

МОЖАРОВСКИЙ СЕРГЕЙ МИХАЙЛОВИЧ

**РАЗРАБОТКА ИОННО-ПУЧКОВЫХ МЕТОДОВ МОДИФИКАЦИИ
СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ
РАДИАЦИОННО-ДИНАМИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ**

Специальность 01.04.07 – Физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Томск – 2011

Работа выполнена в Институте электрофизики
Уральского отделения Российской Академии Наук

Научный консультант:

доктор физико-математических наук,
профессор
Овчинников Владимир Владимирович

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук,
профессор Шаркеев Юрий Петрович

доктор физико-математических наук,
профессор Кривобоков Валерий Павлович

доктор физико-математических наук,
Козлов Александр Владимирович

Ведущее предприятие:

ФГАОУ ВПО «УрФУ имени первого
Президента России Б.Н.Ельцина»,
г. Екатеринбург

Защита состоится «14» декабря 2011 года в __-__ ч. на заседании Совета по защите докторских и кандидатских диссертаций при Национальном исследовательском Томском политехническом университете Д 212.269.02 по адресу: 634050, Томск, пр. Усова 7, корпус 8 ТПУ, к. 217.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке Национального исследовательского Томского политехнического университета по адресу: г. Томск, ул. Белинского 55.

Автореферат разослан «__» ноября 2011 г.

Ученый секретарь совета,
доктор физико-математических наук,
профессор



Коровкин М.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. В настоящее время алюминий занимает первое место в мировом объеме производства цветных металлов и является основой широкого класса конструкционных материалов для различных отраслей современной техники. Это касается аэрокосмической, атомной техники, кораблестроения, автомобилестроения, строительства, легкой промышленности, при этом роль алюминиевых сплавов как конструкционных материалов постоянно возрастает.

В последние годы к сплавам на основе алюминия, используемым в аэрокосмической технике, предъявляются все более высокие требования. Это относится к их прочности (при условии сохранения достаточной пластичности), коррозионной стойкости, трещиностойкости, а также высокой стабильности свойств в процессе эксплуатации. Наряду с этим, стоит вопрос о существенном увеличении ресурсных характеристик изделий из алюминиевых сплавов. Жесткие требования предъявляются к уровню производственных затрат и экологической чистоте производства алюминиевых полуфабрикатов.

По этой причине, наряду с усовершенствованием хорошо известных методов обработки алюминиевых сплавов, в настоящее время все чаще предлагаются новые нетрадиционные методы модификации их свойств, такие как высокое статическое давление, закалка из жидкого состояния, ультразвуковая обработка. Предпринимаются попытки использования концентрированных потоков энергии, включая потоки плазмы, СВЧ излучения, заряженных частиц (в частности, ускоренных ионов).

Как показали исследования последних десятилетий, одним из наиболее перспективных направлений современной технологии обработки конструкционных материалов является использование пучков ускоренных ионов. Структурное состояние и физические свойства веществ, подвергнутых ионно-лучевому воздействию, существенно отличаются от соответствующего состояния и свойств веществ после обычной термической обработки или других традиционных видов воздействия. В ряде случаев удается получить уникальные электрические, магнитные и механические, трибологические, контактно-химические и др. свойства материалов.

Наибольшее применение для этой цели получили ионные пучки с энергией ионов в диапазоне от нескольких единиц до нескольких десятков килоэлектронвольт (кэВ). Для этого диапазона энергий разработана достаточно компактная ускорительная

техника, в том числе технологические источники ионов с большим (10^2 см² и более) сечением пучка.

К сожалению, пробеги ускоренных ионов вышеуказанных энергий в веществе измеряются всего лишь несколькими десятками или сотнями (для легких ионов) нанометров. Модифицируемая зона такой глубины (представляющая собой зону ионного легирования и образования радиационных дефектов) явно недостаточна для большинства технологических применений.

Использование ионов с энергиями от нескольких десятков до нескольких сотен МэВ, хотя и увеличивают зону воздействия до нескольких десятков (в некоторых случаях нескольких сотен) микрометров, но связано с неоправданным увеличением размеров и технической сложности ускорителей, а также существенным удорожанием процесса. Последнее относится и к попыткам совмещения различных способов нанесения покрытий с ионной бомбардировкой.

Благоприятным обстоятельством является существование ряда эффектов, увеличивающих глубину воздействия пучков ускоренных ионов на вещество, в некоторых случаях многократно.

Так, *радиационно-стимулированные* (за счет образования точечных дефектов) и, одновременно, *термостимулированные* эффекты при разогреве мишеней мощными непрерывными пучками ионов В, С и N низких энергий (10^2 - 10^3 эВ) с высокой плотностью ионного тока (порядка 1-2 мА/см²) обеспечивают увеличение глубины воздействия до нескольких десятков микрометров.

Эффекты в *статических* и медленно изменяющихся полях *напряжений*, формирующихся вблизи поверхности при *высокодозной* имплантации, вызывают зарождение и перемещение дислокаций на глубину до нескольких десятков микрометров.

И, наконец, обнаруженные в ИЭФ УрО РАН *радиационно-динамические* эффекты в *метастабильных* средах с высокой запасенной энергией могут инициировать структурно-фазовые превращения на субмиллиметровых и миллиметровых глубинах уже при *малых* дозах облучения, порядка 10^{14} - 10^{15} см⁻².

К метастабильным средам относятся пересыщенные твердые растворы и сильно деформированные материалы с повышенной запасенной энергией, что характерно для промышленных алюминиевых сплавов в закаленном и холоднодеформированном состояниях. Из теории радиационно-динамических эффектов следует, что глубина воздействия на такие материалы может быть, как ограниченной, так и теоретически неограниченной, в зависимости от параметров процесса (интенсивности и характера радиационного воздействия и отклика среды).

Ионно-лучевая обработка не приводит к активации (наведенной радиоактивности) материалов и не предъявляет каких-либо других особых требований в отношении безопасности. Она является абсолютно экологически чистым процессом и может быть легко воспринята производством.

В настоящей работе *радиационно-динамические* эффекты, связанные с генерацией и распространением в веществе послекаскадных ударных волн, совершающих на своем фронте структурно-фазовые превращения, были использованы для разработки радиационных методов модификации свойств промышленных алюминиевых сплавов.

Целью настоящей работы являлась разработка радиационных методов модификации структуры и механических свойств полос и профилей круглого сечения из промышленных алюминиевых сплавов на основе исследований воздействия на них мощных пучков ускоренных ионов (с энергией в диапазоне $2 \cdot 10^4$ – $2 \cdot 10^5$ эВ); получение многомерных экспериментальных зависимостей механических свойств: $\sigma_v(E, j, D)$, $\sigma_{0,2}(E, j, D)$, и $\delta(E, j, D)$, от параметров облучения при изменении энергии ионов, плотности ионного тока и дозы облучения.

В соответствии со сформулированной целью были поставлены следующие основные задачи:

1. Провести цикл исследований воздействия пучков ускоренных ионов Ag^+ , а также 70% C^+ и 30% H^+ на *структуру* (дислокационную, субзеренную, зеренную, интерметаллидную) и *механические свойства* промышленных алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Li-Cu-Mg, Al-Zn-Mg-Cu и Al-Cu-Mg-Mn с учетом роли радиационно-динамических эффектов (при вариации энергии ионов, плотности ионного тока, дозы и температурных режимов облучения).

2. Использовать полученные данные для разработки методов модификации протяженных по глубине поверхностных слоев алюминиевых сплавов АМг6, 1441, ВД1 и 1960 пучками ускоренных ионов Ag^+ ($E=10$ – 40 кэВ) (полос и профилей круглого сечения толщиной от 1 до 5 мм) с целью улучшения структуры и целенаправленного воздействия на их механические свойства.

3. Разработать основы промышленных технологий *ускоренного* (протекающего в течение 5 – 30 с) *низкотемпературного* радиационного рекристаллизационного отжига холоднодеформированных промышленных сплавов АМг6 (Al-Mg), 1441 (Al-Li-Cu-Mg), ВД1 (Al-Cu-Mg-Mn) пучками ускоренных ионов аргона с целью снятия нагартовки (наклепа) и улучшения их интерметаллидной структуры, взамен

длительных (в течение нескольких часов) промежуточных печных отжигов между операциями прокатки.

4. Методом рентгеноструктурного анализа изучить *текстурные* преобразования (приводящие к частичному или полному устранению текстуры холодной прокатки) в ходе *радиационного* отжига сплавов АМг6, 1441, ВД1 под воздействием сильнооточных пучков $j = 100-400 \text{ мкА/см}^2$ ионов Ar^+ ($E = 10-40 \text{ кэВ}$) в сравнении с результатами применения *термического* отжига.

5. Создать на основе разработок ИЭФ УрО РАН специализированный ионный имплантер для односторонней и двухсторонней (на встречных пучках ионов) обработки *неподвижных* и *движущихся* полос промышленных алюминиевых сплавов с целью проведения цикла фундаментальных и прикладных исследований и отработки основ технологий модификации свойств алюминиевых полуфабрикатов.

6. Получить для подвергаемых радиационному отжигу пучками ионов Ar^+ максимально нагартованных алюминиевых сплавов АМг6, 1441 и ВД1 экспериментальные зависимости *предела прочности* σ_b , *предела текучести* $\sigma_{0,2}$ и *относительного удлинения* δ от *энергии* E (кэВ), *плотности ионного тока* j (мкА/см²) и *дозы облучения* D (см⁻²). Получить, с использованием методов регрессионного анализа, многомерные аналитические зависимости (уравнения регрессии): $\sigma_b(E, j, D)$, $\sigma_{0,2}(E, j, D)$, и $\delta(E, j, D)$, необходимые для определения оптимальных режимов ионно-лучевой обработки и использования в конструкторских расчетах.

7. Изучить закономерности воздействия сильнооточных пучков ионов аргона на структуру и механические свойства сплава 1960 в *закаленном*, естественно и искусственно *состаренном* состояниях.

Научная новизна работы заключается в том, что впервые:

1. Подробно изучены закономерности воздействия пучков ускоренных ионов на структурно-фазовое состояние и механические свойства полос промышленных алюминиевых сплавов АМг6 (Al-Mg), 1441 (Al-Li-Cu-Mg), ВД1 (Al-Cu-Mg) и 1960 (Al-Zn-Mg-Cu) в зависимости от энергии ионов, плотности ионного тока, дозы и температурных режимов облучения. Тепловое воздействие ионного пучка моделировалось нагревом образцов в муфельной печи, масляной или соляной ваннах. Показано, что в отсутствие облучения эффекты изменения структуры и свойств сплавов не наблюдаются (при полном воспроизведении режима нагрева мишеней в ходе облучения).
2. Установлено, что воздействие пучков ускоренных ионов на холоднодеформированные ($\epsilon = 35-70\%$) сплавы АМг6, 1441 и ВД1 инициирует в

них протекание процесса *радиационного отжига*, многократно ускоренного по сравнению с печным отжигом. Радиационный отжиг протекает при пониженных (в некоторых случаях на 150-200 К) температурах во всем объеме полос толщиной 1-3 мм (при среднем проективном пробеге ионов Ar^+ с энергией 40 кэВ в алюминиевых сплавах порядка 40 нм).

Показано, что в ходе радиационного отжига при облучении ионами Ar^+ протекают процессы:

- полигонизации с образованием субзерен (при дозах облучения 10^{15} - 10^{16} см^{-2} (соответствующее время облучения при $j = 400$ $\text{мкА/см}^2 \leq 1$ -4 с);
- растворение (10^{15} см^{-2}) и образование (10^{16} - 10^{17} см^{-2}) новых фаз;
- рекристаллизация и рост зерна ($5 \cdot 10^{16}$ - 10^{17} см^{-2} и более).

3. Установлены экспериментальные зависимости предела прочности σ_b , предела текучести $\sigma_{0,2}$ и относительного удлинения δ исходно холоднодеформированных сплавов АМг6, 1441 и ВД1 от *энергии* ионов, *плотности* ионного тока и *дозы* облучения. С использованием методов регрессионного анализа получены соответствующие аналитические зависимости $\sigma_b(E, j, D)$, $\sigma_{0,2}(E, j, D)$, и $\delta(E, j, D)$ для исходно холоднодеформированных сплавов этих марок.
4. Установлено, что облучение холоднодеформированных сплавов 1441 и ВД1 *единичным* импульсом и в *импульсно-периодическом* режиме пучком ионов 70% C^+ и 30% H^+ ($E = 180$ кэВ, $\tau_{\text{имп}} = 80$ и 180 нс) вызывает заметную трансформацию ячеистой дислокационной структуры в границах ячеек и образование дисперсных субзерен на глубине, более, чем в 10^4 раз, превышающей проективные пробеги ионов C^+ и H^+ с энергией 180 кэВ в этих сплавах, что объясняется воздействием как *послекаскадных* ударных, так и *термоупругих* волн. Интенсивность воздействия возрастает при увеличении плотности тока в импульсе от 100 до 200 А/см^2 .
5. Эффекты нетеплового *радиационно-динамического* воздействия пучков ионов аргона при тех же самых значениях энергии ионов, плотностях ионного тока и дозах облучения полностью *воспроизведены* на *движущихся* полосах сплавов АМг6.

* * *

Работа «Модификация структуры прокатки ионным облучением без печного отжига», выполненная с участием автора диссертационной работы, была признана на сессии Научного Совета РАН по проблеме «Радиационная физика твердого

тела» (г. Дубна, ноябрь 2007 г.) важнейшим достижением в этой области за 2007 год.

Практическая значимость.

1. Изучены закономерности воздействия пучков ускоренных ионов на холоднодеформированные промышленные сплавы систем АМг6 (Al-Mg), 1441 (Al-Li-Cu-Mg), ВД1 (Al-Cu-Mg-Mn), а также на сплав 1960 (Al-Zn-Mg-Cu) в закаленном, естественно и искусственно состаренном состояниях. В итоге получена принципиально новая информация, позволяющая прогнозировать изменение свойств алюминиевых сплавов в условиях ионного облучения. Установленные закономерности структурно-фазовых превращений инициируемых ионно-лучевым воздействием (на глубине до нескольких мм при проективных пробегах ионов средних энергий в алюминии, составляющих несколько десятков нм) составляет основу для создания новых уникальных технологий обработки материалов пучками ускоренных ионов.

2. Установлен факт повышения пластичности холоднодеформированных алюминиевых сплавов АМг6, 1441 и ВД1 под воздействием ионов Ar^+ с энергией 20-40 кэВ, вследствие протекания в них ускоренных (по сравнению с обычным отжигом) процессов полигонизации и рекристаллизации. Изучены закономерности протекания наблюдаемых процессов в зависимости от параметров облучения.

3. Предложен *способ кратковременной* (от нескольких секунд до нескольких десятков секунд) обработки промышленных алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Li-Cu-Mg и Al-Cu-Mg-Mn пучками ускоренных ионов Ar^+ с энергией 20–40 кэВ (*радиационный отжиг*) взамен *длительного* (в течение 2 ч) промежуточного *печного отжига* при повышенных температурах (320-400°C).

Способ позволяет:

- улучшить структуру листового проката за счет растворения грубых интерметаллидов кристаллизационного происхождения;
- исключить из технологии холодной прокатки операции *транспортировки* рулонов (пакетов) листового проката в термические печи (и обратно) и *длительной выдержки* в печах с целью снятия нагартовки для восстановления пластичности;
- уменьшить на 1-2 порядка длительность отжига и энергоемкость процесса – в 2-3 раза.

4. Показано, что облучение ускоренными ионами Ar^+ способствует *улучшению структуры* горячедеформированного сплава 1960: формированию более *совершенной*

и *равномерной* субзеренной структуры по сравнению со структурой, наблюдаемой в исходном состоянии, и вызывает при определенных параметрах облучения, *растворение* образовавшихся при кристаллизации грубых интерметаллидов $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ и прослоек избыточных фаз по границам зерен. Сказанное, а также то, что облучение инициирует *распад* пересыщенного *твердого раствора* в деформированном сплаве имеет важное практическое значение для модификации структуры и улучшения служебных характеристик этого сплава.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Аномально глубокое воздействие (по всей глубине профилей толщиной до 3-5 мм) на структуру и свойства *холоднодеформированных* промышленных алюминиевых сплавов АМг6, ВД1, 1441 и 1960 (при пробегах ускоренных ионов, составляющих доли мкм) достигается за счет воздействия непрерывных пучков ионов Ar^+ ($E=20-40$ кэВ, $D=10^{15}-5\cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$) при существенно повышенных значениях плотности ионного тока: $j=100-500\text{ мкА/см}^2$.

2. Определены параметры ионно-лучевой обработки, при которых происходят изменения структуры и механических свойств исследуемых сплавов. Рассчитаны многомерные аналитические зависимости (уравнения регрессии): $\sigma_{\text{в}}=\sigma_{\text{в}}(E,j,D)$, $\sigma_{0,2}=\sigma_{0,2}(E,j,D)$, $\delta=\delta(E,j,D)$, позволяющие задавать режимы ионно-лучевой обработки, обеспечивающие получение регламентированных свойств сплавов АМг6, ВД1 и 1441.

3. В ходе облучения непрерывными пучками ионов аргона холоднодеформированных алюминиевых сплавов АМг6, ВД1 и 1441 (в виде полос толщиной 1-3 мм) протекают процессы:

- *полигонизации с образованием субзерен* (при дозах $10^{15}-10^{16}\text{ см}^{-2}$, соответствующее время облучения $\sim 1-10\text{ с}$),
- *растворения* (10^{15} см^{-2}) и *образования* ($10^{16}-10^{17}\text{ см}^{-2}$) интерметаллидных фаз,
- *рекристаллизации и роста зерна* ($5\cdot 10^{16}-3\cdot 10^{17}\text{ см}^{-2}$).
- *постепенного устранения кристаллографической текстуры прокатки*, начиная с дозы $2,5\cdot 10^{15}\text{ см}^{-2}$.

4. При ионно-лучевой обработке с вышеуказанными параметрами происходит *радиационный отжиг* холоднодеформированных алюминиевых сплавов, имеющий *нетермической природы*. Он протекает при значительно более низких, на $150-200^\circ\text{C}$ температурах. Продолжительность процесса уменьшается до 1-100 с по сравнению с 2-6 ч для термического отжига.

Достоверность полученных результатов обеспечивалась использованием современных методов и методик исследования, строгим контролем условий всех экспериментов, включая мониторинг температурного режима в ходе облучения, а

также многократным воспроизведением экспериментальных данных в независимых экспериментах. Анализ микроструктуры методами металлографии и электронной микроскопии осуществлялся как в продольном, так и поперечном сечениях образцов. Исследования состояния текстуры после обработки пучками ускоренных ионов проводились как с облученной, так и с необлученной сторон полос металла.

Всего, с учетом вариации энергии ионов, плотности ионного тока и дозы облучения, а также проведения экспериментов с *перемещением* образцов и использованием *встречных* пучков ионов, для каждого из изученных сплавов было применено от нескольких десятков до нескольких сотен режимов облучения.

Планирование эксперимента и статистическая обработка данных с целью получения зависимостей свойств от параметров облучения: $\sigma_v(E, j, D)$, $\sigma_{0,2}(E, j, D)$ и $\delta(E, j, D)$ осуществлялись с использованием методов регрессионного анализа.

Личный вклад соискателя. Настоящую работу автор выполнял, работая вначале на ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», а затем являясь сотрудником Института электрофизики УрО РАН. Он лично определял направления фундаментальных и поисковых исследований, осуществлял подбор сплавов и конкретных видов алюминиевых полуфабрикатов, продукции ОАО «КУМЗ», для изучения воздействия на них пучков ускоренных ионов. Он обеспечивал применение необходимых режимов *термомеханической* обработки и проведение испытаний механических свойств сплавов на ОАО «КУМЗ» до и после облучения пучками ионов. Инициировал разработку и принял непосредственное участие в подготовке технического задания на создание специализированного ионного имплантера ИЛМ-1 для обработки движущихся полос алюминиевых сплавов, а также их двухсторонней обработки на встречных пучках ионов.

Непосредственно участвовал в подборе *режимов ионно-лучевой* обработки алюминиевых сплавов, обеспечивающих оптимальный эффект модификации их свойств, при сведении к минимуму тепловой составляющей воздействия. Осуществлял ионно-лучевую обработку партий образцов. Им спланированы и проведены эксперименты, имитирующие разогрев мишеней ионным пучком, в отсутствие облучения, что позволило выделить в чистом виде эффекты *радиационно-динамического* воздействия пучков ускоренных ионов.

В итоге это дало возможность предложить способ ускоренного низкотемпературного радиационного отжига алюминиевых сплавов.

Автор диссертационной работы принимал участие в термической обработке, проведении металлографического анализа образцов, получении микрокартин и

анализе электронно-микроскопических изображений исходных и облученных материалов.

Диссертант принимал личное участие в *анализе* результатов всех проведенных исследований, *написании* научных статей и *подготовке* докладов для научных конференций.

Апробация работы. Все основные результаты, приведенные в диссертационной работе, доложены и обсуждены на следующих Международных и Российских конференциях и семинарах: XIII, XVI, XVII, XVIII Международных совещаниях «Радиационная физика твердого тела» (Севастополь, 2003, 2006, 2007, 2008, 2009, 2010); 31th Conference of the DGE, Deutsche Gesellschaft für Elektronenmikroskopie (Dresden, 2003); XII Международной конференции по радиационной физике и химии неорганических материалов РФХ-12 (Томск, 2003); 7th, 9th 10th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows (Томск, 2004, 2008, 2010); III, IV, V Российских научно-технических конференциях «Физические свойства металлов и сплавов», (Екатеринбург, 2005, 2007, 2009); II Международной школе «Физическое материаловедение», (Тольятти, 2006); V, VII, VIII и IX Международных Уральских семинарах «Радиационная физика металлов и сплавов» (Снежинск, 2003, 2007, 2009, 2011); V, VI и VII Международных научных конференциях «Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах» (Томск, 2006, 2008, 2010); XIX Уральской школе металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (Екатеринбург, 2008).

Публикации. Результаты исследований по теме диссертации опубликованы в 35 научных работах, среди которых: 1 патент РФ, 12 статей в рекомендуемых ВАК РФ рецензируемых журналах и 22 статьи в сборниках трудов и материалах конференций.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 7 глав, заключения, выводов и списка цитируемой литературы. Общий объем диссертации - 234 страницы, включая 135 рисунков, 29 таблиц. Список цитируемой литературы содержит 96 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** дано обоснование актуальности темы, сформулированы цель и задачи исследования, представлены основные положения, выносимые на защиту, а также дана оценка научной новизны и практической ценности работы.

В **первой главе** описаны материалы и методика исследования.

Объектами исследования являлись промышленные алюминиевые сплавы АМг6 (Al-Mg), 1441 (Al-Li-Cu-Mg-Zr), ВД1 (Al-Cu-Mg-Mn) и 1960 (Al-Zn-Mg-Cu) после различных режимов *термической обработки и пластической деформации*, а также последующего *воздействия непрерывных пучков ускоренных ионов аргона и импульсных наносекундных ($E=180$ кэВ, $\tau=80$ нс) пучков 70% C^+ + 30% H^+ при вариации энергии ионов, плотности ионного тока и дозы облучения.*

Исходным материалом служили холоднокатаные полосы сплавов АМг6, 1441 и ВД1 толщиной от 1 до 3 мм (непосредственно после холодной прокатки либо промежуточного отжига между операциями прокатки). Из полос алюминиевых сплавов вырезались образцы для структурных исследований и образцы для испытаний на одноосное растяжение, ГОСТ 1497-84, которые при необходимости подвергались также исследованию структурными методами. Плакирующий слой (двухстороннее покрытие из технически чистого алюминия толщиной от 50 до 150 мкм) для оценки его влияния на результаты воздействия в некоторых случаях снимался перед облучением. Образцы сплава 1960 вырезались из труб с внутренним диаметром 135 мм с толщиной стенки 5 мм непосредственно после горячей прокатки, а также после следующих за этим операций *заковки и естественного (либо искусственного) старения.*

Облучение образцов осуществлялось на ионном имплантере ИЛМ-1 (рис. 1), специально разработанном с целью ионно-лучевой модификации полос алюминиевых сплавов. Имплантер оснащен двумя *встречно направленными* технологическими *ионными источниками «ПУЛЬСАР-1М»* на основе тлеющего разряда низкого давления с холодным полым катодом (допускающими работу как в непрерывном, так и в импульсно-периодическом режиме). Предусмотрена система перемещения полос относительно пучка ионов в ходе облучения (со скоростью до 40 мм/с). При облучении движущихся полос алюминиевых сплавов из пучка круглого сечения с помощью диафрагмы вырезался ленточный пучок сечением 12×3 см².

Каждый из двух встречно направленных источников обеспечивал формирование однородных по сечению пучков ионов круглого сечения (~ 100 см²) при изменении энергии ионов в диапазоне от 10 до 50 кэВ и плотности ионного тока – от 50 до 400 мкА/см². В импульсно-периодическом (миллисекундном) режиме при том же среднем значении плотности мощности пучка значение плотности ионного тока в импульсе может достигать ~ 2 мА/см².

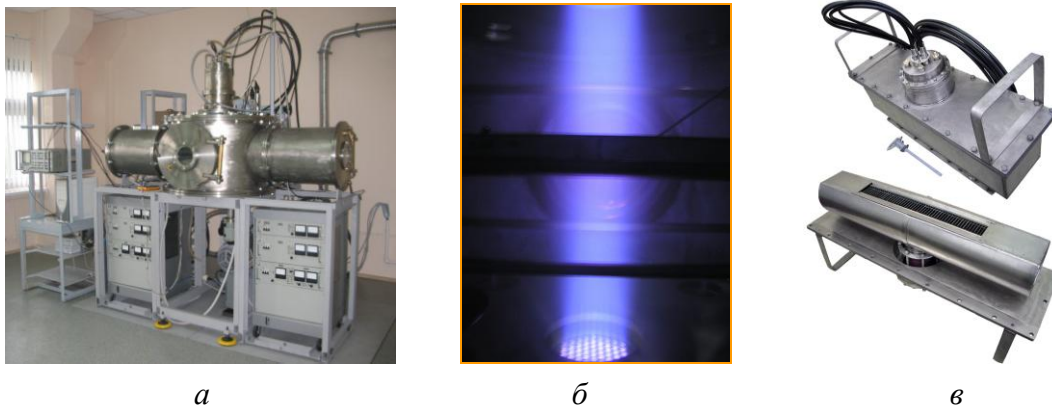


Рис. 1. Оборудование для ионно-лучевой обработки материалов ионными пучками: *а* – ионный имплантер ИЛМ-1 с ионным источником ПУЛЬСАР-1М; *б* – встречные пучки ионов Ag^+ круглого сечения ($S \sim 100 \text{ см}^2$); *в* – источник ленточных пучков ионов сечением $45 \times 4 \text{ см}^2$ с крупноструктурным сетчатым плазменным катодом.

Осуществлялся непрерывный мониторинг температуры всех облучавшихся образцов с помощью тонких хромель-алюмелевых термопар. Это позволяло надежно отделить возможные *термические* эффекты от эффектов ионно-лучевого воздействия *радиационно-динамической* природы.

Облучение образцов сплавов ВД1 и 1441 проводилось также мощными ионными пучками ($70\% \text{ C}^+ + 30\% \text{ H}^+$) в режиме генерации одного импульса ($\tau = 180 \text{ нс}$) и в импульсно-периодическом режиме ($\tau = 80 \text{ нс}$, $f = 0,1 \text{ Гц}$) на ускорителе “ТЕМП” (ТПУ, г. Томск). Энергия ионов составляла 180 кэВ. Температура образцов в ходе облучения не превышала 30° C .

Металлографический анализ проводился на оптическом микроскопе Neophot-21.

Электронно-микроскопическое исследование образцов осуществлялось в их поперечном сечении и в сечении, параллельном облучаемой поверхности, на расстоянии $\sim 150 \text{ мкм}$ от нее, на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200 CX.

Исследование кристаллографической текстуры (с облученной и необлученной стороны полос алюминиевых сплавов) осуществлялось на рентгеновском дифрактометре общего назначения ДРОН-2.0 со специальной текстурной приставкой ДАРТ. Эталоном являлся порошковый образец.

Статические испытания образцов промышленных алюминиевых сплавов на одноосное растяжение проводились на ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод» по стандартной методике (ГОСТ 1497-84).

Получение многомерных зависимостей механических свойств исследуемых алюминиевых сплавов: $\sigma_B(E_k, j_l, D_m)$, $\sigma_{0,2}(E_k, j_l, D_m)$, $\delta(E_k, j_l, D_m)$ предопределяло

применение, как минимум, нескольких десятков различных режимов облучения и последующего анализа структурного состояния и механических свойств соответствующего количества образцов (по 3 образца на каждый режим облучения) для сплавов каждого состава. Использование методов теории планирования эксперимента (со статистическим выбором лишь части узлов трехмерной сетки, с целью уменьшения общего числа измерений и последующим регрессионным анализом данных) позволило получить аналитические зависимости $\sigma_B(E, j, D)$, $\sigma_{0,2}(E, j, D)$ и $\delta(E, j, D)$, аппроксимирующие многомерные зависимости характеристик прочности и пластичности промышленных алюминиевых сплавов.

Во **второй главе** представлены результаты исследования воздействия **непрерывных** пучков ускоренных ионов Ar^+ на структуру и механические свойства промышленного алюминиевого сплава **АМг6** (Al-Mg), относящегося к группе сплавов, неупрочняемых термообработкой.

К моменту постановки задачи настоящего исследования в литературе отсутствовали свидетельства, относящиеся к изменениям структуры и свойств аномально глубоких поверхностных слоев алюминиевых (и любых других) сплавов, **протяженностью** до нескольких **миллиметров**, в результате облучения легкими или тяжелыми ионами с энергией ≤ 50 кэВ, Пробеги ионов указанных энергий в алюминии незначительны и составляют всего лишь доли микрона.

Тем не менее, данные работ ИЭФ УрО РАН, полученные в сотрудничестве с Институтом физики ионных пучков и исследования материалов Исследовательского Центра Россендорф, Германия, свидетельствующие о существенном снижении температуры процесса старения сплава Al+4%Cu в ходе ионного облучения, а также о многократном увеличении скорости и аномально большой глубине протекания этого процесса (до 10 мкм) явились побуждающей причиной постановки экспериментов по ионному облучению на промышленных алюминиевых сплавах.

Одностороннему облучению непрерывными пучками ускоренных ионов Ar^+ подвергались стандартные разрывные образцы сплава АМг6, вырезанные из холоднокатаных листов толщиной 3 мм со степенью деформации 35%. Двустороннему облучению подвергались *движущиеся* полосы сплава АМг6 размером $8 \times 21 \times 3$ мм³. Параметры облучения варьировались в широких пределах: $E = 20 - 40$ кэВ, $j = 100 - 400$ мкА/см² и $D = 10^{15} - 3 \cdot 10^{17}$ см⁻².

Сплав АМг6 после *холодной прокатки* характеризуется высокими значениями прочностных характеристик и пониженной пластичностью: $\sigma_B = 445$ МПа, $\sigma_{0,2} = 407$ МПа, $\delta = 9$ %. Зёрна толщиной 25 мкм вытянуты вдоль направления прокатки, длина

отдельных зёрен достигает 100 мкм. В зернах наблюдается развитая ячеистая структура с широкими границами между отдельными ячейками.

Отжиг ($T = 320^{\circ}\text{C}$, 2 ч) приводит к резкому падению прочностных характеристик сплава и повышению его пластичности: $\sigma_{\text{в}} = 328$ МПа, $\sigma_{0,2} = 178$ МПа, $\delta = 28$ %. Это обусловлено образованием рекристаллизованных равноосных зерен размером 20-35 мкм. В отожженном сплаве сохраняется большое количество интерметаллидов кристаллизационного происхождения $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$. Средний размер частиц составляет 0,5 мкм.

Одностороннее облучение сплава АМгб низкими дозами ионов $\text{Ar}^+ 10^{15}-10^{16} \text{ см}^{-2}$ (время облучения 1-10 с; температура, до которой нагревались образцы в ходе облучения $< 40-80^{\circ}\text{C}$) не приводит к изменению его механических свойств. Однако электронно-микроскопические исследования параллельного облучаемой поверхности сечения образцов (на расстоянии ~ 150 мкм от нее) показали, что облучение низкими дозами вызывает трансформацию ячеистой структуры, проявляющейся в сужении границ ячеек и увеличении диаметра их центральных областей, свободных от дислокаций, а также приводит к измельчению и частичному растворению грубых интерметаллидов $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ на вышеуказанном расстоянии от облученной поверхности.

Повышение дозы облучения до 10^{17} см^{-2} способствует **возрастанию** пластичности и **уменьшению** прочностных характеристик сплава ($\sigma_{\text{в}} = 420$ МПа, $\sigma_{0,2} = 326$ МПа, $\delta = 13$ %), **что связано** с формированием во всем объеме образца субзеренной структуры с малоугловыми границами, а также с уменьшением количества интерметаллидов $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$.

Дальнейшее **увеличение** дозы облучения до значений $(1,3-2,7) \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к существенному **разупрочнению** сплава, близкому к разупрочнению, достигаемому при отжиге ($T = 320^{\circ}\text{C}$, 2 ч). Во всем объеме образцов протекают процессы **рекристаллизации** с образованием крупнокристаллической зеренной структуры с большеугловыми границами. Средний размер равноосных зерен составляет 35 мкм. Происходит **измельчение** и **растворение** интерметаллидов $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ под действием облучения. Сохранившиеся интерметаллиды имеют равноосную форму при среднем диаметре $\sim 0,15$ мкм. В итоге сплав приобретает следующие характеристики: $\sigma_{\text{в}} = 294$ МПа, $\sigma_{0,2} = 144$ МПа, $\delta = 26$ %.

С целью **имитации** теплового воздействия на структуру и механические свойства сплава АМгб, аналогичного тому, которое имеет место при облучении повышенными дозами ионов Ar^+ , был проведен отжиг холоднодеформированных образцов сплава

АМгб в жидкой соляной ванне с температурой $\sim 320^{\circ}\text{C}$ с теми же выдержками, что и при облучении. Установлено, что при этом не происходит заметных изменений механических свойств и структуры сплава.

Это является доказательством того, что наблюдаемые ускоренные изменения дислокационной и зеренной структуры, а также фазового состава холоднодеформированного сплава АМгб под воздействием пучков ускоренных ионов Ag^+ имеют *нетепловой* характер, поскольку чисто термическое воздействие при подведении эквивалентного количества тепловой энергии (в отсутствии облучения) не приводит к аналогичным результатам.

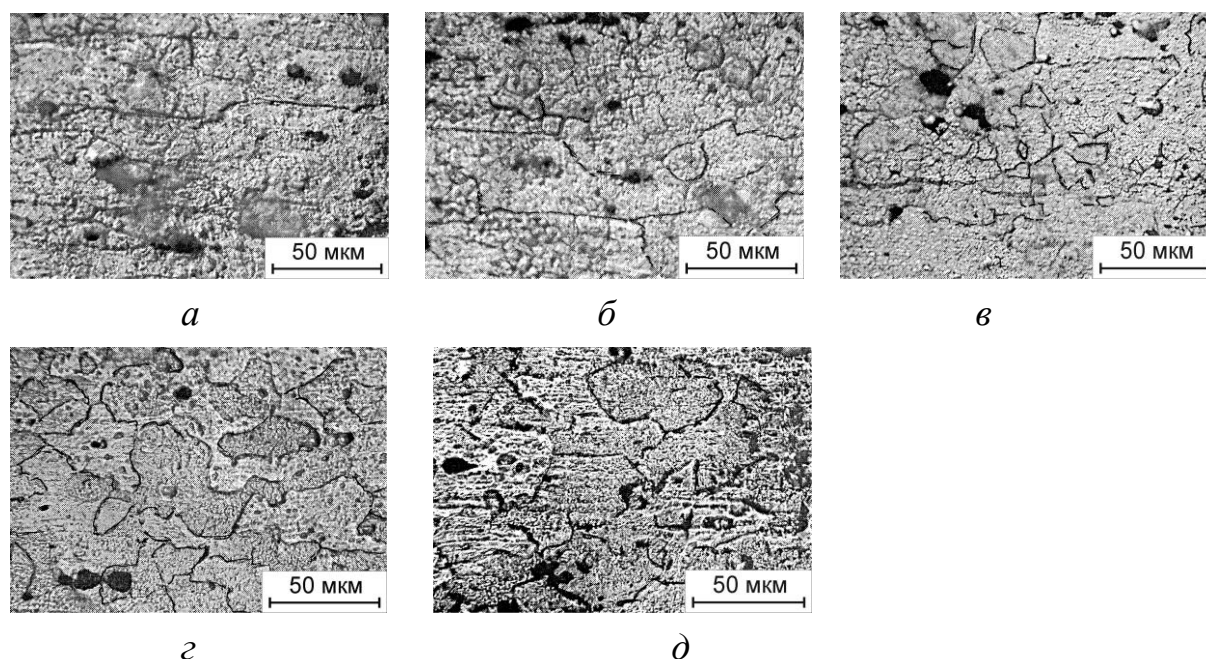


Рис. 2. Микроструктура сплава АМгб после холодной деформации (а), после отжига в соляной ванне при 320°C в течение 135 с (б), 10 мин (в) и 30 мин (г), а также после облучения ионами Ag^+ в течение 135 с (д).

Двустороннее облучение холоднодеформированных образцов сплава АМгб (стороны облучались последовательно) позволяет получить требуемый уровень разупрочнения **при меньшей дозе** облучения $\sim 5,6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$. Это может быть объяснено увеличением скорости набора совокупного флюенса и увеличения интенсивности радиационно-динамического воздействия пучка, роль которого анализируется ниже.

Эксперименты по двустороннему облучению *неподвижных* и *движущихся* равномерно со скоростью 40 мм/с полос сплава АМгб (см. раздел методика эксперимента) показали *идентичность* результатов этих видов воздействия при условии равенства доз облучения. При дозе $\sim 5,6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ достигается необходимый уровень разупрочнения.

В третьей главе представлены результаты исследования **структурно-фазового состояния** и **механических свойств** промышленных *дисперсионно-твердеющих* алюминиевых сплавов ВД1 (Al-LiMg) и 1441 (Al-Li-Cu-Mg) после *холодной деформации*, промежуточного *отжига*, применяемого в технологии холодной прокатки, а также после различных режимов *облучения непрерывными* пучками ионов Ag^+ ($E = 20-40$ кэВ, $j = 100-400$ мкА/см², $D = 1 \cdot 10^{15}-2,7 \cdot 10^{17}$ см⁻²).

Было проведено *одностороннее* облучение непрерывными пучками ионов Ag^+ стандартных *разрывных* образцов сплавов ВД1 (толщиной 2 мм, $\varepsilon = 60\%$) и 1441 (толщиной 1 мм, $\varepsilon = 72\%$), **неподвижных** относительно источника ионов и, кроме того, *двустороннее* (одновременно с двух сторон на встречных пучках ионов) облучение *движущихся* со скоростью 40 мм/с *полос* сплава ВД1 размером $21 \times 8 \times 3$ мм.

Сплав ВД1 после *холодной деформации* характеризуется невысокими значениями прочностных характеристик и пониженной пластичностью: $\sigma_b = 249$ МПа, $\sigma_{0,2} = 241$ МПа, $\delta = 5,8\%$. Зёрна толщиной 15 мкм вытянуты вдоль направления прокатки, средняя длина зёрен составляет 50 мкм. В зернах наблюдается дислокационная ячеистая структура, диаметр ячеек колеблется в пределах от 0,5 до 2 мкм, границами ячеек являются плотные сплетения дислокаций (рис.3 а).

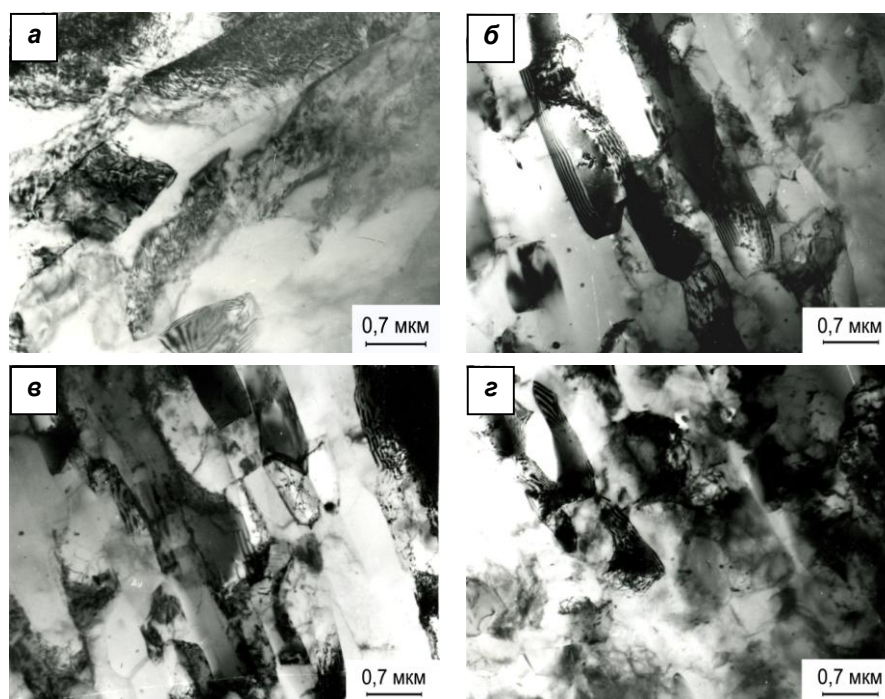


Рис. 3. Микроструктура сплава ВД1 в поперечном сечении: а - исходное холоднодеформированное состояние; б-г – после облучения ионами Ag^+ , $E = 40$ кэВ, $j = 200$ мкА/см², $D = 10^{16}$ см⁻² (б – вблизи облученной поверхности; в – центральная часть; г – вблизи необлученной поверхности).

Отжиг ($T = 400^{\circ}\text{C}$, 2 ч) приводит к падению прочностных характеристик сплава и повышению его пластичности: $\sigma_{\text{в}} = 187$ МПа, $\sigma_{0,2} = 64$ МПа, $\delta = 25$ %. Это обусловлено образованием рекристаллизованных равноосных зерен размером 30-60 мкм. В отожженном сплаве так же, как и в исходном, наблюдаются скопления равноосных частиц $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ диаметром ~ 50 -100 нм и сохраняется незначительное количество интерметаллидов кристаллизационного происхождения $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ диаметром ~ 100 -150 нм и более.

Облучение сплава ВД1 низкими дозами ионов Ag^+ 10^{15} - 10^{16} см^{-2} (время облучения 1-10 с, температура, до которой нагревались образцы в ходе ионного облучения < 40 - 80°C) приводит к формированию практически во всем объеме образцов развитой субзеренной структуры (рис. 3 б-г) со средним диаметром субзерен 0,5-1,5 мкм при дозе облучения 10^{15} см^{-2} и 1-2 мкм при 10^{16} см^{-2} .

Это обуславливает рост относительного удлинения с $\delta = 5,8$ % до 8 %. Прочностные характеристики при этом не изменяются (рис. 4 а). Распада пересыщенного твердого раствора с образованием упрочняющих фаз не происходит.

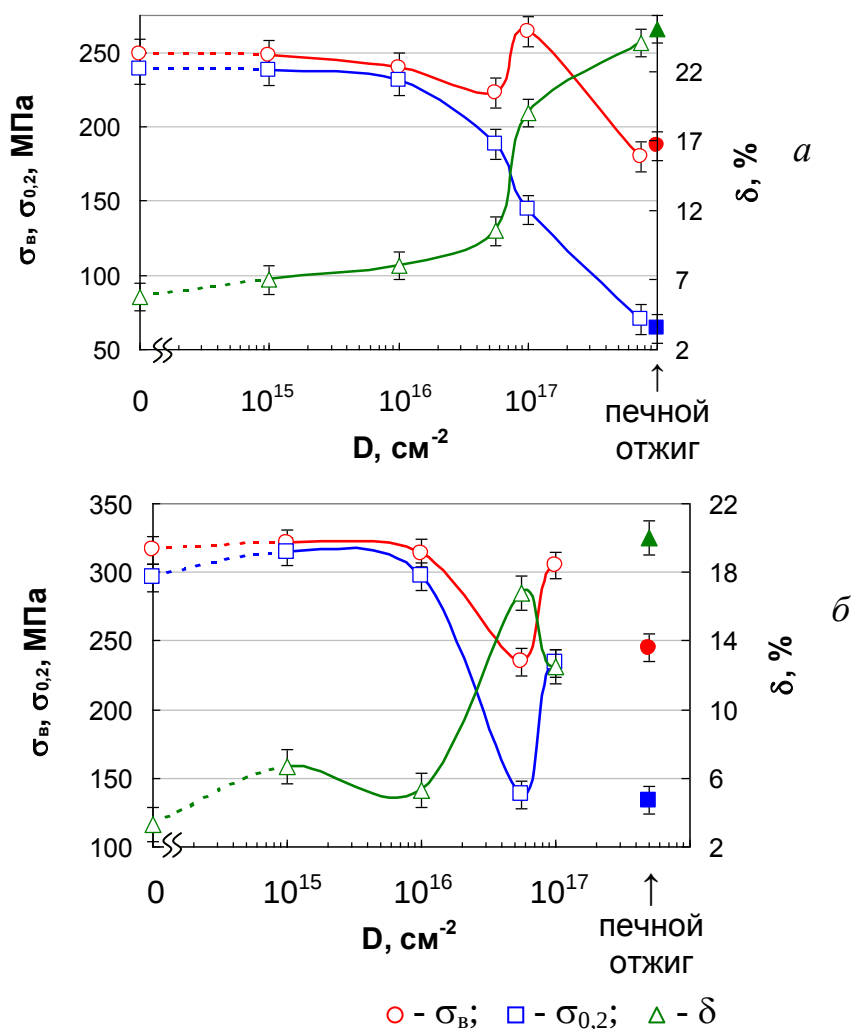


Рис. 4. Зависимости механических свойств сплавов ВД1 (а) и 1441 (б) от дозы облучения ионами Ar^+ , $E = 20 \text{ кэВ}$, $j = 150 \text{ мкА/см}^2$.

При дозах облучения $\sim 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ происходит некоторое *разупрочнение* сплава: $\sigma_{\text{в}} = 223 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 188 \text{ МПа}$, $\delta = 10,5 \%$, что связано с образованием рекристаллизованных зерен размером 12-20 мкм, а также мелкодисперсных равноосных зерен диаметром $\sim 2\text{-}5 \text{ мкм}$. Увеличение дозы облучения до $\sim 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к *росту* предела прочности ($\sigma_{\text{в}} = 264 \text{ МПа}$) и относительного удлинения δ до $\sim 19\%$ и дальнейшему *уменьшению* предела текучести $\sigma_{0,2}$ до 144 МПа. При этом наблюдается формирование в сплаве крупнокристаллической зеренной структуры с размером зерен более 10 мкм. Помимо процессов рекристаллизации происходит еще и распад твердого раствора с выделением дисперсных частиц $\theta'(\theta'')$ -фазы диаметром 10-20 нм. Дальнейшее увеличение дозы облучения до $7,5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ способствует *снижению* прочностных характеристик при некотором *повышении* относительного удлинения. Таким образом, с увеличением дозы облучения при $E = 20 \text{ кэВ}$, $j = 150 \text{ мкА/см}^2$ изменение механических свойств носит немонотонный характер (рис. 4 а). Аналогичные изменения свойств в зависимости от дозы облучения наблюдаются и при других параметрах облучения: $E = 40 \text{ кэВ}$, $j = 200$ и 400 мкА/см^2 . Полученные значения механических свойств близки к значениям после промежуточного отжига в печи ($T = 400^\circ\text{C}$, 2 ч). Немонотонное изменение свойств с увеличением дозы облучения связано с одновременным ростом размера зерна и уменьшением объемной плотности (и возрастанием размеров) основной упрочняющей фазы $\theta'(\theta'')$.

Установлено, что в ходе облучения ионами Ar^+ в сплаве ВД1 сохраняются интерметаллиды $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$, их диаметр не меняется и составляет 100-150 нм. В то же время с увеличением дозы облучения по всему объему образца наблюдается уменьшение размера и частичное растворение интерметаллидов $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$.

Исследование поперечного сечения образцов методами металлографического анализа и электронной микроскопии показало, что изменение структурно-фазового состояния и свойств сплава ВД1 при облучении ионами Ar^+ с $E = 20\text{-}40 \text{ кэВ}$ ($j = 100\text{-}400 \text{ мкА/см}^2$) происходит во всем объеме образцов (толщиной 2 мм), т.е. на глубине, более чем в 10^4 раз превышающей средний проективный пробег ионов Ar^+ в этом сплаве.

Сплав 1441 после *холодной деформации* обладает высокими значениями прочности и пониженной пластичностью: $\sigma_{\text{в}} = 316 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 296 \text{ МПа}$, $\delta = 3 \%$. Для микроструктуры этого сплава в исходном состоянии характерна сильная строчечность, указывающая на наличие вытянутых тонких зерен толщиной $\sim 2 \text{ мкм}$. В

объеме зерен наблюдается неравномерная ячеистая структура (рис. 5 а). Обнаруживаются интерметаллиды кристаллизационного происхождения $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ размером до 2 мкм, частицы β' -фазы (Al_3Zr) равноосной формы, диаметром 40-60 нм, а также мелкодисперсные частицы Al_3Li диаметром менее 1 нм, выделившиеся в процессе естественного старения в ходе вылеживания сплава при комнатной температуре.

Отжиг ($T = 370^\circ\text{C}$, 2 ч) приводит к резкому падению прочностных характеристик и повышению пластичности сплава 1441: $\sigma_{\text{в}} = 245$ МПа, $\sigma_{0,2} = 134$ МПа, $\delta = 20\%$, за счет формирования рекристаллизованной структуры с размером образующихся зерен 3-8 мкм. Кроме того, после отжига в структуре сплава значительно уменьшается количество частиц фаз $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ и Al_3Zr и снижаются их размер, соответственно до 50 и 20-30 нм.

Облучение сплава 1441 *низкими* дозами ионов Ag^+ ($E = 20-40$ кэВ, $j = 100-400$ мкА/см², $D = 10^{15}-10^{16}$ см⁻² – соответствующее время облучения $\tau = 1 - 10$ с, $T < 40-80^\circ\text{C}$) вызывает *переход* от исходной *ячеистой* структуры к *субзеренной*, аналогичной полигональной (рис. 5 б). Это приводит к росту относительного удлинения до 6 %, т.е. в 2 раза по сравнению с исходным значением. Прочностные характеристики при этом не изменяются (рис. 4 б).

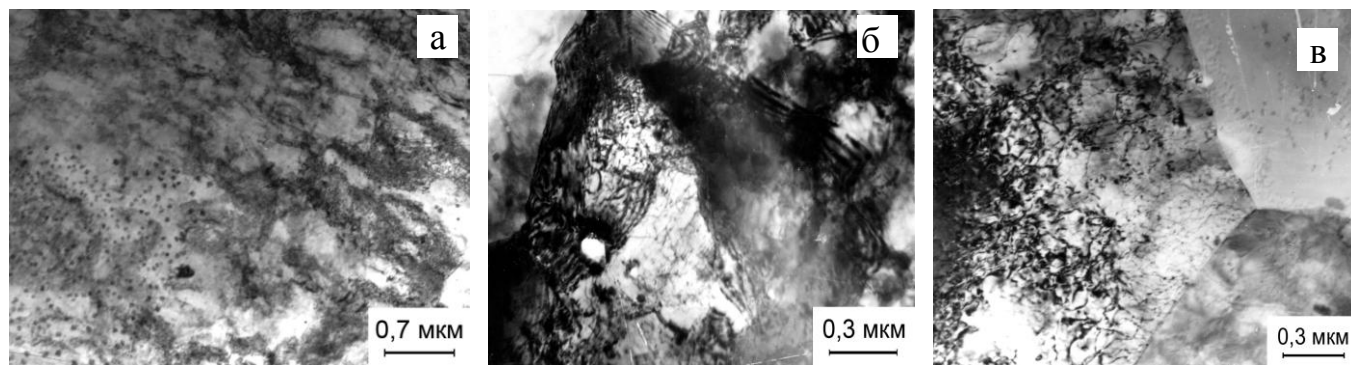


Рис. 5. Микроструктура сплава 1441 после холодной деформации (а) и облучения ионами Ag^+ дозами 10^{15} см⁻² (б) и $5,6 \cdot 10^{16}$ см⁻² (в)

При дозах облучения $\sim 5 \cdot 10^{16}$ см⁻² ($\tau \sim 50$ с, $T < 260^\circ\text{C}$) происходит образование рекристаллизованных зерен (рис. 5 в) размером 12-20 мкм, а также мелкодисперсных равноосных зерен диаметром $\sim 2-5$ мкм. Это приводит к существенному разупрочнению сплава и, одновременно, увеличению его пластичности: $\sigma_{\text{в}} = 230$ МПа, $\sigma_{0,2} = 134$ МПа, $\delta = 17\%$. Изменения механических свойств, а также дислокационной и зеренной структуры при этом в целом аналогичны изменениям, происходящим в результате отжига сплава 1441 в печи при $T = 370 - 400^\circ\text{C}$ в течение 2-3 ч.

Факты *полигонизации* и последующего образования *рекристаллизованных* зерен во всем объеме образцов толщиной 1 мм в ходе облучения при *аномально низких* температурах являются удивительными. Природа этих процессов являлась предметом подробного изучения и анализа (см. раздел Заключение) в настоящей работе, а их использование позволило предложить эффективные методы *радиационной* обработки алюминиевых сплавов.

По мере увеличения дозы облучения от $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ до $\sim 10^{17} \text{ см}^{-2}$ согласно данным электронно-микроскопических исследований по всему объему образца происходит *растворение* фаз β' (Al_3Zr) (наиболее интенсивное при повышенных плотностях ионного тока), а также *уменьшение размера* и *частичное растворение* интерметаллидов $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$, присутствующих в деформированном сплаве. Параллельно с этими процессами происходит образование дисперсных частиц новой фазы S_1 (Al_2LiMg) пластинчатой формы.

Частицы β' -фазы (Al_3Zr) кристаллизационного происхождения сохраняются и после двухчасового *отжига* при $T \sim 370^\circ\text{C}$. Облучение же в течение всего лишь ~ 100 с ($T < 370^\circ\text{C}$) приводит к растворению указанных частиц, причем не только в поверхностном слое, но и во всем объеме образцов толщиной ~ 1 мм.

Увеличение дозы облучения до 10^{17} см^{-2} после отмеченной *стадии разупрочнения* снова *приводит к росту* прочностных характеристик сплава 1441: $\sigma_b = 315 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 204 \text{ МПа}$, при некотором снижении δ до $\sim 13\%$, несмотря на то, что наблюдается значительный рост среднего размера зерна, до 30 мкм, рис. 6 (ниже дано объяснение этого факта).

Таким образом, с увеличением дозы облучения при $E = 20 \text{ кэВ}$, $j = 150 \text{ мкА/см}^2$ изменение механических свойств сплава 1441, так же как и сплава ВД1, носит *немонотонный* характер (рис. 4 б). Аналогичное изменение свойств в зависимости от дозы облучения наблюдается и при других параметрах облучения: $E = 40 \text{ кэВ}$, $j = 200$ и 400 мкА/см^2 .

Существенная *зависимость* механических свойств от *плотности* ионного тока наблюдается при повышенных дозах облучения ($D > 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$), а именно, *чем выше плотность* ионного тока, *тем при меньшей* дозе облучения (при сопоставимых температурах разогрева образцов) достигается некоторый заданный уровень разупрочнения.

Электронно-микроскопические исследования позволили установить, что немонотонный характер изменения механических свойств сплава 1441 при повышенных дозах облучения (рис. 5) связан (как и в случае сплава ВД1) с

одновременным протеканием в ходе облучения *двух конкурирующих процессов*. С одной стороны, происходит разупрочнение сплава, связанное с протеканием *рекристаллизационных* процессов с образованием новых зерен размером 5-10 мкм и их последующим ростом до 30-35 мкм при увеличении дозы облучения до $\sim 10^{17} \text{ см}^{-2}$. С другой стороны, облучение инициирует в сплаве *распад* пересыщенного *твердого раствора* с образованием мелкодисперсных частиц упрочняющих фаз θ' (Al_2Cu) и S_1 (Al_2LiMg). Степень распада твердого раствора возрастает с увеличением дозы облучения.

Полученные данные свидетельствуют о *дальнодействующем* характере влияния пучков ускоренных ионов на структурно-фазовое состояние сплава 1441, что проявляется в изменении его свойств. Процессы *рекристаллизации* происходят во всем объеме образцов толщиной 1 мм (рис. 6) в ходе их быстрого разогрева ионным пучком до температур, приближающихся к температуре обычного печного отжига (без выдержки при этих температурах), либо при *более низких* температурах, например, *не более 260°C* в случае облучения дозой $5,6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ при $j = 150 \text{ мкА/см}^2$, что *на 110°C ниже* температуры промежуточного отжига в печи.

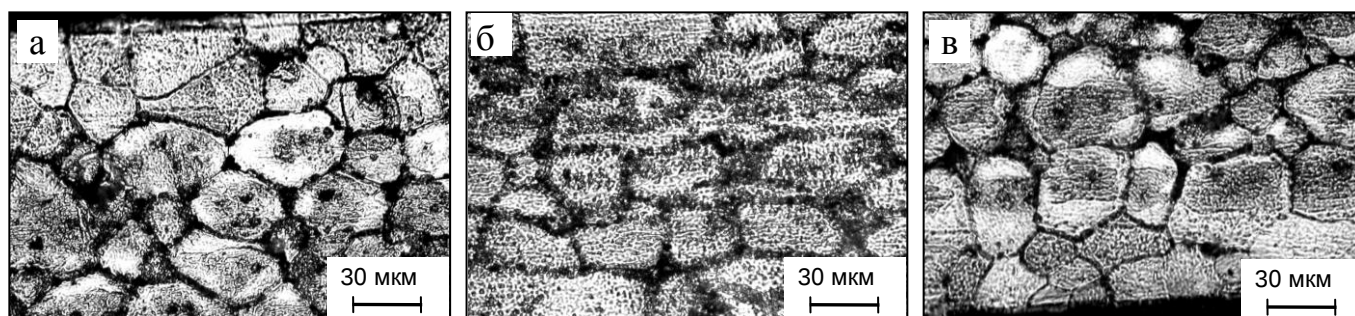


Рис. 6. Микроструктура сплава 1441 по толщине образца, облученного ионами Ar^+ , $E = 20 \text{ кэВ}$, $j = 150 \text{ мкА/см}^2$, $D = 10^{17} \text{ см}^{-2}$, $T < 370^\circ\text{C}$: *а* – облученная сторона (плакирующий слой), *б* – центральная часть, *в* – необлученная сторона

Кратковременный (в течение 8 с) *нагрев* образцов сплавов ВД1 и 1441 в печи до 130°C с той же скоростью, что и при ионном облучении дозой 10^{16} см^{-2} ($j = 200 \text{ мкА/см}^2$), *не оказывает влияния* на структурное состояние деформированных сплавов. Нагретые в печи образцы имеют ячеистую структуру, свойственную деформированному состоянию. Это является свидетельством *нетепловой природы* трансформации структуры сплавов ВД1 и 1441 при низких дозах облучения (10^{15} - 10^{16} см^{-2}).

Очевиден тот факт, что в случае облучения низкими дозами, когда температура образцов невысока (от 40 до $\sim 130^\circ\text{C}$), процессы перестройки дислокационной

структуры и полигонизации с образованием субзеренной структуры являются результатом чисто *радиационного* воздействия. При повышенных же дозах, обычные тепловые эффекты накладываются на радиационные.

Проведенное исследование показало, что ионное *облучение* холоднодеформированных алюминиевых сплавов ВД1 и 1441 приводит к протеканию в них процессов, приближающих эти сплавы к равновесному состоянию, а именно, *процессов возврата и рекристаллизации*. В основе этих последовательно развивающихся превращений обычно лежат, как известно, элементарные процессы, главными из которых являются миграция и перераспределение *точечных дефектов*, *перемещение* дислокаций и *перестройка* дислокационной структуры, и наконец, *миграция границ зерна* и формирование новой рекристаллизованной структуры.

Различие между процессами, приводящими систему в отожденное (рекристаллизованное) состояние при *обычном* нагреве и процессами *в ходе облучения*, при достижении одинаковых температур, заключается, в частности, в *скорости* этих процессов: при *нагреве* для отжига требуется не менее 1-2 ч, в то время как при облучении в зависимости от плотности ионного тока от 5 до ~100 с (при $j = 150 \text{ мкА/см}^2$) и от 1 до 7 с (при $j = 400 \text{ мкА/см}^2$).

Вопросы, относящиеся к *природе* процессов, инициируемых облучением, анализируются в разделе Заключение.

В **четвертой** главе рассмотрены результаты исследования воздействия облучения **непрерывными** пучками ионов аргона на *кристаллографическую текстуру* холоднодеформированных алюминиевых сплавов АМг6, ВД1 и 1441.

Установлено, что *после холодной прокатки* до толщины 1-3 мм со степенями деформации 35-72% в листах всех трех исследованных алюминиевых сплавов формируется аналогичная текстура, которую можно охарактеризовать как текстуру прокатки средней или даже слабой степени совершенства (рис. 7 а). Области повышенной полюсной плотности на прямых полюсных фигурах не совпадают с центрами полюсных фигур как {200}, так и {111}. Это означает, что после холодной прокатки текстурные компоненты с ориентациями {001} и {111} отсутствуют или они очень слабые, и это главная особенность текстур прокатки ГЦК металлов и сплавов, и, в частности, алюминия и его сплавов.

После нагрева до температуры *промежуточного отжига* и соответствующей выдержки текстура листов всех исследованных сплавов существенно изменяется. Главное отличие состоит в том, что в центре полюсных фигур {200} образцов всех сплавов появляется повышенная полюсная плотность (рис. 7 б), в то время как в

центре полюсных фигур $\{200\}$ образцов всех сплавов после прокатки она отсутствует (рис. 7 а). Это свидетельствует о том, что в результате отжига преимущественно формируется *рассеянная текстура* типа $\{001\}$. Изменение распределения полюсной плотности на полюсных фигурах свидетельствует о том, что при нагреве в печи произошли обычные процессы рекристаллизации.

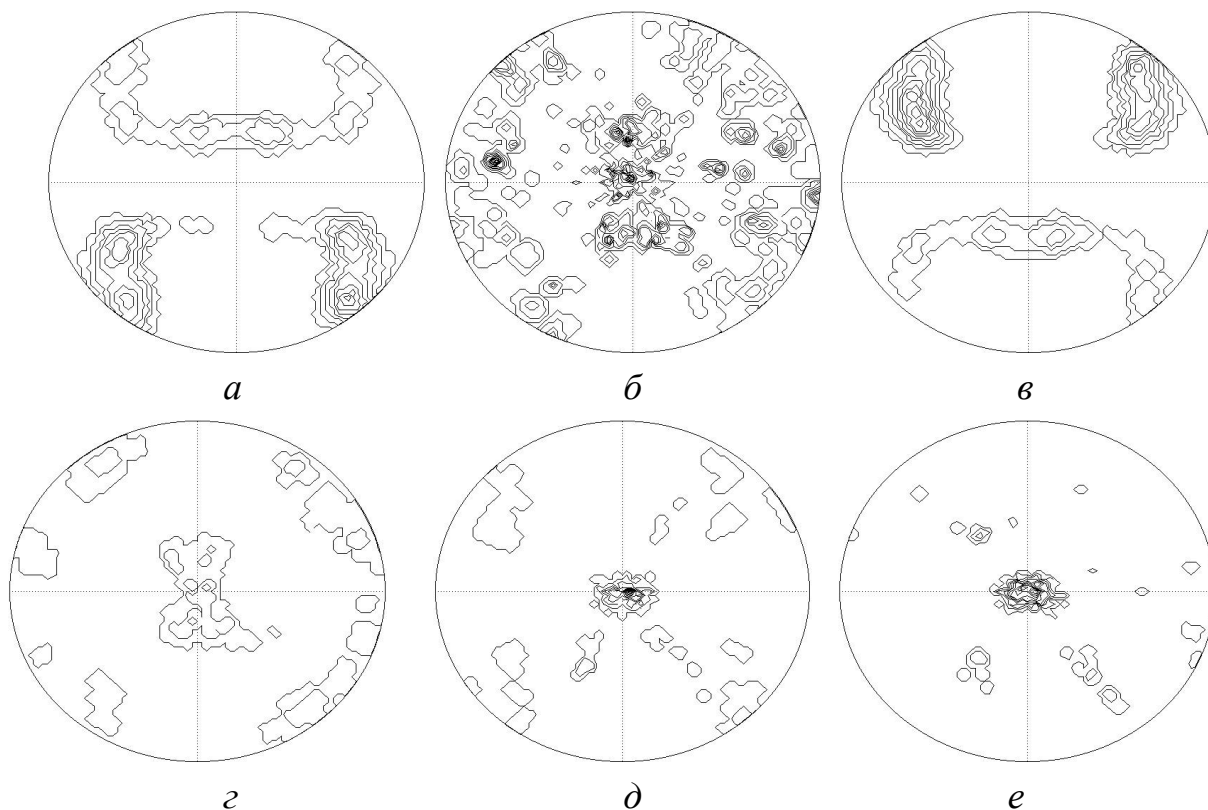


Рис. 7. Полюсные фигуры $\{200\}$ листов алюминиевых сплавов 1441(а – в, д, е) и ВД1 (г): а – после холодной деформации; б – после отжига в печи; в – е – после облучения ионами Ag^+ : в, г - $D = 2.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$; д - $D = 5.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$; е - $D = 10^{17} \text{ см}^{-2}$

При обработке деформированных сплавов АМг6 и 1441 пучком ионов Ag^+ дозой $2.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (время облучения 2,7 с), в результате которой прокатанные образцы нагреваются до температуры 60°C , текстурных изменений не наблюдается. Об этом свидетельствует вид полюсных фигур (рис. 7 в), который аналогичен таковому для исходного холоднодеформированного состояния. Это означает, что облучение образцов этих сплавов *невысокой дозой* ионов Ag^+ при незначительном нагреве ($T \leq 60^\circ\text{C}$) не инициирует в сплавах АМг6 и 1441 процессы рекристаллизационного типа, способные обеспечить текстурные изменения. В сплаве же ВД1 уже в ходе кратковременного облучения дозой $2.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ в отсутствие существенного нагрева образцов ионным пучком текстурные *преобразования начались*, но процессы роста зерен еще не получили существенного развития. Об этом свидетельствует вид полюсных фигур сплава ВД1 (рис. 7 г).

После облучения *более высокими дозами* $\geq 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (для *каждого* сплава *пороговые* дозы, при которых радиационно-динамическое воздействие инициирует протекание процессов, приводящих к изменению типа текстуры, *различны* и определяются составом сплава и степенью его деформации) полюсные фигуры (рис. 7 д) становятся аналогичными тем, которые были получены после промежуточного отжига в печи (рис. 7 б). Это свидетельствует о том, что в сплавах в ходе кратковременного облучения происходят процессы рекристаллизации и роста зерен такие же, как и при выдержке в печи в течение 2-3 ч.

Кроме того, в сплаве 1441 обнаружено *необычное* текстурное преобразование, инициируемое облучением, приводящее к формированию не наблюдавшейся ранее двухкомпонентной кубической текстуры $\{001\} \langle 210 \rangle$.

Таким образом, установлено, что облучение ускоренными ионами Ag^+ дозами $D \geq 5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ионов Ag^+ вызывает текстурные преобразования в деформированных холодной прокаткой алюминиевых сплавах при *температурах на 100-200°C ниже* температур обычного *печного отжига*. Идентичный вид полюсных фигур, снятых с облученной и необлученной стороны образцов, свидетельствует о том, что **текстурные преобразования** при облучении ускоренными ионами протекают **во всем объеме** полос толщиной 1-3 мм в течение исключительно **короткого** времени, измеряемого **секундами**, а не часами, как это происходит при печном отжиге.

Механизм текстурных преобразований при облучении ускоренными ионами рассматриваемых энергий, *проникающих* в вещество лишь на *наноглубины*, по-видимому, обусловлен, с учетом большой глубины превращений, **радиационно-динамическими** эффектами, инициирующими **взрывную** перестройку дислокационной структуры с образованием большого количества *точечных дефектов* и *активацией* границ зерен. Результат этих процессов близок к результату процесса рекристаллизации, но развиваются они при существенно более низких температурах и за существенно более короткое время, чем при обычном печном отжиге.

В пятой главе приведены результаты исследования воздействия **импульсных мощных** ионных пучков на изменения микроструктуры холоднодеформированных алюминиевых сплавов 1441 и ВД1.

Природа *эффектов дальнего действия* как при непрерывной, так и при импульсной ионной имплантации еще недостаточно изучена.

С целью выяснения вопроса о том, будет ли воздействие наносекундных импульсов (с высокой плотностью тока в импульсе) иметь свои особенности по сравнению с непрерывным режимом, в данной работе проведено электронно-

микроскопическое исследование влияния таких импульсов на структуру и фазовый состав холоднодеформированных сплавов ВД1 и 1441.

Сплав 1441. После облучения ионным пучком ($70\% \text{C}^+ + 30\% \text{H}^+$) дозой 10^{14} см^{-2} при $j = 200 \text{ А/см}^2$ в сплаве сохраняется неоднородная ячеистая структура, и на ее фоне наблюдается образование дисперсных субзерен диаметром не более 0,5 мкм. Кроме того, облучение инициировало начальную стадию распада пересыщенного твердого раствора, сопровождающуюся выделением медьсодержащих $\theta'(\theta'')$ -фаз. произошел распад твердого раствора с образованием частиц $\theta'(\theta'')$ -фазы (CuAl_2) в форме пластинок длиной $\sim 10 \text{ нм}$. Исследование поперечного сечения образца показало, что облучение оказало влияние на структуру сплава, главным образом, вблизи облученной поверхности (на расстоянии $\sim 150 \text{ мкм}$ от облученной поверхности).

Облучение *большей дозой* $D = 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$, но при *меньшей* величине *плотности тока* $j = 100 \text{ А/см}$ в импульсе привело к сохранению в сплаве неоднородной ячеистой структуры. Лишь в отдельных областях внутри ячеек сформировались дисперсные субзерна, которые выявляются только при большом увеличении. Их диаметр не превышает 0,1-0,4 мкм. Распада пересыщенного твердого раствора с выделением метастабильных $\theta'(\theta'')$ -фаз после облучения в указанном режиме не обнаружено.

Сплав ВД1. Исследование образца сплава ВД1 в продольном сечении, на расстоянии 150 мкм от облученной поверхности, после облучения однократными импульсами ионов $70\% \text{C}^+ + 30\% \text{H}^+$ при плотности ионного тока $j = 200 \text{ А/см}^2$ дозой $D = 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (за 1 импульс) показало, что в исследуемом сечении произошла практически полная трансформация ячеистой структуры в субзеренную. Исследование поперечного сечения образца показало, что облучение оказало влияние на структуру сплава ВД1 по всей глубине образца, но степень этого влияния уменьшается по мере удаления от облученной поверхности.

Облучение образца при более *низкой плотности тока* $j = 100 \text{ А/см}^2$ но более высокой дозой $D = 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ привело к образованию в сплаве смешанной структуры: в одних участках превалирует ячеистая структура, в других – субзеренная, а в третьих выявлены признаки обеих структур. Средний диаметр субзерен колеблется от 0,5 до 1,5 мкм и практически соизмерим с диаметром ячеек. Признаков распада пересыщенного твердого раствора с выделением $\theta'(\theta'')$ -фаз не выявлено.

Обнаруженные методом электронной микроскопии структурные изменения как в сечении, параллельном облучаемой поверхности образцов сплавов 1441 и ВД1, на расстоянии $\sim 150 \text{ мкм}$ от нее, так и в поперечном сечении, свидетельствуют о том, что глубина воздействия импульсных мощных пучков ионов более чем в тысячу раз

превышает проективные пробеги ионов в этих сплавах. Этот эффект можно было бы объяснить образованием и распространением термоупругих волн, однако аналогичный эффект наблюдается при воздействии непрерывных пучков, когда термоупругие эффекты отсутствуют. По-видимому, при воздействии наносекундных импульсов эффект дальнего действия обусловлен как радиационно-динамическим воздействием *послекаскадных ударных* волн, так и воздействием *термоупругих* волн.

Обнаружено влияние плотности ионного тока на степень трансформации исходной структуры сплава. Более интенсивные структурные изменения произошли при воздействии однократного импульса с большей плотностью ионного тока ($j = 200 \text{ А/см}^2$), несмотря на то, что доза облучения в этом случае была меньше, чем в режиме с более низкой плотностью тока, и составляла 10^{14} см^{-2} (при $j = 100 \text{ А/см}^2$ набиралась доза $D = 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$).

Отсутствие процесса полигонизации с образованием субзеренной структуры во всем объеме образца сплава 1441 при его облучении в импульсно-периодическом режиме (как это наблюдается при облучении в непрерывном режиме уже при дозе $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$), возможно, связано с тем, что наряду с радиационно-динамическим воздействием пучка для протекания ускоренных процессов полигонизации и роста зерна необходима некоторая термостимуляция (нагрев) образцов. Такой нагрев при использованном в настоящей работе импульсно-периодическом режиме облучения не превышал 30°C , т.е. практически отсутствовал.

Шестая глава посвящена исследованиям воздействия **непрерывных** пучков ускоренных ионов Ag^+ на микроструктуру и механические свойства сплава 1960, в различном исходном состоянии: после *горячей деформации*, *естественного* и *искусственного старения*. Ставилась задача – изучить, как зависит результат ионно-лучевого воздействия на структуру и фазовый состав сплава 1960 от его исходного структурного состояния. Целью получения этих данных является их использование для целенаправленной модификации свойств сплава 1960.

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг, приготовленных из сечения, параллельного облучаемой поверхности, на расстоянии $\sim 150 \text{ мкм}$ от нее, позволило установить, что *после горячей деформации*, сплав 1960 имеет неоднородную субзеренную структуру с диаметром субзерен от 1 до 5 мкм (рис. 8 а). Внутри субзерен присутствуют плотные сплетения дислокаций и скопления хаотично распределенных интерметаллидов $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ кристаллизационного происхождения в форме реек и пластин длиной до 1,5 мкм. Вдоль отдельных границ наблюдаются выделения в виде пленки (рис. 8 б).

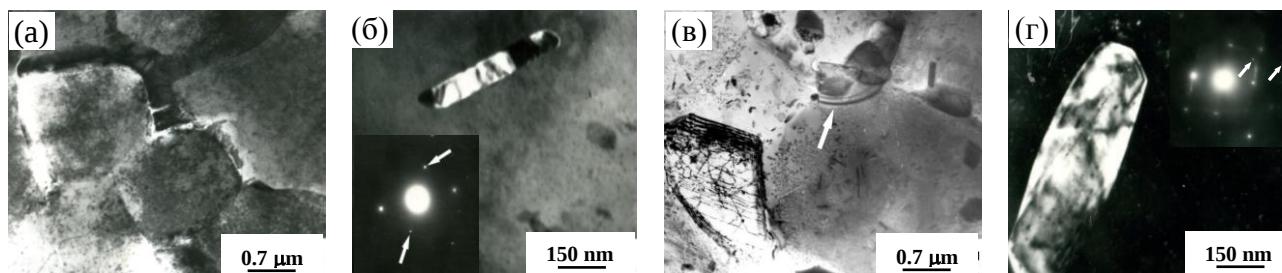


Рис. 8. Микроструктура сплава 1960 в исходном состоянии после горячей деформации (а, б) и после облучения ионами Ag^+ дозой $1,9 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (в, г): а, в - изображение субзеренной структуры; б - интерметаллиды $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$; г - интерметаллиды Al_2CuMg .

После *горячей деформации* сплав 1960 характеризуется невысокими значениями прочностных характеристик: $\sigma_{\text{в}} = 473 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 333 \text{ МПа}$, что связано с неоднородным распределением субзерен по размерам, а также с наличием непрерывной пленки выделений по границам зерен и грубых скоплений интерметаллидов $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ кристаллизационного происхождения. Сохранение пластичности сплава на удовлетворительном уровне ($\delta = 11 \%$) обусловлено отсутствием выделений упрочняющих фаз, которые одновременно с повышением прочностных характеристик сплава способствуют снижению его пластичности. Выделение частиц фаз η' (MgZn_2) и θ'' (Al_2Cu) в форме тонких дисков диаметром 5-10 нм было обнаружено только в процессе естественного старения деформированного сплава при его вылеживании при комнатной температуре.

Облучение горячедеформированного сплава низкими дозами ($2,5 \cdot 10^{15}$ - 10^{16} см^{-2}) ионов Ag^+ при $E = 40 \text{ кэВ}$, $j = 400 \text{ мкА/см}^2$ не устранило неоднородности субзеренной структуры: диаметр субзерен по-прежнему заключался в интервале 1 – 5 мкм. В то же время, возросла доля субзерен диаметром 3 – 5 мкм и они приобрели более равноосную форму. Уменьшилось количество избыточных фаз на субзеренных границах и снизилась плотность дислокаций. Одновременно с этим, уменьшились *количество и размеры* интерметаллидов $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, выделившихся в сплаве при кристаллизации и сохранившихся после деформации. Средняя длина этих частиц, в облученном образце не превышала 300 нм.

Кроме того, в ходе *ионного облучения* в горячедеформированном сплаве произошел распад пересыщенного твердого раствора с образованием дисперсных частиц метастабильных $\theta''(\theta')$ (CuAl_2) и $\eta'(\text{MgZn}_2)$ и стабильной η (MgZn_2) фазы диаметром менее 15-20 нм, а также частиц Т-фазы $\text{Al}_{49}(\text{Zn,Mg})_{32}$ реечной формы длиной от 150 до 300 нм.

Увеличение дозы облучения до $1,9 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ также не привело к изменению состояния субзеренной структуры деформированного сплава. В то же время, обнаружено заметное *перераспределение* дислокаций, сопровождающееся образованием новых субзерен вдоль отдельных малоугловых границ и в их стыках (рис. 8 в). Зарегистрированы процессы *растворения* интерметаллидов $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ кристаллизационного происхождения и распада твердого раствора с образованием $\theta''(\theta')$, η' , η - фаз. Обнаружено также выделение грубых частиц стабильных тройных фаз $\text{T}(\text{Al}_{49}(\text{Zn}, \text{Mg})_{32})$ и $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ в форме пластин и реек (рис. 8 г). *Морфология и распределение* двойных фаз $\theta''(\theta')$, η' , η не претерпели дополнительного изменения по сравнению с таковыми в случае облучения низкой дозой ионов аргона.

Существенные изменения дислокационной структуры и фазового состава (растворение и образование интерметаллидов) горячедеформированного сплава 1960 на значительном расстоянии от облученной поверхности (~ 150 мкм) под воздействием ионного облучения приводят к заметным изменениям его *механических* свойств. При этом облучение дозами $D = 10^{15} - 10^{17} \text{ см}^{-2}$ не приводит к существенному изменению *прочностных* характеристик сплава, в то время как *относительное удлинение* заметно *увеличивается*. Дальнейшее увеличение дозы облучения вызывает одновременно уменьшение и *прочности* и *пластичности*.

Для исходного состояния сплава 1960 *после естественного старения* характерна субзеренная структура с размером зерен 5-10 мкм при высокой плотности дислокаций, формирование высокой плотности дислокаций вызвано закалочными напряжениями. В структуре сплава присутствует незначительное количество интерметаллидных частиц $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ кристаллизационного происхождения, но их размеры и плотность распределения значительно ниже, чем в деформированном состоянии. Длина вытянутых в одном из направлений частиц не превышает 0,2 мкм. В результате естественного старения образовались также частицы метастабильных фаз θ'' и η' в форме тонких дисков. Диаметр θ'' -частиц достигает 15-20 нм, а η' -частиц – не более 10 нм (рис. 9 а, б).

Такая структура, сформировавшаяся в результате высокотемпературного *отжига* горячедеформированного сплава с *последующей закалкой*, а затем уже *естественным старением*, способствует резкому *повышению* прочностных характеристик при *незначительном снижении* пластичности: $\sigma_{\text{в}} = 658 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 566 \text{ МПа}$, $\delta = 10 \%$.

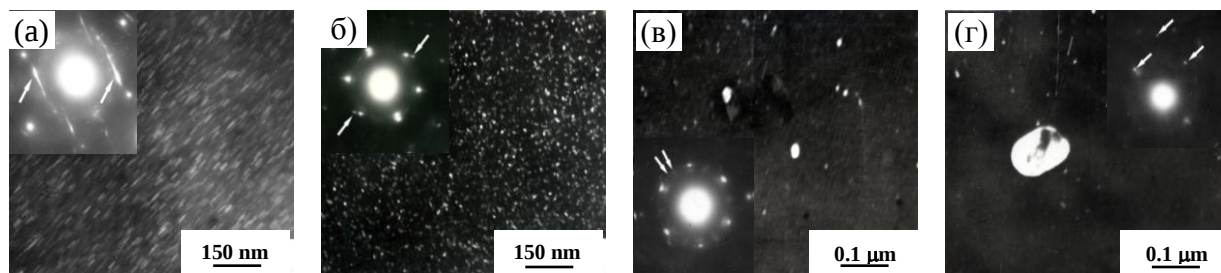


Рис. 9. Изображение интерметаллидов $\theta''(\theta')$ -фазы (а), η' – фазы (б); интерметаллидов η -фазы (в), T' -фазы (г) в сплаве 1960 в исходном естественно состаренном состоянии (а, б) и после облучения ионами Ar^+ , $D = 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (в, г).

Облучение сплава 1960 в *естественно состаренном* состоянии дозами ионов Ar^+ $< 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ($E = 40 \text{ кэВ}$) не вызывает изменений его структуры и свойств. Облучение дозой $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к трансформации *субзеренной* структуры в *рекристаллизованную*: наблюдаются зерна преимущественно равноосной формы с большеугловыми границами, диаметр зерен более 10 мкм. Границы зерен свободны от выделений. Происходит также полное растворение интерметаллидов кристаллизационного происхождения $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и частиц β' -фазы. Вместе с тем, наблюдается образование новых фаз: частиц стабильной η -фазы диаметром до 30 нм (рис. 9 в) и метастабильной фазы T' диаметром $\sim 200 \text{ нм}$ (рис. 9 г). Существенного влияния облучения на процесс выделения метастабильных θ'' и η' – фаз не обнаружено.

При облучении *естественно состаренного* сплава 1960 *низкой* дозой ионов Ar^+ прочностные его характеристики *не изменяются* при *некотором возрастании* пластичности. Повышение дозы облучения до $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ приводит к *существенному увеличению пластичности* (до $\delta = 14 \%$) при незначительном снижении предела текучести ($\sigma_{0,2} = 550 \text{ МПа}$) и сохранении предела прочности. Следует отметить, что такой результат является интересным и новым, *не воспроизводимым* методами чисто термической обработки.

Субзеренная структура сплава 1960, *искусственно состаренного* в течение 16 ч при 130°C , аналогична структуре, наблюдаемой в закаленном состоянии: средний размер субзерен колеблется в интервале 4-5 мкм. В результате старения выделяются частицы дискообразной формы метастабильной фазы η' диаметром менее 10 нм и стабильной фазы η диаметром дисков $\sim 15 \text{ нм}$. Объемная доля η -фазы с незначительна, тогда как плотность метастабильной η' -фазы велика. Частицы η' и η -фаз равномерно распределены в объеме зерен, в частности, вблизи границ нет свободных от выделений зон. Метастабильная фаза θ'' при искусственном старении

этого сплава не выделяется. Для искусственно состаренного сплава характерны следующие механические свойства: $\sigma_b = 685$ МПа, $\sigma_{0,2} = 670$ МПа, $\delta = 10$ %.

Облучение ионами Ag^+ сплава 1960 в искусственно состаренном состоянии дозами, не превышающими 10^{17} см⁻², не оказывает влияния на структуру сплава. Увеличение дозы облучения до $3 \cdot 10^{17}$ см⁻² приводит к рекристаллизации сплава с образованием зерен, разделенных большеугловыми границами, а также к растворению интерметаллидов кристаллизационного происхождения. Наряду с этим, облучение указанной дозой способствует образованию грубых частиц T' ($Al_{49}(Zn,Mg)_{32}$) - и S (Al_2CuMg) - фаз в форме реек и пластин, как внутри зерна, так и по границам зерен (рис. 9). Вместе с тем, объемная доля и характер распределения частиц η' и η не изменяются в сравнении с исходным искусственно состаренным состоянием.

Облучение искусственно состаренного сплава 1960 низкими дозами ионов вызывает дополнительное повышение прочностных характеристик ($\sigma_b = 697$ МПа) при сохранении пластичности на хорошем уровне ($\delta = 10$ %). Возрастание же дозы облучения приводит к резкому падению прочности ($\sigma_b = 313$ МПа) и повышению пластичности ($\delta = 12$ %).

Результаты механических испытаний указывают на то, что при одностороннем облучении образцов естественно и искусственно состаренных сплавов 1960 непрерывным пучком ионов Ag^+ конкретный уровень свойств заметно зависит от параметров облучения D, E, j, T .

Таким образом, на примере сплава 1960 показано, что варьируя параметры ионного облучения и исходное (перед облучением) состояние алюминиевых сплавов, можно получать существенно различные структурные состояния и свойства, не формирующиеся в результате чисто термической обработки. В частности, может быть дополнительно увеличена пластичность сплава (до $\sim 12-14\%$).

В **седьмой главе** изложено содержание способа ионно-лучевой обработки (предложенного на основе проведенных исследований) листов алюминиевых сплавов АМг6, ВД1 и 1441 в ходе их холодной прокатки с целью устранения нагартовки и улучшения структуры листового проката взамен длительного (в течение 1-2 ч) промежуточного печного отжига при повышенных температурах (320-400°C). Способ позволяет улучшить структуру листового проката, исключить трудоемкие операции традиционной обработки, а также уменьшить на 1-2 порядка длительность отжига и энергоемкость процесса – в 2-3 раза.

Для осуществления радиационного отжига алюминиевых сплавов в ходе холодной прокатки (суть протекающих процессов изложена в главах 2, 3 и 4 диссертации) разработан опытный образец ленточного источника ускоренных ионов. Источник позволяет генерировать ленточный пучок шириной 40 мм, длиной 450 мм с током 50 мА при энергии ионов аргона 40 кэВ. Следует отметить, что дальнейшее увеличение длины пучка до значений порядка 1500 мм, необходимых для обработки листового проката из алюминиевых сплавов, не представляет принципиальных трудностей.

Предложенный способ обработки промышленных алюминиевых сплавов и технологический ленточный источник ионов с необходимой длиной плазменного электрода могут быть использованы для создания основ промышленной технологии *быстрого радиационного отжига* листового проката из алюминиевых сплавов с целью снятия нагартовки, а также для разработки специальных технологий получения алюминиевого проката, обладающего повышенной прочностью и одновременно высокой пластичностью за счет формирования в нем особой зеренной и интерметаллидной структуры.

В **Приложении** к диссертации описана процедура построения аппроксимирующих зависимостей для описания *механических* свойств (σ_b , $\sigma_{0,2}$ и δ) исходно нагартованных алюминиевых сплавов (АМ6, 1441 и ВД1), являющихся функциями параметров ионного облучения (E , j и D).

Для аппроксимации использовались уравнения полиномиальной регрессии. На основе статистических критериев было установлено, что для адекватного математического описания достаточно гладких экспериментальных зависимостей механических свойств от E , j и D , для всех исследуемых сплавов при дозах вплоть до 10^{17} см⁻², может быть использован многомерный полином второго порядка, что позволяет получить описание в виде «полной квадратичной модели»:

$$y = a_0 + \sum_{j=1}^k a_j x_j + \sum_{j=1}^k a_{jj} x_j^2 + \sum_{j,u,j \neq u}^k a_{ju} x_j x_u \quad (1)$$

Функция y описывает какую-либо одну из механических характеристик (σ_b , $\sigma_{0,2}$ или δ), $x_1 \equiv E$, $x_2 \equiv j$, $x_3 \equiv d$ ($d = \ln D$; $k = 3$).

Параллельно с проведением регрессионного анализа осуществлялось планирование эксперимента, позволившее существенно уменьшить число измерений на сетке E_i , j_i и D_i при не очень сильном увеличении погрешности получаемого решения в виде уравнения регрессии.

В качестве примера ниже приводятся зависимости, полученные в результате обработки данных для сплава АМгб (рис. 10):

$$\sigma_g = 153,83 + 33,88d + 11,93E + 1,4j - 1,04d^2 + 0,14E^2 + 0,002j^2 - 0,84d \cdot E - 0,05d \cdot j - 0,04E \cdot j \quad (2)$$

$$\sigma_{0,2} = 145,67 + 34,58d + 21,27E + 3,2j - 1,07d^2 + 0,39E^2 + 0,005j^2 - 1,8d \cdot E - 0,14d \cdot j - 0,1E \cdot j \quad (3)$$

$$\delta = 7,82 + 3,25d - 2,73E - 0,17j - 0,23d^2 - 0,05E^2 - 0,0006j^2 + 0,25d \cdot E + 0,004d \cdot j + 0,01E \cdot j \quad (4)$$

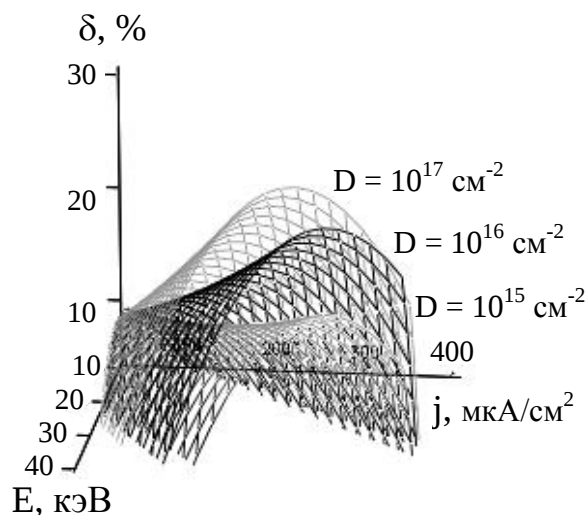


Рис. 10. Влияние различных режимов радиационного отжига на пластичность сплава АМгб.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изученные в работе быстропротекающие процессы радиационного отжига (перестройки дислокационной структуры, рекристаллизации, растворения и образования интерметаллидных фаз), нетепловая природа которых доказана экспериментами, моделирующими тепловое воздействие пучка, могут быть проанализированы на основе теории *радиационно-динамических* эффектов в метастабильных средах.

Перед тем как перейти к анализу природы процессов в метастабильных алюминиевых сплавах при ионном облучении необходимо сделать некоторые уточняющие постановку задачи замечания, касающиеся содержания и следствий некоторых известных положений и представлений физики конденсированного состояния и физики воздействия ускоренных ионов на конденсированные среды.

Понятие метастабильности предполагает наличие энергетического барьера, препятствующего росту зародыша докритического размера, ввиду того, что его рост сопровождается увеличением свободной энергии системы. Образование зародыша

критического размера, в результате *флуктуации* или его *создания* за счет внешнего воздействия, вызывает спонтанное распространение превращения в среде, вплоть до его завершения, поскольку рост закритического зародыша приводит к уменьшению свободной энергии системы. В реальных процессах наблюдается, как правило, одновременный рост зародышей, образующихся в результате флуктуаций в различных точках среды.

Следует иметь в виду, что одних случаях вероятность флуктуации с образованием критического зародыша, течение короткого промежутка времени, достаточно велика, в других – ничтожно мала. В силу этого, времена жизни метастабильного состояния в различных системах, при различных условиях, могут изменяться от нескольких пикосекунд до временных интервалов, практически не ограниченных во времени какими-либо разумными пределами. Так, переход среды из метастабильного состояния в стабильное диффузионным путем практически неосуществим при температурах ниже определенного температурного порога «размораживания» диффузии. Ниже этой температуры коэффициент диффузии становится настолько малым, что диффузионная длина (за реально мыслимые промежутки времени) становится ничтожно малой.

Отметим, что к метастабильным средам относятся разупорядоченные закалкой или холодной пластической деформацией упорядочивающиеся сплавы, пересыщенные твердые растворы, сильно деформированные металлы и сплавы, и другие неравновесные среды.

В силу крайне низкой скорости протекания диффузии в некоторых веществах наблюдается температурный гистерезис прямого и обратного структурно-фазовых превращений, например, $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращений в железо-никелевых сплавах вблизи 30 ат.% Ni. Для того, чтобы осуществить $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение даже при медленном нагреве, необходимо перегреть сплав более, чем на двести градусов выше температуры T_0 (T_0 – температура, при которой имеет место равенство свободных энергий γ (ГЦК) и α (ОЦК) фаз: $F_\alpha = F_\gamma$). При существенных степенях переохлаждения, а также перегрева подобных материалов такие фазовые переходы могут носить черты мартенситного превращения.

Известно, что многие метастабильные среды способны переходить в равновесное или приближающееся к равновесному состояние в результате внешнего воздействия. Это может происходить путем взрывной перестройки их структуры: детонации или цепных реакций. Это может осуществляться также в результате более медленных самораспространяющихся процессов, таких, как, например, горение или самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Хорошо известны также

явления взрывной кристаллизации переохлажденных жидкостей и распада пересыщенных водных растворов при механическом воздействии (ударе, встряхивании).

Механической аналогией указанных процессов является «эффект домино». Для срабатывания этого эффекта необходимо, чтобы энергия ε внешнего воздействия была не ниже энергии потенциального барьера ($\varepsilon \geq \Delta f \sim \Delta h$) опрокидывания костяшки домино, и, кроме того, чтобы энергия $\Delta F \sim \Delta H$, выделяемая в дальнейшем в ходе изменения ее положения в пространстве, в свою очередь была не меньше величины потенциального барьера ($\varepsilon^* = \Delta F \geq \Delta f$). При необходимости должны быть учтены также силы трения, приводящие к рассеянию механической энергии. Аналогией превращений при нагреве является опрокидывание сразу всех костяшек домино при сообщении им N единиц энергии. Аналогией самораспространяющихся, в том числе взрывных, превращений является процесс, инициированный опрокидыванием только одной костяшки домино, при сообщении ей всего лишь одной единицы энергии.

Говоря о более сложных процессах в конденсированных средах, отталкиваясь от рассмотренного простейшего примера, важно обратить внимание на то, что результат внешнего воздействия на ту или иную среду определяется характером и интенсивностью этого воздействия и откликом среды. Особый отклик на внешнее воздействие имеют *метастабильные* конденсированные среды, характеризующиеся повышенной относительно их равновесного состояния свободной энергией.

Поведение метастабильных сред, в условиях воздействия на них послекаскадных ударных волн рассмотрено В.В.Овчинниковым (УФН, 2009. Т. 178. № 9. С. 991). Показано, что оно в существенной степени зависит от выполнения соотношений:

$$(\alpha\tau)^{1/2} < R_0 < (E / (4/3\pi n \Delta f))^{1/3}, \quad (5)$$

где $R_0 = (\Delta R_{\parallel} \Delta R_{\perp}^2)^{1/3}$ – эффективный радиус каскада атомных смещений (различие среднего продольного и поперечного размеров каскада для тяжелых ионов: $M \geq 10$ а.е.м., в тяжелых матрицах не превышает нескольких процентов), $l = (\alpha\tau)^{1/2}$ – характерная длина теплопроводности (α – коэффициент теплопроводности), $\tau \sim 10^{-12}$ с – время термализации каскада атомных смещений, E – энергия ускоренного иона, выделяемая в каскаде, n – атомная плотность среды (м^{-3}), Δf – энергия потенциального барьера превращения в расчете на атом среды.

Это соотношение содержит два необходимых условия инициирования ускоренным ионом структурно-фазовых превращений в окрестности каскада атомных смещений. Первое из них означает, что радиус каскада атомных смещений, являющегося зоной взрывного энерговыделения, разогреваемой до 5000-6000 К за время $\sim 10^{-12}$ с, должен существенно превышать характерную длину теплопроводности, чтобы тепло не успело «убежать» из области каскада (за время сравнимое с временем его термализации). Результаты последних прямых расчетов эволюции каскадов атомных смещений позволяют с уверенностью считать, что это условие выполняется.

Второе условие относится к *плотности энергии* ϵ , выделяемой в области каскада атомных смещений, в расчете на один атом каскада ($\epsilon = E/N'$, где E – энергия ускоренного иона или атома отдачи, порождающего плотный каскад, N' – число атомов в плотном каскаде), сопоставимой с *плотностью энергии* в расчете на атом в послекаскадной уединенной волне (формирующейся в результате быстрого расширения каскадной области). Ширина профиля такой волны, согласно оценкам, выполненным в работах В.П.Жукова и А.А.Болдина, составляет порядка 1 нм. Соотношение (5) содержит требование того, чтобы этой энергии было достаточно для преодоления потенциального барьера Δf и, как следствие, активации превращения метастабильной среды в стабильное или приближающееся к нему состояние.

Согласно выполненным в настоящей работе расчетам методом TRIM, в сплавах на основе алюминия средняя энергия, приходящаяся на атом каскада ($\epsilon = 3/2kT$), выделяемая при облучении ионами Ag^+ ($E = 20-40$ кэВ), в температурных единицах достигает $\sim 3 \cdot 10^4$ К (т.е. $\sim 0,35$ эВ на атом). Для различных типов процессов в твердых телах, находящихся в метастабильном состоянии, величина барьера Δf активации этих процессов (превращений), как правило, не превышает указанной величины, а во многих случаях она значительно ниже. Это относится к процессам миграции отдельных атомов, дислокаций и кооперативных атомных перестроек в твердых телах.

В связи с этим, можно с уверенностью считать, что плотность энергии, запасаемая послекаскадными волнами, во многих случаях достаточна для инициирования перестроек в метастабильных средах.

Отметим, что оценка верхнего предела давления в термализованной каскадной области может быть получена из соотношения $P = (E/V) \cdot (c_p/c_v + 1)$, где $V = 4/3\pi R_0^3$. По оценкам Д.Томпсона это давление может превышать не только реальный, но и теоретический предел текучести материалов.

Выполненные оценки позволяют сделать вывод о том, что послекаскадные ударные волны могут инициировать, как бездиффузионные структурные и фазовые превращения, так и превращения, требующие перемещения отдельных атомов,

осуществляя на своем фронте аномальный массоперенос (при этом возможно вязкое течение материала среды на фронте волны). За волной сжатия следует на порядок более широкая волна разрежения (разгрузки) примерно на порядок меньшей амплитуды. Отметим также, что «радиационная тряска» послекаскадными ударными волнами может понижать эффективную энергию активации диффузии, резко увеличивая подвижность атомов среды.

К сожалению, сферическая послекаскадная волна очень быстро затухает (пропорционально R_0^2/R^2), т.е. в радиусе ~ 100 нм, что не позволяет объяснить наблюдаемые эффекты дальнего действия в отсутствие определенного отклика среды.

В работах В.В.Овчинникова показано, что в метастабильных средах послекаскадные волны могут стать незатухающими, подпитываясь энергией инициируемого на их фронте структурно-фазового превращения. Плотность энергии в такой волне описывается соотношением $\varepsilon^* = v\Delta F / (2\beta\Omega\Gamma)$, где ΔF – энергия выделяемая в результате структурно-фазового превращения в расчете на атом среды, v – скорость распространения волны, которая может несколько превышать скорость звука в среде, Ω – коэффициент формы (профиля) волны (для гауссовского профиля ударной волны $\Omega = 1,06 \approx 1$), Γ – ширина профиля волны на половине высоты ($\Gamma \sim 1$ нм), $\beta = \delta/v$ для *плоской* волны и $\beta = \delta/v + 1/R$ для *сферической* волны. Плотность энергии в *самораспространяющейся* (незатухающей) волне $\varepsilon^* = v\Delta F / (2\beta\Omega\Gamma)$ такова, что скорость рассеяния этой энергии в среде в точности равна скорости выделения средой энергии, подпитывающей волну.

Поскольку величина ε^* должна превышать величину энергетического барьера Δf , то мы имеем следующее условие *запуска и поддержания* самораспространяющихся процессов в среде

$$v\Delta F / (2\beta\Omega\Gamma) > \Delta f$$

или

$$\Delta F > 2(\delta/v + 1/R) \cdot \Omega\Gamma\Delta f \quad (6)$$

Последнее условие, в пределе $R \rightarrow R_0$ (когда $\delta/v \ll 1/R$), соответствует требованию $\Delta F / \Delta f > \Delta$, где $\Delta = 2\Omega\Gamma/R_0$. Поскольку расчетные оценки значений R_0 для энергий ионов Ar^+ 20 и 40 кэВ, имплантируемых в алюминий составляют, соответственно, 8,0 и 13,5 нм, то, с учетом приведенных выше оценок значений Ω , Γ , получаем, что $\Delta = 0,15 - 0,25$.

Это означает, что для того, чтобы в сплавах на основе алюминия *было инициировано* то или иное самораспространяющееся фазовое или структурное превращение, требуемая величина энергии ΔF , выделяемой средой в ходе такого

превращения, должна превышать некоторое пороговое значение, составляющее (с учетом того, что $\Delta f < 0,2-0,3$ эВ) всего лишь несколько сотых долей эВ на атом.

Такое условие в момент испускания послекаскадных волн, скорее всего, может быть выполнено, если не для всех, то для некоторых из каскадов атомных смещений, поскольку методами Монте-Карло и молекулярной динамики оцениваются лишь средние значения R_0 и плотности энергии в каскаде при заданной величине энергии бомбардирующих ионов.

В пределе же $R \rightarrow \infty$ (когда $\delta/v \gg 1/R$), принимая δ/v для алюминия $\sim 0,1-0,2$ м и пренебрегая $1/R$, получаем условие $\Delta F/\Delta f > 3,3 \cdot 10^{-6}$. Последнее означает, что условие *поддержания* незатухающего режима распространения инициированного облучением структурно-фазового превращения в среде является очень мягким. Следовательно, практически в любых метастабильных средах с минимальной запасенной энергией могут распространяться без затухания волны достаточно высокой амплитуды ($\epsilon \sim \Delta f$), способные перестраивать эти среды.

Таким образом, процессы, наблюдаемые в холоднодеформированных алюминиевых сплавах, согласно сделанным оценкам, вполне могут инициироваться послекаскадными ударными волнами и сопровождаться переходом в *незатухающий режим* распространения.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что процессы структурной перестройки в промышленных алюминиевых сплавах при ионном облучении начинаются с взрывной перестройки *дислокационной* структуры. Действительно, в сплаве АМгб при непрерывном облучении процесс образования субзерен завершается в течение 1-5 с облучения. В сплаве 1441 процесс взрывной перестройки стимулируется однократным импульсом длительностью всего лишь 80 нс (правда, при импульсном облучении, вследствие высоко плотности ионного тока, вблизи поверхности формируется *единая плоская* термоупругая волна). Говоря о непрерывном режиме, отметим, что типичные значения величины барьера разблокировки закрепленных дислокаций составляют 0,01-0,1 эВ/ат. Такой барьер может быть легко преодолен под воздействием послекаскадной волны.

При этом, безусловно, необходимо учитывать возникновение градиентов напряжений, при разблокировке отдельных дислокаций с возможной последующей цепной реакцией разблокировки большого числа дислокаций и выделением значительного количества энергии. При этом взрывной характер выделения энергии может быть обусловлен аннигиляцией дислокаций разного знака с образованием, в то же время, большого количества дефектов (как источника метастабильности среды на следующем этапе трансформации структуры сплава).

В работах автора и его коллег высказана гипотеза о том, что активация границ зерен точечными дефектами может являться причиной снижения температуры рекристаллизации и ускоренного роста зерна. Перемещение большого количества дислокаций и насыщение сплавов дефектами может способствовать наблюдаемому экспериментально растворению и росту интерметаллидных фаз. Растворение фаз может, как известно, происходить в результате дрейфа атомов в поле перерезающих частицы дислокаций.

В заключение, следует отметить, что теория радиационно-динамических эффектов в метастабильных средах, позволяет, хотя и без учета конкретных механизмов тех или иных процессов, но зато с единой точки зрения доказать принципиальную возможность эффектов дальнего действия при корпускулярном облучении. Теория позволяет, кроме того, оценить возможность протекания различных процессов в конкретных системах, исходя из определенных критериев, связывающие параметры внешнего воздействия и параметры отклика среды. Выводы теории радиационно-динамического воздействия позволяют в целом объяснить обнаруженные экспериментально быстропротекающие процессы в промышленных алюминиевых сплавах. В частности, это касается рекордной глубины (1-5 мм) зоны воздействия, снижения (до 200 К) температуры процессов, при увеличении на 1-2 порядка скорости их протекания.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1.. Для исходно сильно деформированных в результате холодной прокатки сплавов АМгб, ВД1 и 1441 получены многомерные аналитические зависимости (уравнения регрессии), описывающие изменение их механических свойств: $\sigma_B = \sigma_B(E, j, D)$, $\sigma_{0,2} = \sigma_{0,2}(E, j, D)$, $\delta = \delta(E, j, D)$ при вариации энергии ионов, плотности ионного тока и дозы облучения. Определены параметры ионно-лучевого воздействия, обеспечивающие получение заданных значений механических свойств.

2. Установлено, что ходе облучения непрерывными пучками аргона с вышеуказанным параметрами во всем объеме холоднодеформированных алюминиевых сплавов АМгб, ВД1 и 1441 (в виде полос толщиной 1-3 мм) наблюдаются процессы *полигонизации с образованием субзерен* (при дозах 10^{15} - 10^{16} см⁻², соответствующее время облучения ~1-10 с), *растворения* (10^{15} см⁻²) и *образования* (10^{16} - 10^{17} см⁻²) интерметаллидных фаз, *рекристаллизации* и *роста зерна* ($5 \cdot 10^{16}$ - $3 \cdot 10^{17}$ см⁻²).

Кроме того, с увеличением дозы облучения происходит постепенное снятие кристаллографической *текстуры прокатки*. Текстурные преобразования в целом аналогичны протекающим при печном отжиге, но имеют некоторые отличия.

Полученные результаты позволяют говорить о радиационном отжиге холоднодеформированных алюминиевых сплавов.

3. Обнаружено, что радиационный отжиг исследованных холоднодеформированных алюминиевых сплавов АМг6, ВД1 и 1441 в ходе облучения пучками ионов Ar^+ ($E=20-40$ кэВ, $j=10-400$ мкА/см²), сопровождающийся отмеченными выше процессами, имеет два очень важных отличия от термического отжига: 1) он протекает при значительно более низких температурах (снижение до 200 К) и 2) за существенно более короткое время (от 1 до 100 с, в зависимости от состава сплава и режимов облучения) по сравнению с термическим отжигом.

Процессы отжига протекают по всей толщине (от 1 до 3 мм) полос алюминиевых сплавов (при средних проективных пробегах ионов Ar^+ вышеуказанных энергий $\sim 20-40$ нм).

4. Имитация теплового воздействия пучка ионов Ar^+ показала, что кратковременные выдержки образцов сплава АМг6 в соляной ванне при 320°C, не приводят к изменениям его структуры и механических свойств, аналогичным тем, которые наблюдаются при ионном облучении. После выдержки в течение 10 мин при температуре 320°C рекристаллизационные процессы только начинаются. Это свидетельствует о *нетепловом* характере процессов в ходе ионного облучения, поскольку чисто термическое воздействие, в отсутствие облучения, при подведении эквивалентного количества тепловой энергии не приводит к аналогичным результатам.

5. Показано, что облучение ускоренными ионами Ar^+ приводит к улучшению структуры горячедеформированного сплава 1960: формированию более *совершенной* и *равномерной* субзеренной структуры по сравнению со структурой, наблюдаемой в исходном состоянии и вызывает при определенных параметрах облучения растворение образовавшихся при кристаллизации грубых интерметаллидов $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ и прослоек избыточных фаз по границам зерен. Сказанное, а также то, что облучение инициирует распад пересыщенного твердого раствора в деформированном сплаве, имеет важное практическое значение для модификации структуры и улучшения служебных характеристик этого сплава.

6. Установлено, что протекание в сплаве 1441 в ходе радиационного отжига пучками ускоренных ионов Ar^+ конкурирующих процессов *рекристаллизации*, сопровождающихся ростом зерна, и *изменения интерметаллидной* структуры (в

результате растворения интерметаллидов кристаллизационного происхождения и образования новых) обеспечивает формирование механических свойств, сочетающих высокую прочность с существенно повышенной пластичностью.

7. Предложен способ кратковременной (в течение нескольких секунд либо десятков секунд) обработки промышленных алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Li-Cu-Mg и Al-Cu-Mg-Mn пучками ускоренных ионов Ar^+ с энергией 20–40 кэВ (радиационный отжиг) взамен длительного (в течение 2 ч) промежуточного печного отжига при повышенных температурах (320–400°C). Способ позволяет улучшить структуру листового проката, исключить операции *транспортировки* рулонов (пакетов) листового проката в термические печи и *длительной выдержки* в печах (с целью снятия нагартовки и восстановления пластичности); уменьшить на 1–2 порядка длительность отжига и энергоемкость процесса – в 2–3 раза.

8. Эффекты нетеплового радиационно-динамического воздействия пучков ускоренных ионов аргона на структуру и свойства холоднодеформированных алюминиевых сплавов, включая процессы ускоренного радиационного отжига, при тех же самых значениях энергии ионов, плотностях ионного тока, дозах и близких температурных режимах облучения полностью воспроизведены на *движущихся* полосах сплава АМгб. Облучение осуществлялось с использованием ленточных пучков ионов Ar^+ сечением 120×30 мм (вырезанных из пучка круглого сечения с помощью диафрагмы) при скорости перемещения полос под пучком до 40 мм/с.

9. Оценки, выполненные на основе феноменологической теории радиационно-динамических процессов в метастабильных средах с учетом численных расчетов методами Монте-Карло, гидродинамики и молекулярной динамики, позволяют из общих принципов объяснить обнаруженные экспериментально быстротекающие структурно-фазовые превращения в промышленных алюминиевых сплавах (рассматриваемых как метастабильные среды с повышенной запасенной энергией). В частности, это касается рекордной глубины (1–5 мм) зоны воздействия, снижения (до 200 К) температуры процессов, при увеличении на 1–2 порядка скорости их протекания. Предполагается, что в холоднодеформированных алюминиевых сплавах основными являются процессы взрывной разблокировки, перемещения и аннигиляции дислокаций (с образованием большого количества точечных дефектов). Запуск и распространение процесса трансформации дислокационной структуры на большую глубину обусловлены генерацией и распространением в среде послекаскадных ударных волн в незатухающем режиме (в соответствии с критериями теории радиационно-динамических процессов). Перемещение большого количества

дислокаций и насыщение сплавов дефектами может способствовать наблюдаемому экспериментально растворению и росту интерметаллидных фаз, а также активации границ зерен и росту зерна.

Основное содержание работы изложено в следующих публикациях:

1. Стародумов В.В., Комаров С.Б., Можаровский С.М. Свойства полуфабрикатов из алюминиево-литиевых сплавов // Цветные металлы. – 1993. – № 6. – С. 37-40.
2. Школьников А.Р., Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Можаровский С.М., Козловских В.А., Кайгородова Л.И. Изменение дислокационной структуры и фазового состава сплава АМг6 при облучении ионами Ar^+ с энергией 40 кэВ // Известия Томского политехнического университета. – 2005. – Т. 308. – №7. – С. 58-64.
3. Ovchinnikov V.V., Gushchina N.V., Chemerinskaya L.S., Belykh T.A., Shkolnikov A.R., Mozharovsky S.M., Filippov A.V., Kaigorodova L.I. Effect of Ar^+ ions implantation on phase composition, microstructure and strength characteristics of Al-Mg alloy // Известия вузов. Физика. – 2006. – № 8. – С. 350-353.
4. Ovchinnikov V.V., Gushchina N.V., Chemerinskaya L.S., Belykh T.A., Shkolnikov A.R., Mozharovsky S.M., Filippov A.V., Kaigorodova L.I. Structure and mechanical properties of cold-deformed alloy of system Al-Cu-Mg-Mn irradiated with Ar^+ ions // Известия вузов. Физика. – 2006. – № 8. – С. 347-349.
5. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Школьников А.Р., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Структурные особенности алюминиевого сплава 1441, подвергнутого облучению ионами Ar^+ // Известия вузов. Физика. – 2007. – № 2. – С. 73-81.
6. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Школьников А.Р., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Анализ изменений структурного состояния сплава ВД1 (Al-Cu-Mg-Mn) под воздействием ионного облучения (Ar^+ , $E = 40$ кэВ) методом просвечивающей электронной микроскопии // ФММ. – 2008. – Т. 105. – № 4. – С. 404-411.
7. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Сагарадзе В.В., Вильданова Н.Ф. Изменение механических свойств и структуры алюминиевого сплава АМг6 (Al-Mg) после облучения ионами Ar^+ и после термического отжига // Известия вузов. Физика. – 2008. – № 11/2. – С. 56-61.

8. Овчинников В.В., Титоров Д.Б., Гущина Н.В., Титорова Д.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В. Текстурные превращения в листах из алюминий-литиевого сплава при облучении ионами Ag^+ // Известия вузов. Физика. – 2008. – № 11/2. – С. 62-67.
9. Овчинников В.В., Титоров Д.Б., Гущина Н.В., Титорова Д.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В. Исследование текстуры алюминиевых сплавов после холодной прокатки, отжига и облучения ионами Ag^+ // ФММ. – 2010. – Т. 109. – № 1. – С. 83-92.
10. Овчинников В.В., Ремнев Г.Е., Гущина Н.В., Гусельников В.И., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Иницируемые импульсными мощными ионными пучками изменения микроструктуры холоднодеформированного алюминий-литиевого сплава 1441 // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2010. – № 2. – С. 32-38.
11. Овчинников В.В., Гаврилов Н.В., Гущина Н.В., Каменецких А.С., Емлин Д.Р., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Радиационный отжиг полос алюминиевых сплавов АМг6, 1441 и ВД1 с использованием ленточного источника ускоренных ионов // Металлы. – 2010. – № 2. – С. 62-69.
12. Можаровский С.М., Овчинников В.В., Клепикова А.А., Гущина Н.В., Кайгородова Л.И. Исследование изменений структуры, фазового состава и механических свойств деформированного алюминиевого сплава 1960 при имплантации ионов Ag^+ // Известия вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 1/3. – С. 101-106.
13. Патент РФ № 2363755. Способ получения листового проката из алюминиевых сплавов / В.В. Овчинников, Н.В. Гаврилов, Н.В. Гущина, А.Р. Школьников, С.М. Можаровский, А.В. Филиппов. Заявлено 08.12.2006. Опубл. 10.08.2009. Бюл. № 22.
14. Комаров С.Б., Можаровский С.М. Производство алюминиевых сплавов с литием на КУМЗе // Научно-технический сборник ВИЛС: Технология легких сплавов. – 1993. – № 1. – С. 11-14.
15. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Школьников А.Р., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Модификация алюминиевых сплавов ионами Ag^+ средних энергий // Труды V Международной научной конференции “Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах”. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2006. – С. 257-260.
16. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Школьников А.Р., Можаровский С.М., Козловских В.А., Кайгородова Л.И. Структурные изменения в объеме сплава Al-Mg (АМг6) при ускоренном низкотемпературном

- радиационном отжиге в пучке ионов Ag^+ ($E = 40$ кэВ) // Труды XVI Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2006. – С. 271-276.
17. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Школьников А.Р., Можаровский С.М., Козловских В.А., Кайгородова Л.И. Быстрый низкотемпературный радиационный отжиг нагартованного сплава Al-Li-Cu-Mg (1441) пучком ионов Ag^+ ($E=40$ кэВ) // Труды XVI Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2006. – С. 527-533.
18. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Махинько Ф.Ф., Чемеринская Л.С., Школьников А.Р., Можаровский С.М., Козловских В.А., Кайгородова Л.И. Низкотемпературный ускоренный радиационный отжиг сплава Al-Cu-Mg (ВД1) под воздействием ионов Ag^+ ($E = 40$ кэВ) // Труды XVI Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2006. – С. 534-539.
19. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Белых Т.А., Клепикова А.А., Кайгородова Л.И., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Изменение структуры отожженного сплава ВД1 (Al-Cu-Mg-Mn) под воздействием ионов Ag^+ ($E = 40$ кэВ) // Труды XVII Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2007. – С. 355-360.
20. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Белых Т.А., Титоров, Д.Б., Титорова Д.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Исследование текстуры исходно нагартованного алюминий-литиевого сплава 1441 после облучения ускоренными ионами аргона // Труды VII Международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом». – Минск: Издательский центр БГУ, 2007. – С. 143-145.
21. Овчинников В.В., Гаврилов Н.В., Гущина Н.В., Каменецких А.С., Емлин Д.Р., Можаровский С.М., Филиппов А.В. Радиационный отжиг полос промышленных алюминиевых сплавов с использованием ленточного источника ускоренных ионов // Труды XVIII Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2008. – С. 448-456.
22. Овчинников В.В., Титоров Д.Б., Гущина Н.В., Титорова Д.В., Клепикова А.А., Можаровский С.М., Филиппов А.В. Исследование влияния облучения ускоренными ионами аргона на текстуру исходно нагартованного сплава ВД1 системы Al-Cu-Mg-Mn // Труды XVIII Международного совещания «Радиационная

- физика твердого тела», Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2008. – С. 457-464.
23. Ovchinnikov V.V., Gushchina N.V., Mozharovsky S.M., Filippov A.V., Sagaradze V.V., Vildanova N.F. Structural Changes in Volume of Deformed Alloy 1441 (Al-Li-Cu-Mg) Under Ion Bombardment // Proceeding 9th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Томск: Издание Томского госуниверситета, 2008. – P. 378-379.
24. Ovchinnikov V.V., Remnev G.E., Guselnikov V.I., Gushchina N.V., Mozharovsky S.M., Filippov A.V., Kaigorodova L.I. Effect of Irradiation with Powerful Ion Beams on Microstructure of Cold-Worked Aluminum-Lithium Alloy 1441 // Proceeding 9th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Томск: Издание Томского госуниверситета, 2008. – P. 414-417.
25. Ovchinnikov V.V., Gushchina N.V., Klepikova A.A., Mozharovsky S.M., Filippov A.V., Kaigorodova L.I. Investigation of the Effect of Ion Irradiation on Microstructure of Alloy 1960 (Al-Zn-Mg-Cu) in Different Initial States // Proceeding 9th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Томск: Издание Томского госуниверситета, 2008. – P. 374-377.
26. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Сагарадзе В.В., Вильданова Н.Ф. Изменение механических свойств и структуры алюминиевого сплава АМг6 (Al-Mg) после облучения ионами Ag^+ и после термического отжига // Труды VI Международной научной конференции «Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах». – Томск: Издание Томского госуниверситета, 2008. – С. 657-662.
27. Овчинников В.В., Титоров Д.Б., Гущина Н.В., Титорова Д.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В. Текстурные превращения в листах из алюминий-литиевого сплава при облучении ионами Ag^+ // Труды VI Международной научной конференции «Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах». – Томск: Издание Томского госуниверситета, 2008. – С. 651-656.
28. Овчинников В.В., Гущина Н.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Сагарадзе В.В., Вильданова Н.Ф., Кайгородова Л.И. Радиационный отжиг алюминий-литиевого сплава пучками ускоренных ионов Ag^+ // Труды XIX Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2009. – С. 716-723.
29. Гущина Н.В., Овчинников В.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Сагарадзе В.В., Вильданова Н.Ф. Изменение структуры холоднодеформированного сплава

- 1441 под воздействием бомбардировки ионами Ag^+ . Металлографическое исследование // Труды V Российской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов ФСМиС-V». – Екатеринбург: Уральский государственный технический университет – УПИ, 2009. – С. 87-90.
30. Овчинников В.В., Ремнев Г.Е., Гущина Н.В., Гусельников В.И., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Воздействие наносекундных импульсов ($70\% C^+ + 30\% H^+$) на микроструктуру алюминий-литиевого сплава 1441 // Труды V Российской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов ФСМиС-V». – Екатеринбург: Уральский государственный технический университет – УПИ, 2009. – С. 79-82.
31. Гущина Н.В., Овчинников В.В., Можаровский С.М., Филиппов А.В. Изучение роли плакирующего слоя в изменении механических свойств алюминиевого сплава АМг6 при ионном облучении // Труды XX Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», г. Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2010. – С. 678-682.
32. Клепикова А.А., Гущина Н.В., Овчинников В.В., Ремнев Г.Е., Гусельников В.И., Можаровский С.М., Филиппов А.В., Кайгородова Л.И. Воздействие импульсных мощных ионных пучков на микроструктуру холоднодеформированного алюминиевого сплава ВД1 // Труды XX Международного совещания «Радиационная физика твердого тела», г. Севастополь. – М.: НИИ ПМТ МГИЭМ (ТУ), 2010. – С. 35-42.
33. Ovchinnikov V.V., Gushchina N.V., Mozharovsky S.M., Filippov A.V., Sagaradze V.V., Vildanova N.F. Examination of Structure of Aluminum Alloys AMg6 and 1441 after Ion-Beam Treatment // Proceeding 10th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Томск: Издание Томского госуниверситета, 2010. – Р. 305-308.
34. Ovchinnikov V.V., Gushchina N.V., Klepikova A.A., Mozharovsky S.M., Filippov A.V. Ion Irradiation Effect on Mechanical Properties and Microstructure of Deformed Alloy D16 (Al-Cu-Mg /) // Proceeding 10th International Conference on Modification of Materials with Particle Beams and Plasma Flows. – Томск: Издание Томского госуниверситета, 2010. – Р. 424-426.
35. Овчинников В.В., Клепикова А.А., Гущина Н.В., Кайгородова Л.И., Можаровский С.М. Исследование изменений структуры, фазового состава и механических свойств деформированного алюминиевого сплава 1960 при имплантации ионов Ag^+ // Труды VII Международной научной конференции «Радиационно-термические

эффекты и процессы в неорганических материалах». – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2010. – С. 676-681.