная выделением джоулева тепла в проволоке. Тепловая деформация появляется в образце сразу после приложения импульса тока, и примерно че-

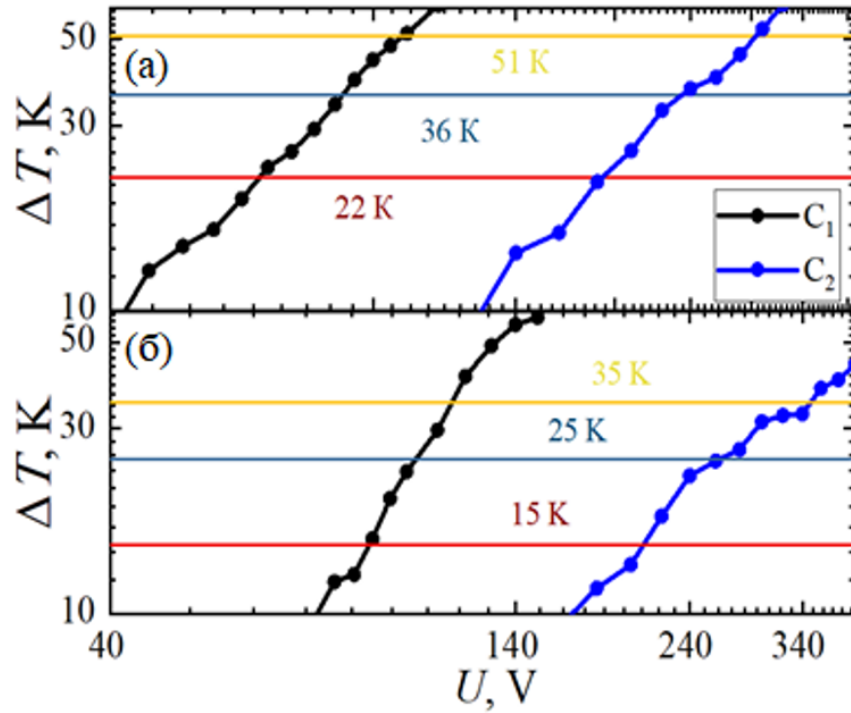


Рисунок 5.2 — Повышение температуры (а) медного и (б) алюминиевого образцов в зависимости от напряжения на конденсаторной батарее при пропускании одиночного импульса тока при различных емкостях конденсаторов: C_1 — черная кривая, C_2 — синяя кривая. Каждая точка данных — среднее значение по трем независимым экспериментам.

Горизонтальные линии показывают температуры нагрева медного образца на $\Delta T = 22$ К (красная линия), $\Delta T = 36$ К (синяя линия), $\Delta T = 51$ К (желтая линия) и алюминиевого образца на $\Delta T = 15$ К (красная линия), $\Delta T = 25$ К (синяя линия), $\Delta T = 35$ К (желтая линия).

рез 30 с, по мере охлаждения образца на воздухе, проволока возвращается к своей первоначальной длине. Напряжение на конденсаторной батарее изменяется в диапазонах 40–100 и 120–400 В с шагом 5 и 20 В для емкостей C_1 и C_2 соответственно.

Изменение температуры образца ΔT рассчитывается после каждого импульса тока с использованием коэффициента теплового расширения α

$$\Delta T = \frac{\varepsilon_J}{\alpha}. \quad (5.2)$$

Для меди при комнатной температуре $\alpha = 16,9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, а для алюминия $\alpha = 22,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

На рис. 5.2 показано изменение температуры медного и алюминиевого образцов в двойном логарифмическом масштабе при прохождении через него импульса тока. По оси абсцисс отложено напряжение U на конденсаторной батарее, а по оси ординат — увеличение температуры образца ΔT . Черная и синяя кривые показывают результаты для емкостей C_1 и C_2 соответственно. Каждая точка данных — результат усреднения по трем независимым экспериментам. Красная линия указывает на нагрев медного (алюминиевого) образца на 22 К (15 К), синяя — на 36 К (25 К), желтая — на 51 К (35 К).

Выбор температур нагрева обусловлен необходимостью проводить сравнение влияния импульсного тока на медь и алюминий в сопоставимых условиях. Поскольку физические процессы, связанные с термической активацией (например, движение дислокаций, диффузия), определяются не абсолютной температурой, а нормированным приростом температуры — отношением прироста температуры к температуре плавления материала $\Delta T/T_m$, — для корректного сопоставления двух разных металлов нагрев следует нормировать на их температуры плавления.

Для алюминия были выбраны значения прироста температуры $\Delta T_{\text{Al}} = 15, 25, 35$ К. Чтобы медь находилась в аналогичных условиях с точки зрения относительного прироста температуры, прирост температуры ΔT_{Cu} должен удовлетворять соотношению:

$$\frac{\Delta T_{\text{Cu}}}{T_{m,\text{Cu}}} = \frac{\Delta T_{\text{Al}}}{T_{m,\text{Al}}} \Rightarrow \Delta T_{\text{Cu}} = \Delta T_{\text{Al}} \cdot \frac{T_{m,\text{Cu}}}{T_{m,\text{Al}}}.$$

Подставляя температуры плавления $T_{m,\text{Cu}} = 1358$ К и $T_{m,\text{Al}} = 933$ К, получаем коэффициент пропорциональности:

$$\frac{T_{m,\text{Cu}}}{T_{m,\text{Al}}} = \frac{1358}{933} \approx 1,455.$$

Тогда:

- Для $\Delta T_{\text{Al}} = 15$ К: $\Delta T_{\text{Cu}} \approx 15 \times 1,455 \approx 21,8$ К — округленно **22 К**;
- Для $\Delta T_{\text{Al}} = 25$ К: $\Delta T_{\text{Cu}} \approx 25 \times 1,455 \approx 36,4$ К — **36 К**;
- Для $\Delta T_{\text{Al}} = 35$ К: $\Delta T_{\text{Cu}} \approx 35 \times 1,455 \approx 50,9$ К — **51 К**.

Таким образом, выбранные температуры нагрева для меди (22, 36, 51 К) соответствуют тем же значениям нормированного прироста температуры $\Delta T/T_m \approx 0,016; 0,027; 0,038$, что и для алюминия (15, 25, 35 К). Это позволяет

корректно сравнивать ЭПЭ в обоих материалах, исключая влияние различий в их температурах плавления на термически активируемые процессы. Данный подход широко используется в физике твердого тела и материаловедении при сопоставлении свойств разнородных материалов, поскольку именно нормированный прирост температуры определяет интенсивность термически активируемых процессов.

Далее был проведен эксперимент, в котором через образец медной проволоки пропускали серии импульсов тока при фиксированном растягивающем напряжении. Диапазон растягивающих напряжений составлял от 113 до 180 МПа с шагом 13,5 МПа. Соответствующие массы грузов рассчитывались по формуле $\sigma = Mg/S$ и составляли от 8,5 до 13,5 кг. Для каждого уровня напряжения на образец подавали 15 последовательных импульсов. Эксперимент выполняли при двух значениях емкости конденсаторной батареи (C_1 и C_2) и для трех уровней нагрева образца, соответствующих приращению температуры $\Delta T = 22, 36$ и 51 К. Указанные значения нагрева достигались путем изменения напряжения на батарее конденсаторов в соответствии с калибровочными кривыми на рис. 5.2. Такой план эксперимента позволил разделить вклады механического напряжения, длительности импульса (контролируемой емкостью конденсатора) и температуры нагрева в наблюдаемый ЭПЭ.

На рис. 5.3 представлены результаты экспериментального исследования влияния импульсного тока на накопление пластической деформации в медной проволоке в зависимости от количества импульсов, величины растягивающего напряжения, емкости конденсаторной батареи и уровня джоулевого нагрева.

Анализ полученных зависимостей позволяет выделить ряд характерных закономерностей. Прежде всего, подтверждается ранее наблюдавшееся явление: первый импульс тока вызывает максимальный прирост пластической деформации. Последующие импульсы приводят к последовательно уменьшающемуся приращению деформации, причем скорость затухания эффекта наиболее высока после первых 3–5 импульсов. Такое поведение объясняется конечным запасом подвижных дислокаций в материале: под действием импульсного тока и температуры дислокации преодолевают стопоры и перемещаются, однако, встретив новые препятствия (границы зерен, частицы второй фазы, дислокационные скопления), они постепенно закрепляются, и доля дислокаций, способных к движению в последующих импульсах, неуклонно снижается.

Закономерным представляется и рост пластической деформации с увеличением напряжения на конденсаторной батарее, которое напрямую определяет температуру разогрева образца (22, 36 и 51 К). Повышение температуры облегчает термически активируемое преодоление дислокациями локальных барьеров, а также способствует снятию внутренних напряжений. Для всех исследованных уровней растягивающих напряжений (от 113 до 180 МПа) прослеживается четкая корреляция: чем выше температура, тем больше накопленная деформация при прочих равных условиях.

Особого внимания заслуживает сравнение результатов, полученных при двух значениях емкости конденсаторной батареи — C_1 и C_2 . Несмотря на то, что нагрев образца в обоих случаях составлял 36 и 51 К (то есть интегрально выделившаяся джоулева теплота была одинаковой), для большей длительности импульсов тока (емкость C_1 превышает C_2 в 6 раз) прирост пластической деформации оказался систематически ниже. Это наблюдение имеет важное физическое значение, поскольку указывает на наличие нетеплового вклада в ЭПЭ. Большая емкость соответствует большей длительности импульса при том же напряжении, следовательно, более продолжительному воздействию электрического поля и тока на дислокационную структуру. Можно предположить, что фактор времени действия импульса (или, иными словами, длительность протекания тока) играет самостоятельную роль, влияя на кинетику открепления и перемещения дислокаций, что не сводится исключительно к температурному разогреву.

При наиболее жестких условиях эксперимента — растягивающем напряжении 180 МПа и нагреве 51 К — образец разрушался уже после третьего импульса. Это объясняется тем, что сочетание высокой механической нагрузки и максимальной температуры приближает материал к пределу прочности. Первые три импульса, однако, успевали вызвать значительную пластическую деформацию, что зафиксировано на графике, но накопленные повреждения (поры, микротрещины) приводили к преждевременному разрыву при последующих импульсных воздействиях. Полученные данные для этого режима, хотя и ограничены тремя точками, тем не менее качественно согласуются с общими тенденциями и подтверждают экстремальный характер деформирования вблизи границы несущей способности материала.

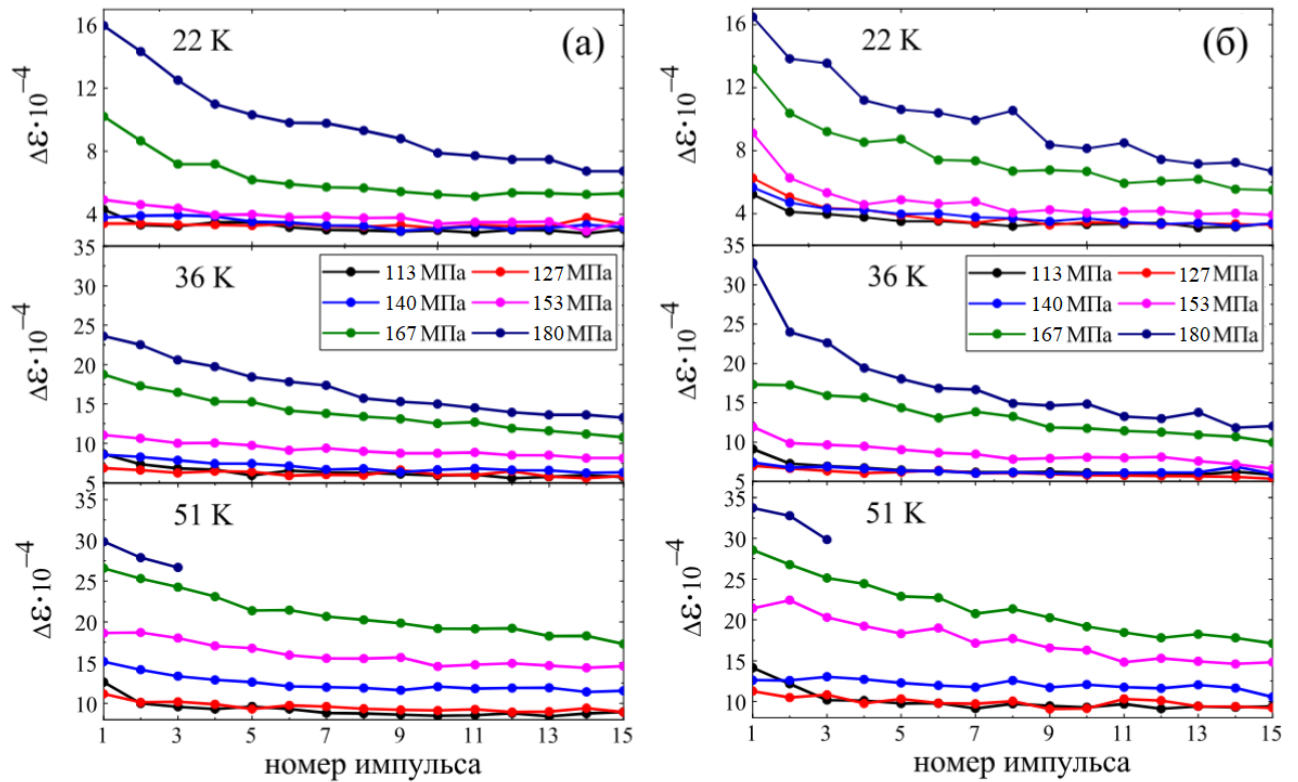


Рисунок 5.3 — Прирост пластической деформации медного образца в зависимости от числа импульсов электрического тока и нагрева образца при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для емкостей (а) C_1 и (б) C_2 . Каждая кривая является средним значением результатов трех экспериментов.

Таким образом, результаты, представленные на рис. 5.3, демонстрируют сложный характер ЭПЭ в медных образцах, определяемый взаимодействием механических, тепловых и электрических факторов. Наибольший вклад в деформацию вносит первый импульс, последующие импульсы дают убывающий эффект; повышение температуры и уменьшение длительности импульса (емкости) способствуют интенсификации пластического течения, причем влияние емкости не сводится к чисто тепловому действию, что свидетельствует о специфической роли электронной подсистемы в активации дислокаций.

На рис. 5.4 представлены результаты для алюминиевых образцов. Эксперименты проводились при трех уровнях нагрева ($\Delta T = 15, 25$ и 35 K) в диапазоне растягивающих напряжений от 56 до 80 МПа с шагом 6 МПа. Соответствующие массы грузов рассчитывались по формуле $\sigma = Mg/S$ и составля-

ли от 14 до 20 кг. Для каждого сочетания параметров на образец подавали 15 последовательных импульсов тока при двух значениях емкости конденсаторной батареи (C_1 и C_2).

Качественно поведение алюминия аналогично меди: наблюдается монотонное уменьшение прироста пластической деформации с каждым последующим импульсом, причем наибольший вклад вносит первый импульс. Это согласуется с представлением об ограниченном запасе подвижных дислокаций, которые постепенно закрепляются на препятствиях в процессе импульсного воздействия.

Однако количественный анализ выявляет нетривиальную зависимость влияния емкости от уровня нагрева. При наименьшем нагреве ($\Delta T = 15$ K) отчетливо видно, что прирост деформации для емкости C_2 (меньшей по величине) заметно превышает соответствующие значения для C_1 . При нагреве на 25 K это различие сохраняется, хотя становится менее выраженным. При дальнейшем повышении нагрева до 35 K ситуация качественно меняется: теперь большая емкость C_1 обеспечивает более высокий прирост пластической деформации, чем C_2 , то есть наблюдается инверсия эффекта.

Такое поведение, на наш взгляд, в основном можно объяснить динамическим нагружением образцов при отсутствии демпфирования груза, о чем говорилось в главе 3. В качестве дополнительных аргументов можно предложить конкуренцию двух факторов: длительности импульса (определяемой емкостью) и уровня термической активации. При умеренных температурах (15–25 K) более короткие импульсы (емкость C_2) создают более высокую плотность тока и, соответственно, более интенсивное электронное воздействие на дислокации, что способствует их откреплению. При этом тепловая составляющая еще недостаточна, чтобы вызвать существенное разупрочнение или изменить механизм деформирования.

При нагреве на $\Delta T = 35$ K ситуация приближается к области высоких относительных температур нагрева (для алюминия $T_m = 933$ K, что дает $\Delta T/T_m \approx 0,038$). В этих условиях начинают активно проявляться диффузионные процессы, снимаются внутренние напряжения, возможно перераспределение примесных атомов. Более длинные импульсы (емкость C_1) обеспечивают большее время для протекания термически активируемых процессов, таких как переползание дислокаций или релаксация напряжений вблизи границ зерен. Кроме того, при высоких температурах может изменяться характер взаимодей-

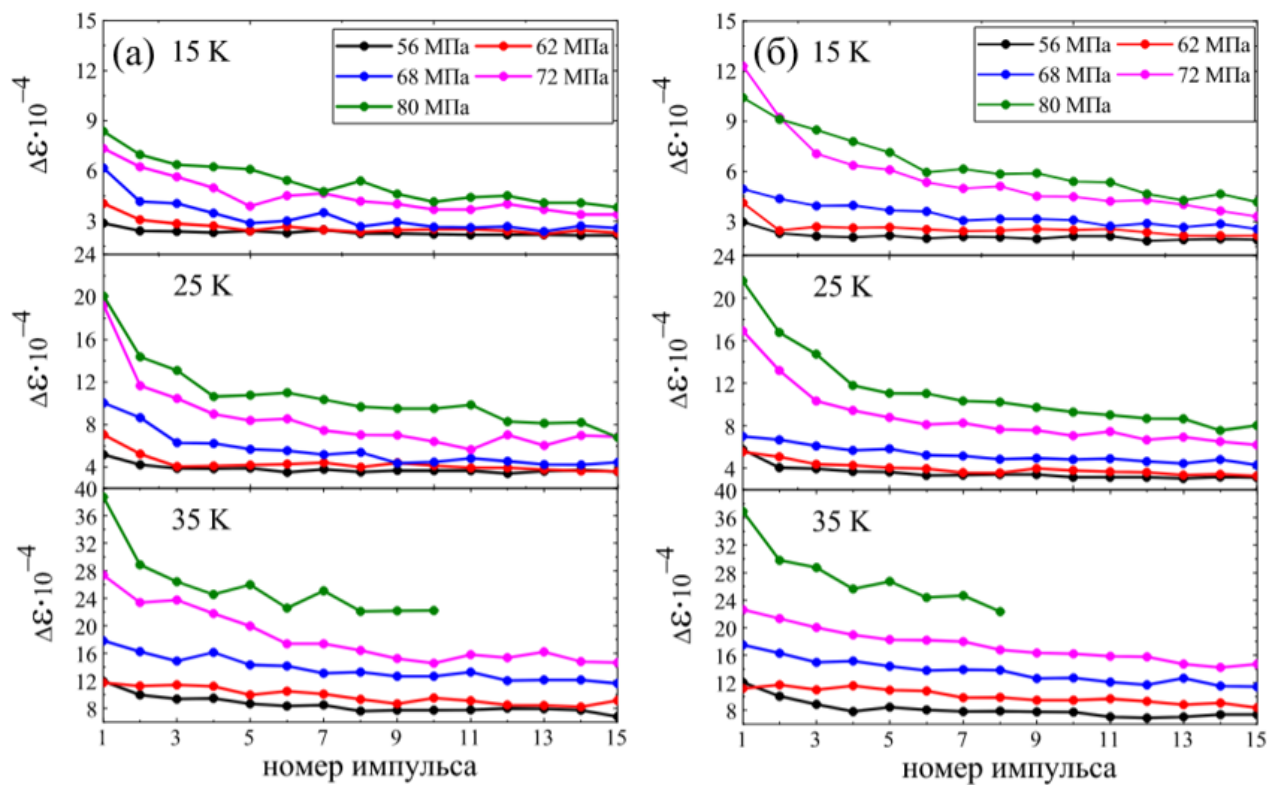


Рисунок 5.4 — Прирост пластической деформации алюминиевого образца в зависимости от числа импульсов электрического тока и нагрева образца при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для емкостей (а) C_1 и (б) C_2 . Каждая кривая является средним значением трех экспериментов.

ствия дислокаций с точечными дефектами, что также модулируется длительностью воздействия. В результате более продолжительные импульсы оказываются эффективнее, несмотря на меньшую пиковую плотность тока.

Таким образом, результаты для алюминия демонстрируют сложную взаимосвязь между тепловыми и нетепловыми механизмами ЭПЭ. Инверсия влияния емкости при переходе от умеренных к высоким температурам нагрева указывает на смену лимитирующего фактора: при низких температурах доминирует электронная активация, чувствительная к пиковым значениям тока (емкость C_2), а при высоких — возрастает роль длительности термического воздействия (емкость C_1). Это подчеркивает необходимость комплексного подхода при оптимизации режимов электропластической обработки алюминиевых сплавов.

На рис. 5.5 и 5.6 представлены диаграммы суммарной пластической деформации, накопленной медными и алюминиевыми образцами за 15 последо-

вательных импульсов тока, в зависимости от приложенного растягивающего напряжения. Для меди диапазон напряжений составлял 113–180 МПа с шагом 13,5 МПа, для алюминия — 56–80 МПа с шагом 6 МПа. Эксперименты выполнены при двух значениях емкости конденсаторной батареи (C_1 и C_2 , где $C_1 = 6C_2$) и трех уровнях нагрева: для меди $\Delta T = 22, 36$ и 51 К, для алюминия $\Delta T = 15, 25$ и 35 К, что соответствует одинаковым значениям нормированного прироста температуры $\Delta T/T_m \approx 0,016; 0,027; 0,038$ для обоих материалов.

Анализ суммарных деформаций позволяет более отчетливо выявить закономерности, наметившиеся при поимпульсном рассмотрении. Для меди (рис. 5.5) во всем исследованном диапазоне напряжений и температур в большинстве случаев наблюдается преимущество меньшей емкости C_2 : при одинаковом нагреве образцов суммарная деформация для C_2 , как правило, выше, чем для C_1 . Это различие сохраняется при всех трех значениях ΔT и становится более выраженным с ростом растягивающего напряжения. Так, например, при нагреве 36 К и напряжении 167 МПа деформация для C_2 превышает соответствующую величину для C_1 в $1,5$ – 2 раза. Полученный результат подтверждает сделанный ранее вывод о том, что в меди длительность импульса (определяемая емкостью батареи) играет самостоятельную, не сводимую к нагреву роль, способствуя более эффективному откреплению и перемещению дислокаций. Более высокая плотность тока, по-видимому, позволяет задействовать дополнительные механизмы пластической деформации, связанные с электронно-дислокационным взаимодействием.

Для алюминия (рис. 5.6) картина оказывается более сложной и зависит от уровня нагрева. Следует отметить, что при максимальных растягивающих напряжениях образцы алюминия разрушались до завершения полной серии импульсов (на 8-м или 10-м импульсе), поэтому для этих точек суммарная деформация приведена по 8 импульсам, тогда как для остальных напряжений — по 15 импульсам. При низком нагреве (15 К) суммарная деформация для меньшей емкости C_2 заметно выше, чем для C_1 . При среднем нагреве (25 К) различия сглаживаются: значения деформации для обеих емкостей становятся близкими, хотя некоторое преимущество C_2 еще сохраняется. При высоком нагреве (35 К) тенденция меняется на противоположную — теперь большая емкость C_1 обеспечивает более высокую суммарную деформацию. Таким образом, в алю-

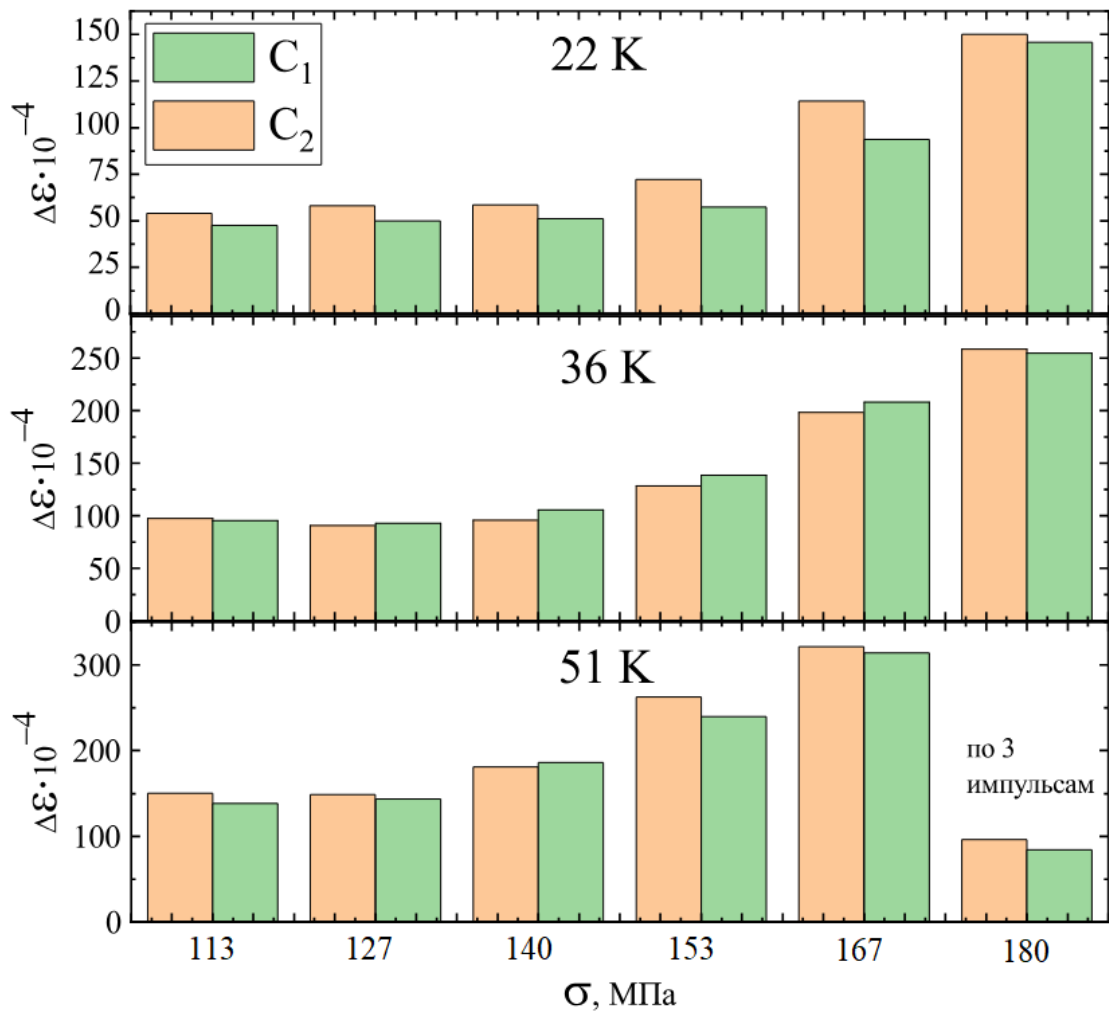


Рисунок 5.5 — Суммарная пластическая деформация медного образца после 15 импульсов тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения и нагрева образца для двух значений емкостей конденсаторной батареи C_1 и C_2 .

миниции наблюдается инверсия влияния емкости при переходе от умеренных к повышенным температурам.

Такое поведение, как мы полагаем, связано с динамическими эффектами нагружения, описанными в главе 3. Альтернативно их можно интерпретировать следующим образом. При относительно низких температурах нагрева (15–25 K) доминирующим является нетепловой механизм активации дислокаций, чувствительный к пиковой плотности тока. Более короткие импульсы (C_2) создают более высокую плотность тока в момент разряда, что интенсифицирует электронное воздействие на дислокации и приводит к большему приросту деформации. Тепловая составляющая при этом еще недостаточна, чтобы существенно изменить ситуацию.

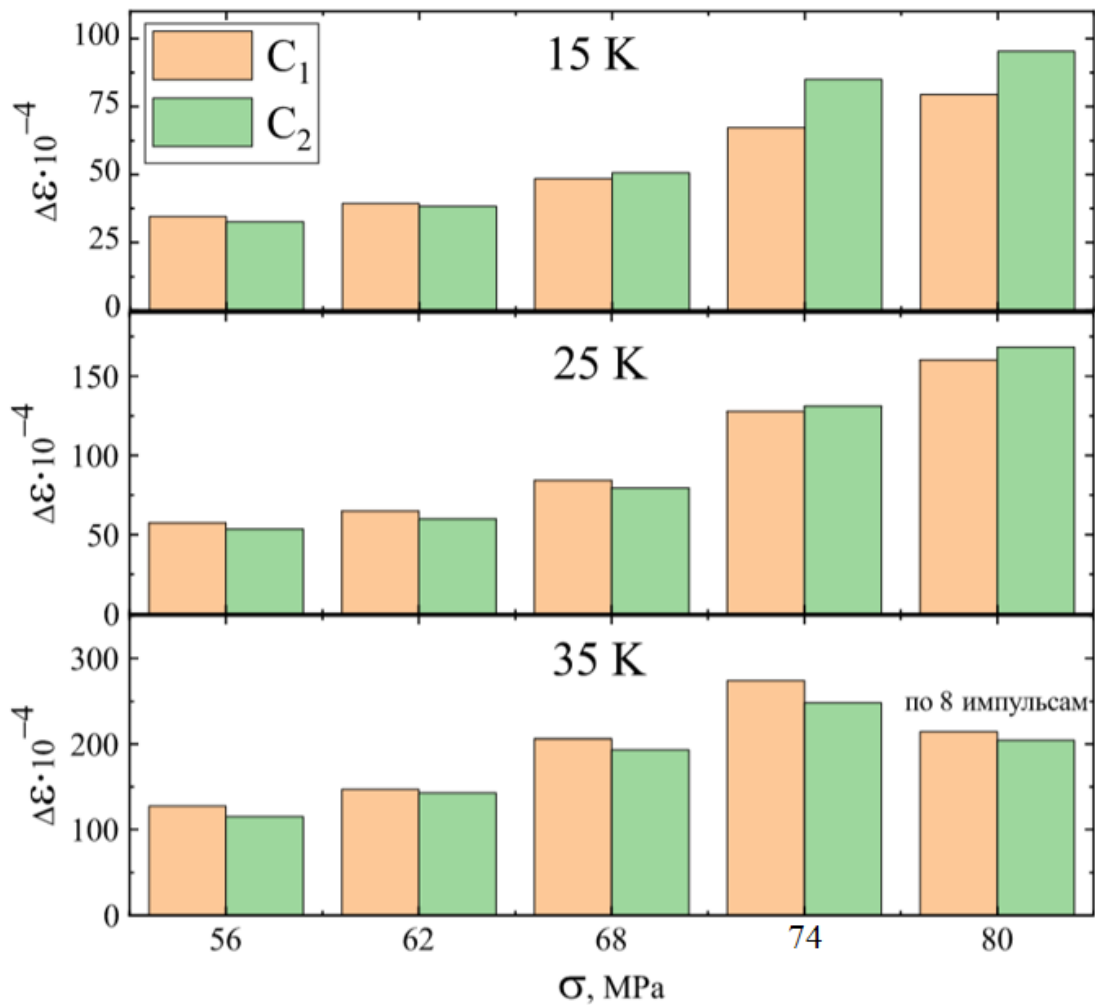


Рисунок 5.6 — Суммарная пластическая деформация алюминиевого образца после 15 импульсов тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения и нагрева образца для двух значений емкостей конденсаторной батареи C_1 и C_2 .

При нагреве до 35 K начинают проявляться термически активируемые процессы: диффузия, переползание дислокаций, релаксация напряжений на границах зерен и выделениях вторых фаз. В этих условиях более длительные импульсы (C_1) оказываются эффективнее, поскольку обеспечивают большее время для протекания этих процессов. Кроме того, при высоких температурах может изменяться характер закрепления дислокаций примесными атомами и кластерами, что также модулируется длительностью воздействия.

Еще одна серия экспериментов была проведена с постепенным увеличением растягивающего напряжения в диапазоне 81–192 МПа с шагом 6,53 МПа. На каждом уровне напряжения подавались четыре последовательных импульса тока. На рисунке 5.7 показана относительная деформация образца в зависимо-

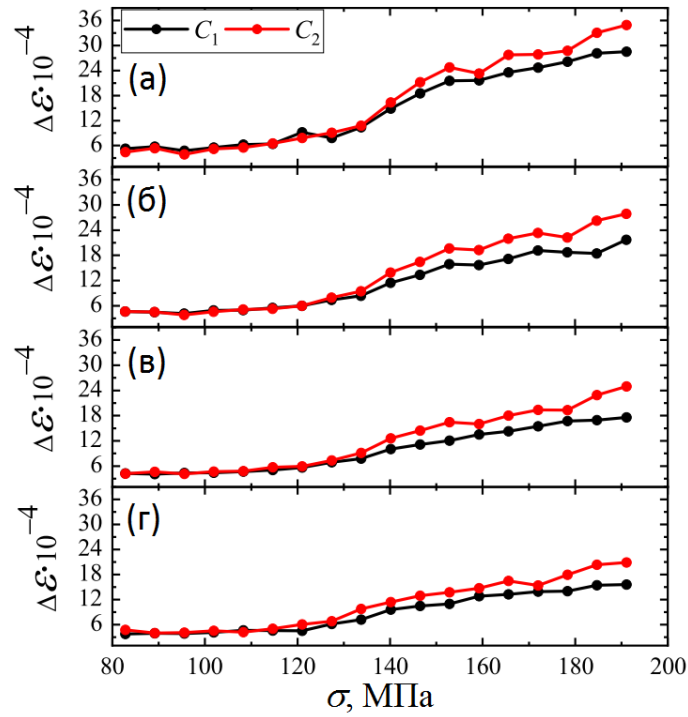


Рисунок 5.7 — Увеличение относительной деформации медного образца в зависимости от растягивающего напряжения для: (а) первого, (б) второго, (в) третьего и (г) четвертого последовательных импульсов тока для емкостей конденсаторной батареи C_1 (черные кривые) и $C_2 = C_1/6$ (красные кривые).

Представленные результаты являются средним значением по трем независимым экспериментам.

сти от растягивающего напряжения. Панели (а)–(г) показывают результаты для первого, второго, третьего и четвертого импульсов тока соответственно. Черные и красные линии показывают деформацию проволоки для емкостей конденсатора C_1 и $C_2 = C_1/6$ соответственно. Конденсаторы заряжались до напряжения $U_1 = 60$ В и $U_2 = 190$ В, что обеспечивало одинаковый джоулев нагрев образцов на $\Delta T = 25$ К. Итак, черные кривые показывают результаты для более длинного импульса с меньшей плотностью тока, а красные кривые – для более короткого импульса с большей плотностью тока. Очевидно, что электропластическая деформация выше во втором случае. Из рисунка 5.7 ясно, что эта серия экспериментов подтверждает полученные ранее результаты – первый импульс тока дает наибольшее увеличение пластической деформации, а с каждым последующим импульсом она уменьшается. Однако более короткие импульсы тока с более высокой плотностью тока вызывают большую электропластическую де-

формацию, чем более длинные импульсы с более низкой плотностью тока при одинаковом выделении джоулева тепла.

Таким образом, сопоставление суммарных деформаций меди и алюминия выявляет принципиальное различие в отклике этих материалов на импульсное токовое воздействие. Для меди, характеризующейся более низкой ЭДУ и наличием двойниковой структуры, более короткие импульсы неизменно эффективнее, хотя вклад двойников в деформацию меди невелик. Для алюминия же оптимальная длительность импульса зависит от температурного режима: при низких температурах предпочтительны короткие импульсы с высокой плотностью тока, при высоких — более продолжительные. Это различие, вероятно, связано с особенностями дислокационной структуры, энергией дефекта упаковки и диффузионной подвижностью в этих металлах. Полученные результаты подчеркивают необходимость индивидуального подбора параметров электропластической обработки для каждого материала с учетом его физико-механических свойств и температурных условий деформирования.

5.3 Физическая модель дислокационной электропластичности

5.3.1 Описание модели

На основе экспериментальных результатов, полученных в данной работе, а также литературных данных о теплопереносе на наноуровне, предложена физическая модель дислокационной электропластичности. Модель позволяет объяснить наблюдаемые закономерности, включая влияние параметров импульсного тока, структурного состояния и примесного состава металлов.

Ключевая идея модели заключается в том, что электропластический эффект обусловлен локальным джоулевым нагревом дислокаций и зависит от баланса между скоростью выделения тепла на дислокациях и скоростью его диссипации в окружающую кристаллическую решетку. Согласно закону Джоуля–Ленца, мощность тепловыделения пропорциональна электрическому сопротивлению, которое в дефектных областях (в частности, на дислокациях) выше,

чем в бездефектной решетке [87; 158; 159], как схематически представлено на рис. 5.8. Однако при обсуждении теории локального нагрева дефектов ранее не учитывался теплоперенос от нагретых дефектов в решетку, что и составляет основу предлагаемой модели.

Можно оценить объем, занимаемый ядрами дислокаций в кристалле. Для этого вспомним, что плотность дислокаций (их общая длина в единичном объеме) составляет $\rho = 10^{12} \text{ м}^{-2}$ в отожженном и $\rho = 10^{16} \text{ м}^{-2}$ в сильно деформированном материале. Среднее расстояние между дислокациями оценивается как $D \sim 1/\sqrt{\rho}$, что дает $D \sim 10^4 \text{ \AA}$ в отожженном состоянии и $D \sim 10^2 \text{ \AA}$ в деформированном металле. Считая диаметр ядра дислокации равным $d \approx 10 \text{ \AA}$, получаем, что доля объема, занимаемого ядрами дислокаций, пропорциональна $(d/D)^2$ и составляет лишь малую долю объема кристалла: $\sim 10^{-6}$ в отожженном состоянии и $\sim 10^{-2}$ в сильно нагартванном. В умеренно деформированном материале ($\rho \sim 10^{14} \text{ м}^{-2}$) эта доля составляет порядка 10^{-4} . Следовательно, интенсивный нагрев ядер дислокаций приводит лишь к незначительному повышению средней температуры металла.

В работе [160] методом молекулярной динамики исследован теплоперенос в двумерной решетке с локальной областью, нагреваемой с постоянной скоростью, что моделирует выделение джоулева тепла на ядре дислокации. Показано, что в моноатомной решетке (модель чистого металла) температура нагреваемой области не растет со временем из-за баллистического теплопереноса, при котором фононы практически не рассеиваются и быстро уносят тепло от ядра дислокации в объем кристалла, см. рис. 5.9(а). Напротив, в двухкомпонентной решетке со случайным распределением атомов разной массы (модель твердого раствора) температура нагреваемой области линейно возрастает со временем из-за рассеяния фононов на примесных атомах, замедляющего теплоотвод, см. рис. 5.9(б).

Аналитическое решение кинетической модели баллистического теплопереноса [160] подтверждает, что в случае локального подвода тепла с постоянной скоростью температура в области нагрева сначала растет со временем по линейному закону, а на больших временах стремится к постоянному значению. Таким образом, наличие небольшого количества примесных атомов, замедляющих теплоперенос, является критическим условием для эффективного нагрева дислокаций и, следовательно, для проявления электропластического эффекта.

Однако большое количество растворенных примесей приведет к интенсивному тепловыделению в объеме зерна, что увеличит тепловой вклад в электропластическую деформацию и сделает проявление ЭПЭ менее ярким.

5.3.2 Объяснение экспериментальных данных

Предложенная модель позволяет объяснить ключевые экспериментальные наблюдения данной работы.

Роль примесей и структурного состояния. В чистых металлах с малым содержанием примесей (технически чистая медь М1 и алюминий КАС-8176) теплоперенос от дислокаций происходит достаточно эффективно. Однако наличие даже небольшого количества примесей создает центры рассеяния фононов, что замедляет диссипацию тепла и позволяет дислокациям нагреваться до температур, достаточных для открепления от препятствий. Этим объясняется наблюдаемый электропластический эффект при относительно небольшом интегральном нагреве образцов (менее 2 % от температуры плавления).

В сплаве 6101 с повышенным содержанием легирующих элементов и примесей (суммарно до 2,39 масс.%, включая Mg и Si в твердом растворе) рассеяние фононов на примесных атомах значительно сильнее, что должно приводить к более эффективному нагреву дислокаций. Однако эксперимент показал более быстрое затухание ЭПЭ в этом сплаве. Это объясняется тем, что при прохождении импульсов тока атомы примесей, нагреваясь, диффундируют и собираются в кластеры, а затем в частицы, которые являются дополнительными препятствиями для дислокаций. Таким образом, дисперсионное упрочнение создает дополнительный механизм закрепления дислокаций, что ускоряет затухание ЭПЭ. Кроме того, большое количество растворенных примесей приводит к интенсивному выделению джоулева тепла в объеме зерна, что повышает термический вклад в деформацию, делая проявление ЭПЭ менее заметным.

Влияние параметров импульса. Наблюдаемое для медных образцов усиление ЭПЭ с укорочением длительности импульсов и одновременным повышением плотности тока при одинаковом джоулевом тепловыделении объясняется более быстрым прогревом дислокаций. Рост температуры ядер дислокаций

приводит к их откреплению от стопоров и к ускорению пластической деформации. Более длительные импульсы с меньшей плотностью тока дают более медленный прогрев дислокаций, и тепло успевает диссипировать в решетку, снижая подвижность дислокаций и проявление ЭПЭ. Инверсия влияния длительности импульса в алюминии (при относительно небольшом джоулевом нагреве эффективнее короткие импульсы с высокой пиковой плотностью тока, а при повышенном – длительные импульсы с меньшей плотностью тока) может быть объяснена вкладом от динамического нагружения образца, который растет с ростом средней температуры образца.

Уменьшение прироста деформации от импульса к импульсу. Согласно модели, после каждого импульса часть дислокаций, нагретых до температуры открепления от стопоров, перемещается и закрепляется на новых, более сильных препятствиях (границы зерен, частицы вторых фаз, дислокационные скопления). Плотность подвижных дислокаций постепенно уменьшается, что приводит к монотонному уменьшению прироста пластической деформации с каждым последующим импульсом. Увеличение растягивающего напряжения способствует возобновлению эффекта, поскольку создает дополнительное механическое напряжение, облегчающее отрыв дислокаций от препятствий.

5.3.3 Схематическое представление модели

На рис. 5.8 схематически показано выделение джоулева тепла на дислокации и его передача в решетку за счет теплопроводности. Более насыщенный красный цвет соответствует более высокой температуре. Отметим, что в случае решетки с растворенными атомами теплоотвод замедлен, и дислокация нагревается сильнее. Однако большое количество примесей вызовет интенсивное тепловыделение в объеме зерна (на рисунке не показано).

На рис. 5.9 показана эволюция температуры образца (синяя линия) и температуры ядра дислокации (зеленая линия) во время действия импульса тока (от t_1 до t_2). Горизонтальная красная линия обозначает температуру открепления дислокации от препятствий. На (а) представлен случай одноатомной решетки с баллистическим теплопереносом: температура дислокации не достигает

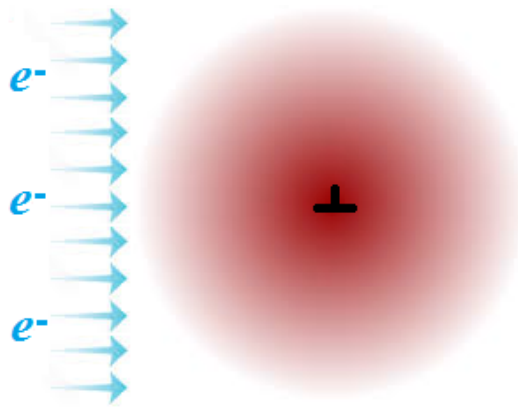


Рисунок 5.8 — Схематическое представление джоулева тепла, выделяемого на ядре дислокации и передаваемого в кристаллическую решетку посредством теплопроводности. Более насыщенный красный цвет указывает на более высокую температуру.

температуры открепления, ЭПЭ не проявляется. На (б) — случай двухкомпонентной решетки: температура дислокации линейно растет, достигает температуры открепления, и дислокация начинает движение, после чего ее температура падает при переходе в более холодную область. Этот цикл может повторяться многократно в течение одного импульса тока, который длится примерно 10^{-4} с, в то время как период колебаний линий дислокаций составляет примерно 10^{-12} с, то есть на восемь порядков меньше.

5.3.4 Сравнение с литературными данными

Предложенная модель согласуется с результатами кристалл-пластического моделирования [108], согласно которым наибольший вклад в снижение напряжения течения дает открепление дислокаций от препятствий, а не сила электронного ветра. Это подтверждает, что нагрев дислокаций до температуры, достаточной для открепления, является ключевым механизмом ЭПЭ.

Кроме того, модель объясняет, почему в высокочистых металлах ЭПЭ проявляется слабее, чем в сплавах, что подтверждается литературными данными о влиянии примесей на электропластический эффект [105]. Примесные атомы,

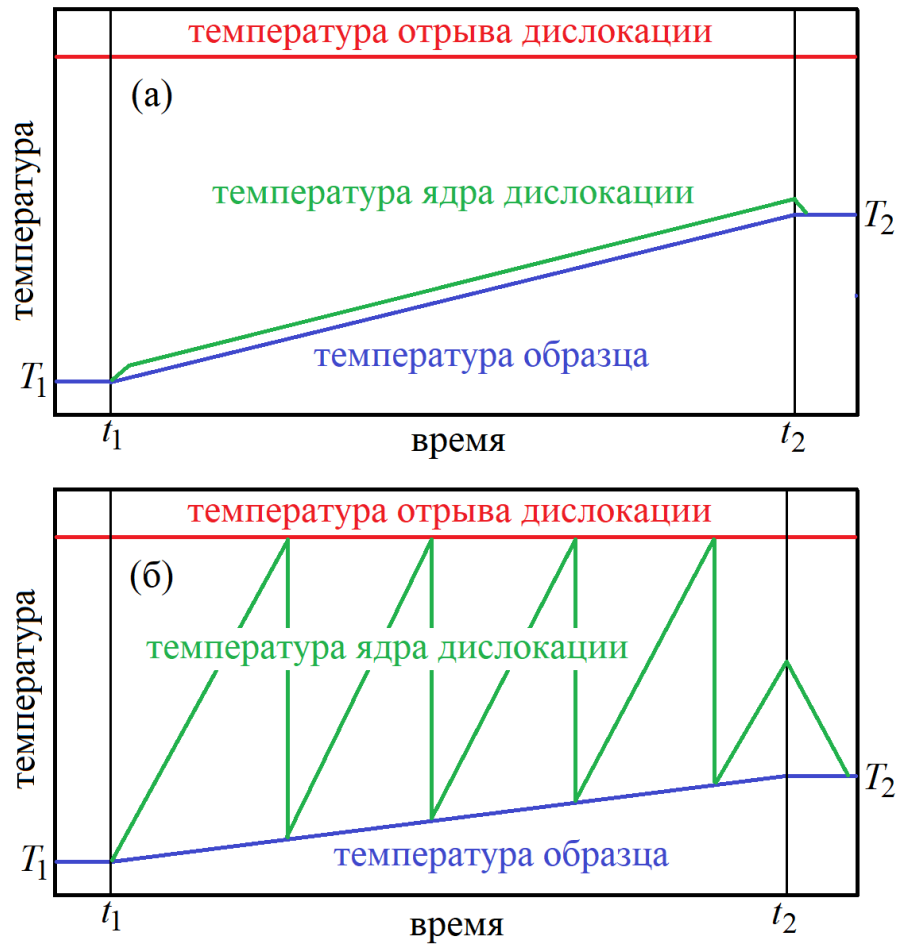


Рисунок 5.9 — Схематическое изображение временной эволюции средней по объему температуры образца (синяя линия) и температуры ядра дислокации (зеленая линия) при воздействии импульсного электрического тока, начинающегося в момент времени t_1 и заканчивающегося в момент времени t_2 .

Красная горизонтальная линия показывает температуру, при которой дислокация открепляется от стопоров. На рисунке (а) показан случай моноатомной решетки с баллистической теплопроводностью, а на рисунке (б) — случай двухкомпонентной решетки с диффузионной теплопроводностью.

замедляя теплоперенос, способствуют более эффективному нагреву дислокаций и, следовательно, более выраженному ЭПЭ.

Модель также предсказывает, что при очень высоких плотностях тока, когда скорость тепловыделения на дислокациях превышает скорость теплоотвода даже в чистом металле, ЭПЭ может проявляться и в отсутствие примесей. Это качественно согласуется с экспериментальными наблюдениями ЭПЭ в чистых металлах при экстремально высоких плотностях тока [2; 113].

5.4 Выводы по главе 5

В результате экспериментального исследования влияния параметров импульсного тока на ЭПЭ в медной (М1) и алюминиевой (КАС 8176) проволоке можно сделать следующие выводы:

1. Установлено, что длительность импульса тока определяется емкостью конденсаторной батареи и составляет $\tau_1 = 1,35$ мс для $C_1 = 25$ мФ и $\tau_2 = 0,6$ мс для $C_2 = C_1/6$, что соответствует теоретической зависимости $\tau \sim \sqrt{LC}$.
2. Получены калибровочные зависимости повышения температуры медных и алюминиевых образцов ΔT от напряжения на конденсаторной батарее U при двух значениях емкости. Выбор температур нагрева (22, 36, 51 К для меди; 15, 25, 35 К для алюминия) произведен из условия равенства относительного повышения температур за счет джоулева разогрева, $\Delta T/T_m \approx 0,016$, что обеспечивает корректное сопоставление термически активируемых процессов в разных материалах.
3. Для обоих материалов подтверждена общая закономерность: максимальный прирост пластической деформации происходит после первого импульса тока, а с каждым последующим импульсом величина прироста монотонно убывает. Это объясняется постепенным исчерпанием запаса подвижных дислокаций и их закреплением на структурных препятствиях.
4. В медных образцах увеличение нагрева и растягивающего напряжения закономерно приводит к росту накопленной деформации. При одинако-

- вом нагреве меньшая длительность импульса тока, как правило, обеспечивает более высокий прирост деформации по сравнению с длительными, что свидетельствует о наличии нетеплового вклада в ЭПЭ, связанного с длительностью воздействия тока на дислокационную структуру.
5. В алюминиевых образцах выявлена инверсия влияния емкости при изменении уровня нагрева: при $\Delta T = 15$ и 25 К более выраженный эффект наблюдается для меньшей емкости C_2 , тогда как при $\Delta T = 35$ К — для большей емкости C_1 . Предположительно, данная закономерность обусловлена проявлением динамических эффектов при нагружении образцов в условиях отсутствия демпфирования груза, что обсуждалось в главе 3.
 6. Сравнительный анализ суммарной деформации за 15 импульсов (для максимальных растягивающих напряжений алюминия — за 8 импульсов из-за разрушения образцов) выявил определенное различие в отклике материалов: для медных образцов короткие импульсы тока в большинстве случаев эффективнее во всем исследованном диапазоне джоулева нагрева, тогда как для алюминиевых оптимальная длительность импульса зависит от величины джоулева нагрева. Это различие обусловлено, прежде всего, влиянием динамических эффектов, наблюдаемых при отсутствии демпфирования груза. Отчасти их можно также объяснить разной энергией дефекта упаковки, особенностями микроструктуры (наличие двойников в меди) и диффузионной подвижностью.
 7. При максимальных параметрах нагружения (растягивающее напряжение 180 МПа, нагрев 51 К) медный образец разрушается после третьего импульса, что связано с приближением к пределу прочности материала и накоплением повреждений.
 8. Полученные результаты подчеркивают необходимость индивидуального подбора параметров электропластической обработки (длительности импульса, плотности тока) для каждого материала с учетом его физико-механических свойств и температурных условий деформирования. Выявленные закономерности могут быть использованы при разработке технологических режимов импульсной обработки металлов.

Заключение

В диссертационной работе проведено комплексное экспериментальное и теоретическое исследование влияния параметров импульсного тока на ЭПЭ в медных и алюминиевых проволоках с различным структурным состоянием. На основании полученных результатов сформулированы следующие основные выводы.

1. **Разработка экспериментальной методики с контролем нормированного нагрева.** Разработана и собрана экспериментальная установка для исследования электропластической деформации проволоочных образцов при растяжении, позволяющая варьировать емкость конденсаторной батареи (до 25 мФ) и напряжение на обкладках (до 400 В). Показано, что для медных и алюминиевых образцов повышение температуры за счет выделения джоулева тепла от импульса тока следует зависимости $\Delta T \sim U^{2,4}$, где U – напряжение на конденсаторе. Предложена методика нормировки прироста температуры на температуру плавления, $\Delta T/T_m$, обеспечивающая корректное сравнение электропластического отклика разных материалов.
2. **Моделирование динамики системы «образец–груз».** Разработана и изучена физико-механическая модель системы «образец–груз», описывающая осцилляции деформаций после мгновенного нагрева импульсом тока. Показано, что запасенная упругая энергия при разгрузке дает вклад в прирост пластической деформации образца, не связанный с ЭПЭ. Теоретические результаты использованы при интерпретации экспериментальных данных.
3. **Влияние микроструктуры на электропластический отклик.** Полученные результаты согласуются с дислокационной природой ЭПЭ: первый импульс тока дает максимальный прирост пластической деформации, а с каждым последующим импульсом приращение монотонно убывает, что может быть объяснено постепенным исчерпанием запаса подвижных дислокаций и их закреплением на структурных препятствиях. Показано, что отжиг, приводящий к увеличению размера зерна, усиливает ЭПЭ в меди за счет повышения подвижности дислокаций,

но не влияет на алюминий, где размер зерна при отжиге изменился незначительно.

4. **Влияние примесного состава и дисперсионного упрочнения на ЭПЭ.** На примере алюминиевого сплава 6101 (с суммарным содержанием легирующих элементов и примесей до 2,39 масс. %, включая Mg и Si в твердом растворе) установлено, что дисперсионное упрочнение ускоряет затухание ЭПЭ от импульса к импульсу и требует повышенного напряжения на конденсаторе для достижения прироста деформации, сопоставимого с тем, что наблюдается для технически чистых металлов. Эффект объясняется более быстрым нагревом сплава за счет рассеяния электронов на примесных атомах и ростом частиц под действием импульсного тока, что создает более сильные стопоры для дислокаций.
5. **Систематическое сравнение влияния длительности импульса и плотности тока при контролируемом нагреве.** Впервые проведено систематическое сравнение влияния длительности импульса и плотности тока в импульсе, при сохранении среднего по объему джоулева разогрева, на ЭПЭ в образцах из меди и алюминия. Для медных образцов уменьшение длительности импульса и увеличение плотности тока при одинаковом нагреве, как правило, повышает суммарную деформацию, что свидетельствует о росте нетеплового вклада в ЭПЭ. Для алюминия обнаружена инверсия влияния длительности: при незначительном джоулевом нагреве ($\Delta T = 15\text{--}25$ K) эффективнее короткие импульсы (высокая пиковая плотность тока), а при нагреве до 35 K преимущество переходит к длительным импульсам, что объясняется нетривиальным влиянием динамического нагружения образцов при мгновенном нагреве импульсом тока.
6. **Разработанная физическая модель дислокационной электропластичности,** учитывающая баланс между выделением джоулева тепла на ядрах дислокаций и его диссипацией в решетку за счет теплопроводности, объясняет основные экспериментальные результаты работы, включая усиление ЭПЭ с повышением плотности тока в импульсе и снижение прироста пластической деформации от импульса к импульсу.
7. **Рекомендации по выбору режимов электроимпульсного воздействия.** На основе установленных закономерностей рекомендуется

выбирать режимы электроимпульсной обработки с учетом структурного состояния и примесного состава материала. Для меди, особенно после отжига, сопровождающегося укрупнением зерна, наиболее эффективны короткие импульсы с повышенной пиковой плотностью тока. Для технически чистого алюминия оптимальная длительность импульса зависит от уровня джоулевого нагрева: при низких относительных температурах (до 25 К) эффективнее короткие импульсы, а при более высоких (35 К) — длительные; отжиг алюминия существенного влияния на эффект не оказывает. Для алюминиевых сплавов, упрочненных примесями и дисперсными частицами, требуется увеличение плотности тока и ограничение числа последовательных импульсов вследствие ускоренного затухания электропластического эффекта. Обработку целесообразно проводить при напряжениях, близких к пределу текучести, обеспечивая контролируемый джоулев нагрев и высокую скважность импульсов.

8. **Перспективы дальнейших исследований.** В работе выявлены новые направления для углубленного изучения: необходимо провести систематические исследования влияния частоты следования импульсов и скважности на ЭПЭ; расширить спектр материалов (высокоэнтропийные сплавы, композиты); изучить влияние электропластической обработки на усталостные характеристики и коррозионную стойкость; разработать физически обоснованные модели, учитывающие совместное действие тепловых и нетепловых механизмов на мезо- и наноуровне. Полученные в диссертации результаты вносят вклад в понимание физики ЭПЭ и могут служить основой для создания технологических регламентов импульсной обработки проволочных изделий.

Список сокращений и условных обозначений

Сокращения

1. **ГЦК** — гранецентрированная кубическая кристаллическая решетка;
2. **ОЦК** — объемноцентрированная кубическая кристаллическая решетка;
3. **ГПУ** — гексагональная плотноупакованная кристаллическая решетка;
4. **ЭПЭ** — электропластический эффект;
5. **ЭИО** — электроимпульсная обработка;
6. **ЭТО** — электротермическая обработка;
7. **ЭДУ** — энергия дефекта упаковки;
8. **ИМО** — импульсная магнитная обработка;
9. **EBSD** — дифракция обратно рассеянных электронов (Electron Backscatter Diffraction);
10. **LAB** — малоугловые границы зерен (Low-Angle Grain Boundaries);
11. **HAB** — высокоугловые границы зерен (High-Angle Grain Boundaries);
12. **IPF** — карта обратных полюсных фигур (Inverse Pole Figure);
13. **PLC** — эффект Портевена–Ле Шателье (прерывистое течение);
14. **DSC** — дифференциальная сканирующая калориметрия (Differential Scanning Calorimetry);
15. **EA-FSW** — сварка трением с перемешиванием, интенсифицированная электрическим током (Electrically Assisted Friction Stir Welding);
16. **EA-PW** — электроконтактная сварка давлением (Electrically Assisted Pressure Welding);
17. **EDSR** — электропластическая асимметричная прокатка (Electroplastic Differential Speed Rolling);
18. **TER** — термоэлектроимпульсная прокатка (Thermo-Electropulsing Rolling).

Условные обозначения

1. T_m — температура плавления, К;
2. ΔT — повышение температуры образца, К;
3. U — напряжение на конденсаторной батарее, В;
4. C — емкость конденсаторной батареи, Ф;
5. τ — длительность импульса тока, с;
6. α — коэффициент теплового расширения, K^{-1} ;

7. j — плотность тока, А/м², А/мм²;
8. P — вес, Н;
9. M — масса груза, кг;
10. S — площадь поперечного сечения образца, м², мм²;
11. σ — растягивающее напряжение, Н/м²;
12. ε — относительная деформация удлинения образца;
13. g — ускорение свободного падения, м/с².

Список литературы

1. *Stolyarov V.* Features of the interaction of plastic deformation and pulse current in various materials / V. Stolyarov, I. Calliari, C. Gennari // *Materials Letters*. — 2021. — Vol. 299. — P. 130049.
2. *Okazaki K.* A study of the electroplastic effect in metals / K. Okazaki, M. Kagawa, H. Conrad // *Scripta Metallurgica*. — 1978. — Vol. 12, no. 11. — P. 1063–1068.
3. A Review of Electrically-Assisted Manufacturing / H.-D. Nguyen-Tran [et al.] // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing - Green Technology*. — 2015. — Vol. 2. — P. 365–376.
4. Effect of electropulsing on edge stretchability and corrosion resistance near the punched edge of a 2024T4 aluminum alloy sheet / Z. Tang, H. Du, K. Tao, J. Chen, J. Zhang // *Journal of Materials Processing Technology*. — 2019. — Vol. 263. — P. 343–355.
5. *Li D. L.* An Approach Based on the Classical Free-Electron Theory to Study Electroplastic Effect / D. L. Li, E. L. Yu // *Advanced Materials Research*. — 2010. — Vol. 148/149. — P. 71–74.
6. Additive manufacturing of metallic lattice structures: Unconstrained design, accurate fabrication, fascinated performances, and challenges / L.-Y. Chen, S.-X. Liang, Y. Liu, L.-C. Zhang // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. — 2021. — Vol. 146. — P. 100648.
7. *Cui Y.-W.* Towards load-bearing biomedical titanium-based alloys: From essential requirements to future developments / Y.-W. Cui, L. Wang, L.-C. Zhang // *Progress in Materials Science*. — 2024. — Vol. 144. — P. 101277.
8. *Zhang L.-C.* Selective Laser Melting of Titanium Alloys and Titanium Matrix Composites for Biomedical Applications: A Review / L.-C. Zhang, H. Attar // *Advanced Engineering Materials*. — 2016. — Vol. 18, no. 4. — P. 463–475.
9. Effect of heat treatment on microstructure and stress rupture life of DD32 single crystal Ni-base superalloy / J. Yu, X. Sun, N. Zhao, T. Jin, H. Guan, Z. Hu // *Materials Science and Engineering: A*. — 2007. — Vol. 460/461. — P. 420–427.

10. *Conrad H.* Electroplasticity in metals and ceramics / H. Conrad // Materials Science and Engineering: A. — 2000. — Vol. 287, no. 2. — P. 276–287.
11. *Yang D.* Exploratory study into the effects of an electric field and of high current density electropulsing on the plastic deformation of TiAl / D. Yang, H. Conrad // Intermetallics. — 2001. — Vol. 9, no. 10/11. — P. 943–947.
12. Magnetically assisted directed energy deposition / P. H. Smith, J. W. Murray, D. O. Jones, J. Segal, A. T. Clare // Journal of Materials Processing Technology. — 2021. — Vol. 288. — P. 116892.
13. Review on field assisted metal additive manufacturing / C. Tan [et al.] // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2023. — Vol. 189. — P. 104032.
14. Effect and Mechanism of Electroshock Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of (TiB+TiC)/Ti-6Al-4V Composite / Y. Wu [et al.] // Advanced Engineering Materials. — 2024. — Vol. 26. — P. 2400791.
15. *Wei X.* Effect of magnetic field assisted thermal diffusion on microstructure and properties of titanium alloy laser cladding coating / X. Wei, B. Fei, L. Yong // AIP Advances. — 2023. — Vol. 13. — P. 095217.
16. Effects of Electropulsing Treatment on Microstructure and Properties of Cemented Carbide (WC-15Co) / J. Wu, C. Liao, Y. Yang, M. Wu, G. Yang // Metallurgical and Materials Transactions A. — 2020. — Vol. 51. — P. 6759–6767.
17. *Troitskii O.* The anisotropy of the action of electron and γ radiation on the deformation of zinc single crystals in the brittle state / O. Troitskii, V. Likhtman // Soviet Physics Doklady. — 1963. — Vol. 8. — P. 91.
18. Investigation of the electroplastic effect using nanoindentation / D. Andre [et al.] // Materials & Design. — 2019. — Vol. 183. — P. 108153.
19. Electromagnetic forming—A review / V. Psyk, D. Risch, B. Kinsey, A. Tekkaya, M. Kleiner // Journal of Materials Processing Technology. — 2011. — Vol. 211, no. 5. — P. 787–829. — Special Issue: Impulse Forming.

20. *Pokoev A. V.* Manifestation of Magnetoplastic Effect in Some Metallic Alloys / A. V. Pokoev, J. V. Osinskaya // Diffusion in Materials DIMAT-2017. Vol. 383. — Trans Tech Publications Ltd, 2018. — P. 180–184. — (Defect and Diffusion Forum).
21. Electroplastic behaviour in an aluminium alloy and dislocation density based modelling / H. Krishnaswamy [et al.] // Materials & Design. — 2017. — Vol. 124. — P. 131–142.
22. Electroplastic effect and microstructural mechanism in electrically assisted deformation of nickel-based superalloys / Y. Liu, B. Meng, M. Du, M. Wan // Materials Science and Engineering: A. — 2022. — Vol. 840. — P. 142975.
23. Lüders strain of the fine-grained material under the electric current / X. Zhang, S. Zhou, H. Zhang, X. Liu, H. Yang // Materials Science and Engineering: A. — 2021. — Vol. 825. — P. 141924.
24. *Ma R.* Refining the microstructure to strengthen casting titanium alloy by electric pulse / R. Ma, X. Zhang // Materials Science and Engineering: A. — 2022. — Vol. 849. — P. 143519.
25. Microstructure evolution and mechanical property response of TC11 titanium alloy under electroshock treatment / C. Liu, L. Xie, D. Qian, L. Hua, L. Wang, L.-C. Zhang // Materials & Design. — 2021. — Vol. 198. — P. 109322.
26. Relief of strain hardening in deformed Inconel 718 by high-density pulsed electric current / G. Shaojie, Y. Cui, Y. Kimura, Y. Toku, Y. Ju // Journal of Materials Science. — 2021. — Vol. 56. — P. 16686–16696.
27. Athermally enhanced recrystallization kinetics of ultra-low carbon steel via electric current treatment / K. Jeong [et al.] // Acta Materialia. — 2022. — Vol. 232. — P. 117925.
28. Electrically Assisted Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification of Ti6Al4V Alloy / J. Liu [et al.] // Advanced Engineering Materials. — 2017. — Vol. 20. — P. 1700470.
29. Variant selection of nanocrystalline α phase in metastable β TB8 titanium alloy via electric pulse treatment / S.-S. Wu [et al.] // Rare Metals. — 2023. — Vol. 42, no. 8. — P. 2781–2794.

30. Solid phase transformation of Ti-6.6Al-3.4Mo alloy induced by electroshocking treatment / W. Wu, Y. Song, Z. Wang, S. Ning, L. Hua // Journal of Materials Science. — 2020. — Vol. 55, no. 5. — P. 2245–2255.
31. *Ahmed T.* Solidification of Pb–Al Alloys Under the Influence of Electric Current Pulses / T. Ahmed, W. Li, J.-Z. Zhao // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). — 2017. — Vol. 31. — P. 842–852.
32. A novel strategy for preparation of $\alpha'+\beta$ Dual-phase microstructure through heating massive-like transformation induced by Electropulsing in Ti-6Al-4V Alloy / Y. Zhou [et al.] // Scripta Materialia. — 2023. — Vol. 224. — P. 115156.
33. Introducing ω and O' nanodomains in Ti-6Al-4V: The mechanism of accelerating $\alpha\beta$ transformation kinetics via electropulsing / Y. Zhou [et al.] // Journal of Materials Science & Technology. — 2023. — Vol. 162. — P. 109–117.
34. Realizing strength–ductility synergy in a lean duplex stainless steel through enhanced TRIP effect via pulsed electric current treatment / S. Gu [et al.] // Materials Science and Engineering: A. — 2023. — Vol. 883. — P. 145534.
35. Evolution of Microstructure and Hardness of TC11 Titanium Alloy under Different Electroshocking Treatment Directions / C. Liu [et al.] // Metals. — 2023. — Vol. 13. — P. 1396.
36. Effect of electropulsing on deformation behavior, texture and microstructure of 5A02 aluminum alloy during uniaxial tension / C. Yan, N. Li, H. Jiang, D. Wang, L. Liu // Materials Science and Engineering A. — 2015. — Vol. 638. — P. 69–77.
37. *Song H.* Effect of electropulsing on dislocation mobility of titanium sheet / H. Song, Z.-j. Wang // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. — 2012. — Vol. 22, no. 7. — P. 1599–1605.
38. *Huang J.-J.* Electrorecrystallization of Invar 36 alloy / J.-J. Huang, K.-L. Lin // Materials Today Communications. — 2023. — Vol. 35. — P. 106392.
39. Effects of magnetic fields on iron electrodeposition / H. Matsushima, T. Nohira, I. Mogi, Y. Ito // Surface and Coatings Technology. — 2004. — Vol. 179, no. 2. — P. 245–251.

40. Effect of Pulsed Current-Assisted Tension on the Mechanical Behavior and Local Strain of Nickel-Based Superalloy Sheet / Y. Chen, J. Xu, B. Guo, D. Shan // *Materials*. — 2023. — Vol. 16. — P. 1589.
41. Microstructure evolution of aluminum alloy under quasi-static, mechanical dynamic, and electromagnetic dynamic deformation / H. Su [et al.] // *Materials Characterization*. — 2023. — Vol. 199. — P. 112831.
42. *Xue H.* A Zr-45Ti-54Al-3V alloy with excellent elevated temperature mechanical properties: Millimeter-scale coarse grains with initial subgrains / H. Xue, J. Luo, C. Zhang // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. — 2024. — Vol. 120. — P. 106568.
43. A low-temperature strategy to rapidly prepare high-quality diffusion-bonded joint of dissimilar superalloys enabled by pulsed current / J. Lin [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. — 2024. — Vol. 28. — P. 3670–3675.
44. Effect of Electropulsing on Recrystallization and Mechanical Properties of Silicon Steel Strips / G. Hu, Y. Zhu, G. Tang, C. Shek, J. Liu // *Journal of Materials Science & Technology*. — 2011. — Vol. 27, no. 11. — P. 1034–1038.
45. Electropulsing Induced Texture Evolution in the Recrystallization of Fe-3 Pct Si Alloy Strip / G. Hu, G. Tang, Y. Zhu, C. Shek // *Metallurgical and Materials Transactions A*. — 2011. — Vol. 42. — P. 3484–3490.
46. *Song H.* Microcrack healing and local recrystallization in pre-deformed sheet by high density electropulsing / H. Song, Z.-J. Wang // *Materials Science and Engineering: A*. — 2008. — Vol. 490, no. 1. — P. 1–6.
47. Multiple precipitates and weakened PLC effect in the electro-pulsing treated Al-Mg-Si alloy / Y. Wang, Y. Zhao, D. Pan, X. Xu, X. Chong, P. Yin // *Materials Letters*. — 2020. — Vol. 261. — P. 127089.
48. The anomalous negative electric current sensitivity of a precipitation hardened Al alloy during electrically-assisted forming / H. Dong [et al.] // *Journal of Materials Research and Technology*. — 2023. — Vol. 24. — P. 9356–9368.

49. Effect of electropulsing on the fatigue resistance of aluminium alloy 2014-T6 / A. Babutskyi, M. Mohin, A. Chrysanthou, Y. Xu, A. Lewis // *Materials Science and Engineering: A*. — 2020. — Vol. 772. — P. 138679.
50. Effect of magnetic treatment on fatigue life of AISI 4140 steel / A. Çelik, A. Fatih Yetim, A. Alsaran, M. Karakan // *Materials & Design*. — 2005. — Vol. 26, no. 8. — P. 700–704.
51. Effect of Electropulsing Treatment on the Fatigue Crack Growth Behavior of Copper / Y. Yin, H. Chen, Y. Morita, Y. Toku, Y. Ju // *Materials*. — 2018. — Vol. 11, no. 11. — P. 2168.
52. Performance improvement of carbide cutting tool for Ti6Al4V alloys using electromagnetic treatment / W. Zhou [et al.] // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. — 2021. — Vol. 113. — P. 1–14.
53. *Babutskyi A.* Effect of pulsed magnetic field pre-treatment of AISI 52100 steel on the coefficient of sliding friction and wear in pin-on-disk tests / A. Babutskyi, A. Chrysanthou, C. Zhao // *Friction*. — 2014. — Vol. 2. — P. 310–316.
54. Interactive effects of specimen size and current density on tribological behavior of electrically-assisted micro-forming in TC4 titanium alloy / J. Bao, J. Bai, S. Lv, D. Shan, B. Guo, J. Xu // *Tribology International*. — 2020. — Vol. 151. — P. 106457.
55. Effect of pulsed magnetic treatment on the corrosion of titanium / A. Babutskyi, A. Chrysanthou, M. Smelina, G. Stepanov, M. Zietara // *Materials Science and Technology*. — 2017. — Vol. 33. — P. 1–12.
56. *Lutz K.* Electromagnetic Fields to Regulate Material Defects, Vacancies, and Properties / K. Lutz, T. Trevino // *ASCEND* 2023.
57. The effect of pulsed current on the shear deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy / Z. Zhao, G. Wang, H. Hou, Y. Zhang, Y. Wang // *Scientific Reports*. — 2018. — Vol. 8. — P. 14748.
58. Microcrack healing in non-ferrous metal tubes through eddy current pulse treatment / W. Xu, Y. Chuan, H. Yu, X. Jin, B. Guo, D. Shan // *Scientific Reports*. — 2018. — Vol. 8. — P. 6016.

59. The plastic flow model in the healing process of internal microcracks in pre-deformed TC4 sheet by pulse current / X. Ren, Z. Wang, X. Fang, H. Song, J. Duan // *Materials & Design*. — 2020. — Vol. 188. — P. 108428.
60. *Qin R.* Thermodynamics of crack healing under electropulsing / R. Qin, S. Su // *Journal of Materials Research*. — 2002. — Vol. 17. — P. 2048–2052.
61. *Sun Q.* Micro texture of titanium alloys excited nonlinearly by electromagnetic pulse / Q. Sun, L. Hua // *Scripta Materialia*. — 2021. — Vol. 200. — P. 113828.
62. Microstructure reset-based self-healing method using sub-second electric pulsing for metallic materials / H.-J. Jeong [et al.] // *Applied Materials Today*. — 2020. — Vol. 20. — P. 100755.
63. *Liang C.-L.* The microstructure and property variations of metals induced by electric current treatment: A review / C.-L. Liang, K.-L. Lin // *Materials Characterization*. — 2018. — Vol. 145. — P. 545–555.
64. Application of High-Density Electropulsing to Improve the Performance of Metallic Materials: Mechanisms, Microstructure and Properties / Y. Sheng [et al.] // *Materials*. — 2018. — Vol. 11, no. 2. — P. 185.
65. *Liu Y.-c.* A Critical Review on the Electromigration Effect, the Electroplastic Effect, and Perspectives on the Effects of Electric Current Upon Alloy Phase Stability / Y.-c. Liu, S.-k. Lin // *JOM*. — 2019. — Vol. 71, no. 9. — P. 3094–3106.
66. Mechanism and application of mechanical property improvements in engineering materials by pulsed magnetic treatment: A review / Z. Cai, Q. Chengkai, X. Zhang, N. Dai, Y. Wu, W. Ji // *Friction*. — 2024. — Vol. 12. — P. 2139–2166.
67. Effects of electric and magnetic treatments on microstructures of solid metals: a review / Y. Song, W. Wu, Y. Yu, L. Hua // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. — 2023. — Vol. 36, no. 1. — P. 139.
68. Electroplasticity effects: from mechanism to application / J. Liu [et al.] // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. — 2023. — Vol. 131. — P. 1–20.

69. A review of electromagnetic processing of materials (EPM): Heating, sintering, joining and forming / M. Biesuz, T. Saunders, D. Ke, M. J. Reece, C. Hu, S. Grasso // *Journal of Materials Science & Technology*. — 2021. — Vol. 69. — P. 239–272.
70. Energy field assisted metal forming: Current status, challenges and prospects / H. Li [et al.] // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. — 2023. — Vol. 192. — P. 104075.
71. Nontraditional energy-assisted mechanical machining of difficult-to-cut materials and components in aerospace community: a comparative analysis / G. Zhao [et al.] // *International Journal of Extreme Manufacturing*. — 2024. — Vol. 6. — P. 022007.
72. *Troitsky O. A.* Electromechanical effect in metals / O. A. Troitsky // *JETP Letters*. — 1969. — Vol. 10, no. 1. — P. 18–22.
73. *Троицкий О. А.* Электропластическая деформация металлов / О. А. Троицкий, А. Г. Розно // *Физика твердого тела*. — 1970. — т. 12, № 1. — с. 203–209.
74. *Кравченко В. Я.* Влияние направленного электронного пучка на движущиеся дислокации / В. Я. Кравченко // *ЖЭТФ*. — 1966. — т. 51, № 6. — с. 1676–1683.
75. *Nabarro F. R. N.* Dislocations in solids / F. R. N. Nabarro, M. S. Duesbery. — Elsevier, 2002.
76. *Троицкий О. А.* Пластическая деформация металла, вызванная пинч-эффектом / О. А. Троицкий // *Известия АН СССР. Серия физическая*. — 1977. — т. 41, № 6. — с. 118–122.
77. *Спицын В. И.* Моделирование теплового и пинч-эффекта импульсного тока при пластической деформации металла / В. И. Спицын, О. А. Троицкий // *Доклады АН СССР*. — 1975. — т. 220, № 5. — с. 1070–1073.
78. Подвижность дислокаций в монокристаллах цинка под действием импульсов тока / Л. Б. Зуев, В. Е. Громов, В. Ф. Курилов, Л. И. Гуревич // *Доклады АН СССР*. — 1978. — т. 239, № 1. — с. 84–86.
79. Развитие представлений о подвижности дислокаций при действии тока / В. Е. Громов, Л. Б. Зуев, И. Л. Батаронов, А. М. Рощупкин // *Физика твердого тела*. — 1991. — т. 33, № 10. — с. 3027–3032.

80. *Бойко Ю.* Экспериментальное обнаружение увлечения дислокаций электронным ветром в металлах / Ю. Бойко, Я. Гегузин, Ю. Клиничук // Письма в ЖЭТФ. — 1979. — т. 30. — с. 168.
81. *Бойко Ю. И.* Увлечение дислокаций электронным ветром в металлах / Ю. И. Бойко, Я. Е. Гегузин, Ю. И. Клиничук // ЖЭТФ. — 1981. — т. 81, № 6. — с. 2175—2179.
82. *Molotskii M.* Magnetic effects in electroplasticity of metals / M. Molotskii, V. Fleurov // Physical Review B. — 1995. — Vol. 52, no. 22. — P. 15829.
83. Effect of electric current density on the mechanical property of advanced high strength steels under quasi-static tensile loads / M.-S. Kim [et al.] // The International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. — 2014. — Vol. 15, no. 6. — P. 1207–1213.
84. Post-forming, electro-plastic effect internal stress reduction in AA5754 aluminium alloy / W. Liu [et al.] // Materials Science and Engineering A. — 2022. — Vol. 852. — P. 143686.
85. Experimental study of electrical resistivity and flow stress of stainless steel 316L in electroplastic deformation / J. Mai, L. Peng, Z. Lin, X. Lai // Materials Science and Engineering: A. — 2011. — Vol. 528, no. 10/11. — P. 3539–3544.
86. Achieving heterogeneous structure in hcp Zr via electroplastic rolling / M. Li [et al.] // Materials Science and Engineering: A. — 2018. — Vol. 722. — P. 93–98.
87. Elucidating the origin of electroplasticity in metallic materials / M.-J. Kim [et al.] // Applied Materials Today. — 2020. — Vol. 21. — P. 100874.
88. *Троицкий О. А.* Электропластический эффект в металлах / О. А. Троицкий // Прокатное производство. — 2018. — т. 9. — с. 65–76.
89. Electric pulse treatment of Grade 5 titanium alloy plates after bending to reduce springback effect / A. Y. Morkina, D. V. Tarov, P. S. Tatari-nov, Y. V. Bebikhov, E. A. Korznikova, S. V. Dmitriev // Mechanics of Solids. — 2025. — Vol. 60, no. 3. — P. 2344–2352.

90. Обработка импульсным током пластин титанового сплава ВТ6 после гибки для ослабления пружинения / А. Моркина [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. — 2025. — т. 22, № 3. — с. 324—334.
91. Обзор последних работ по электроимпульсной обработке сталей с целью улучшения их свойств / И. Сугоняко [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. — 2025. — т. 22, № 3. — с. 342—358.
92. *Green C. R.* Springback elimination for Al-6111 alloys using electrically assisted manufacturing (EAM) / C. R. Green, T. A. McNeal, J. T. Roth // Transactions of the North American Manufacturing Research Institute of SME. — 2009. — Vol. 37. — P. 403–410.
93. Tailoring phase composition of a multielement TiZrAlV alloy via electroplastic rolling / Y. Y. Li [et al.] // Materials Letters. — 2022. — Vol. 326. — P. 132982.
94. Electric current-induced precipitation hardening in advanced high-strength steel / H.-J. Jeong, J.-W. Park, E. Shin, W. Woo, M.-J. Kim, H. N. Han // Scripta Materialia. — 2022. — Vol. 220. — P. 114933.
95. *You J.* Densification mechanism and microstructure development of Fe-Ni alloys consolidated by field assisted sintering / J. You, S.-H. Hong // Journal of Alloys and Compounds. — 2021. — Vol. 884. — P. 161102.
96. *Munir Z. A.* The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method / Z. A. Munir, U. Anselmi-Tamburini, M. Ohyanagi // Journal of Materials Science. — 2006. — Vol. 41, no. 3. — P. 763–777.
97. Electroplasticity in electrically-assisted forming: Process phenomena, performances and modelling / Z. Xu, T. Jiang, J. Huang, L. Peng, X. Lai, M. Fu // International Journal of Machine Tools and Manufacture. — 2022. — Vol. 175. — P. 103871.
98. Precipitation phase diffusion kinetics of AZ61 alloy under electrical pulse treatment / H. Xu [et al.] // Materials Characterization. — 2022. — Vol. 191. — P. 112110.

99. Electron force-induced dislocations annihilation and regeneration of a superalloy through electrical in-situ transmission electron microscopy observations / X. Zhang, H. Li, M. Zhan, Z. Zheng, J. Gao, G. Shao // Journal of Materials Science Technology. — 2020. — Vol. 36. — P. 79–83.
100. Defect reconfiguration in a Ti-Al alloy via electroplasticity / S. Zhao [et al.] // Nature Materials. — 2021. — Vol. 20, no. 4. — P. 468–472.
101. *Xiang S.* Dislocation structure evolution under electroplastic effect / S. Xiang, X. Zhang // Materials Science and Engineering: A. — 2019. — Vol. 761. — P. 138026.
102. *Kukudzhanov K. V.* Phase transformations in metals stimulated by a pulsed high-energy electromagnetic field / K. V. Kukudzhanov, A. L. Levitin // Procedia IUTAM. — 2017. — Vol. 23. — P. 84–100.
103. *Kukudzhanov K. V.* Modeling of self-healing of microcracks in the process of longitudinal electroplastic rolling / K. V. Kukudzhanov // Journal of Physics: Conference Series. — 2022. — Vol. 2231, no. 1. — P. 012022.
104. *Dimitrov N.* Electroplasticity: A review of mechanisms in electromechanical coupling of ductile metals / N. Dimitrov, Y. Liu, M. Horstemeyer // Mechanics of Advanced Materials and Structures. — 2020. — Vol. 29. — P. 1–12.
105. A Review of Electrically-Assisted Manufacturing With Emphasis on Modeling and Understanding of the Electroplastic Effect / B. Ruszkiewicz, T. Grimm, I. Ragai, L. Mears, J. Roth // Journal of Manufacturing Science and Engineering. — 2017. — Vol. 139. — P. 110801.
106. Effects of electric current on the plastic deformation behavior of pure copper, iron, and titanium / C. Rudolf, R. Goswami, W. Kang, J. Thomas // Acta Materialia. — 2021. — Vol. 209. — P. 116776.
107. *Dekker J.* Calculated electromigration wind force in face-centered-cubic and body-centered-cubic metals / J. Dekker, A. Lodder // Journal of Applied Physics. — 1998. — Vol. 84. — P. 1958–1962.
108. *Lahiri A.* Understanding the mechanisms of electroplasticity from a crystal plasticity perspective / A. Lahiri, P. Shanthraj, F. Roters // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. — 2019. — Vol. 27. — P. 085006.

109. *Li D.* Microscopic mechanism and numerical calculation of electroplastic effect on metal's flow stress / D. Li, E. Yu, Z. Liu // Materials Science and Engineering: A. — 2013. — Vol. 580. — P. 410–413.
110. *Conrad H.* Thermally activated plastic flow of metals and ceramics with an electric field or current / H. Conrad // Materials Science and Engineering: A. — 2002. — Vol. 322, no. 1. — P. 100–107.
111. *Yi K.* Suppression of serrated flow in medium Mn steel under pulsed electric current / K. Yi, S. Zhou, X. Zhang // Materials Science and Engineering: A. — 2022. — Vol. 846. — P. 143271.
112. Electroplastic Effect during Tension and Bending in Duplex Stainless Steel / M. Pakhomov, O. Korolkov, M. Pigato, C. Gennari, I. Calliari, V. Stolyarov // Materials. — 2023. — Vol. 16. — P. 4119.
113. Analysis of pulsed electroplasticity in metals / L. A. Coles [et al.] // 2017 IEEE 21st International Conference on Pulsed Power (PPC). — 2017. — P. 1–3.
114. Effect of pulse current parameters on electroplastically assisted dry cutting performance of W93NiFe alloy / L. Zhao, G. Chen, J. Liu, H. Wei, J. Huang // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. — 2024. — Vol. 131, no. 5/6. — P. 2123–2131.
115. Experimental study of electroplastic effect on stainless steel wire 304L / G. Tang, J. Zhang, M. Zheng, J. Zhang, W. Fang, Q. Li // Materials Science and Engineering: A. — 2000. — Vol. 281. — P. 263–267.
116. *Li D.* Research on Electroplastic Drawing Technology and Equipment / D. Li, E. Yu, Z. Liu // Advanced Materials Research. — 2010. — Vol. 139–141. — P. 239–242.
117. Enhancement of fatigue life of aluminum alloy affected by the density of pulsed electric current / J. Jung, Y. Ju, Y. Morita, Y. Toku // International Journal of Fatigue. — 2017. — Vol. 103. — P. 419–425.
118. Effect of Electric Pulse Treatment on the Microstructure and Machining Performance of Ti-6Al-4V / F. Sun, S. Wan, J. Liao, D. Wang, G. Xiao, Q. Niu // Journal of Materials Engineering and Performance. — 2024. — Vol. 33, no. 3. — P. 1169–1178.

119. Electroplastic effect on AA1050 aluminium alloy formability / A. Ghiotti, S. Bruschi, E. Simonetto, C. Gennari, I. Calliari, P. Bariani // CIRP Annals. — 2018. — Vol. 67. — P. 289–292.
120. Influence of dislocation density & solute atoms concentration on the electroplastic effect of Al-Cu alloy / W. Wu, C. Si, C. Xu, T. Xue // ASME 2017 12th International Manufacturing Science and Engineering Conference (MSEC 2017) collocated with the JSME/ASME 2017 6th International Conference on Materials and Processing. Vol. 1. — American Society of Mechanical Engineers, 2017.
121. *Conrad H.* Effect of prior cold work on the influence of electric current pulses on the recrystallization of copper / H. Conrad, N. Karam, S. Mannan // Scripta Metallurgica. — 1984. — Vol. 18, no. 3. — P. 275–280.
122. Recrystallization in fatigued copper single crystals under electropulsing / S. Xiao, J. Guo, S. Wu, G. He, S. Li // Scripta Materialia. — 2002. — Vol. 46, no. 1. — P. 1–6.
123. *Fabrègue D.* Enhanced recovery and recrystallization of metals due to an applied current / D. Fabrègue, B. Mouawad, C. Hutchinson // Scripta Materialia. — 2014. — Vol. 92. — P. 3–6.
124. Effect of electric-current pulses on grain-structure evolution in cryogenically rolled copper / T. Konkova, I. Valeev, S. Mironov, A. Korznikov, M. Myshlyaev, S. L. Semiatin // Journal of Materials Research. — 2014. — Vol. 29. — P. 2727–2737.
125. *Wang S.* Accelerated recrystallization by electric current flash heating in cold-rolled Al-5Cu alloy under the influence of concurrent precipitation / S. Wang, H. Jia, Y. Li // Journal of Alloys and Compounds. — 2019. — Vol. 811. — P. 151891.
126. Low energy electroplasticity in aluminum alloys / C. H. Bumgardner, B. P. Croom, N. Song, Y. Zhang, X. Li // Materials Science and Engineering: A. — 2020. — Vol. 798. — P. 140235.
127. Effect of electrical pulse treatment on the retrogression and re-aging behavior of 6061 aluminum alloy / Y. Wang, K. Zhang, W. Wu, W. Wang, J. Wang // Materials Science and Engineering: A. — 2017. — Vol. 703. — P. 559–566.

128. Effect of electrical pulse on the precipitates and material strength of 2024 aluminum alloy / W. Wu, Y. Wang, J. Wang, S. Wei // Materials Science and Engineering: A. — 2014. — Vol. 608. — P. 190–198.
129. An Ultra-Fast Annealing Treatment by Electropulsing during Pure Copper Wire Drawing / H. Rojas, A. Sánchez Egea, S. Hameed, R. Bolmaro // Metals. — 2019. — Vol. 9. — P. 1253.
130. The Role of Electric Current-Associated Free Energy and Forced Convection on Grain Refinement in Pure Aluminum under Electropulsing / N. Li [et al.] // Materials. — 2019. — Vol. 12, no. 23. — P. 3846.
131. Improvement of formability of Mg-3Al-1Zn alloy strip by electroplastic-differential speed rolling / X. Li, F. Wang, X. Li, G. Tang, J. Zhu // Materials Science and Engineering A. — 2014. — Vol. 618. — P. 500–504.
132. Enhanced rollability of Mg3Al1Zn alloy by pulsed electric current: a comparative study / J. Kuang, X. Li, R. Zhang, Y. Ye, A. A. Luo, G. Tang // Materials & Design. — 2016. — Vol. 100. — P. 204–216.
133. *Sun S.* Influence of Thermo-Electropulsing Rolling Process on Microstructure and Mechanical Properties of AZ31 Magnesium Alloy Strip / S. Sun, G. Tang // Advanced Materials Research. — 2013. — Vol. 744. — P. 375–378.
134. Athermal influence of pulsed electric current on the twinning behavior of Mg–3Al–1Zn alloy during rolling / J. Kuang, X. Du, X. Li, Y. Yanyang, A. Luo, G. Tang // Scripta Materialia. — 2016. — Vol. 114. — P. 151–155.
135. The application of the electro-plastic technique in the cold-drawing of steel wires / G. Tang, M. Zheng, Y. Zhu, J. Zhang, W. Fang, Q. Li // Journal of Materials Processing Technology. — 1998. — Vol. 84, no. 1. — P. 268–270.
136. Effect of electroplastic cutting on the manufacturing process and surface properties / A. J. Sánchez Egea, H. A. González Rojas, C. A. Montilla Montaña, V. Kallewaard Echeverri // Journal of Materials Processing Technology. — 2015. — Vol. 222. — P. 327–334.
137. Mechanical and metallurgical changes on 308L wires drawn by electropulses / A. J. Sánchez Egea, H. A. González Rojas, D. J. Celentano, J. Jorba Peiró // Materials & Design. — 2016. — Vol. 90. — P. 1159–1169.

138. *Salandro W.* Several Factors Affecting the Electroplastic Effect During an Electrically-Assisted Forming Process / W. Salandro, C. Bunget, L. Mears // Journal of Manufacturing Science and Engineering. — 2011. — Vol. 133. — P. 064503.
139. Pulse current assisted drawability of AZ31B magnesium alloy sheets / J. H. Song, S. Choi, M. J. Kang, D. Kim, M.-G. Lee, C. Y. Lim // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. — 2016. — Vol. 159. — P. 012003.
140. *Cao F.* Electrically Assisted Stretch Bending of Aluminum Extruded Profile / F. Cao, Y. Zeng, B. Liu // MATEC Web of Conferences. — 2018. — Vol. 175. — P. 03056.
141. Study on electropulsing assisted turning process for AISI 304 stainless steel / H. Wang, L. Chen, D. Liu, G. Song, G. Tang // Materials Science and Technology. — 2015. — Vol. 31. — P. 1564–1571.
142. Обзор исследований по заживлению макротрещин в металлах под действием импульсного тока высокой плотности / В. А. Брызгалов [и др.] // Materials. Technologies. Design. — 2024. — т. 6, 2 (17). — с. 38–58.
143. Индукторы для наведения токов Фуко в металлах с целью модификации их структуры и свойств / И. Шепелев [и др.] // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. — 2026. — т. 23, № 2. — с. 189–200.
144. *Li D. L.* Mechanism Research and Progress of Metal's Pure Electroplastic Effect / D. L. Li, E. L. Yu, Z. T. Liu // Applied Mechanics and Materials. — 2012. — Vol. 184/185. — P. 1060–1063.
145. *Omoigiade O.* Electric current as a steel wire manufacturing tool / O. Omoigiade // Materials Science and Technology. — 2018. — Vol. 34. — P. 1–12.
146. *Humphreys F.* Review: Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction / F. Humphreys // Journal of Materials Science. — 2001. — Vol. 36. — P. 3833–3854.

147. Автоматизированная лабораторная установка для разработки методов электроимпульсной обработки металлов / П. С. Татаринов [и др.] // Известия Алтайского государственного университета. — 2026. — т. 1, № 147. — с. 56—62.
148. Dynamics of the sample-weight system in an experimental setup for studying the electroplasticity effect / S. V. Dmitriev [et al.] // Mechanics of Solids. — 2026. — Vol. 61. — P. 151.
149. Тимошенко С. П. Устойчивость упругих систем / С. П. Тимошенко. — Государственное издательство технико-теоретической литературы. Москва, 1955. — 567 с.
150. Bakhvalov N. Numerical methods: analysis, algebra, ordinary differential equations / N. Bakhvalov. — Moscow: MIR Publishers, 1977.
151. Comparison of the effect of electroplasticity in copper and aluminum / A. Y. Morkina [et al.] // Facta Universitatis, Series: Mechanical Engineering. — 2024. — Vol. 22, no. 4. — P. 615–632.
152. Effect of electroplasticity studied for aluminum wires under tension / A. Y. Morkina, D. V. Tarov, I. A. Yakushev, P. S. Tatarinov, E. A. Korznikova, S. V. Dmitriev // Procedia Structural Integrity. — 2024. — Vol. 65. — P. 158–162.
153. Влияние повторяющихся импульсов тока высокой плотности на пластическую деформацию медных проводов / А. Ю. Моркина [и др.] // Известия Уфимского научного центра РАН. — 2024. — № 3. — с. 15–23.
154. Моделирование движения краевых дислокаций в алюминии при высоких сдвигающих напряжениях методом молекулярной динамики / И. С. Сугоняко, Р. И. Бабицева, А. Ю. Моркина, Д. В. Таров, С. В. Дмитриев // Физика твердого тела. — 2025. — т. 67, № 8. — с. 1411–1418.
155. Thermal conductivity of aluminum alloy with Mg or Si addition / A. M. Kazakov, E. A. Korznikova, A. Y. Morkina, D. V. Tarov, V. A. Kuzkin, S. V. Dmitriev // Physics Letters A. — 2026. — Vol. 582. — P. 131576.
156. Deformation behavior of the AMG6 alloy under the influence of pulse current of different duty cycle / M. Pakhomov, H. Chen, Y. Li, V. Stolyarov // Physical Mesomechanics. — 2026. — Vol. 29. — P. 451–460.

- 157. Effect of current pulse parameters on the electroplasticity of tensioned copper wires / A. Y. Morkina [et al.] // European Journal of Mechanics, A/-Solids. — 2026. — Vol. 118. — P. 106078.
- 158. *Dubinko V.* Kinetic mechanism of the electroplastic effect in metals / V. Dubinko, V. Klepikov // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. — 2008. — Vol. 72. — P. 1188–1189.
- 159. *Narayan J.* A New Mechanism for Field-Assisted Processing and Flash Sintering of Materials / J. Narayan // Scripta Materialia. — 2013. — Vol. 69. — P. 107–111.
- 160. Heat transfer regimes and the electroplasticity effect: A molecular dynamics study / D. Abdullina, V. Kuzkin, A. Krivtsov, A. Kudreyko, S. Dmitriev // Physical Review B. — 2025. — Vol. 112. — P. 144310.

Список рисунков

2.1	Микроструктура исходной медной проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.	47
2.2	Микроструктура исходной алюминиевой проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.	48
2.3	Микроструктура отожженной медной проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.	49
2.4	Микроструктура отожженной алюминиевой проволоки: (а,в) карты распределения ориентации зерен, (б,г) распределение границ зерен в зависимости от угла разориентации. Результаты для сечения (а,б) вдоль оси проволоки и (в,г) по нормали к оси проволоки.	50
2.5	Кривые напряжение-деформация для исходных (черный) и отожженных (красный) образцов, деформированных при скорости деформации $1,1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$: (а) медь и (б) алюминий. . .	51
2.6	Кривые напряжение-деформация для алюминиевых образцов марки КАС 8176 (черный) и сплава 6101 (красный), деформированных при скорости деформации $1,1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$	52
2.7	Схема экспериментальной установки для исследования ЭПЭ. . . .	54
2.8	Электрическая схема экспериментальной установки для исследования ЭПЭ.	55
2.9	Пример зависимости тока, проходящего через образец, от времени. .	56

- 3.1 (а) Стержень длины L , площади поперечного сечения S , изготовленный из материала с модулем Юнга E . Верхний конец стержня закреплен, а к нижнему присоединен груз массы M . Узлы конечно-разностной сетки занумерованы индексом $n = 0, 1, \dots, N$, шаг сетки $l = L/N$. Перемещения узлов вдоль оси стержня обозначены u_n . (б) Линейное поле перемещений поперечных сечений в пределах одного шага конечно-разностной сетки. 64
- 3.2 Сравнение поведения системы «образец–груз» для двух видов начальных условий, см. уравнения (3.42). Сплошные линии соответствуют случаю I, а пунктирные — случаю II. (а) Перемещения как функции времени для узлов сетки $n = N$ (нижний конец стержня с присоединенной массой M) и $n = N/2$ (середина стержня). (б) Кинетическая и потенциальная энергии стержня как функции времени. (в) Временная зависимость растягивающего напряжения в стержне. Результаты для медного образца, соединенного с массой $M = 10$ кг. Конечно-разностная сетка включала $N = 101$ узел. 70
- 3.3 Зависимость напряжений в (а) медном и (б) алюминиевом образце от времени для различных значений мгновенного повышения температуры ΔT (указаны для каждой кривой). Образец нагружен грузом массы $M = 10$ кг. 72
- 3.4 (а) Кривая растяжения для отоженной меди. (б) Та же кривая в области деформации до 10 % (красная линия) и ее полиномиальная аппроксимация (3.45) (черный пунктир). 74
- 3.5 Поведение нелинейно-упругого образца при различных параметрах: (а) $M = 5$ кг, $\Delta T = 10$ К; (б) $M = 7$ кг, $\Delta T = 30$ К; (в) $M = 10$ кг, $\Delta T = 40$ К. 76
- 3.6 Поведение упругопластического образца при различных параметрах: (а) $M = 5$ кг, $\Delta T = 10$ К; (б) $M = 7$ кг, $\Delta T = 30$ К; (в) $M = 10$ кг, $\Delta T = 40$ К. 78

- 4.1 Повышение температуры образцов вследствие выделения джоулева тепла в зависимости от напряжения на конденсаторной батарее для медной (сплошная) и алюминиевой (пунктирная) линий. Результаты для исходных (отожженных) образцов показаны черным (красным) цветом. Синяя пунктирная линия показывает зависимость повышения температуры ΔT от U с показателем $s = 2,4$. Каждая кривая является средним значением результатов трех экспериментов. 83
- 4.2 Температура как функция времени для образцов после импульса электрического тока от заряда конденсатора до различных напряжений. (а) Результаты для медных образцов в исходном (сплошные линии) и отожженном (штриховые линии) состоянии. (б) Результаты для отожженных алюминиевых образцов. Графики показывают средний результат трех экспериментов. 86
- 4.3 Деформация ползучести как функция времени для медных (сплошная кривая) и алюминиевых (пунктирная кривая) образцов после одиночного импульса электрического тока при фиксированном растягивающем напряжении. Результаты для исходных (отожженных) образцов показаны черным (красным) цветом. 87
- 4.4 Прирост пластической деформации в зависимости от номера импульса электрического тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для (а) медных и (б) алюминиевых образцов в исходном состоянии. Каждая точка является средним значением трех экспериментов. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия. 88

- 4.5 Прирост пластической деформации в зависимости от числа импульсов электрического тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для образцов (а) меди и (б) алюминия после отжига. Каждая кривая является средним значением трех экспериментов. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия. 90
- 4.6 Приращение пластической деформации в зависимости от фиксированного растягивающего напряжения для четырех последовательных импульсов электрического тока. После каждой серии из четырех импульсов растягивающее напряжение увеличивалось примерно на 5 %. Результаты для исходных образцов (а) меди и (б) алюминия. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия. Графики показывают средний результат для трех экспериментов. 91
- 4.7 Приращение пластической деформации в зависимости от фиксированного растягивающего напряжения для четырех последовательных импульсов электрического тока. После каждых четырех импульсов растягивающее напряжение увеличивалось примерно на 5 %. Результаты для отожженных образцов (а) меди и (б) алюминия. Напряжение конденсаторной батареи составляет 60 В для меди и 75 В для алюминия. Графики показывают средний результат для трех экспериментов. 92
- 4.8 Повышение температуры образцов за счет выделения джоулева тепла в зависимости от напряжения на конденсаторной батарее для алюминия марки КАС 8176 (черная кривая) и сплава 6101 (красная кривая). 93
- 4.9 Прирост пластической деформации в зависимости от номера импульса электрического тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для (а) алюминия КАС 8176 и (б) сплава 6101. Каждая кривая является средним значением трех экспериментов. 94

- 5.1 Зависимость силы тока от времени при прохождении одиночного импульса тока через медный образец при разряде конденсаторной батареи различной емкости: (а) $C_1 = 25$ мФ — синяя кривая, (б) $C_2 = C_1/6$ — красная кривая. 98
- 5.2 Повышение температуры (а) медного и (б) алюминиевого образцов в зависимости от напряжения на конденсаторной батарее при пропускании одиночного импульса тока при различных емкостях конденсаторов: C_1 — черная кривая, C_2 — синяя кривая. Каждая точка данных — среднее значение по трем независимым экспериментам. Горизонтальные линии показывают температуры нагрева медного образца на $\Delta T = 22$ К (красная линия), $\Delta T = 36$ К (синяя линия), $\Delta T = 51$ К (желтая линия) и алюминиевого образца на $\Delta T = 15$ К (красная линия), $\Delta T = 25$ К (синяя линия), $\Delta T = 35$ К (желтая линия). . 99
- 5.3 Прирост пластической деформации медного образца в зависимости от числа импульсов электрического тока и нагрева образца при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для емкостей (а) C_1 и (б) C_2 . Каждая кривая является средним значением результатов трех экспериментов. 103
- 5.4 Прирост пластической деформации алюминиевого образца в зависимости от числа импульсов электрического тока и нагрева образца при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения. Для каждого растягивающего напряжения применяется пятнадцать импульсов тока, после чего нагрузка увеличивается. Результаты для емкостей (а) C_1 и (б) C_2 . Каждая кривая является средним значением трех экспериментов. 105
- 5.5 Суммарная пластическая деформация медного образца после 15 импульсов тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения и нагрева образца для двух значений емкостей конденсаторной батареи C_1 и C_2 107

- 5.6 Суммарная пластическая деформация алюминиевого образца после 15 импульсов тока при различных значениях фиксированного растягивающего напряжения и нагрева образца для двух значений емкостей конденсаторной батареи C_1 и C_2 . . . 108
- 5.7 Увеличение относительной деформации медного образца в зависимости от растягивающего напряжения для: (а) первого, (б) второго, (в) третьего и (г) четвертого последовательных импульсов тока для емкостей конденсаторной батареи C_1 (черные кривые) и $C_2 = C_1/6$ (красные кривые). Представленные результаты являются средним значением по трем независимым экспериментам. 109
- 5.8 Схематическое представление джоулева тепла, выделяемого на ядре дислокации и передаваемого в кристаллическую решетку посредством теплопроводности. Более насыщенный красный цвет указывает на более высокую температуру. 114
- 5.9 Схематическое изображение временной эволюции средней по объему температуры образца (синяя линия) и температуры ядра дислокации (зеленая линия) при воздействии импульсного электрического тока, начинающегося в момент времени t_1 и заканчивающегося в момент времени t_2 . Красная горизонтальная линия показывает температуру, при которой дислокация открепляется от стопоров. На рисунке (а) показан случай моноатомной решетки с баллистической теплопроводностью, а на рисунке (б) — случай двухкомпонентной решетки с диффузионной теплопроводностью. 115

Список таблиц

1.1	Рекомендуемые параметры импульсного тока для электропластической обработки [116].	31
2.1	Химический состав меди М1 (масс. %).	44
2.2	Химический состав алюминия КАС 8176 (масс. %).	45
2.3	Химический состав алюминиевого сплава 6101 (масс. %).	45
2.4	Геометрические параметры образцов.	46
2.5	Физические свойства меди и алюминия.	53
2.6	Механические свойства меди и алюминия.	53
3.1	Максимальное повышение температуры медного и алюминиевого образца, выше которого он оказывается в состоянии осевого сжатия. Значения ΔT даны для минимальной и максимальной массы груза, использовавшихся в экспериментах. Также указаны и величины соответствующих растягивающих напряжений в образце.	61
3.2	Критические сжимающие нагрузки, рассчитанные по формуле (3.19), и соответствующие критические напряжения для медных и алюминиевых образцов.	63