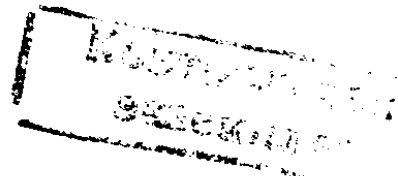


05.16.01
К709



На правах рукописи

Корягин Юрий Дмитриевич

**СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ
СТАБИЛЬНОСТЬ ЛЁГКИХ СПЛАВОВ И СТАЛЕЙ,
ПОДВЕРГНУТЫХ ДЕФОРМАЦИОННОЙ И
ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКАМ**

Специальность 05.16.01 —

«Металловедение и термическая обработка металлов»

Автореферат диссертации на соискание учёной степени

доктора технических наук

Челябинск

2003

Работа выполнена на кафедре физического металловедения и физики твёрдого тела Южно-Уральского государственного университета.

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук, профессор Пушкин В.Г.;

доктор физико-математических наук, профессор Кайбышев Р.О.;

доктор технических наук, профессор Потехин Б.А.

Ведущее предприятие — Федеральное государственное унитарное предприятие «Государственный ракетный центр "КБ им. академика В.П.Макеева"».

Защита состоится «5» ноября 2003 г., в 14 часов, на заседании диссертационного совета Д 212.298.01 при Южно-Уральском государственном университете по адресу: 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И.Ленина, 76, ЮУрГУ, Учёный совет университета; тел. (3512) 67-91-23.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Южно-Уральского государственного университета.

Автореферат разослан «3» октября 2003 г.

Учёный секретарь

диссертационного совета

доктор физико-математических наук,

профессор



Мирзаев Д.А.

Актуальность проблемы. Улучшение комплекса свойств металлов и сплавов, обеспечивающих надежность и долговечность работы машин и механизмов, является важнейшей научно-технической задачей. В авиакосмической технике и ракетостроении, для которых снижение собственного веса конструкций летательных аппаратов при высокой удельной прочности и жесткости имеет большое значение, широко применяются легкие и сверхлегкие сплавы на алюминиевой и магниевой основах. С целью повышения прочностных характеристик этих сплавов могут быть использованы деформационная и термомеханическая обработки.

Деформационной упрочняющей обработке, в основном, подвергаются сплавы, практически не склонные к дисперсионному твердению. Для повышения прочностных свойств деформируемых алюминий-магниевых сплавов чаще всего применяется умеренная холодная пластическая деформация (до 20...40%). В процессе длительного хранения происходит снижение прочностных характеристик элементов конструкций, изготовленных из нагартованных сплавов, что приводит к уменьшению эксплуатационной надежности изделий. Поэтому актуальным является прогнозирование уровня механических свойств упрочненных сплавов в процессе длительных выдержек с учетом изменения их структурного состояния.

Для дисперсионно-твердеющих сплавов на основе алюминия и магния могут быть использованы различные схемы термомеханической обработки. К основным видам такой обработки относят низкотемпературную и высокотемпературную термомеханические обработки (НТМО и ВТМО).

В случае НТМО сплав после закалки подвергается холодной деформации и последующему естественному или искусственному одно- или двухступенчатому старению. При оптимально подобранных режимах деформации и старения можно получить повышенные прочностные характеристики при сохранении приемлемой пластичности. Данную схему иногда видоизменяют и холодной деформации подвергают предварительно состаренные сплавы. Пластическая деформация при НТМО может осуществляться и в температурном интервале интенсивного развития процессов старения. Такая схема обработки часто обеспечивает более высокий уровень прочности, чем НТМО с использованием холодной деформации.

Некоторое увеличение прочностных характеристик при одновременном повышении пластичности и ударной вязкости дисперсионно-твердеющих сплавов обеспечивается ВТМО, которая предполагает пластическую деформацию при температуре нагрева под закалку или несколько ниже неё и последующее быстрое охлаждение с целью получения не только пересыщенного твердого раствора

ра, но и исключения рекристаллизации деформированной матрицы. Окончательной операцией является старение деформированного сплава.

Из дисперсионно-твердеющих алюминиевых сплавов, подвергнутых ТМО, наиболее подробно изучены сплавы традиционно используемых систем (Al–Cu–Mg, Al–Cu–Mn, Al–Zn–Mg–Cu и др.). В значительно меньшей степени исследовано ТМО (особенно с деформацией при повышенных температурах) сплавов системы Al–Mg–Li. Недостаточно изучена и термомеханическая обработка сверхлегких двухфазных магний–литиевых сплавов, имеющих рекордно малую для конструкционных металлических материалов плотность и высокую удельную прочность.

Подавляющее большинство исследований по термомеханической обработке выполнено на полуфабрикатах и изделиях, которые на стадии металлургического передела подвергались пластической деформации. В то же время в промышленности широкое применение находят литейные алюминиевые сплавы. Представлялось важным выяснить возможность осуществления термомеханической обработки этих сплавов, отличающихся от деформированных легированием, особенностями формирования структуры и склонностью к дисперсионному твердению.

Проблема повышения прочности является весьма актуальной и для конструкционных и штамповых сталей, имеющих исходную литую структуру. В этом случае также следует ожидать благоприятного влияния ТМО на механические и служебные свойства. Однако этот вопрос практически не изучался.

Целью работы являлось исследование основных закономерностей формирования структуры и свойств при деформационной и термомеханической обработках алюминиевых и магниевых сплавов. Особое внимание уделялось разработке научных основ прогнозирования изменения механических характеристик сплавов, подвергнутых деформационному упрочнению, в процессе длительных выдержек. В задачу работы входило также изучение особенностей упрочнения при ТМО сплавов и сталей с исходной литой структурой. Практическим аспектом работы являлась разработка режимов ТМО для упрочнения ряда изделий в производственных условиях.

Работа выполнялась в рамках Постановления СМ СССР № 827 от 18.03.1987 г. «О мерах по улучшению подготовки и планирования ВПК» (приказ по Минвузу, №248 от 31.03. 1987 г.); Постановления правительства РФ № 145-14 от 22 февраля 2000 г. и Государственного контракта № А-564 от 09.07.1999 г.; программ, выполняемых по единому наряд-заказу и финансируемых из средств

государственного бюджета; по хоздоговорам с предприятиями: Федеральное государственное унитарное предприятие «Государственный ракетный центр «КБ им. академика В.П.Макеева» (г. Миасс), ОАО «КУМЗ» (г. Каменск-Уральский), ОАО «КУЛЗ» (г. Каменск-Уральский), ОАО «СТЗ» (г. Каменск-Уральский), а также по договорам о творческом содружестве с предприятиями ОАО «КамАЗ» (г. Набережные Челны), НИАТ (г. Москва), Институт металлургии и материаловедения (ИМет) им. А.А.Байкова Российской академии наук (г. Москва).

Научная новизна работы определяется совокупностью результатов теоретических и экспериментальных исследований и состоит в следующем.

1. На основании дислокационной модели возврата и экспериментальных данных разработана методика прогнозирования изменения прочностных свойств сплавов системы алюминий–магний, подвергнутых деформационному упрочнению, в условиях их многолетней выдержки в изотермических и неизотермических условиях.

2. Установлены закономерности формирования механических свойств алюминий-магний-литиевых сплавов при термомеханической обработке. Показано, что ВТМО ослабляет интеркристаллитное охрупчивание, проявляющееся после старения этих сплавов.

3. Впервые показана эффективность использования термомеханической обработки для упрочнения литейных алюминиевых сплавов. Определены температурно-деформационные параметры такой обработки, обеспечивающие улучшение механических и служебных свойств сплавов системы Al–Cu–Mn.

4. Получены новые закономерности влияния высокотемпературной термомеханической обработки на свойства сверхлегких двухфазных магний-литиевых сплавов. Впервые показано, что благоприятное сочетание прочностных характеристик и пластичности этих сплавов достигается применением комбинированного метода упрочнения, совмещающего термоциклическую обработку и ВТМО.

Установлено, что эффект термомеханического упрочнения магний-литиевых сплавов устойчиво сохраняется в условиях многолетней выдержки при комнатной температуре.

5. Сформулированы основные закономерности влияния ВТМО на структуру и механические свойства высокоотпущенных конструкционных и штамповых сталей с исходной литой структурой. Показано, что использование такой обработки эффективно ослабляет многие виды интеркристаллитной хрупкости литых сталей.

На защиту выносятся следующие основные положения.

1. Результаты исследования изменения структуры и свойств деформированных алюминиевых сплавов системы Al-Mg в процессе длительных выдержек при комнатной и повышенных температурах и создание на основе полученных данных, с учетом дислокационной модели возврата, методики прогнозирования уровня механических характеристик этих сплавов при многолетнем хранении или эксплуатации в изотермических и неизотермических условиях.

2. Закономерности термомеханического упрочнения стареющих сплавов системы Al-Mg-Li.

3. Особенности формирования структуры и свойств при термомеханической обработке литейных алюминиевых сплавов.

4. Результаты исследования влияния ВТМО на структуру, свойства и стабильность упрочненного состояния сверхлегких двухфазных магниеволитиевых сплавов

5. Закономерности влияния ВТМО на свойства и различные виды хрупкости литых конструкционных и штамповых сталей

6. Результаты промышленного опробования и внедрения ТМО.

Научное направление работы: деформационное и термомеханическое воздействие на структуру, свойства и термическую стабильность упрочненного состояния алюминиевых и магниевых сплавов и сталей с различной исходной структурой.

Достоверность результатов и выводов обеспечивается использованием современных методов структурного анализа и исследования физикомеханических свойств, сравнением с литературными данными результатов теоретических и экспериментальных исследований, практическим использованием разработок и авторскими свидетельствами на изобретения способов обработки исследованных материалов.

Практическая ценность работы. Выявленные закономерности позволяют целенаправленно подходить к выбору объектов и режимов деформационного и термомеханического упрочнения.

На основании разработанной методики, проведенных экспериментов и статистического материала в работе осуществлено прогнозирование изменения свойств в процессе многолетнего хранения упрочненных холодной деформацией алюминий-магниевых сплавов, применяемых для изделий специальной техники разработки Федерального государственного унитарного предприятия «Государственный ракетный центр «КБ им. академика В.П.Макеева». Для алюминий-литиевых и магниеволитиевых сплавов, используемых в изделиях этой организации, разработаны и

внедрены технологические рекомендации по осуществлению термической и термомеханической обработок, приводящие к улучшению качества продукции. На Каменск-Уральском литейном заводе разработаны, опробованы и внедрены технологические процессы, включающие ТМО, обеспечивающие улучшение комплекса свойств изделий из литейных алюминиевых сплавов. Предложенные способы обработки защищены авторскими свидетельствами. На ОАО «КУМЗ» опробованы режимы ВТМО для штамповок из алюминиевого сплава. Результаты исследования использованы на кузнечном заводе объединения КамАЗ для улучшения качества и долговечности литых деталей дробемётов фирмы «Berger».

Апробация работы. Основные результаты диссертации были доложены и обсуждены на следующих семинарах и конференциях: научно-технический семинар «Формирование структуры сталей и сплавов при деформации и термообработке» (Челябинск, 1972); научно-практическая конференция «Экономия черных металлов и пути повышения эффективности их использования в народном хозяйстве» (Челябинск, 1975); Вторая Башкирская областная конференция «Современные проблемы металловедения и термообработки» (Уфа, 1975); научно-техническая конференция, посвященная 50-летию Сибирского металлургического института им. С. Орджоникидзе (Новокузнецк, 1979); научно-технический семинар «Легирование и свойства конструкционных сталей» (Киев, 1984); Всесоюзная научно-техническая конференция «Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов» (Ижевск, 1984); V, VI Республиканские научно-технические конференции «Демпфирующие металлические материалы» (Киров, 1988, 1991); II Всесоюзное совещание по исследованию, разработке и применению магниевых сплавов в народном хозяйстве (Москва, 1988); научно-технический семинар «Пластичность и деформируемость при обработке металлов давлением» (Челябинск, 1989); Всесоюзная конференция литейщиков «Проблемы повышения качества литейных сплавов» (Ростов-на-Дону, 1990); Межреспубликанская научно-техническая конференция «Прогрессивные методы получения конструкционных материалов и покрытий, повышающих долговечность деталей машин» (Волгоград, 1991); Всесоюзная конференция «Металловедение сплавов алюминия с литием» (Москва, 1991); Второй Международный семинар «Нелинейные и разрывные задачи управления и оптимизации» (Челябинск, 1993); VII Российская научно-техническая конференция «Демпфирующие материалы» (Киров, 1994); XIV Уральская школа металлургов-термистов «Фундаментальные проблемы физического металловедения перспективных материалов» (Ижевск, 1998); XX Российская школа по проблемам проектирования неоднородных конструкций (Миасс,

2000); XXI Российская школа по проблемам науки и технологии (Миасс, 2001); XVI Уральская школа металлосведов-термистов «Проблемы физического металловедения перспективных материалов» (Уфа, 2002); Международная научно-практическая конференция «Современные проблемы атомной науки и техники» (Снежинск, 2003); на ежегодных научно-технических конференциях (Челябинск, Челябинский политехнический институт, 1986–1990; Челябинский государственный технический университет, 1996; Южно-Уральский государственный университет, 1998–2002).

Публикации. По теме диссертации опубликовано 56 работ и получено 10 авторских свидетельств на изобретения.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения и приложения. Содержит 320 страниц машинописного текста, включая 47 таблиц и 96 иллюстраций. В списке литературы приведено 301 наименование работ отечественных и зарубежных авторов.

Во введении обоснована актуальность решаемой научной проблемы комплексного изучения деформационного и термомеханического воздействия на структуру, свойства и термическую стабильность упрочненного состояния алюминиевых и магниевых сплавов и сталей с различной исходной структурой, излагается цель работы, отмечается её научная новизна и практическая ценность, представлено краткое содержание диссертации, сведения о её апробации и об основных публикациях по теме, приведены положения, выносимые на защиту.

В первой главе основное внимание уделено оценке стабильности упрочненного состояния холоднодеформированных алюминий-магниевых сплавов и разработке методики прогнозирования изменения их прочностных характеристик в условиях многолетних выдержек.

Горячештампованные образцы сплавов АМгб и 01570 после отжига подвергались холодной деформации со степенью 30...35% и длительным выдержкам при комнатной и повышенных температурах (70 и 100°C). Оценка стабильности упрочненного состояния сплавов системы алюминий-магний показала, что разупрочнение холоднодеформированного сплава 01570, содержащего в структуре мелкодисперсные частицы $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$, при комнатной и повышенных температурах происходит заметно медленнее, чем сплава АМгб. Проведённые микроструктурные и электронномикроскопические исследования свидетельствуют о том, что для этих сплавов основным процессом, приводящим к снижению прочностных характеристик при длительных выдержках, является возврат.

В работе показано, что процессы возврата в сплавах системы алюминий-магний могут быть количественно рассмотрены в рамках приближенной теории Кульман — Коттрелла — Эйтекина, согласно которой уравнение для скорости возврата имеет вид:

$$\frac{d\sigma}{d\tau} = -C \cdot \exp\left(-\frac{U_0 - V^* \sigma}{RT}\right). \quad (1)$$

где σ — внутреннее напряжение, которое приходится преодолевать внешнему напряжению, а по существу предел текучести; U_0 — высота энергетического барьера, V^* — активационный объём.

После разделения переменных получается дифференциальное уравнение

$$\exp(-\beta\sigma) d\sigma = -B_0 d\tau, \quad (2)$$

где

$$\beta = \frac{V^*}{RT}; \quad (3)$$

$$B_0 = C \cdot \exp\left(-\frac{U_0}{RT}\right). \quad (4)$$

Интегрирование (2) даёт результат

$$\exp(\beta(\sigma_0 - \sigma)) = \beta B_0 \exp(\beta\sigma_0) \cdot \tau + 1. \quad (5)$$

Последнее выражение приводится к виду

$$\sigma = \sigma_0 - \frac{1}{\beta} \ln\left(1 + \frac{\tau}{\tau_0}\right), \quad (6)$$

где σ_0 — исходный после наклёпа предел текучести, а τ_0 — характеристическое время,

$$\tau_0 = \frac{1}{\beta C} \exp\left(\frac{U_0 - V^* \sigma_0}{RT}\right). \quad (7)$$

Очевидно, что если $\tau \gg \tau_0$, то в выражении под логарифмом можно пренебречь единицей по сравнению с τ/τ_0 , тогда

$$\sigma \cong \sigma_0 - \frac{1}{\beta} \ln \frac{\tau}{\tau_0} = \sigma_0 + \frac{1}{\beta} \ln \tau_0 - \frac{1}{\beta} \ln \tau. \quad (8)$$

Для того, чтобы построить точную математическую модель, необходимо определить из экспериментальных данных параметры C , V^* и энергию активации U_0 .

При анализе использовались экспериментальные данные о возврате предела текучести холоднодеформированного сплава АМгб, относящиеся к выдержкам от 24 до 4000 ч и литературные данные для выдержек длительностью от 0,1 года до 12 лет.

Изменение предела текучести нагартованного сплава АМгб в зависимости от времени выдержки в логарифмическом масштабе описывается в соответствии с теорией линейной зависимостью с коэффициентом наклона:

$$\frac{\Delta\sigma_{0,2}}{\Delta \ln \tau} = -7,53 \text{ МПа.} \quad (9)$$

Согласно теории, этот наклон равен $-\left(\frac{RT}{V^*}\right)$, откуда можно найти активационный объём:

$$V^* = \frac{8,3143 \cdot 295}{7,53 \cdot 10^6} = 325,2 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3/\text{моль} = 325,2 \text{ см}^3/\text{моль}, \quad (10)$$

или в расчёте на препятствие

$$v_a^* = \frac{V^*}{N_0} = \frac{325,2}{6,02 \cdot 10^{23}} = 540 \cdot 10^{-30} \text{ м}^3 = 540 \text{ \AA}^3. \quad (11)$$

Видно, что активационный объём существенно превышает объём атома алюминия $a^3/4 \approx 16,6 \text{ \AA}^3$, где a — параметр кристаллической решётки алюминия, что обуславливает сильное влияние напряжений на энергию активации процесса возврата.

Оценим для $\sigma_0 = 394 \text{ МПа}$ величину

$$\sigma_0 \cdot V^* = 394 \cdot 10^6 \text{ Н/м}^2 \times 325,2 \cdot 10^{-6} \text{ м}^3/\text{моль} = 128,1 \text{ кДж/моль.} \quad (12)$$

Поскольку по литературным данным энергия активации самодиффузии алюминия U_0 составляет 126 кДж/моль, то полная энергия активации возврата $U = U_0 - \sigma V^*$ оказывается отрицательной. В действительности движущей силой возврата является не величина σ_0 , а разность пределов текучести в упрочнённом и неупрочнённом состоянии: $\sigma_0 - \sigma_0^0$. Именно эта величина снимается в ходе возврата. Поэтому внесём поправку в уравнение Кульман — Коттрелла — Эйтекина — заменим σ на $\sigma - \sigma_0^0$:

$$U(\sigma) = U_0 - V^*(\sigma - \sigma_0^0), \quad (13)$$

где σ — текущее значение предела текучести. Соответственно в формулах (1), (4) и (7) следует заменить U_0 на $U_0 + V^* \sigma_0^0$. В частности, выражение для характеристического времени τ_0 примет вид

$$\tau_0 = \frac{1}{\beta C} \exp\left(\frac{U_0 - V^*(\sigma_0 - \sigma_0^0)}{RT}\right). \quad (14)$$

Время τ_0 можно найти, если проэкстраполировать линейную зависимость предела текучести σ от $\ln \tau$ до значения исходного предела текучести σ_0 . Вместо предела текучести можно использовать другие механические характеристики, связанные с пределом текучести, например, твёрдость.

Зависимости твёрдости от времени в логарифмическом масштабе оказались линейны, что позволяет измерить τ_0 при трёх температурах.

Зависимость $\ln \frac{\tau_0}{T}$ от $\frac{1}{T}$ также оказалась линейной в соответствии с выражением (14). По наклону прямой была оценена энергия активации $U_0 - V^*(\sigma_0 - \sigma_0^0) = 51500 \pm 800$ Дж/моль и найдено выражение для τ_0 :

$$\tau_0 = 1,70 \cdot 10^{-11} T \exp\left(+\frac{51550}{RT}\right), \text{ ч.} \quad (15)$$

В соответствии с формулой (15) численный коэффициент $1,70 \cdot 10^{-11}$ ч/К есть произведение $\frac{R}{V^*} \cdot \frac{1}{C}$. Отсюда

$$C = 4,167 \cdot 10^{11} \text{ Па} \cdot \text{с.} \quad (16)$$

По поводу энергии активации отметим, что если $U_0 - V^*(\sigma_0 - \sigma_0^0) = 51550$ Дж/моль, а $V^*(\sigma_0 - \sigma_0^0) = 325,2 \cdot 10^{-6} \cdot 229 \cdot 10^6 = 74471$ Дж/моль, то истинная энергия активации

$$U_0 = 51,550 + 74,471 \approx 126,0 \text{ кДж/моль.} \quad (17)$$

Полученное значение U_0 по величине совпадает с энергией активации самодиффузии в сплаве, что свидетельствует о правильности внесенных в теорию изменений.

Поскольку характеристический параметр τ_0 для комнатной температуры составляет 6,68 ч, то в случае прогноза на много лет условие $\tau/\tau_0 \gg 1$ будет выполнено, то есть можно использовать выражение (8), основные параметры которого теперь известны: $\frac{1}{\beta} = \frac{RT}{V^*} = 7,542$ МПа, $\tau_0 = 6,68$ ч, а $\frac{1}{\beta} \ln \tau_0 = 14,32$ МПа.

Таким образом, временная зависимость предела текучести сплава АМгб имеет вид

$$\sigma = \sigma_0 + 14,32 - 7,542 \cdot \ln \tau \quad (\tau > 6,68 \text{ ч}), \quad (18)$$

где τ выражено в часах. Единственная неизвестная величина в формуле (18) — это предел текучести σ_0 непосредственно сразу после упрочнения, который может быть определен экспериментально.

При прогнозировании анализировались экспериментальные данные для двух серий изделий сплава АМгб, деформированных со степенью 30% (А) и 40% (Б). Результаты прогноза изменения предела текучести упрочненных изделий сплава АМгб в процессе вылёживания при постоянной комнатной температуре представлены на рис. 1 в виде двух прямых, ограничивающих полосу разброса.

В работе учитывали также неизотермичность процесса хранения изделий. Прогнозирование проводили с учетом известной гистограммы распределения дней в году по температуре в месте хранения изделий. Обозначим через T_j среднюю температуру j -го интервала. Если количество дней с температурами, лежащими в интервале j около T_j обозначить через n_j , то отношение $n_j/365 = p_j$ представляет собой вероятность наступления температуры T_j , причём

$$\sum_j p_j T_j = \bar{T}, \text{ а } \sum_j p_j = 1, \quad (19)$$

где \bar{T} — средняя температура.

В формуле (8) от температуры зависят параметры $\frac{1}{\beta(T_j)} = \frac{RT_j}{V^*}$ и

$$\tau_0(T_j) = 1,70 \cdot 10^{-11} T_j \exp\left(+\frac{51550}{RT_j}\right). \text{ Поэтому введём в формулу (8) переменную } T_j,$$

далее умножим обе части равенства на p_j и просуммируем по всем j . С учётом (19) получим

$$\sigma(\tau) = \sigma_0 - \frac{R\bar{T}}{V^*} \ln \tau + \frac{R}{V^*} \sum_j p_j T_j \ln \tau_0(T_j). \quad (20)$$

Поскольку

$$\ln \tau_0 = \ln(1,7 \cdot 10^{-11}) + \ln T_j + \frac{51500}{RT_j}, \quad (21)$$

то третье слагаемое справа в формуле (20) можно записать так:

$$\frac{R\bar{T}}{V^*} \ln(1,7 \cdot 10^{-11}) + \frac{R}{V^*} \sum_j p_j T_j \ln T_j + \frac{1}{V^*} \cdot 51550. \quad (22)$$

По гистограммам для фиксированного места хранения были рассчитаны величины $\bar{T} = 274,05$ и $\sum_j p_j T_j \ln T_j = 1538,67$. Следовательно, уравнение возврата (18) для

неизотермических условий вылёживания примет вид

$$\sigma(\tau) = \sigma_0 + 24,11 - 7,01 \cdot \ln \tau, \text{ МПа,} \quad (23)$$

где время выражено в часах.

Рассчитанные значения приведены на рис. 1. В рассмотренном случае из-за широкой полосы разброса (то есть большой дисперсии распределения свойств между образцами) различие прогноза для изотермических условий вылёживания при 22°C и при учёте неізотермичности оказалось небольшим. Возможный срок хранения изделий из нагартованного сплава АМгб превышает 25 лет.

Результаты прогнозирования изменения предела текучести для упрочненного холодной деформацией со степенью 35% сплава 01570, выполненного по аналогичной методике, приведены на рис. 2. Отметим существенно меньшую скорость возврата в этом сплаве по сравнению со сплавом АМгб, что обусловлено содержанием в сплаве 01570 скандия.

В работе также получено новое уравнение возврата, учитывающее динамику дислокационных процессов. По уточненной теории, в отличие от теории Кульман — Коттрелла — Эйтекина, скорость процесса возврата уменьшается и обращается в ноль при достижении исходного значения предела текучести (σ_0^0).

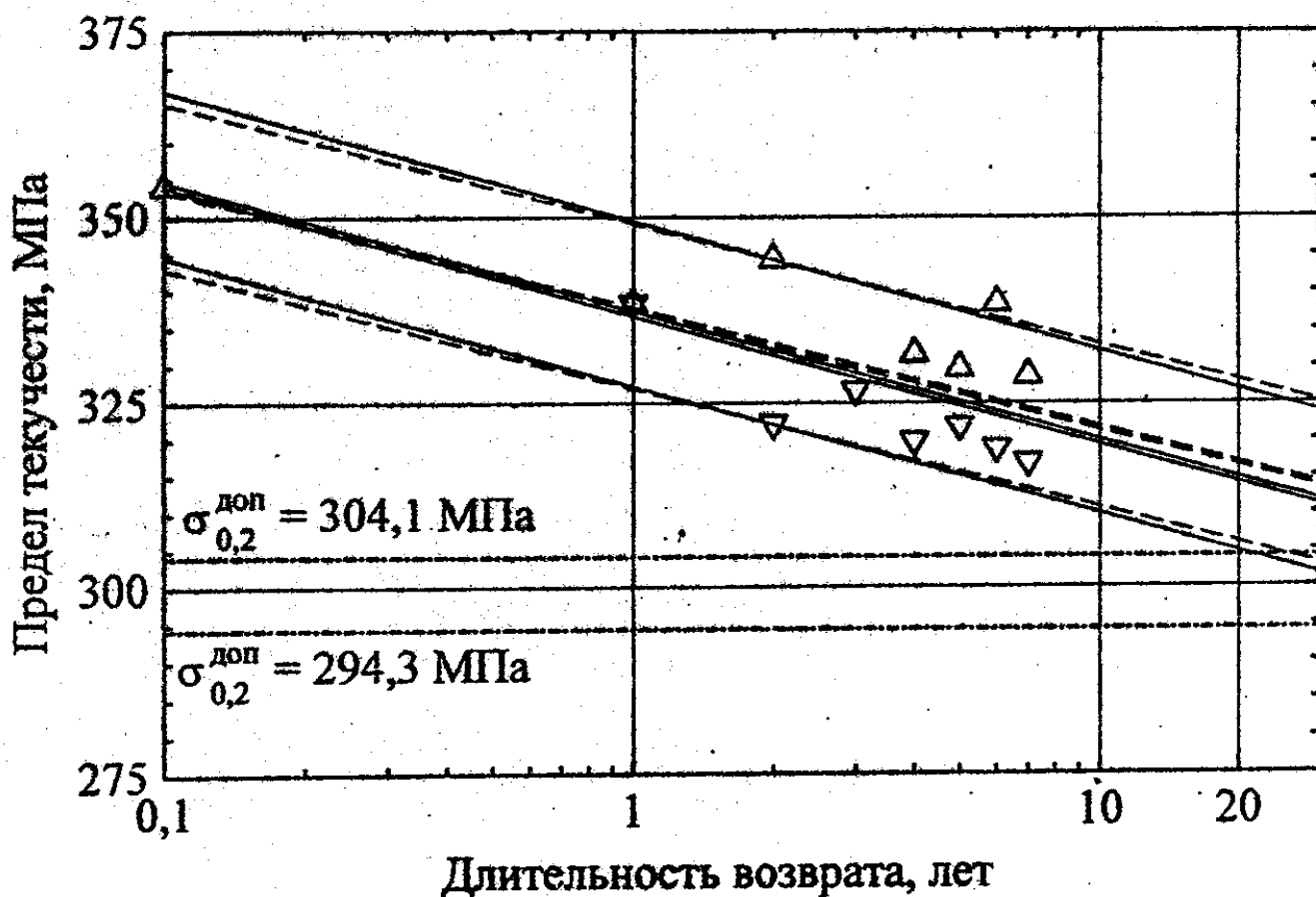


Рис. 1. Результаты прогноза предела текучести сплава АМгб при длительной выдержке для изделий А (∇) и Б (Δ).

Сплошные линии — теория изотермического возврата, штриховые линии — теория возврата для переменных температур

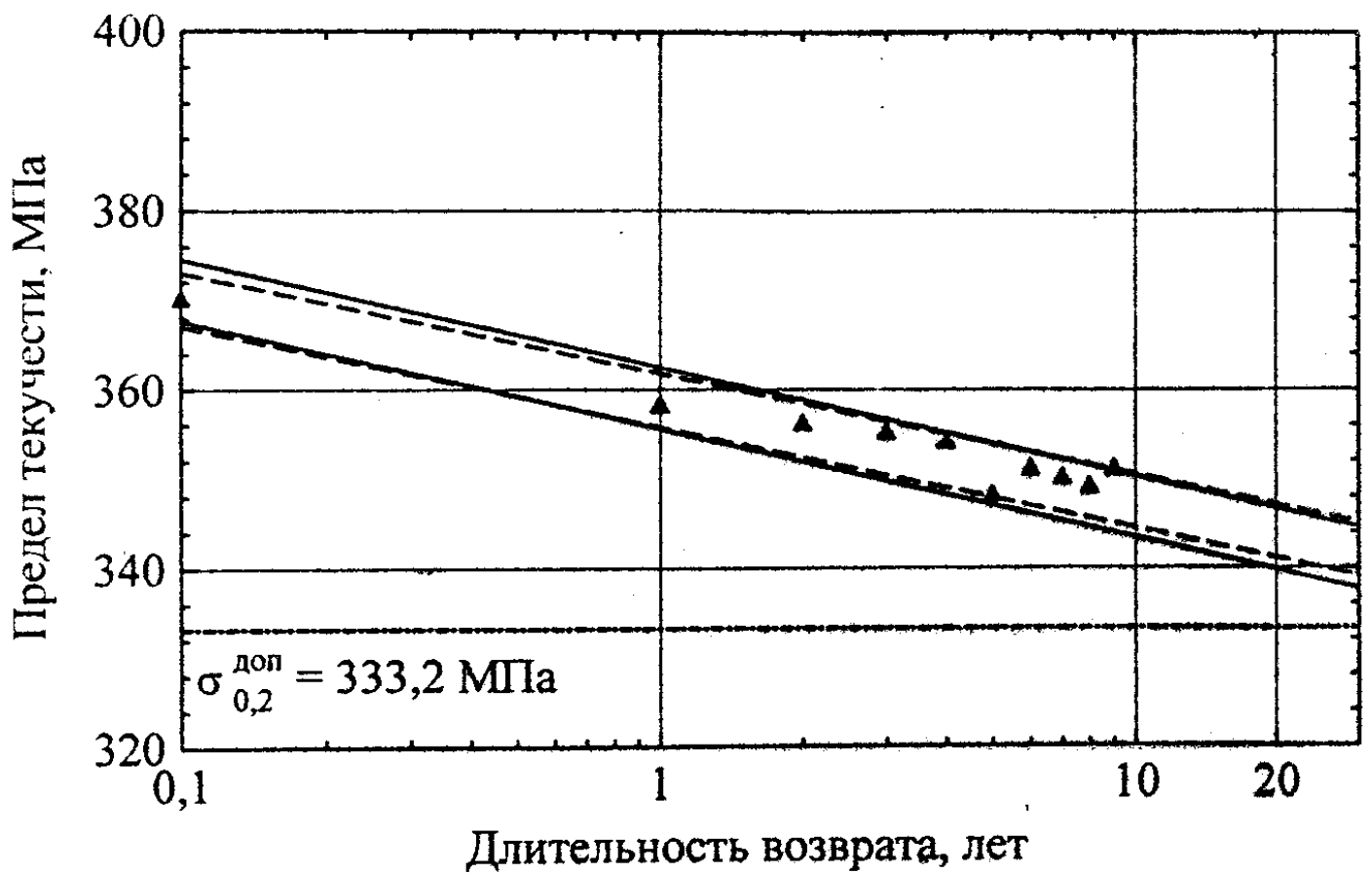


Рис. 2. Прогнозируемое изменение предела текучести сплава 01570 при длительном вылёживании в изотермических и неизотермических условиях
 Сплошные линии — теория изотермического возврата,
 пунктирные линии — теория возврата для переменных температур

Разработанная методика прогнозирования возврата механических свойств для нагартованных сплавов системы алюминий-магний позволяет оценить эксплуатационную надежность изделий, содержащих упрочненные элементы из этих сплавов, при длительных сроках их консервации (до 15–20 лет) с учетом атмосферных колебаний температуры.

Во второй главе рассмотрено влияние термомеханической обработки на структуру и свойства алюминий-магний-литиевых сплавов 1420 и 1421. Деформация при термомеханической обработке в основных экспериментах осуществлялась прокаткой со степенями обжатия 15 и 30% и скоростью 1 с^{-1} в интервале температур $20 \dots 450^\circ\text{C}$. Для всех вариантов обработки гомогенизация проводилась при 450°C . Прокатке при $20 \dots 300^\circ\text{C}$ подвергали предварительно закаленные образцы. Высокотемпературную деформацию проводили при температуре нагрева под закалку (450°C), а также после подстуживания до 400°C , затем осуществляли немедленное охлаждение в воде.

Установлено, что пластическая деформация при всех изученных температурах привела к упрочнению сплавов по сравнению с закаленным недеформированным состоянием, и тем большему, чем выше степень обжатия при прокатке. Аналогичным образом изменялось физическое уширение линии $422 K_{\alpha 1}$. Максимальное упрочнение обеспечила деформация, проведенная в температурном интервале интенсивного развития дисперсионного твердения ($150...170^{\circ}\text{C}$). Деформация при температуре гомогенизации (450°C) дает сравнительно небольшое упрочнение. Отметим, что при этой обработке процессы рекристаллизации оказались практически полностью подавленными, а на границах зерен формировалась зубчатость, характерная для ВТМО. Снижение температуры деформации до 400°C сопровождалось некоторым понижением твердости, что обусловлено неблагоприятным распадом пересыщенного твердого раствора в процессе подстуживания от температуры гомогенизации до температуры прокатки и при деформировании, что подтверждается изменением параметра решетки и удельного электросопротивления.

Установлено, что пластическая деформация по исследованным режимам оказывает значительное интенсифицирующее влияние на процессы распада пересыщенного твердого раствора сплавов системы Al-Mg-Li при окончательном старении. При этом наибольший эффект имеет место в случае предварительной деформации, проводимой при температурах дисперсионного твердения, что необходимо учитывать при назначении режимов старения при упрочняющей обработке. Так, для сплава 1421 продолжительность старения при 170°C , обеспечивающая максимум прочностных характеристик, сокращается с $12...16$ часов (для закаленного состояния) до $8...12$ ч после прокатки при 170°C .

Показано, что в состаренном состоянии наиболее значительное повышение прочностных характеристик сплавов 1420 и 1421 наблюдается после НТМО с деформацией в районе температур интенсивного дисперсионного твердения. Одновременно НТМО снижает их пластичность и ударную вязкость. Это влияние НТМО менее выражено при деформации в температурном интервале дисперсионного твердения, чем при холодном наклепе.

ВТМО с деформацией при температуре гомогенизации обеспечивает незначительное повышение прочностных свойств сплавов 1420 и 1421 (σ_B и $\sigma_{0.2}$ возрастают на $2,5...4,5\%$). Но эта обработка заметно увеличивает их пластичность (на $6...23\%$) и повышает ударную вязкость (на $13...28\%$), что, в основном, связано с затруднением интеркристаллитного хрупкого разрушения. Кроме того,

ВТМО по сравнению со стандартной обработкой (закалка и старение), уменьшает скорость общей коррозии и чувствительность к МКК. После такой обработки наблюдается повышение долговечности при малоцикловом нагружении.

Установлено, что легирование алюминий-магний-литиевого сплава скандием (1421) обеспечивает большой эффект упрочнения как при низкотемпературной, так и высокотемпературной термомеханической обработках. При НТМО с деформацией при 150°C σ_{B} и $\sigma_{0,2}$ сплава 1420, по сравнению со стандартной обработкой, возрастают на 30 и 48 МПа, тогда как для сплава 1421 они увеличиваются на 54 и 60 МПа соответственно. При ВТМО влияние скандия на прочностные характеристики проявляется в меньшей мере.

В третьей главе изложены результаты использования термомеханической обработки для улучшения комплекса свойств литейных алюминиевых сплавов. Отметим, что в связи с особенностями структуры литые детали часто характеризуются пониженным уровнем прочностных характеристик, пластичности и повышенной склонностью к хрупкому разрушению, причем обычная термическая обработка бывает не всегда эффективна для устранения этих недостатков.

Материалом исследования служили литейные алюминиевые сплавы, обладающие высокой прочностью при комнатной и повышенных температурах: АЛ19 (системы Al-Cu-Mn-Ti) и ВАЛ14 (системы Al-Cu-Mn-Ti-Cd). Исследованные сплавы выплавлялись в промышленной индукционной печи емкостью 400 кг, подвергались вакуумированию в промежуточной вакуумной печи и разливались при температуре $700...710^{\circ}\text{C}$ в металлические формы в виде пластин. Предварительные эксперименты, проведенные на пластометре ЧПИ-2, показали, что исследуемые литейные сплавы можно деформировать без разрушения со скоростью $1,0...1,7 \text{ c}^{-1}$ в интервале температур $20...545^{\circ}\text{C}$ с обжатиями до 40...45%.

Пластическая деформация при термомеханической обработке осуществлялась в интервале $20...545^{\circ}\text{C}$ со степенями 15 и 30% по методике, изложенной выше.

Установлено, что исследованные литейные алюминиевые сплавы значительно упрочняются при холодной деформации, но в большей мере повышение твердости имеет место в случае деформации в интервале температур интенсивного дисперсионного твердения при $150...170^{\circ}\text{C}$. При этом эффект упрочнения возрастает с увеличением степени деформации от 15 до 30%. Как холодная деформация, так и деформация при $150...170^{\circ}\text{C}$, сопровождаются повышением удельного электросопротивления сплавов по сравнению с закаленным состоянием, что, в определенной степени, может быть связано с развитием зонной стадии распада твердого раствора.

Высокотемпературная пластическая деформация, осуществляемая при температуре гомогенизации сплавов (545°C), дает относительно небольшой эффект упрочнения, величина которого определяется, в основном, степенью наклепа матрицы. Процессы рекристаллизации во время проведения обработки оказываются полностью подавленными в сплаве АЛ19 и получают незначительное развитие в сплаве ВАЛ14, который содержал меньшее количество элементов-антирекристаллизаторов (марганца, титана и циркония). Деформация при 545°C обоих сплавов приводит к образованию четко выраженной зубчатости на границах зерен. Снижение температуры прокатки с 545°C до 500°C и, тем более, до 450°C уменьшает уровень прочности сплавов, что обусловлено развитием процессов распада пересыщенного твердого раствора с выделением малодисперсных продуктов во время подстуживания и деформации.

Пластическая деформация оказывает интенсифицирующее влияние на процессы старения литейных алюминиевых сплавов. Наиболее существенно ускоряет распад твердого раствора при старении предварительная деформация, проводимая при температурах интенсивного дисперсионного твердения. Горячая деформация, осуществленная при температуре гомогенизации, ускоряет распад в значительно меньшей мере, причем этот эффект проявляется лишь при сравнительно длительных выдержках.

На литейных алюминиевых сплавах выявлены те же закономерности изменения механических свойств от режима ТМО, что и на стареющих деформированных сплавах. Наибольший эффект упрочнения обеспечивает НТМО с деформацией при температурах интенсивного дисперсионного твердения. При этом режиме упрочнения пластичность снижается в меньшей мере, чем в случае использования холодной деформации. ВТМО с деформацией при температуре гомогенизации незначительно повышает прочностные характеристики сплавов, но при этом заметно увеличивает их пластичность и ослабляет развитие интеркристаллитного охрупчивания. Отметим, что на сплаве ВАЛ14, имеющем более высокие исходные прочностные характеристики, эффект термомеханического упрочнения несколько меньше, чем на сплаве АЛ19.

Упрочнение, созданное ВТМО, характеризуется высокой термической стабильностью. Так, на сплаве ВАЛ14 эффект дополнительного упрочнения, обусловленный такой обработкой, сохраняется в процессе выдержки при 150°C в течение нескольких тысяч часов. ВТМО обеспечивает также заметное повышение

длительной прочности и уменьшает скорость ползучести этого сплава при испытаниях на базе 1000 ч при температурах до 200°C.

При проведении ВТМО следует учитывать влияние горячей пластической деформации на прокаливаемость сплавов. В связи с этим, по изменению прочностных свойств были построены диаграммы изотермического распада пересыщенного твердого раствора. Установлено, что деформация, осуществляемая в режиме ВТМО, ускоряет распад при последующем охлаждении, что проявляется в уменьшении инкубационного периода и увеличении критической скорости закалки.

В четвертой главе анализируется влияние термомеханической обработки на структуру, фазовый состав, свойства и стабильность упрочненного состояния сверхлегких двухфазных магний-литиевых сплавов.

Структура исследованных горячештампованных образцов сплава МА21 состоит из α -твердого раствора на основе магния и β -твердого раствора на основе лития, имеющих соответственно ГПУ и ОЦК решетки и занимающих примерно 60 и 40% объема шлифа. Микроструктурными исследованиями и рентгеноспектральным анализом на микроанализаторе «Самеса» MS/46 в сплаве обнаружены выделения фазы $AlLi$ с растворенным в ней цинком и частицы марганцовистой фазы, являющиеся твердым раствором Al и Se в марганце. Рентгеноструктурными исследованиями показано существование в естественно состаренных горячештампованных образцах сплава МА21 метастабильной фазы θ , имеющей ГЦК решетку и отвечающей формуле $MgLi_2Al$. Установлено, что в процессе нагрева до 150...175°C наблюдается полное растворение этой фазы. При нагреве выше 340°C растворяется и фаза $AlLi$. Закалка сплава от 360...380°C в воду фиксирует при комнатной температуре α - и β -растворы с незначительным количеством выделений марганцовистой фазы. В процессе последующего естественного старения наблюдается появление как фазы $MgLi_2Al$, так и выделений $AlLi$.

На основании анализа полученных данных для проведения термомеханической обработки сплава была выбрана температура нагрева 380°C, обеспечивающая полное растворение упрочняющих фаз. Пластическая деформация образцов сплава МА21 при ВТМО осуществлялась прокаткой со скоростью 1 с^{-1} при температурах гомогенизации и после подстуживания до 280 и 175°C со степенями обжатия 30 и 60%. После прокатки следовала немедленная закалка в воде.

У деформированных при 380°C образцов наблюдалось частичное развитие рекристаллизации, степень которой возрастала с увеличением деформации от 30 до 60%. При этом β -фаза рекристаллизовалась в большей мере, чем α -твердый раствор. Заметное развитие рекристаллизации имело место и в случае деформации при 280°C и лишь понижение температуры прокатки до 175°C существенно тормозило этот процесс.

Установлено, что ВТМО с деформацией на 30% при 380°C практически не оказывает влияния на предел прочности сплава, но ощутимо повышает предел текучести. Увеличение степени обжатия до 60% при этой температуре обеспечивает рост не только предела текучести, но и предела прочности. Не исключено, что в этом случае повышение прочности связано как с сохранением повышенной плотности дислокаций в нерекристаллизованных объемах, так и со значительным измельчением зерна. Снижение температуры деформации до 280°C и тем более до 175°C приводит к увеличению эффекта упрочнения, который тем существеннее, чем больше степень обжатия при прокатке.

Все исследованные режимы обработки, за исключением деформации при 380°C на 30%, понизили пластичность сплава МА21. Причем наибольшее снижение относительного удлинения наблюдалось после деформации при 175°C, когда происходит значительный распад пересыщенных α - и β -твердых растворов. Поэтому понижение температуры деформации при осуществлении ВТМО ниже 280°C не является оптимальным.

Как известно, одной из особенностей сплава МА21 является нестабильность его механических свойств. Во время вылеживания при комнатной температуре и, особенно, при неизбежных технологических нагревах деталей и сборочных единиц, связанных с сушкой лакокрасочных покрытий и полимеризацией клея, на который устанавливаются детали неразъемных соединений, прочностные характеристики сплава МА21 понижаются. Установлено, что при температурах технологических нагревов эффект термомеханического упрочнения, созданный ВТМО, устойчиво сохраняется.

Одной из важнейших характеристик сверхлегких магний-литиевых сплавов является их сопротивление ползучести при комнатной температуре. В связи с этим были проведены испытания на ползучесть сплава МА21 в горячештампованном состоянии, а также после закалки от 380°C и ВТМО с деформацией 60% при температуре нагрева под закалку. Исследование ползучести проводилось при напряжениях, взятых с учетом фактического уровня длительно действующих на-

пряжений в силовых элементах конструкций из сплава МА21. При выбранной базе испытаний 1000 ч и напряжениях до 49 МПа не наблюдалось разрушения образцов. ВТМО в 1,5...2,5 раза уменьшила скорость ползучести на установившейся стадии по сравнению с горячештампованным и в 1,1...1,6 раза по сравнению с закаленным состояниями.

Стабильность упрочненного состояния сплава МА21 оценивали по изменению пределов текучести и прочности в процессе длительной выдержки при комнатной температуре. Установлено, что выдержка в течении 1 года уже приводит к заметному снижению прочностных характеристик как закаленных, так и термомеханически упрочненных образцов. Вместе с тем образцы сплава, подвергнутые ВТМО с деформацией 30 и 60%, сохраняют более высокие значения прочностных свойств. Так, образцы, деформированные при 380°C на 60%, имеют значения пределов текучести и прочности, превышающие на 14% и 21% соответствующие значения аналогичных характеристик закаленных образцов. Увеличение продолжительности выдержки до 9 лет еще в большей мере приводит к снижению прочностных свойств сплава. Однако даже по истечении 14 лет значения пределов текучести и прочности образцов, подвергнутых деформации при 380 и 280°C, на 15...17% и 22...26% выше значений соответствующих характеристик для закаленного сплава.

Известно, что термоциклическая обработка (ТЦО) позволяет повысить прочность и пластичность многих металлов и легких сплавов. Сплав МА21 был подвергнут обработке, заключающейся в циклическом нагреве до 380°C и охлаждении в воде или на воздухе до 150...200°C. Нижняя температура цикла при охлаждении на воздухе исключала возможность образования в процессе подстуживания метастабильной фазы $MgLi_2Al$. Охлаждение образцов после нагрева в последнем цикле осуществлялось в воде. Показано, что ТЦО повышает предел текучести сплава по сравнению с закаленным состоянием с 196 до 235 МПа с одновременным возрастанием пластичности.

Еще эффективнее оказалось совмещение ТЦО с ВТМО. При такой обработке, включающей 3...5-кратный нагрев до температуры растворения упрочняющих фаз (380°C), подстуживание до 200°C и деформацию со степенью 70%, которую осуществляли при температуре последнего нагрева с последующим охлаждением в воде, наблюдается повышение предела текучести сплава по сравнению с закаленным состоянием с 286 МПа до 320...335 МПа (на 12...20 %) и пре-

дела прочности с 196 до 260...265 МПа (на 32...35%). Одновременно увеличилось и относительное удлинение сплава с 12,2% до 19,5...20,5%.

Дополнительно было исследовано влияние термомеханической обработки на свойства экспериментального сплава Mg-6Li-4Y. Показано, что на этом сплаве термомеханической обработкой удастся в большей мере повысить пределы текучести и прочности, чем на сплаве МА21.

Установлено, что ВТМО обеспечивает повышение прочностных характеристик сплава МА21 и с исходной литой структурой. При этом прослеживается та же зависимость свойств от температурно-деформационных параметров обработки, как и для горячештампованного состояния. Показано, что в случае термомеханического упрочнения образцов сплава МА21, вырезанных из различных зон по высоте и сечению слитка, не наблюдается существенного различия в их свойствах.

Пятая глава диссертационной работы посвящена рассмотрению основных закономерностей воздействия ВТМО на структуру и свойства литых легированных сталей.

В качестве основных объектов для исследования были выбраны хромоникелевые (30ХНЗМФЛ, 30ХНЗЛ) и хромомарганцевокремнистые (30ХГСАЛ и 30ХГСН2АЛ) конструкционные стали, не склонные при высоком отпуске к вторичному твердению, но обладающие разной склонностью к обратимой отпускной хрупкости. Часть экспериментов выполнялась на вторично-твердеющей штамповой стали 4Х5МФСЛ.

Плавка производилась в индукционной печи, разливка осуществлялась в песчано-глинистые формы. В исходном литом состоянии стали имели крупное грануляционное зерно. С целью уменьшения дендритной ликвации часть отливок подвергалась гомогенизации. При обычной термической обработке и ВТМО аустенитизация конструкционных сталей осуществлялась при 860...900°C, а вторично-твердеющей — при 1040°C. Закалка производилась в масле или воде (30ХГСАЛ). Пластическая деформация при ВТМО литых сталей осуществлялась прокаткой с обжатием 30% и скоростью 1 с⁻¹.

Для исследованных литых конструкционных сталей оптимальным режимом деформации при ВТМО является прокатка при температуре аустенитизации. После такой обработки не наблюдается рекристаллизации горячедеформированного аустенита, а на границах как крупных, наследуемых от исходной литой структуры, так и мелких зерен, сформировавшихся при аустенитизации, отмечалось об-

разование зубчатости. Электронномикроскопическое исследование показало, что после ВТМО с деформацией при температуре аустенитизации возникает более однородная и дисперсная мартенситная структура, по сравнению со структурой после обычной обработки.

ВТМО по сравнению со стандартной обработкой обеспечила в высокоотпущенном состоянии повышение пределов текучести и прочности на 200...250 МПа. У сталей, не содержащих молибден и ванадий, ощутимый эффект термомеханического упрочнения сохраняется при отпуске до 550°C, а для стали 30ХНЗМФЛ (с 0,11%V и 0,45%Mo) — и после отпуска при 600°C. В случае высокого отпуска наряду с дополнительным упрочнением при ВТМО возрастает пластичность сталей. На стали 30ХНЗМФЛ показано, что ВТМО увеличивает трещиностойкость (J_C) в условиях статического нагружения.

Для всех исследованных сталей, вне зависимости от склонности к отпускной хрупкости, ВТМО повышает ударную вязкость в широком интервале температур отпуска (200...650°C) и смещает сериальные кривые в сторону более низких температур испытаний. Вышеуказанные закономерности наблюдаются как в случае проведения предварительного гомогенизирующего отжига, так и при отсутствии такой обработки.

Более подробно оценивали влияние ВТМО на интеркристаллитные виды хрупкости конструкционных литых сталей. Резкое ослабление развития обратной отпускной хрупкости после охрупчивающего отпуска (650°C – 2 ч + 550°C – 10 ч) наблюдалось как на хромоникелевых, так и на хромомарганцевых сталях вне зависимости от исходного состояния (с гомогенизацией и без нее). Фрактурграфическое исследование показало, что разрушение негомогенизированной стали 30ХНЗЛ в охрупченном состоянии протекает как транс-, так и интеркристаллитным путем. Интеркристаллитное разрушение развивается по границам крупного грануляционного зерна и по границам мелкого аустенитного зерна, образовавшегося при нагреве под закалку. Соответственно в изломе наблюдались крупные и мелкие зернограничные фасетки. Если в высокоотпущенном состоянии (650°C) крупные фасетки имеют вязкое строение, характерное для камневидного излома первого рода, то после охрупчивающего нагрева на 550°C они характеризуются относительно гладкой поверхностью, на которой слабо проявляются границы мелких аустенитных зерен. ВТМО полностью подавила развитие трещин по границам мелкого аустенитного зерна, а также уменьшила долю излома, занятую крупными зернограничными фасетками. При этом разрушение по границам гра-

нуляционной структуры протекало в основном вязко, как и в высокоотпущенном состоянии.

Одновременно ВТМО эффективно повышает сопротивление литых сталей развитию задержанного разрушения в закаленном состоянии. При испытаниях закаленных образцов гомогенизированной стали 30ХНЗЛ на изгиб со скоростями нагружения 0,05...5 мм/мин. ВТМО обеспечила увеличение разрушающего напряжения в 1,5...2 раза, чему соответствовало затруднение интеркристаллитного разрушения.

На стали 30ХГСАЛ установлено, что ВТМО ослабляет также охрупчивание, развивающееся во время замедленного нагружения при повышенных температурах (500...550°C), осуществляемого растяжением. Такой эффект сопровождался значительным ростом относительного сужения и заменой интеркристаллитного разрушения транскристаллитным.

В диссертации рассмотрены возможные причины наблюдаемого воздействия ВТМО на вышеперечисленные виды интеркристаллитного охрупчивания.

На сталях 30ХНЗМФЛ и 30ХГСН2АЛ изучена кинетика рекристаллизации горячедеформированного аустенита во время изотермических выдержек при температуре деформации. Отметим следующую специфическую особенность протекания этого процесса в материалах с исходной литой структурой: если для стали характерна значительная химическая неоднородность, то степень развития рекристаллизации в разных объемах отливки может быть существенно различна.

Значительное измельчение зерна при последеформационных паузах обеспечивает уровень прочности исследованных сталей близкий к тому, который формируется при ВТМО. Но при этом не удается достичь значений ударной вязкости, характерных для термомеханически упрочненных сталей в высокоотпущенном состоянии. Еще более существенно преимущество ВТМО по сравнению с обработкой, обеспечивающей измельчение зерна, выявляется в случае склонности стали к обратимой отпускной хрупкости.

При ВТМО вторично-твердеющей стали 4Х5МФСЛ деформирование при температуре аустенитизации (1040°C) сопровождается развитием рекристаллизационных процессов. Для подавления рекристаллизации горячедеформированного аустенита необходимо снижение температуры деформации. ВТМО с деформацией при 1000°C не обеспечивает заметного повышения прочностных характеристик стали в высокоотпущенном состоянии, но при этом наблюдается некоторое увеличение уровня пластичности и ударной вязкости. Фрактографическое исследова-

дование изломов показало, что для вторично-твердеющей стали 4X5МФСЛ в высокоотпущенном состоянии характерно смешанное транс- и интеркристаллитное разрушение. Повышению пластичности и ударной вязкости после ВТМО с деформацией при 1000°C соответствовало уменьшение доли излома, занятого межзеренными фасетками.

Для получения значительного упрочнения стали 4X5МФСЛ необходимо снижение температуры деформирования до 900...800°C. Однако в этом случае не наблюдается повышения пластичности и ударной вязкости по сравнению с обычной термической обработкой. Одной из причин такого эффекта является выделение из аустенита малодисперсных карбидов в процессе подстуживания от температуры аустенитизации до температуры деформации.

Так как вторично-твердеющая сталь 4X5МФСЛ используется для изготовления штампов горячего деформирования, оценка её свойств после ВТМО производилась и при повышенных температурах. Установлено, что в условиях кратковременного нагружения при 500...600°C характер влияния ВТМО на пластичность и ударную вязкость оказался таким же, что и при комнатной температуре испытания. Отметим, что эффект термомеханического упрочнения, созданный ВТМО, устойчиво сохраняется в условиях длительных нагревов при 500...530°C.

В работе проведено сравнение влияния ВТМО на интеркристаллитное охрупчивание сталей с исходной литой структурой и сталей, предварительно подвергнутых горячей обработке давлением.

В шестой главе приведены результаты опытно-промышленных испытаний ряда изделий из алюминиевых сплавов и штамповых сталей, подвергнутых термомеханическому упрочнению.

В условиях Каменск-Уральского металлургического завода проводилось упрочнение штамповок из сплава АК6 методом ВТМО с деформацией осадкой на 25...30%. Статистическая обработка результатов испытаний показала, что ВТМО по сравнению со стандартным режимом приводит к повышению как прочности, так и пластичности: частотные кривые распределения механических свойств смещаются в сторону больших значений и тем заметнее, чем выше степень деформации; среднее арифметическое значение $\sigma_{0,2}$ возросло на 15 МПа, σ_B — на 25 МПа, а δ — на 17%. Наряду с увеличением прочностных характеристик происходит уменьшение их разброса. После ВТМО наблюдается также увеличение КСУ и КСТ на 81 и 95% соответственно. Судя по изменению потерь в весе, дан-

ный режим упрочнения благоприятно сказывается и на коррозионной стойкости штамповок.

На Каменск-Уральском литейном заводе ряд конусных крупногабаритных тонкостенных изделий, применяемых для летательных аппаратов, изготавливают из высокогерметичного литейного сплава АЛ9. После закалки они имели эллипсность в 4...5 раз превышающую требования конструкторской документации. Разработанный технологический процесс обработки указанных изделий с использованием НТМО позволил получить повышенные механические характеристики (прирост по пределу прочности 10...12%; по относительному удлинению — 1,0...1,5%), а также геометрические размеры, соответствующие техническим условиям. Кроме того, при использовании НТМО снизилась трудоемкость изготовления изделий за счет уменьшения припусков на последующую механическую обработку.

Управляющие крылья летательных аппаратов, изготовленные из сплава ВАЛ14 методом литья с последующей термической и механической обработками, характеризовались нестабильностью свойств и заниженными прочностными характеристиками. Разработанный новый технологический процесс изготовления управляющих крыльев, включающий НТМО с деформацией при температурах интенсивного дисперсионного твердения, позволяет существенно повысить прочностные характеристики сплава ВАЛ14. По сравнению с серийной технологией, после НТМО наблюдалось как повышение предела прочности (на 10,9%), так и, в большей мере, увеличение предела текучести (на 19,5%) при сохранении достаточной пластичности.

Для улучшения комплекса свойств оправок из штамповых сталей, применяемых при калибровке труб, был разработан режим ВТМО. Опробование, проведенное на Синарском трубном заводе, показало, что термомеханически упрочненные оправки имели стойкость, в 4...5 раз превышающую стойкость оправок, обработанных по серийной технологии.

Для кузнечного завода объединения «КамАЗ» был разработан режим ВТМО, обеспечивающий повышение стойкости деталей дробеочистительного оборудования, в частности, литых лопаток дробеметов, изготавливаемых из стали 4Х5МФСЛ. Промышленные испытания показали, что длительность эксплуатации термомеханически упрочненных лопаток до величины предельно допустимого износа составила 148 рабочих смен, что в 3,5...4 раза больше продолжительности эксплуатации лопаток, изготовленных по серийной заводской технологии, и в 1,5

раза выше, чем срок службы изделий, поставляемых заводу фирмой «Панборн» (Италия).

Для Государственного ракетного центра «КБ им. академика В.П.Макеева» на основании результатов исследований разработаны технологические рекомендации по осуществлению термомеханической обработки алюминий-литиевых и магний-литиевых сплавов, обеспечивающие улучшение комплекса их свойств. С использованием разработанной методики, проведенных экспериментов и статистического материала осуществлено прогнозирование изменения механических характеристик при длительном хранении изделий из сплавов системы алюминий-магний, упрочненных холодной деформацией.

Заключение

Проведено систематическое исследование структуры и свойств легких сплавов на алюминиевой и магниевой основах, а также конструкционных и штамповых сталей с исходными горячештампованной и литой структурами после различных режимов термомеханической обработки.

Основные результаты работы могут быть сформулированы следующим образом.

1. Для сплавов системы алюминий-магний, подвергнутых деформационному упрочнению, на основе дислокационной модели возврата и анализа экспериментальных данных, разработана методика прогнозирования изменения прочностных свойств этих сплавов в условиях многолетних выдержек. На основании этой методики проведена количественная оценка изменения прочностных характеристик изделий из сплавов Al-Mg в процессе их длительного хранения или эксплуатации в изотермических и реальных температурных условиях хранения.

2. Показано положительное влияние скандия на термическую стабильность упрочненного состояния деформированных алюминий-магниевого сплава.

3. Выявлены закономерности термомеханического упрочнения дисперсионно-твердеющих сплавов повышенной прочности системы Al-Mg-Li. Наибольшее упрочнение этих сплавов достигается при НТМО с деформацией при температурах интенсивного распада пересыщенных твердых растворов. При этом эффект упрочнения при низкотемпературной термомеханической обработке сплава 1421, содержащего скандий, несколько больше, чем сплава 1420.

ВТМО заметно увеличивает сопротивление алюминий-магний-литиевых сплавов малоциклового усталости, а также благоприятно влияет на пластичность и

ударную вязкость, уменьшая склонность к интеркристаллитному охрупчиванию. Такая обработка положительно сказывается и на сопротивлении некоторым видам коррозии.

4. Впервые осуществлена термомеханическая обработка литейных сплавов высокой прочности. Установлено, что такая обработка улучшает комплекс свойств литейных сплавов системы Al-Cu-Mn. Максимальный эффект упрочнения, при некотором снижении пластичности, обеспечивает НТМО с деформацией в районе температур интенсивного распада пересыщенных твердых растворов. ВТМО позволяет получить меньшее, по сравнению с НТМО, повышение прочностных свойств этих сплавов при одновременном увеличении их пластичности.

5. При осуществлении ВТМО горячая пластическая деформация, проводимая при температурах гомогенизации, интенсифицирует распад пересыщенных твердых растворов литейных алюминиевых сплавов в процессе последующего охлаждения и уменьшает критическую скорость закалки, что следует учитывать при оценке прокаливаемости упрочняемых изделий.

Пластическая деформация при ТМО оказывает ускоряющее воздействие на распад твердых растворов при окончательном старении, причем наиболее значительный эффект наблюдается после деформирования, проводимого при температурах дисперсионного твердения. Интенсифицирующее воздействие горячей деформации на процессы распада проявляется лишь при сравнительно длительном старении.

6. Показано, что использование ВТМО позволяет заметно повысить прочностные свойства двухфазных магниевых сплавов при сохранении удовлетворительной пластичности. Для сплава МА21 этот эффект наблюдается как при исходной горячедеформированной, так и литой структурах. При осуществлении ВТМО нагрев сплава перед деформацией целесообразно проводить до температур выше температуры растворения фазы AlLi. Однако при ВТМО этого сплава не удастся полностью подавить рекристаллизационные процессы даже в относительно небольших сечениях заготовок. Более существенный эффект упрочнения после ВТМО был достигнут на магниевом сплаве, легированном иттрием, в котором процессы рекристаллизации при осуществлении обработки были практически полностью подавлены.

7. Эффект термомеханического упрочнения магниевых сплавов достаточно стабилен при умеренных нагревах и многолетнем вылеживании при комнатной температуре. Замена алюминия иттрием повышает термическую стабильность магниевых сплавов, подвергнутого термомеханическому упрочнению.

8. Для горячештампованного сплава МА21 наиболее благоприятное сочетание прочностных характеристик и пластичности может быть достигнуто при совмещении термоциклической обработки с ВТМО.

9. Выявлены общие закономерности влияния ВТМО на механические свойства высокоотпущенных конструкционных и штамповых сталей с исходной литой структурой. Они оказались отличными от тех, которые имеют место для исходного горячедеформированного состояния. ВТМО литых сталей с деформацией при температуре аустенитизации или близкой к ней одновременно с дополнительным их упрочнением всегда обеспечивает повышение пластичности, ударной вязкости и понижение температуры вязко-хрупкого перехода. Эти закономерности реализуются независимо от особенностей легирования, склонности к обратной отпускной хрупкости или хрупкости, связанной с вторичным твердением. Они проявляются в случае проведения ВТМО на сталях, не подвергнутых и подвергнутых предварительной гомогенизации.

10. Для литых сталей, так же как и для кованных и катаных материалов, ВТМО значительно ослабляет многие виды интеркристаллитного охрупчивания: хрупкость в закаленном состоянии, связанную с развитием задержанного разрушения; обратимую и необратимую отпускную хрупкость; хрупкость, развивающуюся при замедленном нагружении при повышенных температурах. Этот эффект обусловлен не только затруднением развития интеркристаллитных трещин по границам аустенитных зерен, формирующихся при нагреве под закалку, но и по границам исходной грануляционной структуры. Таким образом, ВТМО является эффективным методом борьбы с многими видами интеркристаллитной хрупкости не только деформированных, но и литых металлических материалов.

11. Разработаны, опробованы и внедрены технологические процессы, включающие режимы термомеханической обработки изделий из легких сплавов и штамповых сталей с различной исходной структурой.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах.

1. Корягин Ю.Д. и др. Механические свойства алюминиевых сплавов после термомеханической обработки / Ю.Д. Корягин, Н.Т. Карева, М.А. Смирнов // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч. тр. № 133. – Челябинск: ЧПИ, 1974. – С.165–169.

2. Структура и свойства сплава на алюминиевой основе, подвергнутого термомеханической обработке / Г.Е. Гольдбухт, Н.Т. Карева, М.М. Штейнберг,

Ю.Д. Корягин и др. // **Алюминиевые сплавы и специальные материалы: Тр. ВИАМ, вып.9. – М.: ОНТИ, 1975. – С.7–10.**

3. **Высокотемпературная термомеханическая обработка теплостойкой стали 4X8B2 / Ю.Д.Корягин, М.А.Смирнов, Л.Г.Гуревич и др.// Бюллетень ЦНИИНФОРМЧЕРМЕТ. – 1975. – № 17. – С.52–54.**

4. **Механические свойства теплостойкой стали 4X8B2, подвергнутой термомеханической обработке / Ю.Д.Корягин, М.А.Смирнов, Л.Г.Гуревич и др.// Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч. тр. – Челябинск: ЧПИ. 1975. – № 163. – С.142–145.**

5. **Исследование упрочнения алюминиевых сплавов после различных режимов термомеханической обработки / Н.Т. Карева, М.А.Смирнов, И.А.Зальцман, Ю.Д. Корягин и др. // Технология легких сплавов. – 1976. – №5. – С.18–25.**

6. **Влияние термомеханической обработки на свойства алюминиевых сплавов / М.М.Штейнберг, Н.Т.Карева, ..., Ю.Д.Корягин и др. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1976. – №5. – С.175–182.**

7. **Свойства стали 4X8B2 для оправок после высокотемпературной термомеханической обработки / Ю.Д.Корягин, М.А.Смирнов, Ю.А.Поповцев и др.// Процессы обработки труб: Сб. науч. тр. – М.: Металлургия. – 1976. – №1. – С.44–52.**

8. **Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства сплава Д1 / Н.Т.Карева, М.А.Смирнов, Ю.Д.Корягин и др. // Алюминиевые сплавы и специальные материалы: Тр. ВИАМ. – М.: ОНТИ, 1977. – Вып.10. – С.28–33.**

9. **Влияние пластической деформации на структуру и свойства двухфазного магниеволитиевого сплава / Ю.Д.Корягин, М.М.Штейнберг, Н.Т.Карева, Т.И.Болдина // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 1980. – №5. – С.68–72.**

10. **Корягин Ю.Д. Влияние температуры старения на структуру и свойства сплава МА21 // ЦНИИцветмет экономики и информации. 27.04.1981. – №119. – 7 с.**

11. **Исследование структуры и свойств сплава ИМВ2 после различных режимов термической и термомеханической обработок / Ю.Д.Корягин, М.М.Штейнберг, С.И.Ильин и др. // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч. тр. – Челябинск: ЧПИ, 1981. – № 265. – С.74–78.**

12. **Корягин Ю.Д., Ильин С.И. О стабильности структурного состояния сверхлегкого магниеволитиевого сплава МА21 // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 1982. – №2. – С.94–97.**

13. Влияние ВТМО на свойства сталей 30ХНЗМФЛ и 37ХНЗЛ / М.М. Штейнберг, В.А.Протопопов, Ю.Д.Корягин, М.А.Смирнов // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч. тр. – Челябинск: ЧПИ, 1985. – С.70–78.

14. Высокотемпературная термомеханическая обработка литых конструкционных сталей / М.М.Штейнберг, В.А.Протопопов, Ю.Д.Корягин, М.А.Смирнов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1985. – №6. – С.96–99.

15. Горячая деформация и рекристаллизационные паузы с целью измельчения структуры литых сталей / М.М. Штейнберг, В.А.Протопопов, М.А.Смирнов, Ю.Д.Корягин // Вопросы производства и обработки стали: Сб. науч. тр. – Челябинск: ЧПИ, 1985. – С.73–75.

16. Исследование структуры и свойств сплава МА21 после упрочняющих обработок / Ю.Д.Корягин, С.И.Ильин, Б.К.Метелев и др. // Вопросы металлургии и термической обработки металлов и сплавов: Сб. науч. тр. – Челябинск: ЧПИ, 1988. – С.96–110.

17. Корягин Ю.Д. и др. Структура и свойства сплавов системы Al–Mg–Li, упрочненных термической обработкой и деформацией / Ю.Д. Корягин, Б.К. Метелев, А.Ю. Данилович // Металловедение сплавов алюминия с литием: Тезисы докладов Всесоюзной конференции. – М.: ВИЛС, 1991. – С.70–71.

18. Корягин Ю.Д. и др. Структура и свойства сплавов системы Al–Mg–Li, упрочненных термической обработкой и деформацией / Ю.Д.Корягин, Б.К.Метелев, А.Ю.Данилович // Технология легких сплавов. – 1991. – №9–10. – С. 35–39.

19. Корягин Ю.Д. и др. Влияние режимов деформации и термической обработки на структуру и свойства сплава системы Mg–Li–Y / Ю.Д.Корягин, М.Д. Пырьева, А.А. Приданников, В.А. Лазутина // Магниеые сплавы современной техники: Сб. Академии наук России. – М.: Наука, 1992. – С. 87–91.

20. Корягин Ю.Д. и др. Влияние термомеханической и термоциклической обработок на свойства сплава МА21 / Ю.Д.Корягин, С.И.Ильин, Б.К.Метелев, // Магниеые сплавы современной техники: Сб. Академии наук России. – М.: Наука, 1992. – С. 91–96.

21. Корягин Ю.Д., Данилович А.Ю. Влияние горячей пластической деформации на структуру и свойства литейных алюминиевых сплавов // Вопросы металлургии и термической обработки металлов и сплавов: Тем. сб. науч. тр. – Челябинск: ЧГТУ, 1993. – С.96–102.

22. Корягин Ю.Д. Влияние режимов термомеханической обработки на формирование структуры и свойств сверхлегких магниевых сплавов // Вопросы

металловедения и термической обработки металлов и сплавов: Тем. сб. науч. тр. – Челябинск: ЧГТУ, 1994. – С.40–46.

23. Даммер А.Э. и др. Исследование свойств сплавов и разработка новых способов штамповки изделий авиакосмической техники / А.Э.Даммер, Ю.Д.Корягин, Е.В.Экк // Машины и технология прогрессивных процессов обработки материалов давлением: Сб. науч. тр. – Челябинск: ЧГТУ, 1996. – С. 39–56.

24. Корягин Ю.Д. Структура и свойства литейного алюминиевого сплава АЛ9 после различных режимов термомеханической обработки // Вопросы теории и технологии литейных процессов: Сб. науч. тр. – Челябинск: ЧГТУ, 1996. – С. 84–88.

25. Корягин Ю.Д., Смирнов М.А. Уменьшение склонности алюминий–литиевых сплавов к хрупкому разрушению методом термомеханической обработки // Фундаментальные проблемы физического металловедения перспективных материалов: Тезисы докладов XIV Уральской школы металлосведов–термистов. – Ижевск, 1998. – С. 196–197.

26. Корягин Ю.Д. и др. Термомеханическое упрочнение литейного алюминиевого сплава АЛ9 / Ю.Д.Корягин, В.И.Крайнов, В.С.Кропачев // Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 1999. – №2. – С. 34–38.

27. Корягин Ю.Д. Влияние высокотемпературной термомеханической обработки на свойства литой штамповой стали 4Х5МФС // Металловедение и термическая обработка. Межрегиональный сб. науч. тр. – Магнитогорск: МГТУ, 1999. – С. 11–15.

28. О применимости теории Кульман — Коттрелла — Эйтекина / Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, Я.С. Добрынина, А.А. Звонков // Известия Челябинского научного центра. – 2000. – Вып.3. – С. 32–35. (http://www.sci.urg.ac.ru/new/2000_3/2000_3_4_4.pdf)

29. Анализ дислокационных механизмов возврата в деформированном алюминий–магнийевом сплаве / Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, Я.С. Добрынина, А.А. Звонков // Известия Челябинского научного центра. – 2000. – Вып.3. – С. 36–41. (http://www.sci.urg.ac.ru/new/2000_3/2000_3_4_5.pdf)

30. Разработка методики прогнозирования механических свойств в процессе длительного вылеживания на примере сплав АМг6 / Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, Я.С. Добрынина, А.А. Звонков // Проблемы проектирования неоднородных конструкций: Сб. трудов XX Российской школы. – Миасс: Челябинский научный центр УрО РАН, 2001. – С. 270–277.

31. Разработка методики прогнозирования механических свойств в процессе длительного вылеживания на примере сплава 01570 / Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Ко-

рягин, А.А. Звонков, Я.С. Добрынина // Наука и технологии: Сб. трудов XXI Российской школы. – М.: РАН, Отделение проблем машиностроения УрО РАН, 2001. – С. 178–185.

32. Прогнозирование возврата предела текучести холоднодеформированного сплава АМгб в процессе длительной выдержки при комнатной температуре / Д.А. Мирзаев, Ю.Д. Корягин, Я.С. Добрынина, А.А. Звонков // Известия Челябинского научного центра. – 2001. – Вып.2. – С. 46–51. (http://www.sci.urf.ac.ru/new/2001_2/2001_2_4_2.pdf)

33. Корягин Ю.Д. Закономерности термомеханического упрочнения алюминий-магний-литиевых сплавов // Проблемы физического металловедения перспективных материалов: Тезисы докладов XVI Уральской школы металловедов-термистов. – Уфа: УрО РАН, 2002. – С. 144.

34. Корягин Ю.Д. Термическое и термомеханическое упрочнение сплава МА21 с исходной литой структурой // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия «Металлургия». – Вып.1. – Челябинск: Изд. ЮУрГУ. – 2002. – №2 (11). – С. 80–84.

35. Корягин Ю.Д. Термомеханическое упрочнение лёгких сплавов с литием. // Снежинск и наука — 2003. Современные проблемы атомной науки и техники: Сборник научных трудов Международной научно-практической конференции. — Снежинск: Изд-во СГФТА, 2003. — С. 254–255.

36. А.с. 945226 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 06. Способ термомеханической обработки сплавов на основе магния / Ю.Д.Корягин, М.М.Штейнберг, М.Д.Пырьева и др. (СССР). № 2995723/22–02; Заяв. 20.10.80; Оpubл. 23.07.82. Бюлл. № 27.

37. А.с. 996510 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 06. Способ обработки двухфазных сплавов на основе магния / Ю.Д.Корягин, М.М.Штейнберг, Б.К.Метелев и др. (СССР). № 3242676/22–02; Заяв. 03.02.81; Оpubл. 15.02.83. Бюлл. № 6.

38. А.с. 1014972 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 04. Способ обработки литых изделий из алюминиевых и магниевых сплавов/ Ю.Д.Корягин, М.М.Штейнберг, М.И.Шляпников и др. (СССР). № 3348584/22–02; Заяв.26.10.81; Оpubл. 30.04.83. Бюлл. № 16.

39. А.с. 1033569 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 06. Способ обработки сплавов на магниевой основе / Ю.Д.Корягин (СССР) № 3439108/22–02; Заяв.17.03.82; Оpubл. 07.08.83. Бюлл. № 29.

40. А.с. 1177381 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 06. Способ обработки двухфазных магниевых сплавов / Ю.Д.Корягин, Б.К.Метелев, С.И.Ильин, А.А.Приданников (СССР) № 3716833/22–02; Заяв.25.01.84; Оpubл. 07.09.85. Бюлл. № 33.

41. А.с. 1457429 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 00, F 1/ 04. Способ изготовления деталей из литейных алюминиевых сплавов / Ю.Д.Корягин, М.И.Шляпников, Ю.А.Телятников, В.В.Проколов (СССР) № 42165885/31-02; Заяв.25.03.87.

42. А.с. 1573049 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 06. Способ термической обработки изделий из сплавов системы магний-литий / Ю.Д.Корягин, Б.К.Метелев, В.С.Чекушкин и др. (СССР) № 4415501/31-02; Заяв.25.04.88; Опубл. 23.06.90. Бюлл. № 23.

43. А.с. 1617012 СССР, МКИ³ С21 D 1/ 78. Способ обработки литых конструкционных сталей с исходной литой структурой / Ю.Д.Корягин, М.А.Смирнов, В.А.Протопопов, М.М.Штейнберг (СССР) № 4671559/31-02; Заяв.13.02.89; Опубл. 30.12.90. Бюлл. №48. 3с.

44. А.с. 1642769 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 047. Способ обработки сплавов системы алюминий-магний-скандий / Ю.Д.Корягин, А.Ю.Данилович, А.Э.Даммер и др. (СССР) № 4630729/02; Заяв.03.01.89.

45. А.с. 1736191 СССР, МКИ³ С22 F 1/ 04. Способ изготовления изделий из алюминиевых сплавов / Ю.Д.Корягин, Б.К.Метелев, Н.И.Сотников и др. (СССР) № 4674355/02; Заяв.28.02.89.