

Отзыв официального оппонента  
на диссертацию Марата Разифовича Газизова  
**ВЛИЯНИЕ ЛИТЬЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И  
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Cu-Mg-Ag,**  
представленной на соискание учёной степени кандидата технических наук  
по специальности 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и  
сплавов».

У деформируемых сплавов системы Al-Cu-Mg-Ag наблюдается редкое сочетание довольно высоких характеристик прочности и пластичности при комнатной температуре с хорошей жаропрочностью при рабочих температурах до 175 °С. Некоторые сплавы этой системы можно рассматривать в качестве возможного конструкционного материала для конструкций, эксплуатируемых при повышенных температурах.

Можно отметить, что научные основы для грамотного выбора оптимального химического состава сплавов этой системы и технологии изготовления из них полуфабрикатов в настоящее время недостаточно проработаны. С точки зрения фазового состава упрочняющих выделений сплавы этой системы легирования являются одними из самых сложных среди всех термически упрочняемых алюминиевых сплавов. В них возможны довольно странные сочетания равновесных и неравновесных фаз из трёх разных систем — Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Cu-(Mg)-Ag. Дополнительные сложности создаёт изученное в рассматриваемой работе разнообразие исходной зёрненной и дислокационной структуры матрицы, в которой развиваются процессы распада пересыщенного твёрдого раствора (ПТР). Такая структура формировалась в результате низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) с широким набором степеней холодной деформации между закалкой и искусственным старением, а также с помощью равноканального углового прессования (РКУП) при повышенных температурах.

**Целью данной работы** было изучить влияние добавок Ge, Sc, Zr (до 0.2 масс. %), условий полунепрерывного литья, режима гомогенизации и режимов термомеханической обработки (ТМО) на фазовый состав, прочность и жаропрочность литого и гомогенизированного сплава, содержащего 5.6 % Cu, 0.72 % Mg, 0.32 % Mn, 0.5 % Ag (в масс. %).

В работе получен колоссальный фактический материал, отражённый в 13 опубликованных статьях в хороших отечественных и зарубежных журналах. Сейчас такое количество публикаций по результатам исследований одного сплава можно встретить скорее не в кандидатских, а в докторских диссертациях.

В работе подробно изучена микроструктура этого нового сплава. На разных этапах его технологического передела определён фазовый состав сплава и найдены характеристики его текстуры. Измерены механические свойства прутков и листов при комнатной и повышенной температурах.

Данный сплав является перспективным материалом для обшивки и деталей внутреннего силового набора будущих как сверхзвуковых, так и обычных дозвуковых пассажирских самолётов. Работа, безусловно, является актуальной как с научной, так и с прикладной точки зрения.

Рассматриваемая диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, общих выводов и списка литературы.

В первой главе (литературном обзоре) с достаточной полнотой охарактеризованы результаты многочисленных исследований, посвящённых влиянию легирования сплавов системы Al-Cu-Mg-Ag на их фазовый состав; рассмотрены механизмы упрочнения алюминиевых сплавов при наклёпе и старении, особенности РКУП. Изложены представления о природе фазовых превращений при распаде ПТР сплавов данной системы и описана кристаллическая структура продуктов распада ПТР. Обзор свидетельствует о хорошей эрудиции и квалификации автора. На основании результатов обзора сформулированы указанные выше основные задачи работы.

В качестве замечания можно указать на неточность в разделе 1.6.3 (стр. 29). Слово «дисперсоид» здесь употреблено для обозначения растворимых частиц, состоящих из основных легирующих компонентов (Al, Cu, Mg, Ag) и имеющих определённый размер, который может быть, по мнению автора, больше или меньше критического размера (в смысле устойчивости частиц от растворения). Обычно при обсуждении структуры алюминиевых сплавов термин «дисперсоиды» употребляют в совершенно другом смысле — это трудно растворимые частицы субмикронного размера, содержащие переходные элементы (Mn, Cr, Zr, Sc, V). Без этих элементов конструкционные промышленные алюминиевые сплавы не обладают необходимым сочетанием прочностных и технологических свойств. В настоящее время сплавы без этих элементов не находят практического применения. Дисперсоиды необходимы, прежде всего, для повышения коррозионной стойкости, а также как антирекристаллизаторы, регуляторы размера зерна, стабилизаторы структуры сплава.

Во второй главе описаны использованные материалы, методики проведения РКУП и НТМО, методики испытаний для определения механических свойств при комнатной температуре, сопротивления ползучести и длительной прочности при повышенных температурах. Поражает уникальный комплекс методов структурных исследований. Это

количественная металлография на цифровом световом микроскопе; растровая электронная микроскопия (РЭМ) с микрорентгеноспектральным анализом (МРСА) и дифракцией отражённых электронов (EBSD) на микроскопе высокого разрешения; просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), в том числе, с прямым разрешением атомов, с системами сканирования и МРСА; рентгеновский фазовый и текстурный анализ на современных дифрактометрах, дифференциальная сканирующая калориметрия. Такое сочетание в отечественных работах можно встретить чрезвычайно редко.

Основные результаты работы изложены в третьей, четвёртой и пятой главах.

Третья глава посвящена исследованиям микроструктуры и фазового состава сплава после полунепрерывного литья, а также после двухступенчатой гомогенизации по режиму 360 °C, 6 ч + 510 °C, 24 ч.

В этой главе получены результаты, важные для понимания природы сплавов этой системы, оптимизации их химического состава и разработки рациональной технологии литья и гомогенизации. К ним относятся следующие данные:

1. Наличие в литом состоянии эвтектических частиц фазы  $\theta$ , обогащённой Sc и Ag, сравнительно крупных частиц фазы  $Mg_2Ge$  и фазы, содержащей Ag и Mg, с неизвестной кристаллической структурой. Zr полностью фиксируется в ПТР, а Sc — в ПТР и в  $\theta$ -фазе.
2. Наличие после гомогенизации крупных частиц равновесной W-фазы с Cu, Sc и Zr, растворение частиц фазы, содержащей Ag и Mg, и некоторой объёмной доли частиц  $\theta$ -фазы со Sc, сохранение крупных частиц  $Mg_2Ge$ .

Следует отметить два отрицательных момента.

(1) Почему-то не указан диаметр слитка и другие необходимые подробности технологии полунепрерывного литья: температурный режим, высота кристаллизатора, скорость литья. Без этого трудно понять, насколько общими являются результаты исследования литой структуры. Следует сказать, что с точки зрения усвоения Sc и Zr литьё проведено удачно.

(2) Вызывает сомнение, нужно ли было использовать такую высокотемпературную и длительную вторую ступень гомогенизации, как 510 °C, 24 ч. Для сплавов со скандием так обычно не делают, а стремятся максимально сохранить скандий после литья в ПТР, чтобы выделить его потом в виде дисперсоидов. Для этого нужно избежать образования равновесных фаз, связывающих скандий с основными легирующими компонентами сплава, в данном случае, W-фазы,  $Al_{8-x}Cu_{4+x}Sc$ . Образование после высокотемпературной гомогенизации грубых частиц W-фазы подтверждено в работе последующими исследованиями. Наличие таких частиц не только фактически выводит Cu и Sc из ПТР

сплава, но и снижает технологическую пластичность при дальнейшей горячей и холодной деформации, а также ухудшает механические свойства готовых полуфабрикатов. Нельзя ограничиться и первой низкотемпературной ступенью (360 °С, 6 ч), так как необходимо растворить большую объёмную долю неравновесных эвтектических частиц  $\theta$ -фазы. Целесообразно, по-видимому, было бы выбрать вторую ступень гомогенизации при более низкой температуре 490-500 °С и меньшей продолжительностью.

По результатам третьей главы можно отметить одно обстоятельство. В автореферате на стр. 11 после краткого изложения результатов исследования литого и гомогенизированного сплава написано «По этой причине введение Ge в Al-Cu-Mg-Ag сплавы для увеличения дисперсности частиц основных фаз-упрочнителей после старения нецелесообразно». Этой фразы в тексте диссертации нет, что, по-моему, правильно. В данной работе для данного химического состава сплава и данной технологии получения полуфабрикатов, достаточно нестандартной, положительного влияния Ge на структуру и свойства не обнаружено. Обобщать этот результат на другие сплавы этой системы некорректно. То же замечание относится к содержащимся в этой главе диссертации рассуждениям о целесообразности уменьшения содержания Cu до 4.5 % и коррекции содержания Sc. Для всего этого недостаточно данных.

В четвёртой главе приведены результаты исследований зёрненной и дислокационной структуры, текстуры, а также фазового состава и морфологии выделений, формирующихся в процессе обычного искусственного старения закалённого материала на максимальную прочность по режиму T1 (по отечественной классификации или T6 по классификации Aluminium Association), а также в процессе низкотемпературной НТМО и РКУП при повышенных температурах. Эта глава занимает почти половину диссертации (72 страницы из 160). В ней получено громадное количество новых интересных, порою, спорных результатов. Как наиболее важные и достоверные следует отметить результаты по изменению фазового состава и морфологии выделений в зависимости от степени деформации при НТМО. Наиболее спорной автор отзыва считает трактовку результатов по эволюции зёрненной структуры в процессе РКУП. Подробный анализ всех положительных и отрицательных моментов может занять столько места, что отзыв превысит нормальные размеры и станет нечитаемым. Остановимся только на некоторых спорных результатах.

1. И в третьей, и в четвёртой главе говорится об особом характере превращений  $\theta$ -фазы в W-фазу,  $\Omega$ -фазы в  $\theta$ -фазу и о некоторых других фазовых переходах на поздних стадиях старения. Употребляется терминология «трансформация по механизму *in situ* перестройки кристаллической решётки», да ещё с «поворотом

решётки». Фактически, речь идёт о сдвиговом характере этих превращений, в противоположность обычному диффузионному механизму гетерогенного зарождения и роста равновесной фазы и растворения неравновесной фазы. По мнению автора отзыва, представленный экспериментальный материал никак не доказывает наличия сдвиговых превращений, а свидетельствует как раз об обычных диффузионных механизмах таких превращений.

2. Идентификация частиц фазы, содержащей Al, Cu и Mn как фазы  $\text{Al}_6\text{Mn}$ , содержащей Cu, по-моему, ошибочна. Это обычные для сплавов этой системы дисперсоиды Т-фазы ( $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ , куб.,  $\text{Pm}\bar{3}\text{m}$ ,  $a = 2.984$  нм). По морфологии эти частицы — стержни, вытянутые в направлениях  $\langle 100 \rangle_\alpha$ .
3. Представляется сомнительным образование частиц чистого серебра на последней стадии распада ПТР при 250 °С, 100 ч после 12 проходов РКУП (стр. 106). Поскольку Al и Ag имеют одинаковую ГЦК-решётку и близкие значения периодов решётки (0.405 и 0.408 нм), по представленным электронограммам их линии надёжно не различаются.
4. Картины EBSD на рисунках 4.15, 4.22, 4.28 и аналогичные картины EBSD в других многочисленных отечественных и зарубежных работах очень похожи на металлографическую картину появления и развития на границах (и внутри) крупных исходных деформированных зёрен новых мелких рекристаллизованных зёрен. При металлографическом исследовании такую картину выявляют травлением на границы зёрен или получают в поляризованном свете после электролитического нанесения на полированную поверхность образца тонкой оксидной плёнки. В случае картин EBSD цветной контраст возникает автоматически, когда соседние элементы структуры набирают определённый угол разориентации (в данном случае аппаратура настроена на угол разориентации 2 градуса). Любая деформация приводит к повышению тензорной плотности дислокаций (избыточной плотности дислокаций одного знака, учитывающей суммарный вектор Бюргерса), то есть к появлению углов мозаичности (углов разориентации внутри зёрен). Угол мозаичности  $\omega$  (в радианах) по величине примерно равен значению степени деформации  $\varepsilon$  и величине  $\delta$  (удлинения при растяжении). При  $\varepsilon > 2$  % на картине EBSD автоматически на каком-то участке зерна появляется граница, которой на самом деле нет! Картина EBSD, наблюдаемая в работе после горячей деформации при РКУП, выявляет типичную для тёплой и горячей деформации алюминиевых сплавов субзёрненную структуру с довольно

большими (для субзёрен) углами разориентировки. С увеличением степени деформации угол разориентации растёт, но рекристаллизации, то есть замены материала с высокой плотностью дислокаций, сосредоточенных в субграницах и в объёме субзёрен, материалом с низкой плотностью дислокаций, нет. При деформации в этом температурно-временном диапазоне создаётся нестабильная дислокационная структура с высокой плотностью дислокаций. Это доказывают имеющиеся в работе результаты исследования данного материала методом ПЭМ и большие углы мозаичности на электронограммах. Рекристаллизация происходит только при последующей обработке на твёрдый раствор, что соответствует нагреву до температур выше 480 °С. Это не «вторичная» рекристаллизация, как сказано в выводах главы 4, а первичная статическая рекристаллизация. Наличие в закалённом материале неоднородной структуры с крупными зёрнами — это не результат «вторичной» рекристаллизации, а результат образования частично рекристаллизованной структуры при первичной рекристаллизации, известный по работам Ю.М. Вайнבלата для сплавов с большим количеством антирекристаллизаторов.

В пятой главе получены вполне логичные результаты по сравнительному уровню механических свойств образцов, испытанных при комнатной температуре, и характеристик ползучести и длительной прочности при 150 °С. Сравнение относится к материалам после стандартного искусственного старения на максимальную прочность, а также к материалам, полученным методами НТМО и РКУП. Хочется подчеркнуть, что данная работа, как и тысячи других работ, показала, что интенсивная пластическая деформация демонстрирует экстремальные структуры, но пока не может создать конкурентно способный конструкционный материал с хорошим и стабильным комплексом свойств.

В целом, рецензируемая работа сделана на высоком уровне, содержит новые важные результаты, которые должны быть развиты в последующих исследованиях. Она написана хорошим техническим языком и прекрасно оформлена.

Аннотация полностью отражает содержание диссертации.

Диссертационная работа «Влияние литья и термомеханической обработки на структуру и механические свойства сплава Al-Cu-Mg-Ag» по актуальности, новизне и объёму полученных результатов полностью соответствует требованиям п. 9 Положения о порядке присуждения учёных степеней ВАК Российской Федерации (Постановление Правительства РФ от 24.09.2013 г. № 842), а её автор, Марат Разисович Газизов, заслуживает присуждения учёной степени кандидата технических наук по специальности 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов.

Официальный оппонент,  
доктор технических наук



Бер Л.Б.

26.05.2015

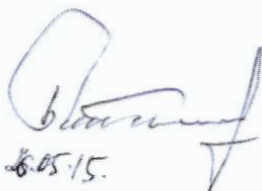
Подпись руки Бера Л.Б. удостоверяю

Заместитель генерального директора  
по науке и производству ОАО «ВИЛС»,  
доктор экономических наук, профессор



Ковалёв Г.Д.

Бер Леонид Борисович  
доктор технических наук,  
05.16.01 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов;  
старший научный сотрудник;  
главный научный сотрудник ОАО «Всероссийский институт лёгких сплавов»;  
Россия, 121596, Москва, ул. Горбунова, 2.  
Телефон 8495287-7400\*2522  
Адрес электронной почты: berfam@mail.ru



8.05.15.