

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
САМАРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ АЭРОКОСМИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ имени академика С. П. КОРОЛЕВА

А.Н. Логвинов, О.К. Колеров, В.В. Уваров

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ
СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ

Учебное пособие

УДК 539.1:620.18:669.715

Перспективные деформируемые сплавы алюминия: Учеб. пособие / *А.Н. Логвинов, О.К. Колеров, В.В. Уваров*; Под редакцией д-ра техн. наук, проф. *Ф.В. Гречникова*. Самар. гос. аэрокосм. ун-т. Самара, 2000. 48 с.

ISBN 5-7883-0094-0

В учебном пособии изложены современные тенденции создания новых деформируемых сплавов алюминия: нетрадиционные способы модифицирования, легирования элементами-антирекристаллизаторами, последние достижения в термической обработке, методах исследования и контроля. Предназначено для студентов металлургического факультета, обучающихся по специальностям 11.06.00 и 12.04.00, может быть полезно студентам механических специальностей других факультетов вуза. Пособие подготовлено на кафедрах «Технология металлов и авиаматериаловедение» и «Обработка металлов давлением».

Табл. 7. Ил. 19. Библиогр: 15 назв.

Печатается по решению редакционно-издательского совета Самарского государственного аэрокосмического университета имени академика С. П. Королёва

Рецензент: канд. техн. наук И. Д. Ибатуллин

ISBN 5-7883-0094-0

© Самарский государственный
аэрокосмический университет, 2000

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1. НОВЫЕ СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ	5
1.1. Модификаторы и антирекристаллизаторы	5
1.2. Модифицирование сплавов магнитно-импульсной обработкой	12
1.3. Сплавы, легированные скандием	14
1.4. Сплав АМг10	19
2. НОВОЕ В ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	25
2.1. Трёхступенчатое старение высокопрочных сплавов	25
2.2. Стабилизирующая термическая обработка	30
3. РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ, КОНТРОЛЯ И ИСПЫТАНИЙ	35
3.1. Металлография	35
3.2. Рентгеноструктурный контроль	38
3.3. Оценка газодержания по результатам межзвуческих испытаний	44
БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК	46

ВВЕДЕНИЕ

За последние 10 — 15 лет разработано довольно много сплавов алюминия, особенно деформируемых, с расширенным комплексом удельных, функциональных и эксплуатационных свойств. Они находят применение не только в аэрокосмической технике, но и других областях — общем и специальном машиностроении, приборостроении, транспорте, в упаковке, пищевой промышленности. Повышение уровня свойств достигнуто благодаря легированию новыми элементами, в частности, металлами редкоземельной группы, применению нетрадиционных способов модифицирования и развитию методов термической, а также иных видов обработки, включая обработку расплава. Отнюдь не последнее место в создании новых сплавов занимает совершенствование методов технологического контроля: методов анализа, исследования и испытаний.

Несмотря на достижения отечественного и зарубежного материаловедения, выбор студентами-дипломниками металлургического факультета СГАУ деформируемых материалов недостаточно широк. В отношении сплавов алюминия он ограничивается едва ли десятком одних и тех же известных марок, что не способствует ни развитию производства, ни формированию требуемого кругозора специалиста по обработке металлов давлением. К тому же со времени публикации последней методической разработки «Деформируемые алюминиевые сплавы», выпущенной кафедрой авиаматериаловедения, прошло 10 лет. В ней отсутствуют сплавы, внедрённые в производстве листовых полуфабрикатов в 90-х годах, например, сплавы, легированные скандием.

В отличие от предыдущих учебно-методических разработок пособие не содержит подробного перечня физико-механических свойств сплавов. Основное внимание в нём уделено современным тенденциям развития авиационного материаловедения и их воплощению в производстве на конкретных представителях деформируемых сплавов алюминия.

1. НОВЫЕ СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ

1.1. Модификаторы и антирекристаллизаторы

Модифицирование - это технологическая операция введения в жидкий сплав перед затвердеванием элементов или веществ - модификаторов, которые, воздействуя на процесс кристаллизации, способствуют формированию мелкозернистой структуры. Сплавам с подобной микроструктурой присущ в нормальных условиях более высокий комплекс механических характеристик, чем крупнозернистым объектам. Так, при модифицировании галогенидами натрия литейных сплавов, например, силумина марки Ал2, происходит размельчение эвтектической структурной составляющей и некоторый рост количества α -фазы [1]. Это приводит к увеличению и пластичности, и прочности по сравнению с немодифицированным сплавом того же состава.

В деформируемых сплавах, согласно теоретической классификации сплавов по диаграмме состояния алюминий-легирующий элемент, эвтектики нет. Здесь принцип модифицирования иной, поскольку галогениды малоэффективны. В качестве модификатора деформируемых сплавов используют легирующие элементы с низкой растворимостью в алюминии при температуре эвтектического превращения, причём вводят их в количестве, близком к максимальной растворимости. Смысл такого модифицирования можно пояснить на примере деформируемого сплава АМг6, в который вводят скандий. Диаграммы состояния алюминия с магнием и скандием приведены на рис. 1.

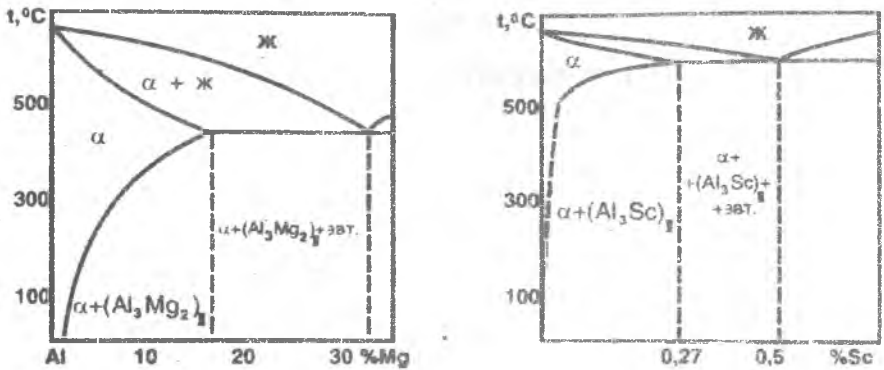


Рис.1. Диаграммы состояния систем Al-Mg и Al-Sc

Как видно из сопоставления диаграмм, максимальная растворимость скандия в алюминии составляет 0,27% [2], что почти на два порядка меньше по сравнению с магнием. Температура эвтектического превращения в диаграмме со скандием выше, чем в системе алюминий-магний. Для модифицирования сплава АМгб достаточно ввести перед разливкой его в слитки 0,3% скандия. Результаты металлографических исследований [3 - 5] свидетельствуют, что размер зерна после введения скандия уменьшается в несколько раз.

Рассмотрим, как происходит затвердевание сплава в присутствии скандия.

При полунепрерывном литье слитков, в котором применяют водяное, струйное охлаждение слитка в кристаллизаторе, происходит неравновесная кристаллизация, механизм которой подробно описан в литературе, например, в [1]. Эвтектическое превращение по диаграмме алюминий-скандий в таких условиях начинается при содержании скандия меньше 0,27%, т.е. практически при его концентрации, близкой к нулю. Центры кристаллизации, состоящие из смеси твёрдого раствора скандия в алюминии и химического соединения Al_3Sc — интерметаллида, образуются во всём объеме жидкого сплава. Этот процесс прекращается до начала выделения из жидкости твёрдого раствора магния в

алюминии благодаря низкому содержанию скандия в сплаве и более высокой температуре эвтектического превращения по сравнению со сплавами системы алюминий–магний. Центры затвердевания твердого раствора магния в алюминии зарождаются на уже готовых поверхностях раздела твёрдой и жидкой фаз. Рост этих центров ограничен соприкосновением со смежными зародышами, уже приобретшими индивидуальную кристаллографическую ориентацию в пространстве. Поэтому крупнозернистой и, как правило, кристаллографически ориентированной дендритной структуры не образуется. Это благоприятно сказывается на качестве слитка: в нём меньше выражена зональная ликвация и понижена склонность к возникновению трещин по сравнению со слитком без модификатора.

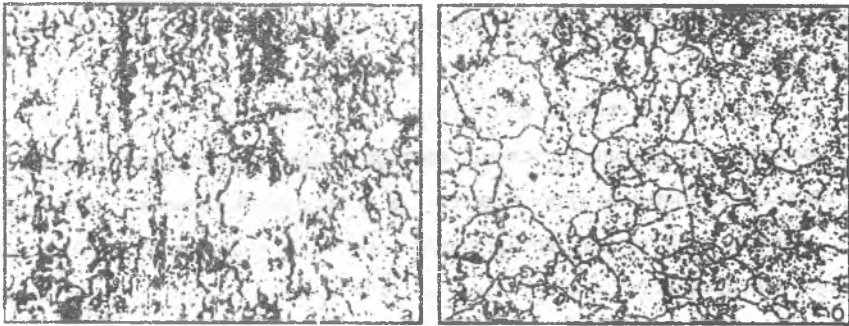


Рис. 2. Микроструктуры модифицированного скандием (а) и немодифицированного (б) сплава АМг6. Увеличение 300

На рис. 2 представлены микроструктуры отожжённого листового полуфабриката из модифицированного скандием и немодифицированного сплава АМг6. Структурные различия состоят, во-первых, в размерах зёрен — у модифицированного сплава они меньше, — во-вторых, в количестве интерметаллидов — у модифицированного их намного больше, причём по их величине можно отличить первичные интерметаллиды (они крупнее) от вторичных. Так, в центре рис. 2, а видно сферическое сечение первичного интерметаллида разме-

ром около 20 мкм. Вторичные интерметаллиды мельче примерно на порядок.

Следует заметить, что первичные интерметаллиды оказывают преобладающее влияние на структуру слитка и деформированного полуфабриката, тогда как вторичные, т.е. выделившиеся из твёрдого раствора, — на структуру, формирующуюся в ходе рекристаллизационного отжига холоднодеформированного сплава и при старении.

Помимо скандия в литейном производстве деформируемых сплавов алюминия в качестве модификаторов используют также цирконий и металлы редкоземельной группы, лантаноиды, например, тербий (Tb) и диспрозий (Dy) [6]. Кстати, по физико-химическим свойствам скандий близок к редкоземельным металлам. В настоящее время из известных модификаторов лучшим является именно скандий. При этом его модифицирующий эффект усиливается в присутствии циркония благодаря образованию тройного интерметаллида типа $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$.

Однако влияние скандия на структуру и свойства деформируемых сплавов алюминия не исчерпывается модифицирующим воздействием. Вместе с тем он является сильным упрочнителем как легирующий элемент — об этом речь впереди — и служит антирекристаллизатором алюминиевых сплавов. Термин «антирекристаллизатор» означает, что данный элемент способствует росту температур начала t_p^* и завершения t_p^k первичной рекристаллизации в сплаве.

Температурные интервалы первичной рекристаллизации в зависимости от степени ϵ обжатия листа из модифицированного скандием (0,3 ÷ 0,5%) и немодифицированного сплавов АМгб показаны на рис. 3.

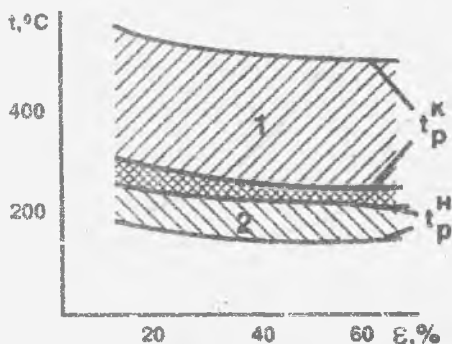


Рис. 3. Зависимости температурного интервала первичной рекристаллизации от степени пластической деформации в модифицированном скандием 1 и немодифицированном 2 сплаве AlMg6: $t_p^н$ и $t_p^к$ — температуры начала и завершения первичной рекристаллизации

Как видно из него, введение скандия в сплав способствует росту температур $t_p^н$ и $t_p^к$: первая повышается на 70 — 80°C, вторая — на 300 — 350°C. При этом возросшее благодаря введению скандия деформационное упрочнение сплава при нормальной температуре сохраняется и после рекристаллизационного отжига, проведённого при температуре 550°C, до температуры, близкой к предплавильной. Сказанное подтверждается зависимостями твёрдости от температуры отжига сплавов со скандием и без него, приведёнными на рис. 4. В сплаве без скандия деформационное упрочнение снимается при температуре 250 — 300°C, что согласуется с изменением величины $t_p^к$ на рис. 3.

Причины замедления кинетики первичной рекристаллизации при наличии скандия заключаются в следующем.

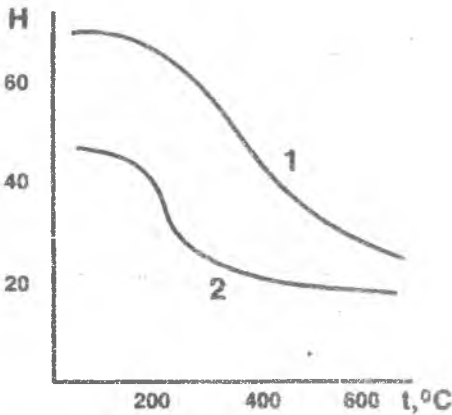


Рис.4. Зависимости твердости от температуры отжига сплавов со скандием 1 и без него 2. Степень обжатия 63 — 65%

Процесс первичной рекристаллизации в металлах и сплавах при закритических степенях пластической деформации состоит в образовании центров рекристаллизации и их росте. Существенное влияние на скорость (кинетику) обеих составляющих процесса в гетерогенных (неоднородных) сплавах, каковыми являются алюминиевые сплавы, оказывают включения второй фазы, в нашем случае интерметаллиды. Их влияние, как правило, замедляющее, но степень такого влияния определяется следующими характеристиками интерметаллидов: величиной и количеством включений, их структурно-размерным соответствием твёрдому раствору легирующих элементов в алюминии и склонностью к коагуляции (укрупнению вследствие диффузии). Меньшая величина интерметаллидов, большее их количество, лучшее структурно-размерное соответствие и низкая склонность к коагуляции — каждый из этих факторов способствует замедлению кинетики первичной рекристаллизации.

Кристаллографический термин «структурно-размерное соответствие» поясняет табл. 1, в которой даны кристаллографические характеристики встречающихся в рассматриваемых сплавах интерметаллидов.

Кристаллография интерметаллидов

Вещество	Тип крист. решётки	Периоды, нм
Mg_2Al_3	K14 типа α -Mn	1,056
Al_3Sc	ГЦК	0,4106
$Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$	ГЦК	0,408 — 0,410
Твёрдый раствор	ГЦК	0,407 — 0,408

Из таблицы видно, что лучшим структурно-размерным соответствием по сравнению с интерметаллидом магния обладают оба соединения со скандием. Об этом свидетельствуют одинаковый тип их кристаллической решетки с твердым раствором и близкие значения ее периодов. К этому следует добавить, что склонность интерметаллидов скандия к коагуляции намного ниже, чем у соединения Mg_2Al_3 .

Из сказанного следует, что, даже если исключить из рассмотрения факторы размера и количества интерметаллидов в сплавах со скандием и без него, то из сопоставления факторов структурно-размерного соответствия интерметаллидов скандия и склонности их к коагуляции с включениями Mg_2Al_3 будет очевидно, что причины существенного замедления кинетики первичной рекристаллизации в сплаве со скандием состоят в кристаллофизических свойствах его интерметаллидов.

Таким образом, скандий является не только лучшим на данный момент модификатором деформируемых сплавов алюминия. Он служит также хорошим антирекристаллизатором. Судя по данным работы [6], диспрозий и тербий, представители редких земель, в этом ему уступают.

1.2. Модифицирование сплавов магнитно-импульсной обработкой

Наряду с модифицированием сплавов алюминия галогенидами и введением специальных элементов существует третий способ — магнитно-импульсная обработка расплава. Пока она не нашла промышленного применения при кристаллизации слитков алюминиевых сплавов, тем не менее, судя по имеющимся экспериментальным результатам, её можно считать перспективным способом внепечной обработки сплавов.

Следует заметить, что за последнее десятилетие магнитно-импульсная обработка получила довольно широкое распространение в различных отраслях техники [7, 8]: при обработке металлов давлением, в частности, в магнитно-импульсной штамповке; при сборке узлов в машиностроении; калибровке деталей; регенерации некоторых видов инструмента и т.п. Развитие аппаратуры и теоретических основ магнитно-импульсной обработки позволяет, на наш взгляд, использовать её и в полунепрерывном литье алюминиевых сплавов, хотя не исключено, что её совмещение с электромагнитной кристаллизацией требует преодоления определённых трудностей.

Результаты экспериментов по применению магнитно-импульсной обработки для модифицирования деформируемых сплавов алюминия, полученные в нашем университете, приведены на рис. 5. В структуре сплава (рис. 5, а), не подвергнутого обработке в расплаве, по границам зёрен видны грубые скопления (в виде косточек скелета) эвтектической структурной составляющей, образовавшейся из-за неравновесной кристаллизации деформируемого сплава. После обработки (рис. 5, б), несмотря на сохранение условий для неравновесной кристаллизации, подобных грубых образований нет, видны только интерметаллиды, причём их размеры колеблются в пределах двух-трёх порядков. Судя по контурам расположения интерметаллидов, произошло размельчение зерна. Вследствие произошедших изменений в структуре слитка сплав после магнитно-импульсной обработки стал более пластичным при некотором росте прочностных характеристик.

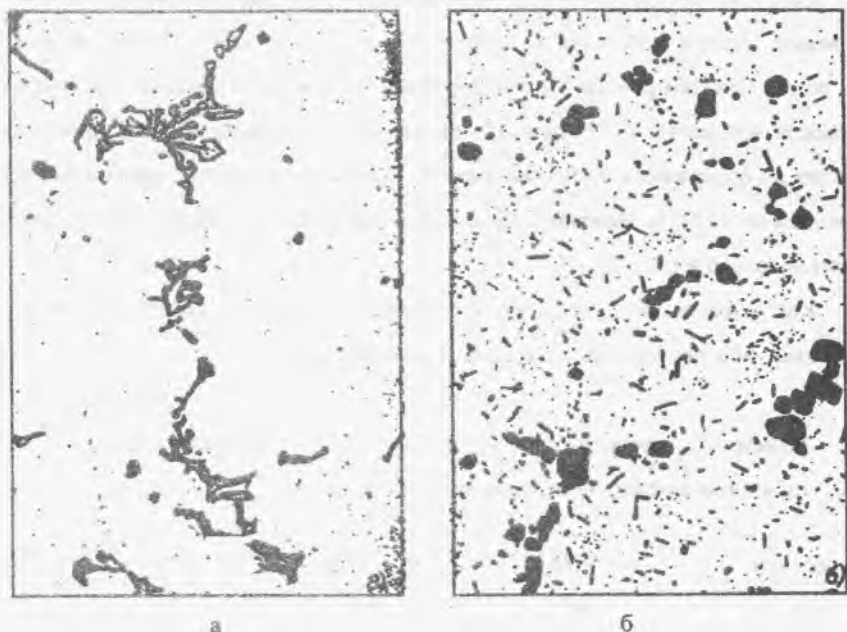


Рис.5. Микроструктура алюминиево-магниевого сплава без (а) и после (б) магнитно-импульсной обработки расплава

Общее объяснение механизма воздействия магнитно-импульсной обработки на расплав состоит в различии электрических свойств фаз и структурных составляющих в процессе начинающейся кристаллизации: после обработки гетерогенность сплава выражается не эвтектикой, а одной из её фаз — интерметаллидами.

Одной из причин отсутствия внедрения магнитно-импульсной обработки в качестве модифицирующей является необходимость капитальных затрат, которые не нужны в традиционных способах модифицирования. В сложившейся к настоящему времени экономической ситуации это немаловажно.

1.3. Сплавы, легированные скандием

Согласно литературным данным, введение скандия в алюминий и алюминиевые сплавы способствует существенному росту прочностных свойств. Так, по результатам работы [3], при введении 0,1% скандия в алюминий микротвёрдость возрастает в 2,5 раза. По сведениям [4], каждая десятая процента скандия до содержания 0,4% способствует повышению предела прочности (σ_b) в среднем на 45 МПа. Влияние скандия на механические свойства чистого алюминия показано в табл. 2.

Как видно из неё, увеличивать содержание скандия свыше 0,5% нецелесообразно, ибо значительно понижается пластичность.

Таблица 2

Зависимость пределов прочности, текучести и относительного удлинения алюминия от содержания скандия

% скандия	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
0	90	70	41,3
0,1	100	80	39,3
0,2	180	160	17,8
0,3	240	220	15,3
0,4	270	255	16,0
0,6	300	285	14,8

Оптимальное содержание скандия в алюминиевых сплавах определяется их составом, а именно: образует ли скандий с другими легирующими элементами интерметаллиды и, если образует, то свойствами и размером их включений. Из основных легирующих элементов, обычно используемых в промышленных сплавах алюминия, только медь образует со скандием грубые тройные интерметаллиды, которые обозначают в литературе [4] как фазу W. Крупные первичные её частицы увеличивают объёмную долю избыточных фаз (вместе с

другими интерметаллидами) в структуре, вследствие чего прочностные свойства, относительное удлинение и вязкость разрушения снижаются. Не достигается также и антирекристаллизационный эффект. Фаза W образуется в тройной системе Al-Cu-Sc при содержании меди больше 1,5% и скандия больше 0,2%.

С магнием, цинком и литием скандий не образует интерметаллидов. В сплавы с этими легирующими элементами скандий рекомендуется вводить в количестве 0,3...0,5%, причём в присутствии циркония — ближе к нижнему пределу.

К настоящему времени разработано около десятка сплавов алюминия, легированных скандием. Это деформируемые сплавы 1570 и 1970 систем Al-Mg-Sc и Al-Zn-Mg-Sc соответственно, а также литейные сплавы 1515, 1523, 1975, 1421 и 1423. Два последних сплава относятся к системе Al-Mg-Li-Sc. В 1993 г. сплав 1570 был внедрён в производстве листовых и прессованных полуфабрикатов. Его химический состав приведён в табл. 3.

Таблица 3

Содержание легирующих элементов в сплавах 1570 и AMг6

(ТУ 1 — 809 — 420 — 83)

Сплав	Весовой %					
	Mg	Mn	Sc	Zr	Fe	Al
1570	5,8-6,8	0,10-0,25	0,3-0,5	0,05-0,15	≤ 0,005	Осн.
AMг6	5,8-6,8	6,5-0,8	—	0,02-0,10	≤ 0,005	Осн.

Как видно из табл. 3, его промышленным аналогом явился сплав AMг6. Содержание марганца в сплаве 1570 понижено вследствие того, что интерметаллиды Mn_6Al грубее включений Al_3Sc и особенно $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$. Оставшееся количество марганца необходимо для сохранения коррозионной стойкости сплава. Что касается скандия, то введение его в количестве ближе к нижнему

пределу (0,3%) связано с большей ролью вторичных интерметаллидов скандия по сравнению с первичными в антирекристаллизационном эффекте. Согласно работе [9], в листах сплава 1570 толщиной менее 0,5 мм первичная рекристаллизация не завершается.

Наблюдаемый факт объясняется тем, что первичные интерметаллиды перед заключительной прокаткой приобретают меньший размер по сравнению с интерметаллидами в слитке, а предшествующий рекристаллизационный отжиг способствует их частичному растворению в твердом растворе. Выделяющиеся после отжига вторичные интерметаллиды скандия из-за меньшего размера, чем у первичных, обладают меньшей склонностью к коагуляции, благодаря чему первичная рекристаллизация в листах толщиной менее 0,5 мм не завершается. На наш взгляд, в присутствии циркония оптимальное количество скандия в сплаве составляет 0,3% — в соответствии с его максимальной растворимостью в алюминии (см. рис. 1). Такого количества скандия вполне достаточно и для модифицирования, и, главное, для наибольшего антирекристаллизационного эффекта в сплаве.

В табл. 4 приведены механические свойства катаных и прессованных полуфабрикатов из сплавов 1570 и АМгб. Результаты получены при комнатной температуре. Состояние образцов: М — после рекристаллизационного отжига, ГК — после горячей прокатки, Н — нагартованный (после холодной обработки давлением). Ударную вязкость a_n определяли на образцах с радиусом надреза (r_n) 1 мм в зонах сварного шва и не затронутого сваркой сплава.

Из данных табл. 4 следует, что основные отличия сплава 1570 по уровню механических свойств от сплава АМгб состоят в величинах предела текучести (σ_{02}) — здесь сплав 1570 имеет преимущество — и относительного удлинения — в этом сплав 1570 уступает. Судя по результатам механических испытаний полуфабрикатов после сварки, сплав 1570 вполне может заменить сплав АМгб в сварных конструкциях.

Таблица 4

Механические свойства сплавов в нормальных условиях

Сплав	Виды полуфабриката	Состояние образцов	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	a_n , кг/см ² ($r_n \leq 1,0$ мм)	
						Шов	Зона сплава
1570	Лист толщиной от 1 до 10 мм	М	370	240	15	34	2,2
		ГК	360	220	15	-	-
		Н	420	340	8	-	-
АМгб	Лист толщиной 2-4 мм	М	340	170	23	2,3	1,9
		Пруток прессованный	М	370	180	22	-

Результаты механических испытаний листового полуфабриката сплавов при температурах от -253 до $+200^\circ\text{C}$ представлены на рис. 6 в виде зависимостей (σ_B , $\sigma_{0,2}$) = $f(t)$. Из них также следует, что по прочностным свойствам, особенно в величине $\sigma_{0,2}$, сплав 1570 имеет преимущество перед сплавом АМгб.

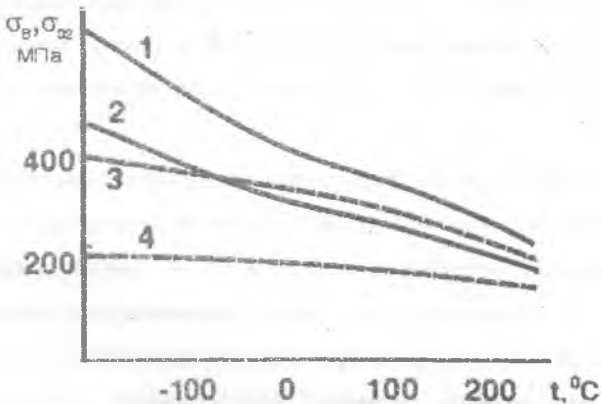


Рис.6. Зависимости пределов прочности (кривые 1, 2) и текучести (3, 4) от температуры испытаний сплавов 1570 (1, 3) и АМгб (2, 4). Толщина листа 2 мм

Что касается коррозионной стойкости, то полуфабрикаты сплава 1570 в отожжённом состоянии и их сварные соединения не чувствительны к коррозии под напряжением. Прессованные полуфабрикаты имеют также удовлетворительную стойкость к межкристаллитной и расслаивающей коррозии. Исключение составляют листы из сплава 1570, которые в состоянии после рекристаллизационного отжига и провоцирующего нагрева при температуре 160°C в течение 24 ч обладают пониженной стойкостью против расслаивающей коррозии по сравнению со сплавом АМгб.

1.4. Сплав АМг10

Цель разработки новых материалов заключается в повышении уровня физико-механических и технологических свойств, а также придании специальных свойств материалу в изделии. Что касается аэрокосмической техники, то наиболее важным в ней применительно к материалам является сочетание высоких удельных (по отношению к плотности), эксплуатационных и функциональных (например, размерная стабильность элементов конструкции) характеристик.

Основными методами достижения этой цели в сплавах служат, во-первых, металлургические приёмы выплавки, переплава и внепечной обработки расплава, которые определяют степень загрязнённости сплава вредными примесями, т.е. его качество; во-вторых, способы разливки жидкого металла, в частности, уровень технологии полунепрерывного литья, от которых во многом зависит способность слитка к последующей обработке давлением, и, наконец, способы завершающей обработки изделий, например, термической обработки. Формирование окончательных структуры и свойств сплава в изделии определяется совокупностью методов трёх указанных групп. Например, оптимальные режимы термообработки сплава зависят и от качества сплава, определяемого металлургией, и от качества слитка, определяемого условиями литья.

В течение нескольких последних лет коллективом металлургов, литейщиков и металлообработчиков НИИД (научно-исследовательский институт двигателестроения) и СГАУ был разработан высокомагнийевый деформируемый и упрочняемый термической обработкой сплав АМг10. В настоящее время он проходит технологические испытания перед внедрением в промышленность. Предполагается широкое использование сплава в автомобилестроении, где он может составить конкуренцию низкоуглеродистым легированным сталям с высокой штампуемостью.

Наиболее известными сплавами системы алюминий–магний, которая представлена ранее (см. рис. 1), являются сплавы АМг2... ..АМг6. Они относятся к не упрочняемым термической обработкой из-за недостаточно высокого содержания магния и, следовательно, недостаточного количества β -фазы (интерметаллида Al_3Mg_2), которая служит упрочняющей фазой при старении закалённого сплава. Увеличение содержания магния больше 6% повышает упрочняющий эффект от старения, но при полунепрерывном литье слитков из-за неравновесной кристаллизации таких сплавов появляется эвтектическая структурная составляющая, не устранимая гомогенизационным отжигом. При наличии эвтектики сплав нельзя отнести к деформируемым из-за резкого снижения пластичности.

С развитием технологии выплавки сплавов алюминия и полунепрерывного литья слитков, а также способов внепечной обработки расплава для повышения качества металла удалось получить сплав с содержанием магния до 10,5% без эвтектической структурной составляющей. Приведённые на рис. 7 микроструктуры сплава АМг10 после литья и гомогенизационного отжига (а) и после закалки (б) свидетельствуют об отсутствии эвтектики, что очевидно из сравнительной однородности картин. Небольшая структурная неоднородность исчерпывается лишь некоторой разнотерностью (рис. 7, а) и небольшим различием в размерах интерметаллидных включений, что наиболее заметно на рис. 7, б.

Химический состав сплава представлен в табл. 5.

Таблица 5

Массовая доля элементов (весовой процент) в сплаве АМг10

Mg	Zr	Fe	Ti	B	Co	Al
9,8 — 10,5	0,08-0,18	0,04-0,08	0,02-0,09	0,01	0,015	осн.

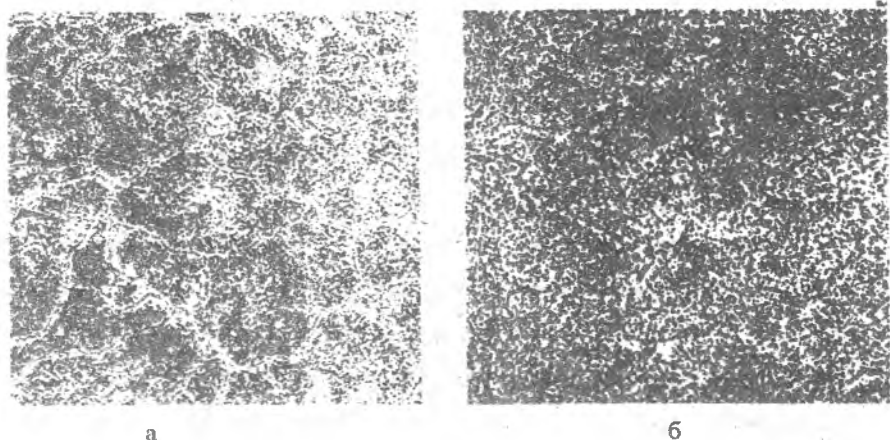


Рис.7. Микроструктуры сплава АМг10 после гомогенизационного отжига (а) и после закалки (б). Увеличение 200

Как видно из неё, рассматриваемый сплав является многокомпонентным. Кроме магния, на формирование структуры слитка оказывают влияние ещё 4 — 5 легирующих элементов. Цирконий и бор являются модификаторами и антирекристаллизаторами; титан, как и цирконий, образует с алюминием интерметаллиды, а с бором — бориды, обладающие высокой стойкостью к коагуляции при нагреве; бериллий и кобальт могут входить в состав сложных интерметаллидов. В результате микролегирования (содержание легирующих, кроме магния, элементов не превышает 0,1 — 0,2%) сплава многими компонентами, особых условий кристаллизации слитка, включая магнитно-импульсную обработку, совместно с выпечной обработкой расплава, предотвращающей образование грубых оксидов, формируется мелкозернистая, т.е. недендритная, структура. В затвердевшем слитке могут возникнуть небольшие участки двойных или тройных эвтектик, вырожденных благодаря микролегированию и модифицирующему воздействию легирующих элементов до первичных интерметаллидов, но в нём не будет грубой эвтектики двойного сплава системы алюминий—

магний, не устраняемой при гомогенизации. Последующий гомогенизационный отжиг многокомпонентного сплава (температура 450°C , выдержка 14 — 16 ч) устраняет вырожденные эвтектики и приводит к формированию довольно однородной полиэдрической структуры (см. рис. 7, а).

Кроме того, закалённый сплав может упрочняться при искусственном старении, что подтверждается сравнением структур (рис. 7) после отжига и закалки. После закалки (рис. 7, б) в микроструктуре становится меньше включений интерметаллидных фаз, так как вторичные интерметаллиды растворяются в твёрдом растворе при нагреве и выдержке перед закалкой.

Таким образом, благодаря комплексной системе регламентированного формирования структурно-фазового состояния сплава, в которую входят определённый порядок загрузки литейных форм с легирующими компонентами в ходе выплавки, внепечная обработка расплава и специальные условия кристаллизации слитка, сплав АМг10 классифицируют не только как деформируемый, но и как упрочняемый термической обработкой, в отличие от сплава АМг6.

На рис. 8 показана кривая деформационного упрочнения сплава АМг10 вместе с аналогичными кривыми сплава АМг6 и низкоуглеродистой легированной стали 08ГСЮТ/Ф/. Указанная сталь обладает высокой штампуемостью. Толщина листа, из которого изготовляли образцы для испытаний, составляла 1,0 — 1,1 мм. Кривая сплава АМг10 представлена в виде интервала значений, полученных при испытаниях продольных и поперечных направлению прокатки образцов. Как видно из графика, по интенсивности наклёпа сплав АМг10 превосходит сплав АМг6, но уступает стали.

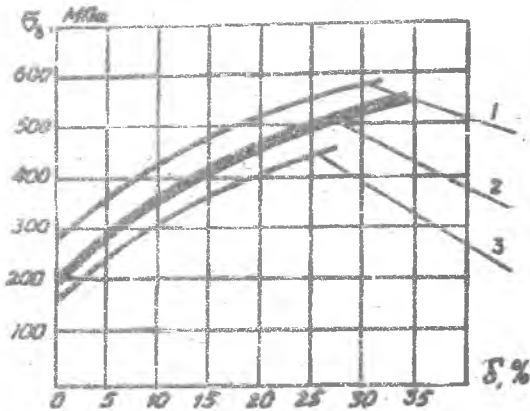


Рис.8. Кривые упрочнения различных материалов: 1. — стали 08ГСЮТ(Ф) и алюминиевых сплавов 2 — АМг10 и 3 — АМг6

Зависимости механических характеристик рассматриваемого сплава от температуры испытаний приведены на рис. 9. Штриховкой отмечен диапазон температур, в котором наблюдается наибольшая пластичность сплава и в котором целесообразно проводить горячую обработку давлением. Хотя приведённые результаты испытаний получены на литых образцах, тем не менее по изменению характеристик можно судить о температурном интервале первичной рекристаллизации и величинах t_p'' и t_p' в листовых полуфабрикатах сплава. Величина t_p'' соответствует температуре 190 — 200°С, при которой наблюдается резкое падение значений σ_{02} и особенно σ_0 ; величина t_p' — температуре 390 — 410°С, когда уменьшение прочности с ростом температуры почти прекращается.

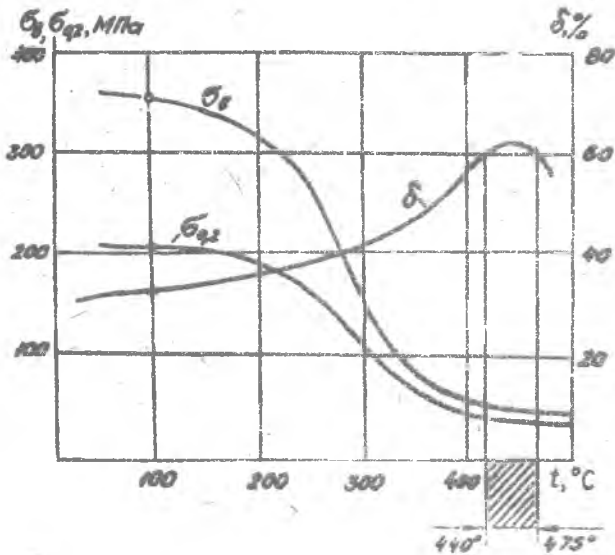


Рис.9. Зависимости механических свойств сплава АМг10 от температуры испытаний

Таким образом, по температурной устойчивости сплав АМг10 превосходит сплав АМг6 (см. рис. 3 и 4), так как кинетика первичной рекристаллизации в нем более замедлена.

2. НОВОЕ В ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

2.1. Трёхступенчатое старение высокопрочных сплавов

Широкое применение в аэрокосмической технике находят сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu, которые получили название высокопрочных благодаря тому, что после термообработки имеют самые высокие значения пределов прочности и текучести из сплавов алюминия. Это довольно обширная группа, включающая сплавы марок В93, В95, В96ц, В95пч, В95оч, 1970, 1975. Сплавы двух последних марок разработаны в 90-х годах. Термическая обработка высокопрочных сплавов состоит из закалки от температур 450 — 480°C в зависимости от состава и искусственного старения при температурах 120 — 140°C в течение 16 — 24 ч. Их основной упрочняющей фазой является интерметаллид $MgZn_2$, помимо которого при старении выделяются ещё несколько интерметаллидных фаз. В литературе [10] основную упрочняющую фазу обозначают η -фазой.

Несмотря на высокие прочностные характеристики сплавов, их эксплуатационная надёжность является недостаточной из-за низкой устойчивости против расслаивающей коррозии и коррозионного растрескивания. Величина максимального напряжения σ_{cr} , до которого не происходит коррозионного растрескивания, лежит значительно ниже предела текучести. Кроме того, этим сплавам присуща пониженная вязкость разрушения (ударная вязкость) или повышенная чувствительность к концентраторам напряжений.

Оба указанных вида коррозии, очень опасные в эксплуатации изделий, связаны с зернограницным разрушением сплавов, которое происходит под действием растягивающих напряжений в коррозионной среде, например, в обычном атмосферном воздухе, а также при расслаивающей коррозии в отсутствие

напряжений. Зернограничное разрушение обусловлено особенностями распада твёрдого раствора по границам зёрен при старении.

После искусственного старения сплава выделения упрочняющих фаз в объёме зёрен мелкодисперсны и распределены равномерно. Однако по границам зёрен выделяются более грубые частицы, причём на отдельных участках границ они образуют почти сплошные ободки. Формируется структура с почти сплошной сеткой границ, состоящих из грубых включений интерметаллидов. Именно такая структура является наиболее неблагоприятной для коррозионной стойкости и вызывает зернограничное разрушение при воздействии коррозионной среды и растягивающих напряжений. Следовательно, требуется сформировать структуру с дисперсными равномерно распределёнными в объёме зёрен выделениями упрочняющих фаз, чтобы по границам зёрен не было сплошных ободков грубых выделений, т.е. структуру, обеспечивающую максимальную прочность и высокую коррозионную стойкость.

Требуемая структура формируется в результате так называемого возврата и повторного искусственного старения. Что такое возврат в применении к упрочняемым термической обработкой алюминиевым сплавам после старения, можно понять из рис. 10, на котором представлена схема зависимости предела прочности предварительно состаренного сплава от длительности последующей выдержки при различных температурах.

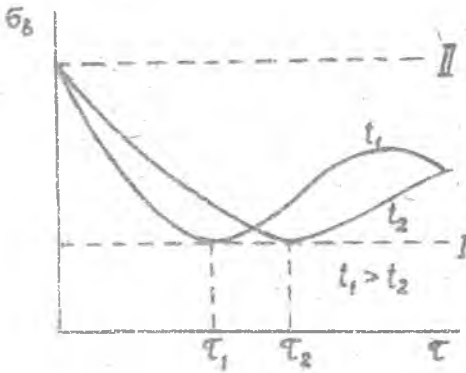


Рис. 10. Схема зависимости σ_s от времени выдержки τ при различных температурах: I, II — уровни σ_s в свежезакаленном и состаренном состояниях соответственно; τ_1 и τ_2 — выдержки, при которых ЗПП полностью растворяются и σ_s сплава понижается до уровня свежезакаленного

После полного возврата сплав должен иметь такую же структуру, как в свежезакаленном состоянии. На этой стадии термической обработки — обработки на возврат — важно правильное определение длительности изотермической выдержки: именно τ_1 при t_1 и τ_2 при t_2 . Если, например, при t_1 выбрать, $\tau < \tau_1$, то полного возврата не будет, так как зоны Гинье-Престона (ЗПП) не успевают полностью раствориться. Если $\tau > \tau_1$, то также не происходит полного возврата, ибо сплав уже упрочняется вследствие выделения частиц упрочняющих фаз. Правильность изотермической выдержки при термической обработке на возврат определяет результат окончательного старения: конечный уровень механических свойств и коррозионную стойкость сплава.

Таким образом, рассматриваемый возврат не имеет отношения к возврату пластически деформированных металлов и сплавов.

Термическая обработка, состоящая из закалки, старения, возврата и по-

вторного старения получила название трёхступенчатого старения. В литературе [10] обозначается иногда как RRA (Retrogression and Reaging). Её цель — повысить коррозионную стойкость деформируемых и упрочняемых термической обработкой сплавов алюминия при сохранении максимальной прочности. В результате возврата формируется структура границ зёрен, обеспечивающая достаточно высокую коррозионную стойкость сплава, а вследствие окончательного старения, после возврата, — достигается максимальный уровень прочностных свойств.

Рассмотрим фазовые превращения в сплаве В95 по ходу трёхступенчатого старения. После первого старения (на максимальную прочность) внутри зёрен образуются дисперсные равномерно распределённые в объёме выделения упрочняющих фаз. Примером может служить уже упомянутая η -фаза ($MgZn_2$) в виде ЗГП или когерентной по отношению к твёрдому раствору η -фазы. По границам зёрен формируются более грубые (на один-два порядка крупнее) частицы некогерентной η -фазы в виде цепочек, на некоторых границах — в виде сплошных ободков. К сожалению, именно такая структура (см. рис. 11, а) обуславливает низкую коррозионную стойкость не только высокопрочных сплавов алюминия, но и дюралей.

Последовательность формирования структуры в ходе трёхступенчатого старения представлена на рис. 11.

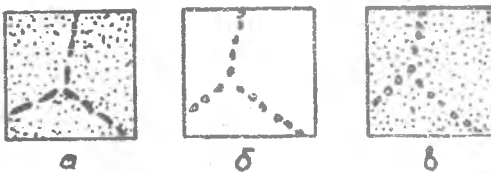


Рис.11. Схема изменения структуры при трехступенчатом старении: а — после первого старения, б — после возврата, в — после окончательного старения

При последующем нагреве под возврат дисперсные выделения упрочняющих фаз, неустойчивые при температуре возврата, растворяются в твёрдом растворе, а частицы η -фазы по границам зёрен укрупняются вследствие коагуляции. Осуществляется вторая ступень старения, в результате которой сплошность ободков по границам зёрен нарушается и расстояние между включениями растёт. Формируется структура, подобная представленной на рис. 11, б. Окончательное старение на максимальную прочность приводит вновь к равномерному выделению дисперсных частиц упрочняющих фаз в объёме зёрен, тогда как изменений в строении границ практически не происходит (рис. 11, в).

Эволюция свойств сплава В95 по ходу описанной термической обработки показана в табл. 6. Как видно из неё, после возврата происходит почти четырёхкратное увеличение значения $\sigma_{кр}$, характеризующего коррозионную стойкость сплава. После окончательного старения изменяется (растёт) только прочность.

Таблица 6

Изменение свойств сплава В95 при трехступенчатом старении

Этап обработки	σ_b	σ_{02}	$\sigma_{кр}$	$\delta, \%$
	МПа			
Закалка	410	280	—	7
Старение	530	460	25	6
Возврат	420	300	90	7
Окончательное старение	520	450	90	6

Таким образом, термическая обработка, заключающаяся в трёхступенчатом старении, позволяет существенно повысить коррозионную стойкость большого класса высокопрочных сплавов алюминия, применяемых главным

образом в самолётостроении. Основное в ней — правильность экспериментального определения оптимальных режимов (температуры и длительности изотермической выдержки) возврата, обеспечивающих сохранение максимальной прочности после старения первой ступени.

2.2.Стабилизирующая термическая обработка

Стабилизирующая термическая обработка сплавов известна едва ли не с 20-х годов, когда ее начали применять для сохранения постоянства размеров изделий из сталей и чугунов. Однако в самолётостроение и, тем более, аэрокосмическую технику она пришла значительно позднее. Поскольку в учебной литературе стабилизирующая термообработка пока не нашла достаточно полного отражения и в большинстве дипломных работ за полувекую историю факультета о ней даже не упоминается, а также потому, что выбор её оптимальных режимов для новых сплавов является довольно трудной задачей, мы сочли уместным уделить этому вопросу несколько страниц. Наконец, третьей причиной, по которой, на наш взгляд, нельзя пройти мимо стабилизирующей термообработки, стала парадоксальная ситуация, сложившаяся к настоящему времени в нормативном обеспечении этого вопроса.

Стабилизирующая термическая обработка сплавов должна обеспечивать длительное сохранение постоянства размеров детали в условиях эксплуатации, т.е. её размерную стабильность. В аэрокосмической технике стабильность размера деталей прецизионных систем, например, систем навигации и аэрофотосъёмки, гарантирует их функциональные свойства и ресурс агрегата в целом. Если при эксплуатации агрегата изменяется размер хотя бы одной детали указанных систем, то агрегат становится «слепым», теряет функциональные свойства и выходит из строя.

Размерная стабильность важна не только для материалов, применяемых в аэрокосмической технике, она обеспечивает также высокое качество режущего,

штампового и измерительного инструмента, элементов силовых конструкций и изделий специального назначения.

Оптимальные режимы стабилизирующей термообработки зависят от физико-химических свойств основы сплава, химического и фазового составов, температуры и характера среды в условиях эксплуатации изделий, термокинетики фазовых и структурных превращений, а также величины и соотношения термических коэффициентов линейного расширения фаз в гетерогенных сплавах и композиционных материалах. Выбор оптимальных режимов стабилизирующей термообработки отнюдь не прост. Этот вопрос глубоко и неоднократно обсуждался в литературе [11].

Большое значение в ней имеет первичная рекристаллизация: именно её термокинетические особенности определяют в основном оптимальные режимы. В отличие от превращений II-го рода (полиморфных) она может происходить во всех металлических системах после холодной пластической деформации выше критической степени — 3 ... 10% — при нагревании до температуры T_p^* . Для увеличения размерной стабильности деформируемых сплавов алюминия применяют легирование элементами-антирекристаллизаторами, к которым, как отмечено ранее, относятся скандий, цирконий и др.

Оптимальные режимы стабилизирующей термической обработки отечественных сплавов, разработанных и внедрённых в производство до 1972 г., сведены в ГОСТ 17535-72 [12]. В зависимости от основы сплава и категории точности выполнения размеров детали данный норматив рекомендует три её разновидности: рекристаллизационный отжиг, стабилизирующий отжиг — для не упрочняемых термической обработкой деформируемых сплавов — и стабилизирующее старение — для упрочняемых термообработкой сплавов. Варьируемые параметры режимов — температура и длительность изотермической выдержки, неизменный параметр — среда, а именно: воздух. Для некоторых сплавов указаны температуры обработки холодом и скорость изменения температуры при стабилизирующей термической обработке.

Критериями предварительного контроля стабилизирующей термообработки или прогноза уровня стабильности размеров детали из сплава по нормативу служат характеристики размерной стабильности (сопротивления микропластической деформации): условные пределы упругости и релаксации напряжений (ползучести). Их значения тоже приведены.

Однако в нормативном обеспечении стабилизирующей термообработки материалов следует отметить два парадокса, которые подрывают значимость такого обеспечения. Во-первых, в 1977 г. было принято решение о продлении действия норматива [12] на неограниченный срок без изменений и дополнений. Это означает, что, хотя данный норматив остаётся действующим, тем не менее, в него не могут войти сплавы, разработанные после 1972 года. Кстати сказать, за минувшую четверть века новых материалов создано на порядок больше, чем фигурирующих в нормативе. Теперь режимы стабилизирующей термообработки новых сплавов прячут в труднодоступных технических условиях. Во-вторых, хотя значения условного предела релаксации напряжений сплавов, разработанных до 1972 г., в нормативе приведены, однако стандарт на методику определения этой характеристики до сих пор отсутствует.

Режимы стабилизирующей термообработки наиболее распространённых сплавов алюминия приведены в табл. 7 вместе с характеристиками размерной стабильности.

Таким образом, студенты, выполняющие курсовую или дипломную работу (или раздел) по размерной стабильности новых деформируемых сплавов алюминия, не вошедших в табл. 7, вынуждены либо искать данные в труднодоступных технических условиях, либо проводить экспериментальные исследования собственными силами.

Таблица 7

Режимы стабилизирующей термообработки и условные пределы упругости σ_y и релаксации σ_p напряжений (при изгибе) деформируемых сплавов алюминия (ГОСТ 17 535 -77)

Сплав	Температура отжига, °С	Выдержка, ч	σ_y , МПа	σ_p , МПа
АМц	250 — 300	2 — 3	63,8	5,9 — 8,8***
АМгб	310 — 330	2 — 4	78,5	5,9 — 7,9***
В95*	115 — 125	8 — 10	392,4	49,1 — 58,9
Д1, Д16*	185 — 195	5 — 6	215,8	29,4 — 39,2
Д20*	190 — 200	6 — 8	245,3	44,2 — 54,0***
1570	490 — 520**	2 — 4	190	60

* После закалки и искусственного старения.

** В зависимости от толщины листа.

*** При температуре 100°С.

Оба варианта выполнения могут оказаться недостаточно плодотворными. Поэтому уместно напомнить, что новые сплавы разрабатываются, как правило, на основе известных промышленных аналогов. Установив сплав-аналог и обнаружив его в нормативе [12], можно приблизительно ориентироваться на указанный уровень характеристик размерной стабильности и режим стабилизирующей термической обработки по их выбору для нового сплава. Однако в случае легирования промышленного аналога нового сплава элементами, являющимися модификаторами и антирекристаллизаторами одновременно, подобный ориентир может оказаться далеким от действительности, как это видно из табл. 7 на примере сплавов АМгб и 1570.

3. РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ, КОНТРОЛЯ И ИСПЫТАНИЙ

При разработке новых сплавов важное место занимают структурные методы исследования и контроля, а также механических испытаний. Без них невозможно осуществить правильный выбор оптимальных режимов обработки и переработки полуфабриката. Поскольку за последние 10 лет, прошедшие со времени издания предыдущего пособия по деформируемым сплавам алюминия, в такие методы внесены довольно значительные усовершенствования, то мы остановимся на наиболее важных из них, особенно на тех, которые связаны с тематикой работ, проводимых и имеющих продолжение к настоящему моменту в нашем университете.

3.1. Металлография

Среди современных способов исследования и контроля качества полуфабрикатов и заготовок из разрабатываемых сплавов металлографический метод по-прежнему остаётся в числе основных благодаря простоте, наглядности и способности отражать технологические режимы обработки давлением, а также термической обработки. Результаты металлографического анализа объектов, изготовленных горячей или холодной обработкой с промежуточным рекристаллизационным отжигом, позволяют судить об уровне и распределении пластической деформации по объёму, правильности назначения температуры обработки и длительности изотермической выдержки при отжиге, а также о соотношении скоростей деформации и динамической рекристаллизации.

Покажем на примере холоднокатаного листа из сплава АМгб возможности металлографического контроля в предотвращении брака при листовой штамповке, что расширяет рамки традиционного применения металлографии.

Как и заготовкам в других способах обработки давлением, катаному по-

луфабрикату присуще неоднородное распределение пластической деформации по сечению листа [13]. Неоднородность деформации, во-первых, обуславливает неравномерное упрочнение металла и, во-вторых, приводит после отжига к формированию разнотельной структуры в локальных объёмах листа. Перед холодной штамповкой такого полуфабриката существует необходимость проведения дополнительных технологических операций (гибки, разделительных операций и т.п.), деформации и остаточные напряжения от которых накладываются на предшествующее штамповке напряжённо-деформированное состояние листа. Это может усиливать неоднородность деформации по сечению и приводить к неисправимому браку, предотвратить который может предварительный металлографический контроль благодаря выявлению зон с докритической и закритической деформациями. Сущность контроля, предложенного в работе, состоит в следующем.

Сначала получают калибровочную зависимость среднего размера рекристаллизованного зерна от величины ε при прокатке. Такая зависимость для сплава АМгб при толщине листа 2 мм показана на рис. 12. Температура отжига должна лежать не ниже температуры t_p^k завершения первичной рекристаллизации в сплаве. Для сплава АМгб температура отжига составила 450°C , что на $130 - 160^\circ\text{C}$ выше t_p^k , выдержка — 2 ч, среда — воздух.

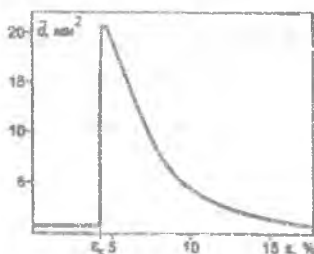


Рис.12. Зависимость размера рекристаллизованного зерна от степени обжатия листа из сплава АМгб

Затем образец, вырезанный из листа полуфабриката, деформируют прокаткой на контролируемую величину, незначительно превышающую значение ϵ_k , например, на величину 5,0%, что выше значения ϵ_k , равного 4,6%. В качестве дополнительной технологической операции можно взять вдавливание индентора (см. рис. 13, а), совершаемое в одном из самых распространенных методов контроля веществ — при измерении твёрдости. Далее образец отжигают при тех же режимах — температуре 450°С на воздухе в течение 2 ч. После отжига его протравливают с противоположной отпечатку индентора стороны листа и по выявленной макроструктуре (см. рис. 13, б) определяют величину докритической деформации, вносимую вдавливанием индентора. Как следует из схемы рис. 13, б, зона с докритической деформацией соответствует участку 4. Измерив на этом участке величину зерна, находят по предыдущему рис. суммарную деформацию. Вычитая из неё контролируемую величину (5,0%), получают искомое значение.

Если технологическая операция вызывает критическую деформацию, то перед ней образец также подвергают небольшой контролируемой деформации, немного выше критической, и предварительному рекристаллизационному отжигу по тем же режимам. После отжига проводят технологическую операцию и за ней — ещё один отжиг. В результате такой последовательности после травления чётко выявляется мелкозернистая зона деформации, обусловленная операцией, на крупнозернистом фоне, операцией не затронутом.

Вариант технологической операции, вызывающей закритическую деформацию, реализован на листе сплава АМгб вырубкой отверстия (рис. 14). Как видно из него, зоне закритической деформации соответствует участок 1. Определив величину зерна на этом участке, по рис. 12 находят величину ϵ .

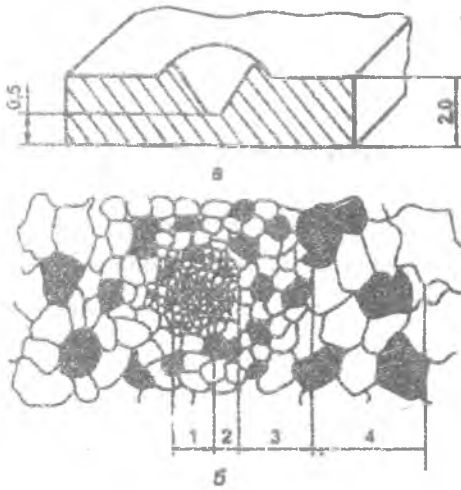


Рис.13. Схемы вдавливания индентора (а) и структуры после вдавливания (б)

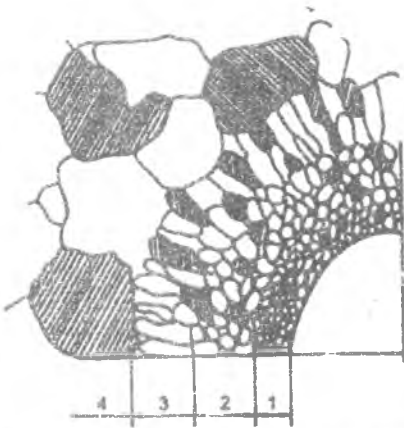


Рис.14. Схема структуры листа в месте вырубки отверстия

Таким образом, изложенный способ металлографического контроля позволяет не только выявлять зоны с неоднородной пластической деформацией и структурой, но и оценивать в них уровень деформации, что может способство-

вать предотвращению брака на последующих этапах обработки полуфабрикатов и заготовок давлением.

3.2. Рентгеноструктурный контроль

При обработке металлов и сплавов давлением в полуфабрикате или заготовке формируется кристаллографическая текстура, преимущественная кристаллографическая ориентировка зерен. Любая кристаллографическая текстура характеризуется тремя параметрами: во-первых, плоскостной компонентой, показывающей, какие кристаллографические плоскости пространственной решетки объекта преобладают в плоскости деформации; во-вторых, компонентой направления, выражающей преимущественное кристаллографическое направление, которое совпадает с направлением деформации в плоскости деформации, и, наконец, степенью совершенства, определяющей уровень преобладания основной ориентировки перед побочными. Величина, обратная степени совершенства, называется степенью рассеяния текстуры. Чем выше степень деформации объекта, тем совершеннее текстура деформации и меньше её рассеяние.

Текстура деформации не устраняется. При рекристаллизационном отжиге она преобразуется в текстуру рекристаллизации. Происходит смена преимущественной кристаллографической ориентировки зерен. Это принципиально. Степень совершенства изменяется незначительно (непринципиально): более совершенной текстуре деформации соответствует, как правило, более совершенная текстура рекристаллизации.

Схематическое изображение текстур деформации и рекристаллизации, формирующихся в листовых сплавах с кристаллической решеткой границентрированного куба (ГЦК), представлено на рис. 15.

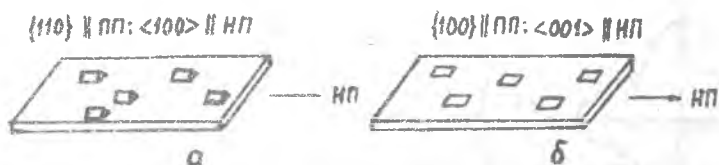


Рис.15. Схемы кристаллографических текстур деформации (а) и рекристаллизации (б) в алюминиевых сплавах. НП — направление прокатки

Кристаллографическую текстуру в записи обозначают следующим образом. Плоскостную компоненту и компоненту направления обозначают кристаллографическими индексами семейства одноимённых плоскостей $\{hkl\}$ и направлений $\langle hkl \rangle$ соответственно, а рядом с индексами через знак параллельности записывают плоскость и направление деформации. Так, для катаного листа, изображённого на рис. 15, где ПП — плоскость прокатки — и НП — её направление, текстуры деформации и рекристаллизации указывают соответственно: $\{110\} \parallel \text{ПП}, \langle 100 \rangle \parallel \text{НП}$ и $\{100\} \parallel \text{ПП}, \langle 001 \rangle \parallel \text{НП}$. Текстуру, обозначенную последней записью, называют кубической. Степень совершенства или рассеяния кристаллографической текстуры в такой записи отсутствует. Важность контроля кристаллографической текстуры в металлических полуфабрикатах и заготовках связана с тем, что вследствие анизотропии, обусловленной именно текстурой, их последующая обработка может приводить к браку. Покажем это на примере листовой штамповки.

При штамповке листового сплава возникает так называемая фестонистость из-за неодинаковой вытяжки сплава по различным кристаллографическим направлениям. Как показано на рис. 16, выступы (фестоны) чередуются со впадинами. Уровень фестонистости (величины отклонения фестонов от контура круга) зависит при этом от объёмного соотношения текстур деформации и рекристаллизации. Как видно из рис. 16, в, наименьший её уровень должен соответствовать оптимальному соотношению разноимённых текстур в объёме листа.

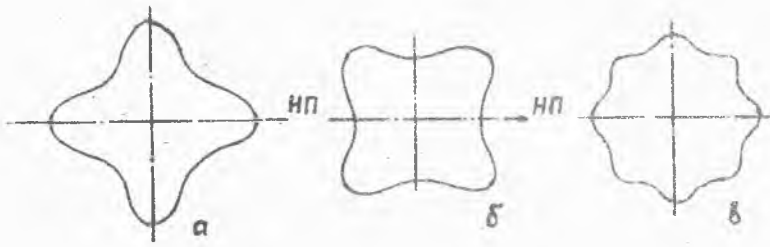


Рис.16. Схемы фестонистости при штамповке листа с текстурами деформации (а), рекристаллизации (б) и смешанными в оптимальном соотношении (в)

Следовательно, чтобы получить это оптимальное соотношение, нужно правильно выбрать режимы обработки давлением и термической обработки сплава. Для этого необходимо знать термокинетические закономерности преобразования текстуры деформации в текстуру рекристаллизации, которые определяются условиями обработки, составом сплава и толщиной листа.

Основным методом исследования и контроля текстуры в немагнитных сплавах, к которым относятся и сплавы алюминия, служит рентгеноструктурный анализ. По результатам рентгенографирования объекта строят и анализируют полюсные фигуры, т.е. сферические проекции нормалей (полюсов) к кристаллографическим плоскостям объекта при определённых осях проекции [14]. Полюсные фигуры позволяют получать наиболее полные данные о преимущественных кристаллографических ориентировках объекта и степени их рассеяния.

Судя по обилию литературы, посвящённой вопросу формирования текстур, методом построения и анализа полюсных фигур исследованы едва ли не все современные деформируемые сплавы. Тем не менее для контроля производственной технологии и разработки новых сплавов метод не пригоден по нескольким причинам. Во-первых, он довольно трудоёмок из-за необходимости анализа интенсивностей всех дифракционных линий спектра, обусловленного

конкретным излучением. Во-вторых, далеко не все металлообрабатывающие предприятия оснащены специальной аппаратурой — текстур-дифрактометрами, — позволяющей автоматизировать сбор информации и её обработку. В-третьих, по полюсным фигурам нельзя определить характеристик первичной рекристаллизации, хотя бы температур её начала и завершения, знание которых требуется для обоснованного выбора режимов термообработки. В-четвёртых, полюсные фигуры не дают информации о кинетике преобразования текстуры деформации в текстуру рекристаллизации, по которой судят о наименьшей длительности рекристаллизационного отжига. И, наконец, они не позволяют оценивать соотношение деформированного и рекристаллизованного объёмов сплава при смешанной текстуре.

Что касается металлографии, то с её помощью можно оценить соотношение деформированного и рекристаллизованного объёмов в сплаве со смешанной кристаллографической текстурой, но такая оценка будет весьма приближённой.

В работах сотрудников нашего вуза [15] был создан менее трудоёмкий, более простой и информативный, чем построение и анализ полюсных фигур, рентгеноструктурный способ контроля текстуры в листовых полуфабрикатах. Он базируется на результатах текстурного анализа металлов и сплавов, полученных ранее по полюсным фигурам, и состоит в анализе соотношения интенсивностей только двух интерференционных линий в зависимости от температуры изохронного (при равных выдержках) отжига холоднодеформированного полуфабриката. Такими линиями для деформируемых сплавов алюминия служат линии с индексами интерференции (200) и (220). Первая соответствует плоскостной компоненте преимущественной ориентировки в кристаллографической текстуре рекристаллизации, вторая — плоскостной компоненте основной ориентировки в текстуре деформации. Учёт преимущественного направления в обеих текстурах проводится при рентгенографировании полуфабриката в положении текстурного максимума линий.

Зависимости I_{200} / I_{220} и $\lg(I_{200} / I_{220})$ от температуры отжига сплавов АМгб и 1570, деформированных на 74 — 80%, представлены на рис. 17.

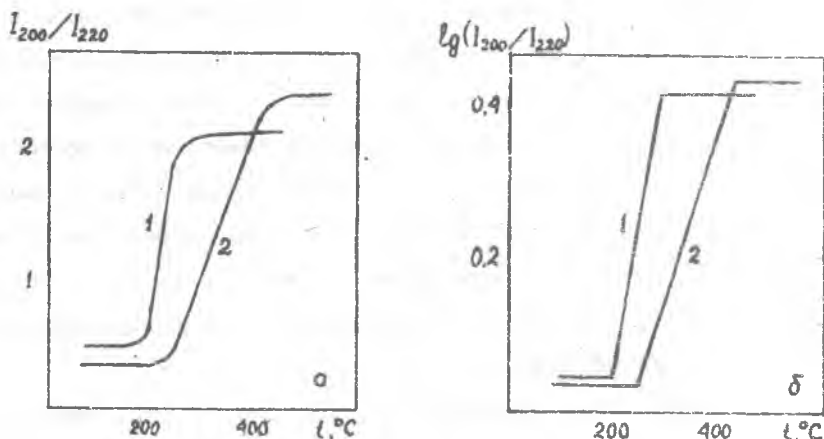


Рис.17. Зависимости соотношения интенсивностей от температуры отжига в обычных (а) и полулогарифмических (б) координатах для холоднокатаных ($\epsilon = 74 - 80\%$) сплавов: 1 — АМгб и 2 — 1570

Как видно из него, при формировании в полуфабрикате кристаллографической текстуры рекристаллизации уровень соотношения интенсивностей линий резко возрастает, благодаря чему по перегибам зависимости легко найти температуры начала и завершения первичной рекристаллизации. Для более точного определения этих величин зависимости рис. 17, а перестраивают в полулогарифмических координатах $\lg(I_{200} / I_{220}) - t$ (см рис. 17, б). Кинетика преобразования текстуры деформации в текстуру рекристаллизации отражается в наклоне участка зависимости рис. 17, а между перегибами. Как следует из сопоставления сплавов АМгб и 1570, кинетика рекристаллизации в последнем замедлена, что объясняется введением в сплав антирекристаллизатора скандия. Более высокий уровень соотношения интенсивностей после рекристаллизации в сплаве 1570 по сравнению со сплавом АМгб обусловлен лучшим структурно-

размерным соответствием твёрдому раствору интерметаллидов скандия, чем у интерметаллида магния в сплаве АМгб (см. табл. 1).

Как определить объёмное соотношение текстур рекристаллизации и деформации, поясняет рис. 18, на котором по оси ординат отмечены I_2 — соотношение интенсивностей не выше t_p^H ; I_1 — соотношение интенсивностей при температуре t , причем $t_p^H < t < t_p^K$; I_p — соотношение интенсивностей при температуре не ниже t_p^K .

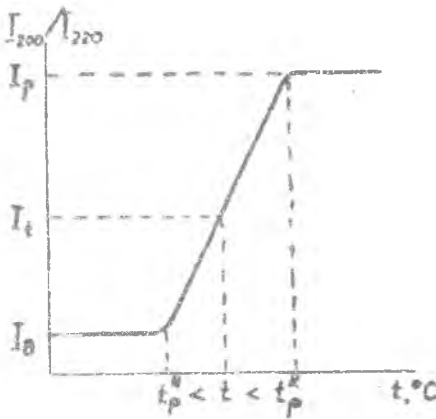


Рис.18. К определению относительных объемов кристаллографических текстур в листовых сплавах алюминия

Относительное объемное количество V_d текстур деформации и V_p рекристаллизации определяют по формулам:

$$V_d = (I_0 - I_t) 100\% / (I_p - I_0) .$$

$$V_p = (I_t - I_0) 100\% / (I_p - I_0) .$$

Таким образом, получив зависимость соотношения интенсивностей двух интерференционных линий от температуры отжига, можно определить значение характеристик ПР, относительную степень совершенства кристаллографических текстур и — для смешанных текстур — объемное количество каждой, как и соотношение деформированного и рекристаллизованного объемов.

3.3. Оценка газосодержания по результатам механических испытаний

Применяемые в настоящее время методы газового анализа в металлах и сплавах характеризуются большой трудоемкостью и требуют специального оборудования и нестандартной аппаратуры. В нашем университете разработан способ испытаний металлов и сплавов на растяжение, позволяющий вместе с механическими свойствами одновременно определять содержание газа, если заранее известно, какой газ преимущественно находится в объектах испытаний.

В основе способа лежат дислокационные представления о причинах сброса напряжения на кривой упрочнения образца (см. рис. 19) при механических испытаниях по ГОСТ 1497-84. Начало сброса напряжения наблюдается при переходе линейного участка зависимостей в зигзагообразный. Растяжение осуществляют при двух температурах. Их значения T_1 и T_2 не должны превышать температуру фазовых и (или) структурных превращений испытуемого сплава в равновесном состоянии. Для холоднодеформированных образцов выбранные значения должны лежать ниже температуры возврата в материале.

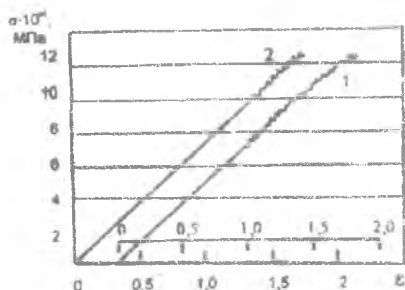


Рис.19. Сброс напряжения на кривых упрочнения сплава АМгб при нагружении в вакууме (1) и атмосферных условиях (2)

Минимальная разность ΔT выбранных значений температуры испытаний определяется условием

$$|\sigma_1| - |\sigma_2| \geq 10\delta \quad ,$$

где σ_1 — напряжение начала сброса нагрузки на образец при температуре T_1 ; σ_2 — напряжение начала сброса нагрузки при температуре T_2 ; δ — величина абсолютной ошибки определения напряжений.

В ходе испытаний нагрузку регистрируют при каждой выбранной температуре, фиксируя на диаграмме растяжения соответствующие значения σ_1 и σ_2 .

Среднюю концентрацию газа C_0 в объектах определяют по выражению

$$C_0 = \frac{50V}{N \rho} \sqrt{\frac{\sigma_1 \cdot \sigma_2}{(68G \epsilon R_0^3)^2 \exp(\ln(\sigma_1/\sigma_2)((T_2 + T_1)/(T_2 - T_1)))}}$$

где V — объем грамм-молекулы газа при нормальных условиях; N — число Авогадро; ρ — плотность испытуемого материала; G — его модуль сдвига; $\epsilon = (R_0 - R_1) / R_0$; R_0 — радиус атома металла или основы сплава; R_1 — радиус атома газа.

Разработанный способ, позволяя определять газосодержание в металлах и сплавах, не только расширяет возможности механических испытаний, но и является менее трудоемким методом оценки концентрации газа, чем, например, способ вакуум-плавления, а также не требует специального оборудования и нестандартной аппаратуры для газовой анализа веществ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуляев А.П. *Металловедение*. М.: *Металлургия*. 1986. 544 с.
2. Мондольфо Л.Ф. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* / Пер. с англ. М.: *Металлургия*. 1979. 640 с.
3. Ланшман Я.Ш., Гутман М.М., Дудкина С.И. Влияние легирования редкоземельными металлами на температуру рекристаллизации и свойства алюминия и сплава системы Al-Cu-Mn // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1990. № 4. С. 40 — 43.
4. Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. Алюминиевые сплавы, легированные скандием // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1992. № 1. С. 24 — 28.
5. Колеров О.К., Логвинов А.Н., Трегуб В.И. Особенности первичной рекристаллизации в сплаве 1570 // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1994. № 12. С. 28 — 32.
6. Фридляндер И.Н., Соколовская Е.М. и др. Влияние добавок диспрозия и тербия на структуру и свойства алюминия // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1992. № 3. С. 33 — 35.
7. Постников С.Н. *Электрические явления при трении и резании*. Горький: *Волго-Вятское книжн. изд-во*. 1975. 280 с.
8. Малыгин Б.В. *Магнитное упрочнение инструмента и деталей машин*. М.: *Машиностроение*. 1989. 112 с.
9. Колеров О.К. Кинетика и текстура рекристаллизации в листах разной толщины из сплавов алюминия // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1997. № 3. С. 8 — 10.
10. Елагин Б.И., Захаров В.В. Новое направление развития упрочняющей термической обработки алюминиевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1994. № 11. С. 30 — 35.

11. Хенкин М.Л., Локшин И.Х. Размерная стабильность металлов и сплавов в точном машиностроении и приборостроении. М.: Машиностроение. 1974. 254 с.

12. ГОСТ 17535-72. Детали приборов высокоточные металлические. Стабилизация размеров термической обработкой. М.: Госкомстандарты Совмина СССР. 36 с.

13. Колпашников А.Я. Прокатка листов из лёгких сплавов. М.: Металлургия. 1970. 232 с.

14. Юшин В.Д., Кальщенко М.Ф., Колеров О.К. Физические свойства и методы исследования металлов и сплавов: Учебн. пособие. Самара: СГАУ. 1993. 136 с.

15. Пат. РФ 2122200. Способ текстурного анализа металлов и сплавов / Колеров О. К., Гречников Ф. В., Логвинов А.Н., Арышенский В. Ю. / 1998. БИ № 32.

Учебное издание

*Логвинов Анатолий Николаевич, Колеров Олег Константинович,
Уваров Вячеслав Васильевич*

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ

Учебное пособие

Редактор Н.С. Куприянова

Корректор Т.И. Щелокова

Лицензия ЛР№020301 от 30.12.96 г.

Подписано в печать 04.02.2000 г. Формат 60x84 1/16.

Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 2,79.

Усл.кр.-отт. 2,91. Уч.-изд.л. 3,0. Тираж 100. Заказ 29.

Самарский государственный аэрокосмический университет имени
академика С. П. Королёва. 443086. Самара, Московское шоссе, 34.

ИПО Самарского государственного аэрокосмического университета.

443001 Самара, ул. Молодогвардейская, 151.