
MATERIALS. TECHNOLOGIES. DESIGN

УДК 620.178.3
Р.А.С. 81.40.Нр

DOI 10.54708/26587572_2026_812412

FROM DIMPLED TO INTERGRANULAR FRACTURE: THE ROLE OF AGING IN DUCTILITY DEGRADATION OF AL-CU-LI ALLOY

Diana Yunusovna Yuzbekova ^a, Ivan Sergeevich Zuiiko, Rustam Oskarovich Kaibyshev

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

^a yuzbekova@bsuedu.ru

ABSTRACT

This study investigates the effect of aging on the mechanical properties and fracture behavior of the AA2055 (Al-Cu-Li) aluminum alloy. Specimens were subjected to artificial aging at 165 °C for 5, 50, and 150 h, corresponding to under-aged, peak-aged (maximum strength), and over-aged conditions, as defined by the aging curve. In the peak-aged condition, the alloy exhibits yield strength of 495 MPa, ultimate tensile strength of 530 MPa, and elongation to failure of ~6.2%. Ductility drops sharply upon aging from the under-aged state (~24%) to the peak-aged condition and remains low even after over-aging. Fractographic analysis reveals that the under-aged alloy fails by ductile transgranular fracture with dimple formation. Prolonged aging leads to matrix strengthening due to precipitation of the T_1 (Al_2CuLi) phase, concurrent with grain boundary degradation, which promotes strain localization and a transition to brittle intergranular fracture. The reduction in ductility from ~24% to ~6% with increasing aging time from 5 to 150 h is attributed to the evolution of the nanostructure of precipitates and a shift in the dominant fracture mechanism – from ductile (dimple) to intergranular.

KEYWORDS

Al-Cu-Li alloy; aged; mechanical properties; fractography; microstructure.

ОТ ЯМОЧНОГО К МЕЖКРИСТАЛЛИТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ: РОЛЬ СТАРЕНИЯ В ДЕГРАДАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ AL-CU-LI СПЛАВА

Диана Юнусовна Юзбекова ^a, Иван Сергеевич Зуйко, Рустам Оскарович Каибышев

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

^a yuzbekova@bsuedu.ru

АННОТАЦИЯ

В работе исследовано влияние старения на механические свойства и характер разрушения алюминиевого сплава AA2055 (Al-Cu-Li). Образцы подвергали искусственному старению при 165 °C в течение 5, 50 и 150 ч, что соответствует недостаренному, пиковому (максимально

упрочненному) и перестаренному состояниям, определенным по кривой старения. В состоянии пикового старения сплав демонстрирует предел текучести 495 МПа, предел прочности 530 МПа и относительное удлинение ~6,2%. Пластичность резко снижается при переходе от недостаренного (удлинение ~24%) к пиковому состоянию и остается на низком уровне после перестаривания. Фрактографический анализ показал, что недостаренный сплав разрушается по механизму вязкого транскристаллитного разрушения с образованием ямок. При длительном старении происходит упрочнение матрицы вследствие выделения фазы T_1 (Al_2CuLi) и одновременная деградация границ зерен, что приводит к локализации пластической деформации и переходу к хрупкому межкристаллитному разрушению. Снижение пластичности с ~24% до ~6% при увеличении времени старения с 5 до 150 ч обусловлено эволюцией наноструктуры выделившихся частиц и сменой доминирующего механизма разрушения – от вязкого (ямочного) к межкристаллитному.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Al-Cu-Li сплав; старение; механические свойства; фрактография; микроструктура.

Введение

Дисперсионно-твердеющие алюминиевые сплавы системы Al-Cu-Li широко применяются в авиационной и ракетно-космической технике, благодаря высокой удельной жесткости, хорошей термической стабильности и коррозионной стойкости [1, 2]. Тем не менее, для дальнейшего расширения их применения требуется постоянное совершенствование механических свойств, а также выявление и устранение факторов, ограничивающих эксплуатационную надежность.

Сплавы системы Al-Cu-Li относятся к термоупрочняемым материалам: их прочностные характеристики могут быть существенно повышены за счет термической обработки и последующего дисперсионного твердения. При старении в таких сплавах образуются упрочняющие фазы, включая S' (Al_2CuMg), θ' (Al_2Cu), δ' (Al_3Li) и T_1 (Al_2CuLi) [3–7]. Наиболее эффективной из них является фаза T_1 , которая сохраняет коherентность с алюминиевой матрицей даже при длительном старении и огрублении [8]. Благодаря тонкой пластинчатой морфологии и высокому соотношению сторон, частицы T_1 эффективно препятствуют движению дислокаций, обеспечивая эффективное дисперсионное упрочнение [9].

Вместе с тем, длительное старение способствует снижению пластичности и склонности к межкристаллитному разрушению [10, 11]. С увеличением температуры или продолжительности старения наблюдается смена механизма разрушения – от вязкого (с образованием ямок) к смешанному или преимущественно межкристаллитному [12, 13]. В ряде работ [14–17] основной причиной такого поведения называется охрупчивание границ зерен, вследствие сегрегации лития. Другие исследования указывают на роль планарного (плоского) скольжения, приводящего к концентрации напряжений вблизи границ зерен [18].

Наиболее распространенной концепцией является связь межкристаллитного разрушения с микроструктурой зерен. При длительном старении в приграничных областях формируются зоны, свободные от выделений (ЗСВ), а также зернограничные выделения (ЗГВ) [19]. ЗСВ, будучи более мягкими по сравнению с упрочненной матрицей, способствуют локализации пластической деформации. Инициация микротрещин происходит либо в ЗСВ, либо на крупных ЗГВ, после чего трещины легко распространяются вдоль ослабленных границ [8, 11, 20–22]. Таким образом, именно микроструктурные

особенности границ зерен определяют доминирующий механизм разрушения [23].

Варьирование параметров старения (температуры и времени) позволяет управлять микроструктурой, а, следовательно, и механическими свойствами, и типом разрушения. Понимание этих взаимосвязей необходимо для разработки новых поколений Al-Cu-Li сплавов с оптимальным сочетанием прочности и пластичности, что имеет ключевое значение для авиационной и космической отраслей.

Крайне важно изучение взаимосвязи механических свойств и режима разрушения после стандартной термической обработки старением (T6), поскольку дополнительные технологические операции могут внести новые факторы способные повлиять на микроструктуру. Несколько известно авторам, исследование, позволяющие оценить влияние продолжительности старения на характер разрушения, микроструктуру и механические свойства, для сплава AA2055 системы Al-Cu-Li не были представлены в научной литературе. Проведение комплексного исследования механических свойств на растяжение, твердости, фрактографического и микроструктурного анализа предоставит необходимую информацию для дальнейшего изучения сплава. Цель настоящей работы – исследовать морфологию разрушения и связанную с ней пластичность в сплаве AA2055 после старения до различных состояний: недостаренное, пиковое (максимально упрочненное), перестаренное, и установить причину их изменения.

1. Материал и методики исследования

В качестве объекта исследования использовали сплав AA2055 с составом Al-3,7Cu-1,15Li-0,5Zn-0,45Ag-0,4Mg-0,3Mn-0,1Zr, мас.%, изготовленный на базе НИУ «БелГУ». Слиток, полученный методом полунепрерывного литья, подвергли двухступенчатому гомогенизационному отжигу, а затем горячей осадке и прокатке при температуре 460 °C до

суммарной истинной степени деформации ~1,0. Из полученной горячекатаной заготовки были вырезаны образцы для проведения испытаний на растяжение и измерения микротвердости.

Все образцы подвергали термической обработке, включающей нагрев до 510 °C, выдержку в течение 1 часа с последующей закалкой в холодную воду для получения пересыщенного твердого раствора. Старение проводили при 165 °C в течение 1–200 ч; в частности, для механических испытаний, анализа фрактографии и микроструктуры были выбраны времена 5, 50 и 150 ч, соответствующие, соответственно, недостаренному, пиковому (максимально упрочненному) и перестаренному состояниям.

Микротвердость измеряли методом Виккерса на микротвердомере Digital Vickers Hardness Tester XHVT-50Z при нагрузке 200 г и времени выдержки под нагрузкой 15 с. Для каждого состояния выполнено не менее 12 измерений. Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 5882 со скоростью деформации $1,3 \times 10^{-3}$ с⁻¹. Плоские образцы на растяжение, выполненные в виде «собачьей кости» (dog-bone), были изготовлены методом электроэрозионной резки с использованием 5-осевого проволочно-вырезного станка Sodick AQ300L. Образцы на растяжение имели размер рабочей области 1,5×3×16 мм. Направление растяжения совпадало с осью прокатки. Для каждого состояния было испытано по 3 образца.

Микроструктурные исследования выполнены с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Quanta 600 FEI и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEM-2100.

2. Результаты и обсуждение

Механические свойства.

На рис. 1 представлена зависимость микротвердости по Виккерсу от продолжитель-

ности старения сплава AA2055 при 165 °C (кривая старения). В закаленном состоянии (после обработки, обеспечивающей получение пересыщенного твердого раствора) сплав характеризуется низкой микротвердостью – $82 \pm 1,9 \text{ HV}_{0,2}$ [24].

Уже через 1 ч старения наблюдается интенсивный рост микротвердости, достигающей значения $110 \pm 2 \text{ HV}_{0,2}$. Кривая старения демонстрирует выраженный максимум. В недостаренном состоянии твердость последовательно увеличивается с продолжительностью выдержки и достигает пикового значения $174 \pm 9 \text{ HV}_{0,2}$ при старении в течение 50 ч. Дальнейшее увеличение времени старения приводит к незначительному снижению микротвердости, что свидетельствует о начале перестаривания.

На основании кривой старения для комплексного анализа механических свойств,

фрактографии и микроструктуры были выбраны три характерных состояния:

- недостаренное (under-aged) – 5 ч;
- пиковое (peak-aged) – 50 ч;
- перестаренное (over-aged) – 150 ч.

Указанные времена отмечены стрелками на рис. 1.

Кривые «напряжение-деформация» сплава AA2055, состаренного при 165 °C в течение различного времени, соответствующего трем характерным состояниям (недостаренное, пиковое и перестаренное), приведены на рис. 2, а. Зависимость механических свойств при растяжении от продолжительности старения показана на рис. 2, б. Значения предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела прочности (σ_B), относительного удлинения (δ), отношения $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ и микротвердости представлены в табл. 1.

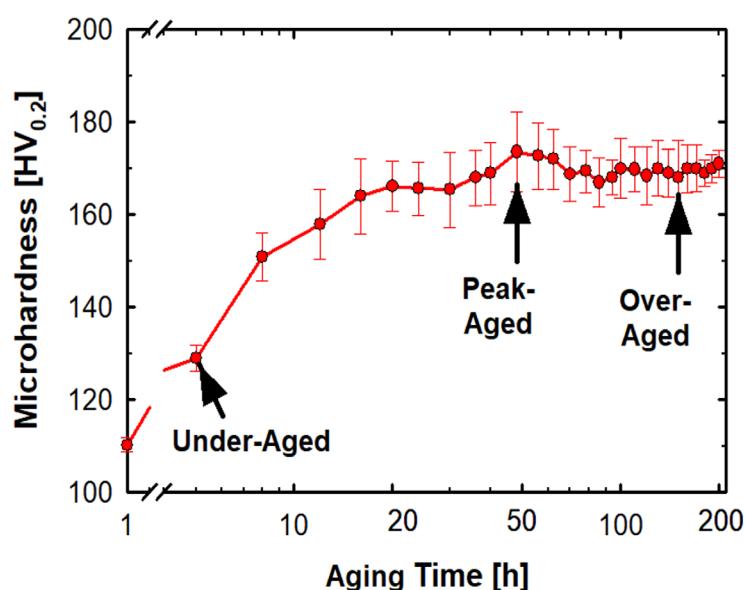


Рис. 1. Кривая старения сплава AA2055: зависимость микротвердости по Виккерсу от продолжительности выдержки при 165 °C. Стрелками обозначены недостаренное (5 ч), пиковое (50 ч) и перестаренное (150 ч) состояния

Fig. 1. Aging curve of AA2055 alloy: Vickers microhardness as a function of aging time at 165 °C. Arrows indicate the under-aged (5 h), peak-aged (50 h), and over-aged (150 h) conditions

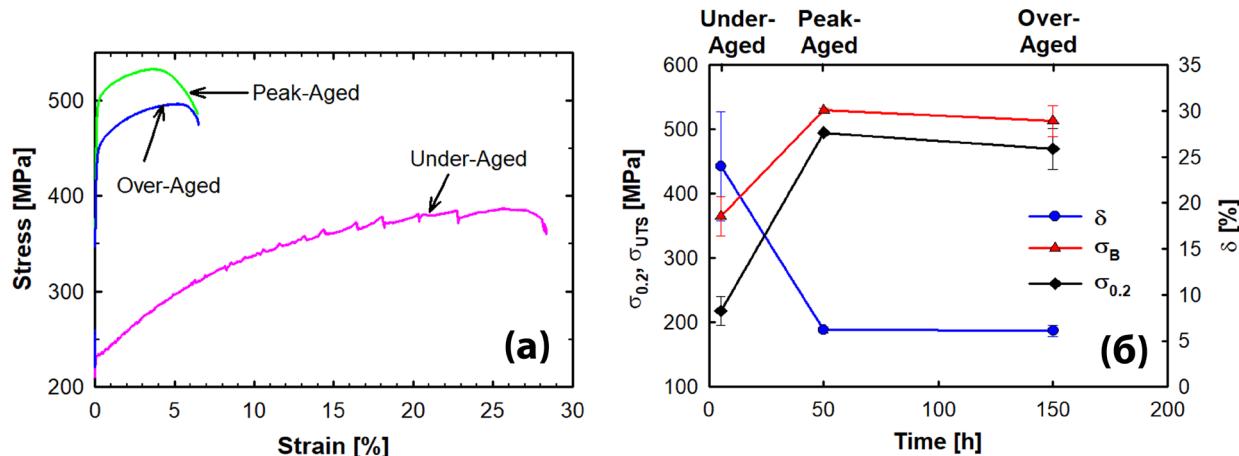


Рис. 2. (а) Кривые «напряжение-деформация» сплава AA2055 после старения при 165 °C в течение времени, соответствующего трем характерным состояниям (недостаренное, пиковое и перестаренное);
(б) зависимость механических свойств при растяжении от продолжительности старения

Fig. 2. (a) Engineering stress-strain curves of AA2055 alloy aged at 165 °C for durations corresponding to three characteristic aging conditions (under-aged, peak-aged, and over-aged);
(б) dependence of tensile mechanical properties on aging time

Механические свойства при растяжении коррелируют с изменениями микротвердости сплава (табл. 1). В недостаренном состоянии сплав характеризуется наименьшими значениями прочности и максимальной пластичностью (рис. 2, табл. 1). Его диаграмма растяжения демонстрирует выраженное деформационное упрочнение вплоть до начала локализации деформации (образования шейки). Отношение $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ составляет $\sim 0,6$, что, согласно данным работы [25], характерно для сплавов, в которых в результате распада пересыщенного твердого раствора образуются когерентные выделения. На кривой растяжения (рис. 2, а) наблюдаются осцилляции напряжения, обусловленные эффектом Портевена-Ле Шателье, что указывает на не-

завершенный распад пересыщенного твердого раствора в недостаренном состоянии [26, 27]. Старение в течение 50 ч обеспечивает достижение максимальной прочности: предел текучести составляет 495 МПа, предел прочности – 530 МПа. При этом пластичность снижается с $\sim 24\%$ до $\sim 6,2\%$. Отношение $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ достигает $\sim 0,93$. Согласно стадийной модели распада пересыщенного твердого раствора [25], такие значения характерны для стадии полукогерентных выделений. Дальнейшее увеличение времени старения до 150 ч приводит к незначительному снижению предела текучести и предела прочности на 25 МПа и 17 МПа, соответственно (рис. 2, табл. 1). Пластичность в перестаренном состоянии остается низкой.

Таблица 1. Механические свойства сплава AA2055 после старения

Table 1. Tensile mechanical properties and microhardness of AA2055 alloy

Состояние / Condition	Предел текучести [МПа] / Yield strength [MPa]	Предел прочности [МПа] / Ultimate tensile strength [MPa]	Удлинение [%] / Elongation [%]	$\sigma_{0.2}/\sigma_B$ / $\sigma_{0.2}/\sigma_{UTS}$	Твердость [HV _{0,2}] / Microhardness [HV _{0,2}]
Недостаренное / Under-Aged	218±22,1	365±30,7	24±5,9	0,60	129,0±2,8
Пиковое / Peak-Aged	495±2,5	530±3,8	6,2±0,3	0,93	173,6±8,5
Перестаренное / Over-Aged	470±31,6	513±24,0	6,1±0,6	0,92	168,0±8,0

Фрактография.

Как показано в предыдущем разделе, пиковое старение приводит к резкому снижению пластичности, которая остается низкой и в перестаренном состоянии (рис. 2, б). Для выяснения причин этого явления был

проведен фрактографический анализ методом СЭМ (рис. 3). Сравнение морфологии излома в трех состояниях (недостаренном, пиковом и перестаренном) выявило существенные различия в механизме разрушения.

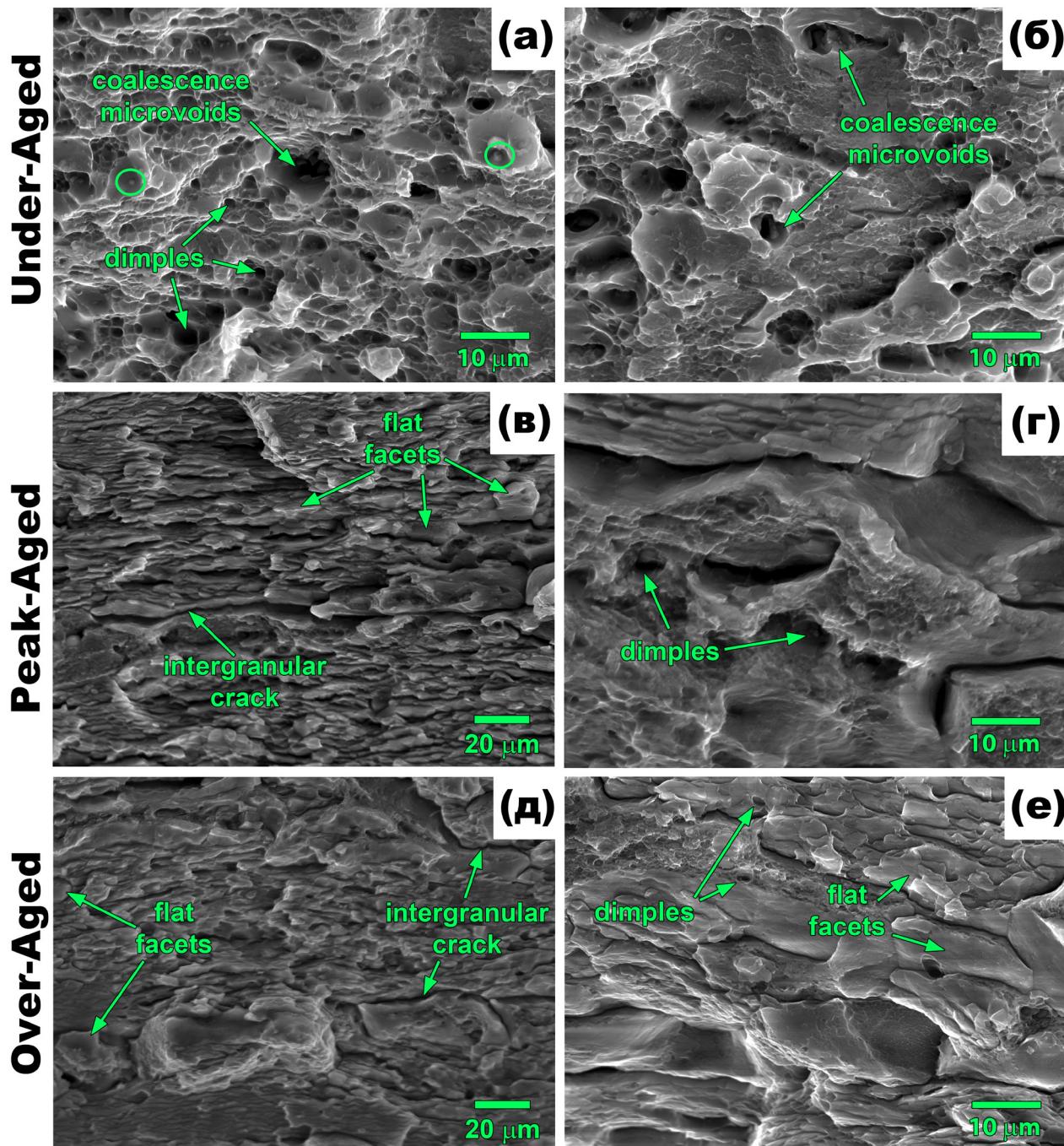


Рис. 3. Морфология излома сплава AA2055, полученная методом СЭМ:
а, б – недостаренное состояние (5 ч); в, г – пиковое состояние (50 ч); д, е – перестаренное состояние (150 ч)

Fig. 3. Fracture morphology of AA2055 alloy obtained by scanning electron microscopy (SEM):
a, б – under-aged condition (5 h); в, г – peak-aged condition (50 h); д, е – over-aged condition (150 h)

Поверхность излома недостаренного сплава полностью покрыта крупными и глубокими вязкими ямками (*dimples*) (рис. 3, *a*). Такая морфология характерна для вязкого транскристаллитного разрушения, обусловленного зарождением, ростом и слиянием (коалесценцией) микропустот (*coalescence microvoids*) внутри зерен (рис. 3, *b*). Этот процесс требует значительных энергозатрат и обеспечивает высокую пластичность материала. В центре отдельных ямок наблюдаются остатки частиц, что указывает на их роль в инициации микропустот (рис. 3, *a*). Вероятно, зарождение пустот происходит либо за счет декогезии на границе частица/матрица, либо в результате хрупкого разрушения самих частиц – наиболее вероятно, интерметаллидных включений. Последующий рост и слияние пустот приводят к разрушению по транскристаллитному механизму и, в конечном счете, к разрыву образца [23].

Морфология излома сплава в пиковом состоянии существенно отличается от такой в недостаренном состоянии (рис. 3, *в, г*). Поверхность разрушения преимущественно состоит из гладких участков (с плоскими фасетами (*flat facets*)), ориентированных вдоль границ зерен, что указывает на межкристаллитный (*intergranular crack*) характер излома (рис. 3, *в*). На отдельных участках наблюдаются также неглубокие и мелкие вязкие ямки (рис. 3, *г*), обусловленные разрушением мелких Си-содержащих частиц на границах зерен. Подобная морфология характерна как для пикового (50 ч), так и для перестаренного (150 ч) состояний (рис. 3, *д, е*). Таким образом, в пиковом и перестаренном состояниях разрушение носит преимущественно межкристаллитный характер с локальными участками вязкого разрушения. Такой тип излома свидетельствует об ослаблении границ зерен, что объясняет резкое снижение пластичности до ~6% (рис. 2).

В целом, с увеличением времени старения морфология излома эволюционирует от

классического вязкого транскристаллитного разрушения с глубокими ямками в недостаренном состоянии к преимущественно межкристаллитному излому в пиковом и перестаренном состояниях.

Микроструктура.

На рис. 4 показана микроструктура сплава AA2055 в недостаренном (5 ч), пиковом (50 ч) и перестаренном (150 ч) состояниях. При коротком времени старения основная упрочняющая фаза T_1 еще не сформирована в значительном количестве или представлена чрезвычайно мелкими частицами. На ПЭМ-изображениях недостаренного сплава (рис. 4, *а, б*) наблюдаются выделения когерентной фазы θ'' и полукогерентной фазы θ' . В этом состоянии материал близок к пересыщенному твердому раствору: он характеризуется относительно низкой прочностью, способностью к однородной пластической деформации по объему зерен и отсутствием выраженной деградации границ зерен.

Увеличение времени старения приводит к формированию в объеме зерен высокой плотности пластинчатых выделений фазы T_1 , которые за счет габитусной плоскости эффективно тормозят движение дислокаций и обеспечивают значительное упрочнение, а также к дальнейшему росту фазы θ' (рис. 4, *в, г*). Основные упрочняющие фазы T_1 и θ' распределены внутри зерен. При этом вдоль границ зерен формируются зоны, свободные от выделений (ЗСВ, или PFZ – *precipitate-free zones*). Кроме того, на границах зерен осаждаются крупные Си-содержащие частицы (не показаны на рисунке).

Сочетание сильно упрочненной матрицы и относительно мягких ЗСВ приводит к локализации пластической деформации в приграничных областях, что способствует зарождению и быстрому распространению трещин вдоль границ зерен.

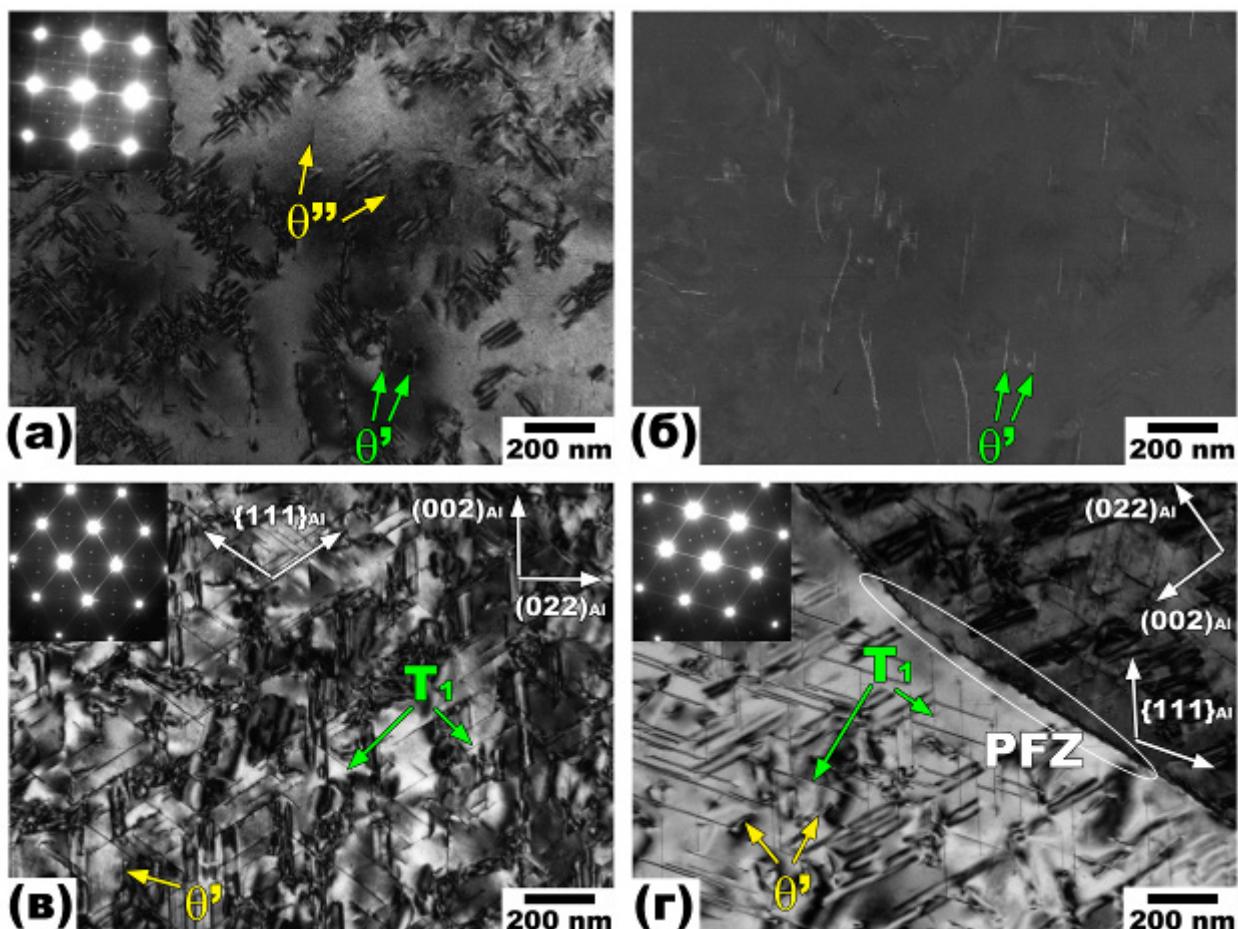


Рис. 4. Микроструктура AA2055 сплава, полученная методом ПЭМ:
а, б – недостаренное состояние (5 ч); в – пиковое состояние (50 ч); г – перестаренное состояние (150 ч)

Fig. 4. TEM microstructure of Al-Cu-Li alloy (AA2055):
a, b – under-aged condition; в – peak-aged condition; г – over aging conditions

Таким образом, резкое снижение пластичности при пиковом и перестаренном состояниях связано с микроструктурной эволюцией: переходом от однородной, слабоупрочненной матрицы к сильно упрочненной внутренней структуре с ослабленными границами зерен. Высокая плотность фазы T_1 эффективно блокирует движение дислокаций внутри зерен, перенаправляя деформацию и разрушение вдоль более слабых межзеренных путей, что обуславливает преобладание межкристаллитного механизма разрушения.

Выводы

1. Кривая старения сплава AA2055 при 165 °C характеризуется тремя стадиями: уве-

личением, достижением максимума и последующим снижением микротвердости. Пиковое значение микротвердости ($174 \pm 9 \text{ HV}_{0,2}$) достигается после 50 ч старения.

2. Механические свойства при растяжении и микротвердость демонстрируют хорошую корреляцию. После пикового старения (50 ч) сплав достигает предела текучести 495 МПа и предела прочности 530 МПа, однако относительное удлинение снижается до 6,2%. По сравнению с недостаренным состоянием (5 ч), это соответствует росту предела текучести на 277 МПа и предела прочности на 165 МПа, но сопровождается резким падением пластичности с ~24% до ~6 %.

3. Низкая пластичность (~6%) в пиковом и перестаренном (150 ч) состояниях обусловлена локализацией пластической деформации в приграничных зонах и переходом к преимущественно межкристаллитному механизму разрушения.

4. В недостаренном состоянии разрушение носит вязкий транскристаллитный характер с образованием глубоких ямок. В пиковом и перестаренном состояниях доминирует межкристаллитный излом, вызванный концентрацией напряжений в зонах, свободных от выделений, прилегающих к границам зерен. Это приводит к инициации и распространению трещин вдоль ослабленных границ зерен, что требует значительно меньших энергозатрат по сравнению с вязким разрушением.

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. Dursun T., Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. // Materials and Design, 56, 862–871(2014). DOI:10.1016/j.matdes.2013.12.002
2. Rioja R.J., Liu J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications. // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 43, 3325–3337(2012). DOI:10.1007/s11661-012-1155-z
3. Smith K.P., Danie A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate. // Journal of Materials Engineering and Performance, 19, 841–847(2024). DOI:10.1007/s11665-009-9554-z
4. Sun J., Wu G., Zhang L., Liu W., Zhang J., Shi C., Li W. Role of Cu on the mechanical properties and microstructures evolution of Al-xCu-1Li-0.4Mg-1Zn-0.1Zr alloys. // Materials Science and Engineering: A, 792, 139833(2020). DOI:10.1016/j.msea.2020.139833
5. Gumbmann E., Lefebvre W., De Geuser F., Sigli C., Deschamps A. The effect of minor solute additions on the precipitation path of an Al-Cu-Li alloy. // Acta Materialia, 115, 104–114(2016). DOI:10.1016/j.actamat.2016.05.050
6. Li H., Tang Y., Zeng Z., Zheng Z., Zheng F. Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al – Cu – Zn – Mg – Mn – Zr alloy. // Materials Science and Engineering: A, 498, 314–320(2008). DOI:10.1016/j.msea.2008.08.001
7. Liu Q., Zhu R., Liu D., Xu Y., Li J., Chen Y., Zhang X., Zheng Z. Correlation between artificial aging and intergranular corrosion sensitivity of a new Al-Cu-Li alloy sheet. // Materials and Corrosion, 68, 65–76(2016). DOI:10.1002/maco.201609090
8. Dorin T., De Geuser F., Lefebvre W., Sigli C., Deschamps A. Strengthening mechanisms of T_1 precipitates and their influence on the plasticity of an Al-Cu-Li alloy. // Materials Science and Engineering: A, 605, 119–126(2014). DOI:10.1016/j.msea.2014.03.024
9. Donnadieu P., Shao Y., De Geuser F., Botton G.A., Lazar S., Cheynet M. Atomic structure of T_1 precipitates in Al – Li – Cu alloys revisited with HAADF-STEM imaging and small-angle X-ray scattering. // Acta Materialia, 59, 462–472(2011). DOI:10.1016/j.actamat.2010.09.044
10. Jata K.V., Vasudevan A.K. Effect of fabrication and microstructure on the fracture initiation and growth toughness of Al – Li – Cu alloys. // Materials Science and Engineering: A, 241, 104–113(1998). DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00479-6
11. Decreus B., Deschamps A., Donnadieu P., Ehrström J.C. On the role of microstructure in governing fracture behavior of an aluminum-copper-lithium alloy. // Materials Science and Engineering: A, 586, 418–427(2013). DOI:10.1016/j.msea.2013.06.075
12. Zhang S., Zeng W., Yang W., Shi C. Ageing response of a Al-Cu-Li 2198 alloy. // Materials and Design, 63, 368–374(2014). DOI:10.1016/j.matdes.2014.04.063
13. Li H., Huang D., Kang W., Liu J., Ou Y., Li D. Effect of different aging processes on the microstructure and mechanical properties of a novel Al-Cu-Li alloy. // Journal of Materials Science and Technology, 32, 1049–1053(2016). DOI:10.1016/j.jmst.2016.01.018
14. Li A., Mg C. A study aimed at determining and understanding the fracture behaviour of an Al – Li – Cu – Mg – Zr alloy 8090. // International journal of fracture, 161, 141–159(2014). DOI:10.1007/s10704-009-9439-z

15. Pasang T., Symonds N., Moutsos S., Wanhill R.J.H., Lynch S.P. Low-energy intergranular fracture in Al-Li alloys. // *Engineering Failure Analysis*, 22, 166–178(2012). DOI:10.1016/j.engfailanal.2012.01.006
16. Lynch S.P. Effects of ageing treatments on resistance to intergranular fracture of 8090 Al-Li alloy plate. // *Materials Science and Engineering: A*, 172, 79–93(1993). DOI: 10.1016/0921-5093(93)90428-H
17. Lynch S.P., Muddle B.C., Pasang T. Ductile-to-brittle fracture transitions in 8090 Al-Li alloys. // 49, 2863–2874, (2001). DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00217-8
18. Cassada W.A., Shiflet G.J., Starke Jr E.A. The effect of germanium on the precipitation and deformation behavior of Al 2Li alloys. // *Acta metallurgica*, 34, 367–378(1986). DOI: 10.1016/0001-6160(86)90072-6
19. Vasudevan A.K., Doherty R.D. Grain boundary ductile fracture in precipitation hardened aluminum alloys. // *Acta metallurgica*, 35, 1193–1219 (2022). DOI:10.1016/0001-6160(87)90001-0
20. Goswami R., Bernstein N. Effect of interfaces of grain boundary Al₂CuLi plates on fracture behavior of Al-3Cu-2Li. // *Acta Materialia*, 87, 399–410(2015). DOI:10.1016/j.actamat.2014.12.025
21. Kim J., Jeun J., Chun H., Rim Y., Yoo J., Yoon J., Lee H. Effect of precipitates on mechanical properties of AA2195. // *Journal of Alloys and Compounds*, 669, 187–198(2016). DOI:10.1016/j.jallcom.2016.01.229
22. Jiang B., Cao F., Wang H., Jiang Y., Shen F., Wang B. Effect of aging time on the microstructure evolution and mechanical property in an Al-Cu-Li alloy sheet. // *Materials Science and Engineering: A*, 740, 157–164(2018). DOI:10.1016/j.msea.2018.10.064
23. Lynch S.P., Wanhill R.J.H., Byrnes R.T., Bray G.H. Chapter 13-Fracture toughness and fracture modes of aerospace aluminum à lithium alloys. Butterworth-Heinemann, 2014. P. 415–455. DOI:10.1016/B978-0-12-401698-9.00013-6
24. Yuzbekova D., Zuiko I.S. Effect of solution treatment temperature on the microstructure and properties of 2055 aluminium alloy // *Materials. Technologies. Design.* 6, 3(18) 91–101(2024). (In Russian) [Юзбекова Д.Ю., Зуйко И.С., Бодякова А.И., Кайбышев Р.О. Влияние температуры обработки на твердый раствор на микроструктуру и свойства алюминиевого сплава 2055 // Материалы. Технологии. Дизайн. 6, 3(18), 91–101(2024)]. DOI:10.54708/26587572
25. 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)].
26. Zhang P., Liu G., Sun J. A critical review on the Portevin-Le Chatelier effect in aluminum alloys. // *Journal of Central South University*, 29, 744–766(2022). DOI:10.1007/s11771-022-4977-x
27. Aboulfadl H., Deges J., Choi P., Raabe D. Dynamic strain aging studied at the atomic scale. // *Acta Materialia*, 86, 34–42(2015). DOI:10.1016/j.actamat.2014.12.028