

**EFFECT OF INTERMEDIATE DEFORMATION AND ARTIFICIAL AGEING
ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF A AL-CU-MG ALLOY**

*Alexander Andreevich Kalinenko ^a, Ivan Sergeevich Zuiko,
Anna Igorevna Bodyakova, Rustam Oskarovich Kaibyshev*

Belgorod State National Research University, Pobedy st. 85, Belgorod, 308015 Russia

^a kalinenko@bsu.edu.ru

ABSTRACT

The effect of intermediate deformation and artificial ageing on the decomposition of the supersaturated solid solution (SSSS) and mechanical properties of modern high-strength duralumin AA2624 (according to the Aluminum Association classification) was investigated in the work. For this purpose, the alloy quenched from a temperature of 495 °C alloy was deformed by 1%, 5% and 10% via uniaxial tension method and aged at 190 °C with a duration ranging from 0.5h to 52h. The quenched alloy demonstrates low strength but excellent ductility. The yield strength, ultimate strength and elongation to failure were 139 ± 4 MPa, 373 ± 1 MPa and $23\pm 1\%$, respectively. Cold deformation of the quenched alloy provides an increase in the density of dislocations serving as sites for the heterogeneous precipitation of strengthening particles, which leads to a significant enhancement of strength properties. Lattice defects generated by deformation change the kinetics of the decomposition of the supersaturated solid solution. It was found that the process of the decomposition of the supersaturated solid solution during the ageing of the alloy deformed by 10% is accelerated, which results in a three-fold reduction in the ageing time required to achieve the maximum strength in comparison to ageing without intermediate deformation (i.e. T6 treatment). Cold deformation enhances the effect of age hardening. As a result, the offset yield strength (480 ± 5 MPa) of the alloy after T810 treatment increases two-fold compared to T6 treatment and equals 480 ± 5 MPa. Thus, deformation with small strains causes a significant increase in strength, which confirms the effectiveness of low-temperature thermomechanical treatment for Al-Cu-Mg alloys.

KEYWORDS

Aluminium alloys; Al-Cu-Mg alloys; thermomechanical treatment; artificial ageing; mechanical properties.

**ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ИСКУССТВЕННОГО
СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА СПЛАВА AL-CU-MG**

*Александр Андреевич Калининко ^a, Иван Сергеевич Зуйко,
Анна Игоревна Бодякова, Рустам Оскарович Кайбышев*

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, Белгород, ул. Победы, 85

^a kalinenko@bsu.edu.ru

АННОТАЦИЯ

В работе было исследовано влияние промежуточной пластической деформации и искусственного старения на распад пересыщенного твердого раствора (ПТР) и механические свойства современного высокопрочного дюралюмина AA2624 (по классификации Aluminum Association). Для этого сплав, закаленный с температуры 495 °С, был продеформирован на 1%, 5% и 10% методом одноосного растяжения и состарен при 190 °С в интервале времен от 0,5 ч до 52 ч. После закалки сплав демонстрирует низкую прочность, но высокую пластичность. Предел текучести, предел прочности и относительное удлинение составили 139 ± 4 МПа, 373 ± 1 МПа и $23\pm 1\%$, соответственно. Холодная деформация закаленного сплава обеспечивает повышение плотности дислокаций, которые служат местами гетерогенного выделения упрочняющих частиц, что приводит к значительному повышению прочностных свойств. Дефекты кристаллической решетки, генерируемые деформацией, меняют кинетику распада пересыщенного твердого раствора сплава. Установлено, что процесс распада пересыщенного твердого раствора при старении деформированного до 10% сплава, ускоряется, что приводит к сокращению времени старения, необходимого для достижения максимальной прочности, в 3 раза по сравнению со старением без промежуточной деформации (режим Т6). Холодная деформация способствует усилению эффекта дисперсионного твердения сплава. В результате условный предел текучести сплава после обработки Т810 повышается в 2 раза по сравнению с обработкой Т6 и составляет 480 ± 5 МПа. Таким образом, деформация с небольшими степенями деформации способствует значительному повышению прочности, что подтверждает эффективность применения низкотемпературной термомеханической обработки для сплавов системы Al-Cu-Mg.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Алюминиевые сплавы; Al-Cu-Mg сплавы; термомеханическая обработка; искусственное старение; механические свойства.

Введение

Алюминиевые сплавы 2XXX серии (система легирования Al-Cu) относятся к сплавам, упрочняемым термической обработкой, включающей в себя обработку на пересыщенный твердый раствор, закалку и старение. Ключевым элементом микроструктуры сплавов этой серии являются дисперсные частицы вторых фаз, присутствие которых обеспечивает повышенные механические свойства. Благодаря высокому соотношению прочности к весу (жесткости), превосходным усталостным свойствам, хорошей вязкости разрушения [1, 2] и высокой стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением [3], сплавы 2XXX серии находят широкое применение в аэрокосмической и автомобильной промышленности. Так, современный дюралюмин AA2624 был разработан и

запатентован за рубежом в 2009. В первую очередь он был актуализирован для возможной замены сплавов AA2024 и AA2324 в конструкциях самолета, требующих хорошую прочность и высокую устойчивость к повреждениям (например, для нижних панелей крыла [4]). В Al-Cu-Mg сплавах основными фазами-упрочнителями являются выделения S-Al₂CuMg и θ -CuAl₂ фаз [5–13]. Для сплавов с высоким соотношением Cu/Mg (≥ 8) [14–16] главным упрочнителем выступает θ -фаза, а при средних соотношениях $8 \geq \text{Cu/Mg} \geq 4$ – комбинация фаз S и θ [17]. При низких соотношениях Cu/Mg ≤ 4 [18–21] упрочнение происходит за счет S-фазы (Al₂CuMg). Для промышленных дюралюминов последних поколений (AA2324, AA2624, Д16Т) на основе системы Al-Cu-Mg фазой-упрочнителем выступает S-фаза (Al₂CuMg).

Общепринятая последовательность выделений при старении в этих сплавах следующая: ПТР→зоны Гинье-Престона-Багаряцкого (ЗГПБ)→S''→S'→S (Al₂CuMg) [22–24, 30].

Для усиления эффекта дисперсионного твердения и получения более высоких прочностных свойств зачастую сплавы Al-Cu-Mg в промежутке между закалкой и старением подвергают правке растяжением, т.е. холодной деформации. Промежуточная пластическая деформация приводит к высокой плотности дефектов кристаллической решетки (прежде всего, дислокаций), что, в свою очередь, создает большое количество центров гетерогенного зарождения для полукогерентных выделений [25–27]. Такое сочетание операций термической и деформационной обработок принято называть низкотемпературной термомеханической обработкой (НТМО). Данный вид обработки получил маркировку T8XX (по классификации Aluminum Association), где XX – степень деформации (нагартовки). Как известно [27–29], полуфабрикаты из стареющих алюминиевых сплавов после закалки обязательно правят растяжением или прогладкой. Степень деформации при правке обычно невелика и составляет 1–3%. В других источниках сообщается об эффективности применения НТМО с большими степенями деформации [30, 31]. Хотя НТМО и позволяет получать более высокие пределы текучести и прочности, однако, это сказывается на пластичности, которая характеризуется более низкими значениями [27, 29]. Поэтому выбор оптимального режима НТМО позволит получить

сочетание высокой прочности и хорошей пластичности, а также улучшить коррозионную стойкость.

Цель данной работы – исследовать влияние промежуточной деформации растяжением до небольших степеней ($\leq 10\%$) на механические свойства и структуру современного высокопрочного Al-Cu-Mg сплава после искусственного старения на максимальную прочность.

1. Материал и методики исследования

В качестве материала исследований был выбран алюминиевый сплав системы Al-Cu-Mg. Сплав был получен методом полунепрерывного литья с высокой скоростью охлаждения на базе НИУ «БелГУ». Химический состав сплава был измерен посредством оптико-эмиссионного анализатора Hitachi Foundry Master OE750 и представлен в табл. 1.

Для растворения избыточных фаз и повышения пластичности перед дальнейшей обработкой давлением литой сплав был подвергнут гомогенизационному отжигу. Схема и режимы обработки приведены на рис. 1.

После гомогенизационного отжига слиток был подвергнут осадке при температуре 450 °С по схеме всестороннейковки. После осадки слиток был разрезан на 2 равные части, которые прокатали при температуре 450 °С до толщины 15 мм (рис. 1). Далее из горячекатанной плиты параллельно направлению прокатки были вырезаны образцы на растяжение размерами 7×3 мм² и длиной рабочей части 35 мм (рис. 2).

Таблица 1. Химический состав сплава AA2624 (вес. %)

Table 1. Chemical composition of AA2624 alloy (wt. %)

Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Fe	Si	Al
3,94	1,19	0,59	0,16	0,04	0,14	0,1	0,0069	0,02	Ост.

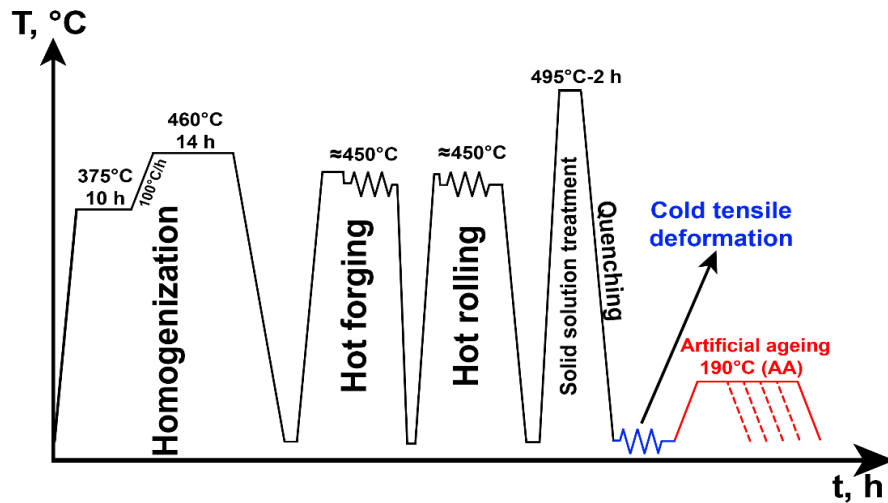


Рис. 1. Схема термомеханической обработки (ТМО) Т8ХХ для сплава АА2624

Fig. 1. Thermomechanical treatment (TMT) scheme T8XX for AA2624 alloy

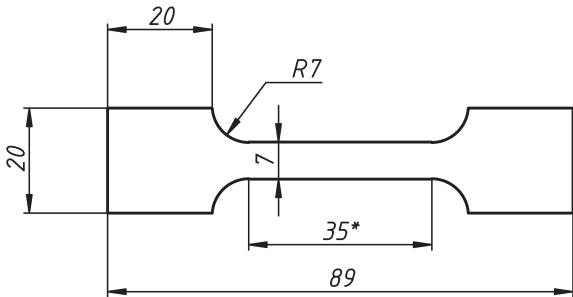


Рис. 2. Чертеж образца для механических испытаний на растяжение

Fig. 2. Scheme of a specimen for mechanical tensile testing

Образцы на растяжение были подвергнуты обработке на твердый раствор при температуре 495 °С с выдержкой в течение 2 ч с последующей закалкой в холодную воду (≈ 10 °С). Сразу после закалки (состояние W) образцы продеформировали на универсальной испытательной машине Instron 5882 с использованием автоматического экстензометра MFХ 500 при постоянной скорости движения траверсы, соответствующей начальной скорости деформации 10^{-3} с $^{-1}$, до фиксированных степеней деформации, которые составили 1%, 5% и 10%. После этого из рабочей части были вырезаны образцы для проведения термической обработки. Термическая обработка старением осуществлялась с использованием жидкостного термо-

стага Huber CC-304 при температуре 190 °С и времени выдержки в интервале от 0,5 ч до 52 ч, что соответствует обработкам Т81, Т85 и Т810. Влияние времени старения на стадийность фазовых превращений исследовалась посредством измерения микротвердости. Для этого исследуемая поверхность образцов была механически отшлифована и отполирована электролитическим способом на установке Struers LectroPol-5. Измерение микротвердости по Виккерсу осуществлялась с использованием полуавтоматического микротвердомера Wolpert 402 MVD, оснащенного четырехгранной алмазной пирамидкой, при нагрузке 2Н с выдержкой 10 сек.

Исследование деформированной микроструктуры осуществлялось с использованием растрового электронного микроскопа FEI Quanta 600, оснащенного системой анализа структуры кристаллических материалов методом дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD). Обработка и анализ EBSD данных была выполнена с использованием программного обеспечения TSL OIM Analysis 8. Размер карты составил 2100×1900 мкм 2 с шагом сканирования 1 мкм.

Плотность дислокаций по EBSD данным оценивалась с помощью коэффициента $\theta_{\text{КАМ}}$. Значение коэффициента $\theta_{\text{КАМ}}$ – это средний

угол разориентировки данного пикселя на карте EBSD со всеми его соседями. Он отражает локальный ориентационный разброс и, следовательно, может использоваться как мера оценки тензорной плотности дислокаций, согласно формуле [32]:

$$\rho_{\text{КАМ}} = 2\theta_{\text{AV}}/bh,$$

где b – вектор Бюргерса ($= 0,286$ нм); h – шаг сканирования.

Плотность дислокаций также была определена с помощью рентгеноструктурного анализа. Для этого вычисляли уширение дифракционных пиков, связанные с ними размеры областей когерентного рассеяния

(d_c) (т.е. размеры кристаллитов) и микронапряжения.

2. Результаты и их обсуждение

На рис. 3 представлена микроструктура сплава после деформации растяжением на 1, 5 и 10%. Как можно заметить, микроструктура на зеренном уровне не претерпевает заметных изменений после деформации на небольшие степени. Однако анализ распределения разориентировок границ зерен (рис. 4) показал, что происходит увеличение доли малоугловых границ (f_{LABs}) с одновременным уменьшением среднего угла разориентировки (θ_{av}).

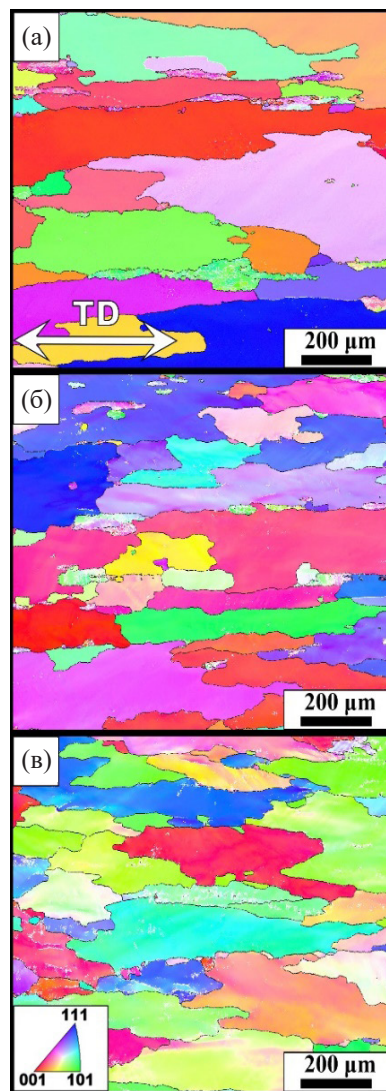


Рис. 3. Микроструктура сплава после предварительной деформации растяжением: (а) 1%, (б) 5% и (в) 10%

Fig. 3. Microstructure of the alloy after preliminary tensile deformation: (a) 1%, (b) 5% and (c) 10%

После деформации растяжением от 1% до 10% доля малоугловых границ увеличивается с 39% до 66%. Средний угол разориентировки при этом снижается с $27,5^\circ$ до $16,2^\circ$ (рис. 4). Данный эффект связан с формированием субструктуры и значительным увеличением плотности решеточных дислокаций (рис. 5). При небольших степенях деформации (5–10%) формируются области с размытыми границами, состоящими из спле-

тений дислокаций, внутри которых относительно низкая плотность дислокаций. Такую структуру называют ячеистой [33, 34]. Формирование таких структур характерно для металлов и сплавов с высокой энергией дефекта упаковки (алюминия и его сплавов), в которых развито поперечное скольжение растянутых дислокаций, что, в свою очередь, способствует образованию ячеистой субструктуры.

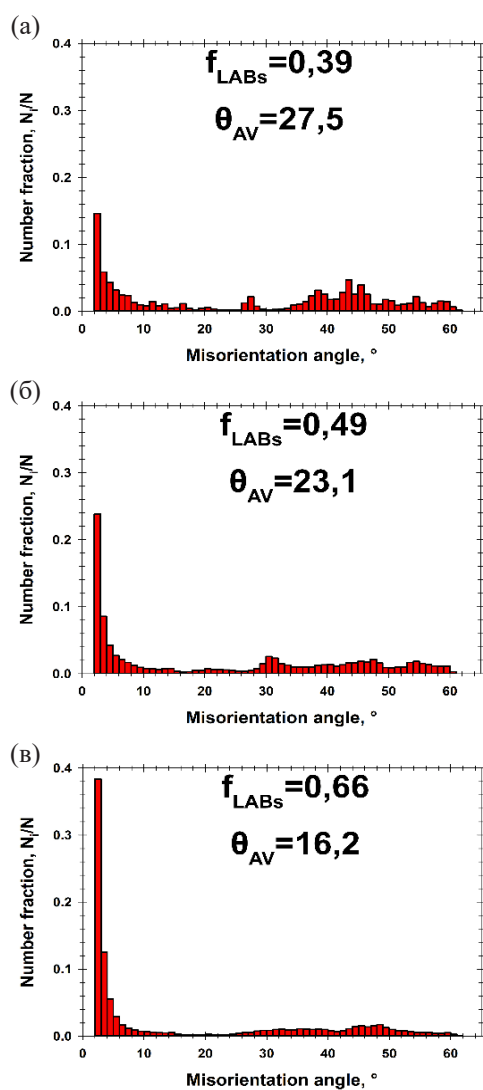


Рис. 4. Распределение разориентировок после предварительной деформации растяжением: (а) 1%, (б) 5% и (в) 10%

Fig. 4. Misorientation distributions after preliminary tensile deformation: (a) 1%, (b) 5% and (c) 10%

Анализ эволюции плотности дислокаций (рис. 5), определенной методом рентгеноструктурного анализа (ρ_{XRD}), показал, что величина ρ_{XRD} , связанная с плотностью решеточных дислокаций и внутренними напряжениями, увеличивается на порядок с $2,9 \times 10^{13}$ (в состоянии W) до $3,1 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$. С другой стороны, величина ρ_{EBSD} , которая учитывает плотность геометрически необходимых дислокаций, изменяется незначительно. Из этого следует, что значительное увеличение плотности статистически запасенных (случайных) дислокаций не приводит к значительному повороту решетки [34], однако способствует значительному увеличению дальнедействующих полей напряжений, исходящих от этих дислокаций, что, в свою очередь, приводит к формированию ячеистой структуры [35]. Плотность геометрически необходимых дислокаций может быть рассчитана в случае, когда есть градиент деформации, возникающий между зернами, деформирующимися по-разному. Геометрически необходимые дислокации связаны с фактором Тейлора (M) [36]. Рассчитанные значения, полученные из EBSD-данных для 1%, 5% и 10% составили 3,0, 3,0 и 3,1, соответственно. Как можно видеть, величина M изменяется незначительно, что соотносится с расчетной плотностью геометрически необходимых дислокаций. Повышенная плотность дислокаций и границы ячеек затрудняют скольжение уже имеющихся дислокаций, а также генерирование и скольжение новых дислокаций в материале, что способствует упрочнению и повышению условного предела текучести. Также, повышенная плотность дислокаций ускоряет распад пересыщенного твердого раствора, поскольку выделение метастабильных полуккогерентных фаз энергетически выгодно на дефектах кристаллической решетки [29, 30]. Это, с свою очередь, обеспечивает получение более высоких прочностных свойств, чем при старении недеформированного сплава.

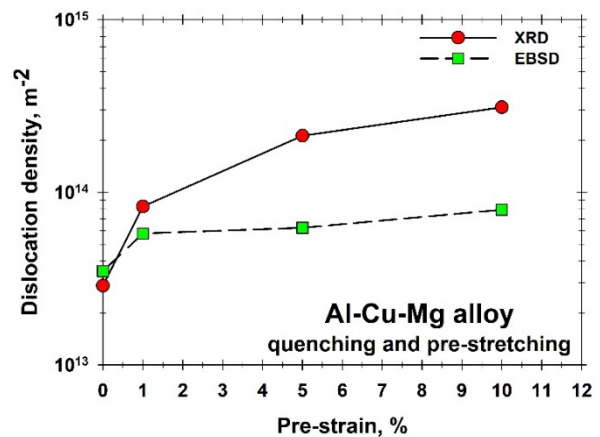


Рис. 5. Влияние предварительной деформации растяжением на плотность дислокаций

Fig. 5. The effect of preliminary tensile deformation on dislocation density

На рис. 6 представлено влияние промежуточной холодной деформации растяжением на эффект от старения сплава Al-Cu-Mg при $190 \text{ }^\circ\text{C}$. Очевидно, что сразу же после закалки твердость сплава характеризуется относительно низкими значениями. Поскольку в результате закалки образуется пересыщенный твердый раствор, то основным механизмом упрочнения сплава в таком случае будет твердорастворный. Твердорастворный механизм упрочнения связан с растворенными атомами легирующих элементов, которые, в свою очередь, локально искажают кристаллическую решетку чистого алюминия. Из-за разницы размеров растворенных и матричных атомов возникают поля упругих напряжений, которые затрудняют скольжение дислокаций, что обуславливает рост напряжений для их дальнейшего движения. Основными легирующими элементами в исследуемом алюминиевом сплаве являются Cu и Mg, поэтому вклад в твердорастворное упрочнение будет определяться их количеством в матрице. Среднее значение микротвердости в таком состоянии составляет $93 \pm 5 \text{ HV}_{0,2}$. Данные микротвердости хорошо коррелируют с данными механических испытаний (рис. 7,

табл. 2), которые характеризуются низкими значениями условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и прочности (σ_B) и высокими значениями удлинения до разрушения (δ). Так, величины $\sigma_{0,2}$ и σ_B составляют 139 ± 4 МПа и 373 ± 1 МПа, а δ равно $23 \pm 1\%$. Пластическая деформация на 1%, 5% и 10% приводит к значительному повышению микротвердости до 129 ± 2 , 136 ± 3 и 144 ± 4 HV_{0,2}, соответственно.

На всех кривых старения (рис. 6) после обработок Т8ХХ отчетливо выделяются три характерные области. Первая область (недостаренное состояние) характеризуется ростом микротвердости вплоть до пикового значения. Дальнейшее увеличение продолжительности старения приводит к достижению максимальных значений микротвердости. Для третьей области характерно снижение твердости, что соответствует перестариванию сплава. При обработке сплава на максимальную прочность без предварительной деформации (режим Т6) происходит рост твердости до пикового значения 145 ± 3 HV_{0,2} (табл. 2). Дальнейшее увеличение времени старения приводит к значительному снижению твердости вплоть до 120 ± 2 HV_{0,2}. При обработках Т81, Т85 и Т810 наблюдается тренд: возрастание пиковых значений микротвердости и прочности с увеличением степени деформации растяжением. С ростом степени деформации максимальные величины микротвердости сплав демонстрирует при меньших временах старения. Анализ кривых старения после обработок Т81 и Т85 выявил, что пиковые значения достигаются после выдержки в течение 5 часов, что всего лишь на час меньше, чем после обработки Т6. Данный эффект наиболее ярко выражен при обработке Т810, где время старения для достижения состояния максимальной твердости сократилось в 3 раза по сравнению с обработкой Т6. Данный результат свидетельствует о явном ускорении кинетики распада пересыщенного твердого раствора после промежуточной деформации растяжением. Рост микротвердости, а соответственно и прочности, может быть связан с синергетическим эффектом от увеличения плотности дислокаций и метастабильных выделений S''- и S'-фаз. Последующее снижение прочности при дальнейшем увеличении продолжительности старения связано со срывом когерентности метастабильных фаз, а также образованием и коагуляцией стабильной S-фазы (Al₂CuMg).

ческим эффектом от увеличения плотности дислокаций и метастабильных выделений S''- и S'-фаз. Последующее снижение прочности при дальнейшем увеличении продолжительности старения связано со срывом когерентности метастабильных фаз, а также образованием и коагуляцией стабильной S-фазы (Al₂CuMg).

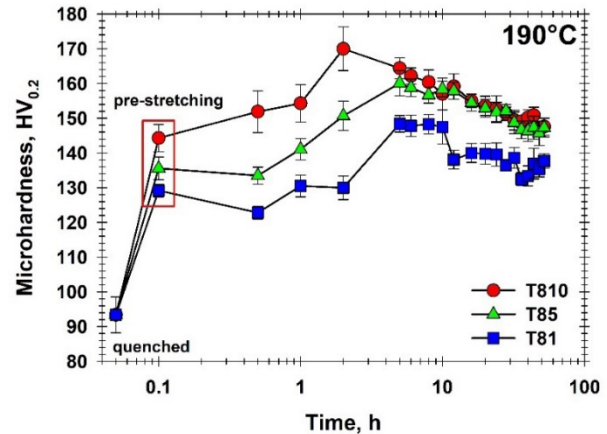


Рис. 6. Влияние времени старения на эволюцию микротвердости предварительно деформированного сплава Al-Cu-Mg

Fig. 6. Effect of aging time on the evolution of microhardness of pre-deformed Al-Cu-Mg alloy

На основании кривых старения были испытаны образцы, состаренные на максимум твердости после обработок Т81, Т85, Т810, а также Т6. В табл. 2 представлены полученные ключевые значения прочности и пластичности. Ожидаемо, наименьшие показатели прочности сплав демонстрирует после обработки Т6. Увеличение степени промежуточной деформации способствует повышению условного предела текучести и предела прочности после искусственного старения, однако при этом наблюдается снижение пластичности материала (рис. 7). После обработки Т810 на максимальную прочность значения $\sigma_{0,2}$ и σ_B составляют 480 ± 5 МПа, 502 ± 5 МПа, соответственно. В свою очередь, пластичность (δ) уменьшается до $10 \pm 1\%$. В работе [37] описывается термомеханическая обработка сплава AA2024, заключающаяся в обработке на ПТР

при 500 °С в течение 1 часа, закалке в воду, холодной прокатке на 40% обжатия и старении при 190 °С в течение 2,5 часов. Значения $\sigma_{0,2}$ и σ_B составили 447 МПа и 595 МПа, а δ – 6,2%. Более высокая степень деформации приводит к повышению предела прочности, однако значения условного предела текучести и относительного удлинения значительно ниже значений, полученных при более меньшей степени деформации в данной работе.

В работе Бера Л.Б. [38] рассмотрена стадийность распада пересыщенного твер-

дого раствора, исходя из отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$. Так, для стадии когерентных выделений отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ составляет 0,5–0,7 при высоких показателях пластичности. Для стадии полукogerентных выделений отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ составляет 0,75–0,95 и более низкой пластичностью по сравнению со значениями на стадии когерентных выделений. Таким образом, можно предположить, что сплав после низкотемпературной обработки демонстрирует свои свойства благодаря выделению полукogerентных частиц.

Таблица 2. Механические свойства сплава AA2624 после различных режимов обработки. Δ – разница значений условного предела текучести относительно закаленного состояния. ИС – искусственное старение

Table 2. Mechanical properties of AA2624 alloy after different treatments. Δ – difference in the offset yield strength relative to the quenched condition, AA – artificial ageing

Состояние / Condition	Время ИС, ч / Time of AA, h	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа / Offset yield strength $\sigma_{0,2}$, MPa	Δ	Предел прочности σ_B , МПа / Ultimate tensile strength σ_{UTS} , MPa	Удлинение δ , % / Elongation δ , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$ / $\sigma_{0,2}/\sigma_{UTS}$	Микротвердость, HV _{0,2} / Microhardness, HV _{0,2}
W	–	139±4	–	373±1	23±1	0,37	93±5
T81	5	390±1	251	456±1	12±1	0,86	148±3
T85	5	475±5	336	498±5	8±1	0,96	160±4
T810	2	482±5	343	503±5	10±1	0,96	170±5
T6	6	316±5	177	457±5	15±1	0,69	145±3

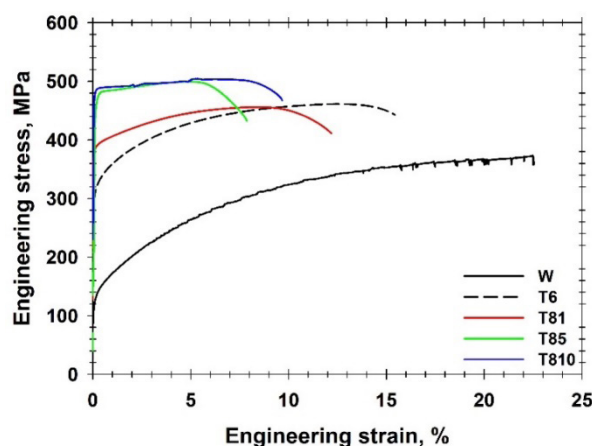


Рис. 7. Деформационные кривые сплава Al-Cu-Mg после различных обработок

Fig. 7. Deformation curves of Al-Cu-Mg alloy after different treatments

Анализ данных табл. 2 показал, что отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ после обработки Т6 равно 0,69 при сочетании высокой пластичности, что соответствует стадии когерентных выделений. После обработок Т81, Т85 и Т810 отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ увеличивается и находится в пределах 0,86–0,96, пластичность при этом снижается. Такие высокие значения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ характерны для стадии полукogerентных выделений. Применение термической обработки на максимальную прочность Т6 обеспечивает прирост прочности (Δ) 177 МПа относительно свежезакаленного состояния. В то время, как деформация свежезакаленного сплава перед старением всего лишь на 1% позволяет получить гораздо больший прирост прочности, который составляет 251 МПа. С увеличением степени промежуточной деформации до 10% Δ увеличивается до 343 МПа. Исходя из этого, можно косвенно сделать вывод, что промежуточная деформация между этапами закалки и старения меняет кинетику распада ПТР, в результате чего происходит смена стадий от когерентных выделений к полукogerентным.

Выводы

1. Промежуточная холодная деформация растяжением до небольших степеней ($\leq 10\%$) и последующее искусственное старение приводят к повышению прочности и снижению пластичности сплава АА2624 по сравнению с обработкой без деформации. После обработки Т6 прирост прочности (Δ) составляет 177 МПа, в то время как деформация на 1% растяжением между этапами закалки и старения способствовала повышению прочности на 251 МПа. Увеличение степени промежуточной деформации до 10% способствовало повышению прочности на 343 МПа.

2. Процесс распада ПТР в сплаве, предварительно деформированном на 10%, ускоряется, что приводит к сокращению времени старения, необходимого для достижения

максимальной прочности, в 3 раза по сравнению со старением без промежуточной деформации.

3. Промежуточная деформация меняет кинетику распада ПТР, в результате чего происходит смена стадий от когерентных выделений к полукogerентным, что приводит к увеличению значения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ от 0,69 до 0,96.

Благодарности / Acknowledgments

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, код научной темы FZWG-2023-0005. Исследование выполнено с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ».

This work was performed with financial support from the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, theme code number FZWG-2023-0005. This study was performed using the equipment of the Research Equipment Sharing Center “Technology and Materials” at Belgorod National Research University.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhang, J., Huang, Y. N., Mao, C., Peng, P. Structural, elastic and electronic properties of θ (Al₂Cu) and S (Al₂CuMg) strengthening precipitates in Al–Cu–Mg series alloys: first-principles calculations. // Solid State Communications, 152(23), 2100-2104(2012). DOI: 10.1016/j.ssc.2012.09.003
2. Wang, Y., Jiang, Z. Dynamic compressive behavior of selected aluminum alloy at low temperature. // Materials Science and Engineering: A, 553, 176-180(2012). DOI: 10.1016/j.msea.2012.06.010
3. Moy, C. K., Weiss, M., Xia, J., Sha, G., Ringer, S. P., Ranzi, G. Influence of heat treatment on the microstructure, texture and formability of 2024 aluminium alloy. // Materials Science and Engineering: A, 552, 48-60(2012). DOI: 10.1016/j.msea.2012.04.113
4. ALCOA Inc., “Aluminum alloy 2624-T351 and 2624-T39.” pp. 1–2(2016).
5. Sha, G., Marceau, R. K. W., Gao, X., Muddle, B. C., Ringer, S. P. Nanostructure of aluminium alloy 2024: Segregation, clustering and precipitation processes. // Acta Materialia, 59(4), 1659-1670(2011). DOI: 10.1016/j.actamat.2010.11.033

6. Odeshi, A. G., Tihamiyu, A. A., Khan, A. K., Katwal, N., Das, D., Oguocha, I. N. A. Development of ultra-fine grained structure in AA 2099 and AA 2624 aluminum alloys. // *Materialia*, 6, 100313(2019). DOI: 10.1016/j.mtla.2019.100313
7. Wang, S. C., Starink, M. J. Two types of S phase precipitates in Al–Cu–Mg alloys. // *Acta Materialia*, 55(3), 933-941(2007). DOI: 10.1016/j.actamat.2006.09.015
8. Starink, M. J., Wang, S. C. The thermodynamics of and strengthening due to co-clusters: general theory and application to the case of Al–Cu–Mg alloys. // *Acta Materialia*, 57(8), 2376-2389(2009). DOI: 10.1016/j.actamat.2009.01.021
9. Gouma, P. I., Lloyd, D. J., Mills, M. J. Precipitation processes in Al–Mg–Cu alloys. // *Materials Science and Engineering: A*, 319, 439-442(2001). DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01049-8
10. Ringer, S. P., Caraher, S. K., Polmear, I. J. Response to comments on cluster hardening in an aged Al–Cu–Mg alloy. // *Scripta Materialia*, 39(11), 1559-1567(1998). DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00364-9
11. Ringer, S. P., Polmear, I. J., Hono, K., Sakurai, T. (1997). Cluster hardening in an aged Al–Cu–Mg alloy. // *Scripta Materialia*, 36(5)(1997).
12. Charai, A., Walther, T., Alfonso, C., Zahra, A. M., Zahra, C. Y. Coexistence of clusters, GPB zones, S^{''}-, S'- and S-phases in an Al–0.9% Cu–1.4% Mg alloy. // *Acta materialia*, 48(10), 2751-2764(2000). DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00422-X
13. Gazizov, M. R., Zuiko, I. S., Holmestad, R., Gazizova, M. Y., Kaibyshev, R. O. Particle morphology characterization in an over-aged Al–Cu–Mg–Si alloy using TEM. // *Materials Characterization*, 211, 113923(2024). DOI: 10.1016/j.matchar.2024.113923
14. Zuiko, I., Kaibyshev, R. Effect of plastic deformation on the ageing behaviour of an Al–Cu–Mg alloy with a high Cu/Mg ratio. *Materials Science and Engineering: A*, 737, 401-412(2018). DOI: 10.1016/j.msea.2018.09.017
15. Zuiko, I., Kaibyshev, R. Aging behavior of an Al–Cu–Mg alloy. // *Journal of Alloys and Compounds*, 759, 108-119(2018). DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.05.053
16. Liu, L., Chen, J. H., Wang, S. B., Liu, C. H., Yang, S. S., Wu, C. L. The effect of Si on precipitation in Al–Cu–Mg alloy with a high Cu/Mg ratio. // *Materials Science and Engineering: A*, 606, 187-195(2014). DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.079
17. Li, J., Chen, S., Li, F., Chen, K., Huang, L. Synergy effect of Si addition and pre-straining on microstructure and properties of Al–Cu–Mg alloys with a medium Cu/Mg ratio. // *Materials Science and Engineering: A*, 767, 138429(2019). DOI: 10.1016/j.msea.2019.138429
18. Niu, F., Yang, W., Zhang, G., Duan, S., Guo, Y., Fan, T., Ming, W. Atomic mechanism of enhanced thermal stability in Al–Cu–Mg–Si alloys with a low Cu/Mg ratio. // *Materials Characterization*, 114417(2024). DOI: 10.1016/j.matchar.2024.114417
19. Lin, Y. C., Xia, Y. C., Jiang, Y. Q., Zhou, H. M., Li, L. T. Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging. // *Materials Science and Engineering: A*, 565, 420-429(2013). DOI: 10.1016/j.msea.2012.12.058
20. Lin, Y. C., Xia, Y. C., Jiang, Y. Q., Li, L. T. Precipitation in Al–Cu–Mg alloy during creep exposure. // *Materials Science and Engineering: A*, 556, 796-800(2012). DOI: 10.1016/j.msea.2012.07.069
21. Lin, Y. C., Jiang, Y. Q., Xia, Y. C., Zhang, X. C., Zhou, H. M., & Deng, J. Effects of creep-aging processing on the corrosion resistance and mechanical properties of an Al–Cu–Mg alloy. // *Materials Science and Engineering: A*, 605, 192-202(2014). DOI: 10.1016/j.msea.2014.03.055
22. Y. A. Bagaryatshy: *Dokl. Akad. S.S.S.R.*, 87, 397–401 & 559–562(1952).
23. Wang, S. C., Starink, M. J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys. // *International Materials Reviews*, 50(4), 193-215(2005). DOI: 10.1179/174328005X14357
24. Silcock, J. M. The structural ageing characteristics of Al–Cu–Mg alloys with copper-magnesium weight ratios of 7-1 and 2.2-1. // *Journal of the Institute of Metals*, 89(6), 203-210(1961).
25. Riglos, M. V. C., de la Cruz, M. T., Tolley, A. Accelerated age hardening by plastic deformation in Al–Cu with minor additions of Si and Ge. // *Scripta Materialia*, 64(2), 169-172(2011). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.09.036
26. Li, H. Z., Li, Z., Liang, X. P., Deng, M., Liao, H. J., Huang, L. Effect of pre-deformation on microstructures and mechanical properties of Al–Cu–Mn–Mg–Ag aluminum alloy. // *J. Aeronautical Mater.*, 29, 29-33(2009).
27. Novikov I.I., *Theory of heat treatment of metals*, 3rd ed., Metallurgy, Moscow, 1978. (in Russian) [И.И. Новиков, Теория термической обработки металлов, 3е изд., Metallurgiya, Москва, 1978.]
28. I. Polmear, D. StJohn, J.-F. Nie, M. Qian, *The Light Metals*, 5th ed., Butterworth-Heinemann, 2017.
29. Novikov I.M., Zolotarevsky V.S., Portnoy K.K., Belov N.A., Livanov D.V., Medvedeva S.V., Aksenov A.A., Evseev Yu.V., *Metallurgy. Textbook in 2 volumes. Volume II. Heat treatment. Alloys*, MISiS Publishing House, Moscow, 2009. (in Russian) [Новиков И.М., Золоторевский В.С., Портной К.К., Белов Н.А., Ливанов Д.В., Медведева С.В., Аксенов А.А., Евсеев Ю.В., *Металловедение. Учебник в 2т. Том II. Термическая обработка. Сплавы*, Издательский Дом МИСиС, Москва, 2009.]

30. Kolachev B. A. Metal science and heat treatment of non-ferrous metals and alloys. / B. A. Kolachev, V. I. Elagin, V. A. Livanov. Moscow: MISiS, 2005. 432 p. (in Russian) [Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. М.: МИСиС, 2005. 432 с.]
31. Kaibyshev, R. O., Zuiko, I. S., Gazizov, M. R. Effect of thermomechanical treatment on the microstructure and mechanical properties of heat-strengthened alloy of the Al-Cu-Mg-Mn system. // *Light Alloy Technology*, (2), 63-74(2015). (in Russian) [Кайбышев, Р. О., Зуйко, И. С., Газизов, М. Р. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства термоупрочняемого сплава системы Al-Cu-Mg-Mn. // *Технология легких сплавов*, (2), 63-74(2015).]
32. Zhilyaev, A. P., Sergeev, S. N., Langdon, T. G. Electron backscatter diffraction (EBSD) microstructure evolution in HPT copper annealed at a low temperature. // *Journal of Materials Research and Technology*, 3(4), 338-343(2014). DOI: 10.1016/j.jmrt.2014.06.008
33. Chen, K. X., Yan, L. Z., Zhang, Y. A., Li, X. W., Li, Z. H., Gao, G. J., Yan H.W., Xiong, B. Q. Enhanced formability of Al-Mg-Si-Zn alloy sheet via dislocation structure and texture during cold rolling. // *Journal of Materials Research and Technology*, 28, 3306-3318(2024). DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.12.246
34. Toth, L. S., Gu, C. F., Beausir, B., Fundenberger, J. J., Hoffman, M. Geometrically necessary dislocations favor the Taylor uniform deformation mode in ultra-fine-grained polycrystals. // *Acta Materialia*, 117, 35-42(2016). DOI: 10.1016/j.actamat.2016.06.062
35. Hughes, D. A., Hansen, N., Bammann, D. J. Geometrically necessary boundaries, incidental dislocation boundaries and geometrically necessary dislocations. // *Scripta Materialia*, 48(2), 147-153(2003). DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00358-5
36. Taylor, G. I. Plastic strain in metals. // *Journal of the Institute of Metals*, 62, 307-324(1938).
37. Huang, Y. J., Chen, Z. G., Zheng, Z. Q. (2011). A conventional thermo-mechanical process of Al-Cu-Mg alloy for increasing ductility while maintaining high strength. // *Scripta Materialia*, 64(5), 382-385(2011). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2010.10.037
38. Ber, L. B. On the stages of aging of aluminum alloys. // *Technology of light alloys*, (4), 66-76(2013). (in Russian) [Бер, Л. Б. О стадиях старения алюминиевых сплавов. // *Технология легких сплавов*, (4), 66-76(2013).]