
MATERIALS. TECHNOLOGIES. DESIGN

УДК 669.715:620.193.918.4
Р.А.С. 81.40.Lm

DOI 10.54708/26587572_2025_74235

EBSD ANALYSIS OF AA2055 AL-CU-LI ALLOY AFTER QUENCHING AND LOW-REDUCTION ROLLING

*Ivan Sergeevich Zuiko^a, Diana Yunusovna Yuzbekova,
Sergey Yuryevich Mironov, Rustam Oskarovich Kaibyshev*

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

^a zuiko_ivan@gmail.com

ABSTRACT

This work investigates the effect of small (5 and 10%) cold rolling reductions on the microstructure, crystallographic texture, and hardness of a solution-treated Al-Cu-Li alloy (AA2055). It was found that deformation initiates the intensive accumulation of crystal defects and the formation of a uniform, dense dislocation substructure. This is confirmed by a sharp increase in the density of geometrically necessary boundaries (GNBs) and a significant rise in hardness in the as-rolled conditions. It is shown that deformation intensifies the β -fiber texture components and suppresses recrystallization orientations. The obtained results demonstrate a clear quantitative correlation between the thermomechanical processing parameters, the evolution of the substructure, and the distribution of geometrically necessary dislocations. This provides a scientific basis for optimizing the aging kinetics and achieving an optimal balance of mechanical properties in the AA2055 alloy.

KEYWORDS

Al-Cu-Li alloy; solution treatment; rolling; microstructure; crystallographic texture; hardness.

EBSD-АНАЛИЗ АЛ-СУ-ЛИ СПЛАВА (АА2055) ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ПРОКАТКИ С НЕБОЛЬШИМИ СТЕПЕНЯМИ ОБЖАТИЯ

*Иван Сергеевич Зуйко^a, Диана Юнусовна Юзбекова,
Сергей Юрьевич Миронов, Рустам Оскарович Каибышев*

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

^a zuiko_ivan@gmail.com

АННОТАЦИЯ

В работе исследовано влияние малых (5 и 10%) степеней холодной прокатки на микроструктуру, кристаллографическую текстуру и твердость закаленного Al-Cu-Li сплава (AA2055). Установлено, что деформация инициирует интенсивное накопление кристаллических дефектов и формирование однородной плотной дислокационной субструктурой. Это подтверждается

резким увеличением плотности геометрически необходимых границ и существенным ростом твердости в состояниях после прокатки. Показано, что деформация интенсифицирует компоненты текстуры β -волокна и подавляет рекристаллизационные ориентации. Полученные результаты демонстрируют четкую количественную корреляцию между режимами термомеханической обработки, развитием субструктур и распределением геометрически необходимых дислокаций, что создает научную основу для оптимизации кинетики старения и достижения оптимального баланса механических свойств сплава AA2055.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Al-Cu-Li сплав; обработка на твердый раствор; прокатка; микроструктура; текстура; твердость.

Введение

Современная аэрокосмическая индустрия предъявляет постоянно повышающиеся требования к конструкционным материалам, ключевыми из которых являются снижение массы при одновременном повышении прочности (т.е. повышении жесткости). В этом контексте алюминиево-литиевые сплавы третьего поколения, такие как AA2055, представляют собой передовое решение благодаря уникальному сочетанию низкой плотности, высокого модуля упругости и превосходных механических характеристик. Добавление лития приводит к одновременному снижению плотности и повышению модуля упругости, что значительно увеличивает удельную жесткость материала. Это свойство является ключевым при проектировании таких критически важных элементов конструкций летательных аппаратов, как фюзеляж и крылья [1–5].

Высокие прочностные свойства сплавов системы Al–Cu–Li определяются, в первую очередь, механизмами дисперсионного твердения, которые реализуются в процессе искусственного старения [6–10]. Основной вклад в упрочнение вносит выделение наноразмерных пластинчатых частиц метастабильной фазы T_1 (со стехиометрией Al_2CuLi). При этом вклад в общую прочность от сопутствующих выделений δ' - Al_3Li , θ' - Al_2Cu и S' - Al_2CuMg частиц может быть значитель-

ным [6, 7, 11, 12]. Между этими фазами существует конкуренция за легирующие элементы (прежде всего медь, литий, магний) в твердом растворе, что усложняет управление процессом осаждения. Морфология, плотность распределения и объемная доля T_1 , δ' , θ' , S' напрямую зависят от химического состава сплава и режимов термомеханической обработки [9]. Для оптимизации фазового состава в Al–Cu–Li сплавы легируют серебром, цинком, цирконием и другими переходными металлами. Для интенсификации процесса старения, выделения оптимального количества главной T_1 фазы и достижения максимальных прочностных свойств широко применяется холодная пластическая деформация, проводимая после закалки и перед старением [11, 13].

Известно, что процессы зарождения, роста и распределения упрочняющих фаз, в особенности T_1 , θ' и S' , сильно зависят от дислокационной структуры матрицы. Введение пластической деформации приводит к увеличению плотности кристаллических дефектов, которые в дальнейшем выступают в качестве предпочтительных гетерогенных центров для их зарождения, способствуя более дисперсному и гомогенному распределению в алюминиевой матрице [6, 9, 14, 15]. В связи с этим, холодная пластическая деформация перед старением, такая как растяжение или прокатка, является

стандартной и ключевой операцией в технологических схемах обработки (например, для получения состояния T8), позволяющей значительно улучшить комплекс механических свойств [11]. Кроме того, предварительная деформация способствует подавлению образования нежелательных крупных выделений на границах зерен и уменьшает ширину приграничных зон, свободных от выделений (precipitate-free zones, PFZ), что положительно сказывается на коррозионной стойкости и пластичности Al–Cu–Li сплавов [8, 13].

Однако при этом степень пластической деформации является параметром, требующим тонкой настройки. Как известно высокие степени обжатия (>20%), обеспечивая максимальную плотность дислокаций, могут приводить к формированию нежелательной кристаллографической текстуры, что вызывает анизотропию [16] механических свойств (зависимость свойств от внешнего направления) и может снижать сопротивление коррозионному растрескиванию под напряжением [11]. С другой стороны, влияние малых степеней деформации (до 10%) на эволюцию микроструктуры исследовано недостаточно, хотя именно этот диапазон представляет значительный практический интерес, поскольку потенциально позволяет достичь оптимального баланса между прочностью, пластичностью и вязкостью разрушения материала [10, 17].

Для комплексного анализа таких микроструктурных изменений наиболее информативным является метод дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Этот метод позволяет не только количественно охарактеризовать морфологию зерен, текстуру и распределение границ по углам разориентировок, но и, что особенно важно, оценить плотность и распределение дислокаций через анализ карт локальных разориентировок

(Kernel Average Misorientation, KAM), которые отражают плотность геометрически необходимых дислокаций. Метод дифракции обратнорассеянных электронов (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) широко применяется для оценки микроструктуры и текстуры материалов [16, 18–21].

Таким образом, целью настоящей работы является проведение систематического EBSD-анализа влияния малых степеней холодной прокатки (на 5% и 10%) после закалки на эволюцию микроструктуры, кристаллографической текстуры и твердости сплава AA2055. Исследование направлено на установление количественной взаимосвязи между параметрами деформированной субструктурой и механическими свойствами для создания научной основы оптимизации режимов термомеханической обработки данного сплава.

1. Материал и методики исследования

В качестве объекта исследования был выбран сплав AA2055 системы Al–Cu–Li со следующим химическим составом (в вес. %): Al–4,2 Cu–1,0 Li–0,7 Zn–0,55 Mg–0,45 Ag–0,25 Mn–0,11 Zr–0,11 Ti. Цилиндрический слиток был получен методом полунепрерывного литья на базе НИУ «БелГУ». Для устранения ликвационной неоднородности и состава по объему материала слиток подвергали двухступенчатому гомогенизационному отжигу. Данный режим отжига был выбран для предотвращения пережога материала при высокотемпературной выдержке. Далее гомогенизованный слиток был подвергнут горячей осадке с последующей прокаткой при температуре 460 °C до суммарной истинной степени деформации ~3,0 с целью получения пластины толщиной 3 мм. В настоящей работе это состояние обозначено как HR (hot rolled).

Горячекатаные пластины подвергали закалке, включающей обработку на твердый

раствор при температуре 510 °С в течение 2 часа с последующим резким охлаждением в холодной воде. Данное состояние было обозначено как W (от англ. water-quenched). Сразу после закалки образцы подвергли холодной прокатке в один проход при комнатной температуре с обжатием на 5% и 10%. Полученные состояния обозначили как CR5 и CR10, соответственно.

Измерение твердости проводили методом Виккерса на твердомере XHVT-50Z. Прикладываемая нагрузка составляла 2000 г, время выдержки под нагрузкой – 10 сек. Для обеспечения статистической достоверности для каждого состояния было проведено не менее 12 измерений в центральной части образцов. Экстремальные значения не учитывались, а оставшиеся 10 усреднены.

Анализ микроструктуры и кристаллографической текстуры образцов проводили с использованием растрового электронного микроскопа FEI Quanta 600, оснащенного детектором для анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов.

Для исследования методом дифракции обратнорассеянных электронов образцы вырезали из центральной части прокатанных пластин в продольном сечении (плоскость RD-ND). Поверхность образцов для исследования готовили методом стандартной металлографической пробоподготовки, включающей механическую шлифовку и полировку. Финальную обработку для получения качественной картины дифракции проводили на виброполированной установке Buehler VibroMet 2. Съемку EBSD-карт проводили при ускоряющем напряжении 20 кВ с шагом 0,5 мкм, что соответствует исследуемым структурным элементам. Полученные данные обрабатывали с помощью специализи-

рованного программного обеспечения TSL OIM Analysis. Для классификации границы были применены стандартные критерии разориентировки (θ): малоугловые $2^\circ \leq \theta \leq 15^\circ$, высокоугловые $\theta > 15^\circ$. Границы с разориентировкой менее 2° были исключены из анализа поскольку являются предельными для EBSD-анализа.

2. Результаты и обсуждение

Анализ микроструктуры сплава. Микроструктура сплава AA2055 в состоянии после горячей прокатки характеризуется частичной рекристаллизацией и состоит преимущественно из удлиненных, «блинообразных» (pancake-like) зерен, вытянутых вдоль направления прокатки (рис. 1, а). В пределах удлиненных зерен выявляется неоднородное распределение дислокационной субструктурой, проявляющееся в образовании дислокационных стенок и ячеек различной плотности, что указывает на локальную вариативность процесса возврата и незавершенный характер статической рекристаллизации. Доля полностью рекристаллизованных зерен остается относительно невысокой, указывая на сохранение значительного объема сильно деформированной матрицы.

Анализ микроструктуры указывает на признаки динамической рекристаллизации (dynamic recrystallization), которая протекает при высоких температурах и значительных степенях деформации, характерных для процесса горячей прокатки. В данном случае зародыши рекристаллизованных зерен наследуют кристаллографическую ориентировку приграничных участков деформированной матрицы, что приводит к слабо выраженному изменению текстуры по сравнению с полностью деформированным состоянием.

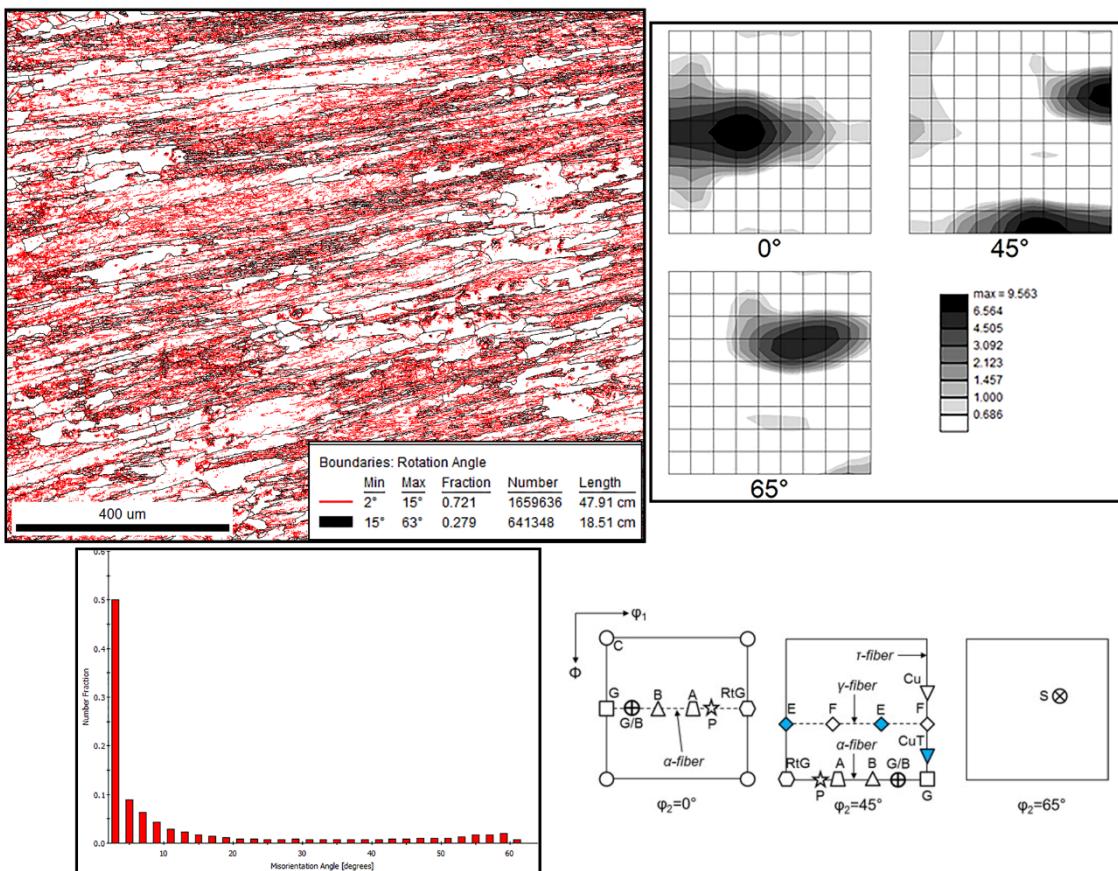


Рис. 1. Микроструктура и текстура сплава AA2055 после горячей прокатки (состояние HR)

Fig. 1. Microstructure and texture of AA2055 alloy after hot rolling (HR condition)

Кристаллографический анализ, выполненный на основе данных EBSD, показывает, что HR-состояние обладает достаточно острой текстурой, формирующейся в рамках β -волокна – типичного для сильно деформированных ГЦК-металлов. Преобладают компоненты деформационного происхождения: Brass ($\{110\} <112>$), Copper ($\{112\} <111>$) и S ($\{123\} <634>$) [21]. Вместе с тем, в текстуре также обнаружаются слабо выраженные максимумы, ассоциируемые с рекристаллизацией, такие как Goss ($\{110\} <100>$), Cube ($\{100\} <001>$) и R-Cube ($\{100\} <011>$). Однако отсутствие интенсивных максимумов рекристаллизационных компонент и доминирование деформационных ориентаций свидетельствуют о том, что рекристаллизованные зерна, где они присутствуют, форми-

руются преимущественно путем наследования ориентации деформированной матрицы, а не за счет формирования новых текстурных компонент.

Спектр высокоугловых границ зерен в HR-состоянии характеризуется низкой долей – около 28%. Такое значение обусловлено высокой остротой деформационной текстуры: сильные текстурные максимумы приводят к сближению кристаллографических ориентаций соседних зерен, в результате чего разориентация между ними часто попадает в малоугловую область ($<15^\circ$). Следовательно, низкая плотность большеугловых границ служит дополнительным подтверждением сохранения преимущественно деформационного характера микроструктуры после горячей прокатки.

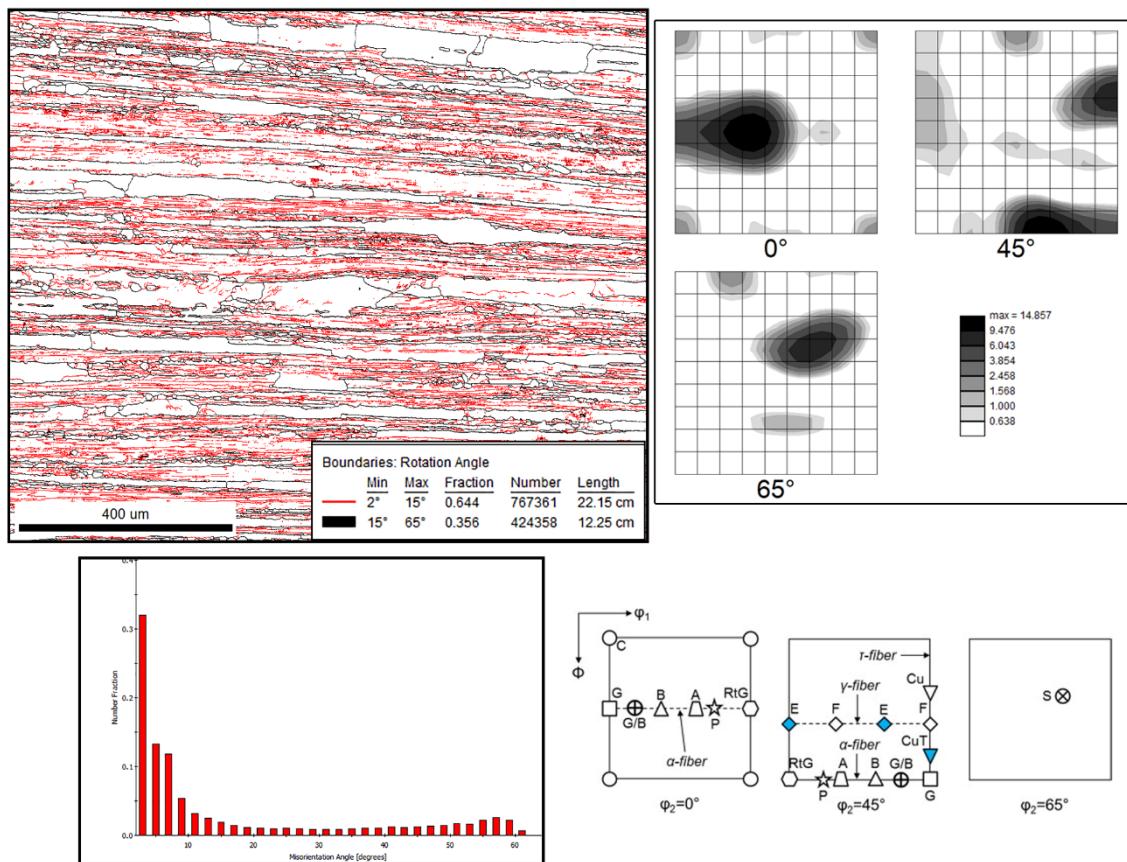


Рис. 2. Микроструктура и текстура сплава AA2055 после закалки (состояние W)

Fig. 2. Microstructure and texture of AA2055 alloy after quenching (W condition)

После обработки на твердый раствор и последующей закалки (состояние W) микроструктура сплава AA2055 сохраняет признаки частичной рекристаллизации (рис. 2, а). Наблюдается бимодальное распределение зерен: наряду с крупными удлиненными деформированными зернами присутствуют мелкие равноосные рекристаллизованные зерна. Такая структура указывает на незавершенный характер рекристаллизационных процессов в ходе термической обработки.

Эволюция микроструктуры в данном случае протекает преимущественно по механизму прерывистой статической рекристаллизации. Рекристаллизация инициируется образованием зародышей на границах деформированных зерен, с последующим ростом новых зерен в объеме матрицы. Отмечено,

что вновь сформированные зерна наследуют удлиненную форму, ориентированную вдоль направления прокатки, что указывает на преобладание ориентационного наследования от родительских деформированных зерен.

Незавершенность рекристаллизации может быть обусловлена ингибированием миграции границ зерен, вызванным выделением дисперсных частиц, в первую очередь термически стабильных интерметаллидов, таких как $\beta\text{-Al}_3(\text{Zr},\text{Ti})$ и $T\text{-Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. Эти фазы склонны сегрегировать преимущественно на больших угловых границах, создавая эффект закрепления границ [21], который эффективно подавляет их подвижность при температурах обработки на твердый раствор.

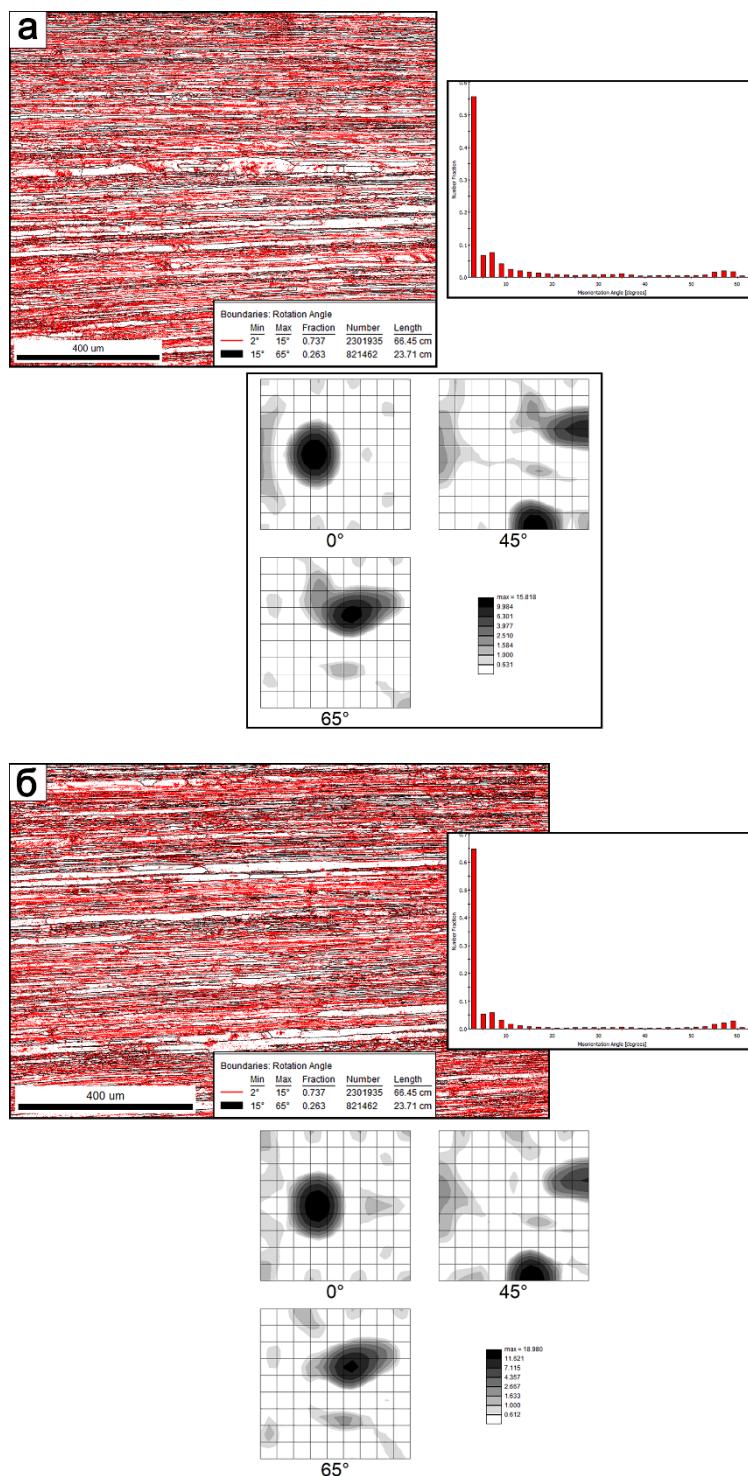


Рис. 3. Микроструктура и текстура сплава AA2055 после холодной прокатки со степенями обжатия 5% (a) и 10% (б)

Fig. 3. Microstructure and texture of AA2055 alloy after cold rolling to reduction of 5% (a) and 10% (b)

Текстурный анализ закаленного состояния (рис. 2) показывает, что деформационная текстура, сформированная на стадии горячей прокатки, в значительной степени сохраняет-

ся. Основные компоненты β -волокна (Brass, Copper, S) - остаются доминирующими. В то же время в результате ограниченной рекристаллизации появляются слабо выраженные

максимумы, характерные для рекристаллизационных текстур: Cube и Goss. Однако их интенсивность невелика, что согласуется с низкой долей рекристаллизованных зерен и подтверждает, что основной вклад в формирование текстуры по-прежнему вносит деформированная матрица. Таким образом, закалка не приводит к значительному ослаблению или перестройке текстуры, а лишь слегка модифицирует ее за счет локальных рекристаллизационных процессов.

Как известно даже небольшая пластическая деформация закаленного сплава (т.е. пересыщенную твердым раствором) инициирует интенсивное накопление кристаллических дефектов [17]. В диапазоне деформаций 5–10 % наблюдается формирование однородных скоплений дислокаций «леса» (forest dislocation) по всему объему материала, с постепенным увеличением их плотности при росте степени обжатия. Анализ EBSD-данных подтверждает данный процесс: отмечается значительный рост плотности геометрически необходимых дислокаций. Это проявляется в виде снижения параметра Image Quality (не представлены) на полученных картах, что напрямую коррелирует с ростом локальных искажений кристаллической решетки.

С ростом плотности дислокаций формируется выраженная внутризеренная субструктура, что находит отражение в увеличении доли малоугловых границ. Эти субграницы представляют собой дислокационные стенки и ячейки, типичные для наклепанного состояния. Важно отметить, что развитая субструктура создает высокую плотность гетерогенных мест локального зарождения упрочняющих фаз (в первую очередь θ' и T_1) при последующем искусственном старении.

Холодная прокатка (рис. 3) оказывает влияние на кристаллографическую текстуру, унаследованную от предшествующих стадий обработки. Уже при небольших степенях обжатия (5–10 %) наблюдается усиление компонент β -волокна, характерного для

деформированных ГЦК-металлов [22]. При этом рекристаллизационные компоненты, такие как Goss и Cube, резко ослабляются и/или исчезают из текстурного спектра. Это указывает на то, что прокатка в закаленном состоянии подавляет рекристаллизационные ориентации и повторно активизирует скольжение в системах, соответствующих Brass, S и Copper.

В совокупности эти изменения приводят к усилению микроструктурной анизотропии: зерна все более выравниваются вдоль предпочтительных деформационных ориентаций β -волокна, что может оказывать влияние как на механические свойства, так и на анизотропию упрочнения при последующем старении.

Локальная средняя разориентировка сплава. Для количественной оценки эволюции субструктурного состояния сплава AA2055 в различных режимах термомеханической обработки был использован анализ локальной средней разориентировки (Kernel Average Misorientation, θ_{KAM}), полученный методом EBSD. Параметр θ_{KAM} представляет собой средний угол разориентировки между центральной точкой (ядра) и ориентацией ее ближайших соседей в пределах одного зерна. Для исключения вклада высокоугловых границ в анализ внутризеренной деформации пороговый угол разориентировки был установлен на уровне $\leq 5^\circ$.

Как следует из данных, представленных в табл. 1, значения θ_{KAM} демонстрируют немонотонную зависимость от режима обработки. Минимальное значение параметра θ_{KAM} ($0,534^\circ$) наблюдается в закаленном состоянии, что соответствует состоянию с минимальной локальной деформацией после завершения процессов статической рекристаллизации и восстановления при термической обработке. Для сравнения, в состоянии после горячей прокатки значение θ_{KAM} составляет $0,744^\circ$, что указывает на сохранение значительного градиента кристаллографической ориентации вследствие неполной рекристаллизации.

Таблица 1. Параметры микроструктуры и результаты измерения твердости сплава AA2055 после различных режимов обработки

Table 1. Effect of processing conditions on microstructure and hardness of AA2055 alloy

Обработка / Treatment	Средний поперечный размер зерна [μm] / Average transverse grain size [μm]	θ_{KAM} [°]	$\rho_{GND} \times 10^{14}$ [м ⁻²] / [m ⁻²]	Твердость [HV] / Hardness [HV]
HR	4,24	0,744	1,82	107±1
W	7,80	0,534	1,30	84±2
CR5	2,38	0,826	2,02	156±1
CR10	1,81	0,896	2,19	156±3

Важно отметить увеличение размера зерна при переходе от состояния HR к состоянию W (с 4,24 до 7,80 мкм), что согласуется с частичной статической рекристаллизацией, обсуждавшейся ранее. Одновременное снижение θ_{KAM} в закаленном состоянии подтверждает уменьшение плотности дефектов кристаллической решетки в результате возврата.

После холодной прокатки на 5% и 10% наблюдается резкое увеличение значений θ_{KAM} до 0,826° и 0,896° соответственно. Данный рост демонстрирует интенсивное образование геометрически необходимых дислокаций при проведении пластической деформации закаленного сплава. Одновременно происходит уменьшение размера зерен в поперечном направлении с 7,80 мкм в состоянии W до 2,38 мкм и 1,81 мкм после 5% и 10% холодной деформации соответственно, что связано с формированием развитой субструктурой и дроблением зерен вследствие введения дополнительных дислокационных границ.

На основе полученных данных была рассчитана плотность геометрически необходимых дислокаций (geometrically necessary dislocations) по формуле [15, 16, 21]:

$$\rho_{GND} = \frac{2\theta_{KAM}}{Sb}, \quad (1)$$

где θ_{KAM} – средняя разориентировка; b – модуль вектора Бюргерса (=0,286 нм); S – расстояние между точками сканирования (т.е., шаг сканирования – 0,5мкм).

Минимальная плотность дислокаций характерна для состояния W, что соответствует процессам возврата в ходе нагрева и выдержки при высоких температурах. Для состояния после горячей прокатки ρ_{GND} выше, что указывает на умеренную плотность дислокаций при частичной рекристаллизации. Ожидаемо наибольшие значения ρ_{GND} наблюдаются после холодной прокатки.

Анализ распределения θ_{KAM} показал, что после холодной деформации наиболее высокие значения параметра локализованы вблизи границ зерен и в областях с высокими градиентами деформации, формируя так называемые характерные «зоны сдвига». Это указывает на гетерогенный характер распределения плотности дислокаций в холоднодеформированном состоянии. Корреляция между увеличением θ_{KAM} , ростом ρ_{GND} и повышением твердости (с 84 HV в состоянии W до 156 HV после холодной прокатки) подтверждает значительный вклад дислокационного упрочнения в механические свойства исследуемого сплава.

Полученные данные подтверждают, что даже небольшая величина холодной деформации после закалки способствует формированию высокой плотности дислокационной субструктуры, которая служит благоприятными местами для гетерогенного зарождения упрочняющих фаз (прежде всего θ' и T_1) при последующем старении в режиме T8. Таким образом, комплексный анализ параметров θ_{KAM} и ρ_{GND} демонстрирует четкую

корреляцию между режимами термомеханической обработки, развитием субструктур и распределением геометрически необходимых дислокаций в сплаве AA2055. Эти изменения субструктурного состояния являются ключевыми для понимания механизмов упрочнения при последующем старении и формирования анизотропии механических свойств.

Выводы

В настоящей работе было проведено систематическое исследование влияния малых степеней холодной прокатки (5% и 10%) после закалки на микроструктуру, кристаллографическую текстуру и твердость сплава AA2055. На основании комплексного EBSD-анализа и измерений твердости были сделаны следующие основные выводы:

1. Установлено, что холодная прокатка закаленного сплава AA2055 со степенями обжатия 5% и 10% приводит к значительному увеличению плотности геометрически необходимых дислокаций с $1,3 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ в закаленном состоянии до $2,02 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ и $2,19 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ после прокатки на 5% и 10% соответственно. Этот рост плотности дислокаций напрямую коррелирует с увеличением твердости с 84 HV до 156 HV, подтверждая доминирующий вклад дислокационного упрочнения (наклепа) в упрочнение сплава на данном этапе обработки.

2. Методом EBSD-анализа показано, что параметр локальной средней разориентировки является эффективным индикатором эволюции субструктур. Увеличение степени обжатия с 0 до 10% приводит к росту среднего значения θ_{KAM} с $0,534^\circ$ до $0,896^\circ$, что свидетельствует о формировании развитой дислокационной субструктуры в виде ячеек и стенок, а также об увеличении доли малоугловых границ.

3. Холодная прокатка приводит к изменению кристаллографической текстуры сплава. Наблюдается ослабление и исчезновение компонент рекристаллизации, таких

как Goss и Cube, и одновременное усиление деформационных компонент β -волокна (Brass, S, Copper). Это указывает на подавление рекристаллизационных ориентаций и активацию систем скольжения, характерных для пластической деформации ГЦК-металлов.

4. Сформированная в результате холодной прокатки однородная и плотная дислокационная субструктура создает высокую плотность гетерогенных центров для зарождения упрочняющих фаз (в первую очередь T_1 и θ') при последующем искусственном старении. Это является ключевым фактором для достижения высокого уровня прочностных свойств в сплаве AA2055 при обработке по режиму T8 и объясняет значительное упрочнение материала после деформации и старения. Полученные данные о плотности и распределении дислокаций создают количественную основу для дальнейшего моделирования кинетики старения и оптимизации режимов термомеханической обработки.

Полученные результаты создают научную основу для оптимизации режимов термомеханической обработки Al–Cu–Li сплавов с целью достижения оптимального баланса прочности, пластичности и анизотропии механических свойств.

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».

The work was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation, scientific topic code FZWG-2023-0005. The research was conducted using the equipment of the Center for Shared Use «Technologies and Materials» of Belgorod National Research University.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. I. Polmear, D. StJohn, J.-F. Nie, M. Qian, Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals, 5th ed., Butterworth-Heinemann, 2017. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-099431-4.00002-6>.
2. O. Grushko, B. Ovsyannikov, V. Ovchinnokov, Aluminum-Lithium Alloys: Process Metallurgy, Physical Metallurgy, and Welding, CRC Press, Boca Raton, 2016. <https://doi.org/10.1201/9781315369525>.
3. A. Abd El-Aty, Y. Xu, X. Guo, S.H. Zhang, Y. Ma, D. Chen, Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review, *J Adv Res* 10 (2018) 49–67. <https://doi.org/10.1016/j.jare.2017.12.004>.
4. R.J. Rioja, J. Liu, The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications, *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 43 (2012) 3325–3337. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1155-z>.
5. B.M. Gable, G.J. Shiflet, E.A. Starke, The effect of Si additions on Ω precipitation in Al-Cu-Mg-(Ag) alloys, *Scr Mater* 50 (2004) 149–153. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.09.004>.
6. B.I. Rodgers, P.B. Prangnell, Quantification of the influence of increased pre-stretching on microstructure-strength relationships in the Al-Cu-Li alloy AA2195, *Acta Mater* 108 (2016) 55–67. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.02.017>.
7. D. Zhou, L. Yang, J. Wang, J. Xie, Y. Yan, Z. Bai, Y. Zhang, Y. Wang, Y. Chen, J. Wang, The influence of pre-deformation on the microstructure and properties of, *J Alloys Compd* 1040 (2025) 183543. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.183543>.
8. X. Chen, H. Zhang, G. Zhao, Precipitation Behavior and Strengthening Mechanism of Extruded 2196 Al-Cu-Li Alloy Plate during Multi-Step Age-Hardening Treatment, *J Mater Eng Perform* 31 (2022) 2551–2563. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06310-1>.
9. Y. Deng, J. Bai, X. Wu, G. Huang, L. Cao, Investigation on formation mechanism of T1 precipitate in an Al-Cu-Li alloy, *J Alloys Compd* 723 (2017) 661–666. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.06.198>.
10. J. Xu, Y. Deng, J. Chen, Y. Xie, X. Guo, Effect of ageing treatments on the precipitation behavior and mechanical properties of Al-Cu-Li alloys, *Materials Science and Engineering A* 773 (2020) 138885. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138885>.
11. Y. Xie, S. Liu, X. Guo, Y. Deng, Development of ultra-high strength Al-Cu-Li alloys containing high Mg through the combination of pre-stretching and age-hardening, *Materials Science and Engineering: A* 896 (2024) 146289. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.146289>.
12. P. Chen, X. Li, K. Wen, Y. Li, Q. Liu, C. Xun, W. Xiao, B. Zhou, L. Yan, Z. Li, Y. Zhang, B. Xiong, Effect of Li content on precipitation behavior and mechanical properties of Al-Cu-Li alloys under aging treatment, *Journal of Materials Research and Technology* 36 (2025) 10425–10439. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.05.262>.
13. Y. Xu, G. Zou, J. Li, S. Chen, L. Ye, Effects of pre-stretching on mechanical properties and corrosion behavior of superplastic formed 2A97 Al-Li alloy, *Mater Charact* 222 (2025) 114801. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2025.114801>.
14. B. Xie, L. Huang, J. Xu, H. Su, H. Zhang, Y. Xu, J. Li, Y. Wang, Effect of the aging process and pre-deformation on the precipitated phase and mechanical properties of 2195 Al-Li alloy, *Materials Science and Engineering A* 832 (2022) 142394. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142394>.
15. R. Fu, D. Xu, B. Zheng, Y. Huang, Y. Liu, L. Zheng, H. Pang, B. Ma, Effect of pre-stretching deformation on the relationship between microstructure, mechanical properties and anisotropy of extruded 2195 Al-Li alloy, *J. Alloys Compd.* 1039 (2025) 183260. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.183260>.
16. L. Wang, Y. Xiao, C. Kong, H. Yu, Mechanical properties and microstructure evolution of an Al-Cu-Li alloy via cross cryorolling, *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* 5 (2022) 431–439. <https://doi.org/10.1016/j.ijlmm.2022.05.005>.
17. Юзбекова, Д. Ю., Зуйко, И. С., Бодякова, А. И., & Кайбышев, Р. О. (2024). Влияние температуры обработки на твердый раствор на микроструктуру и свойства алюминиевого сплава 2055. *Materials. Technologies. Design*, 6(3 (18), 92–102. https://doi.org/10.54708/26587572_2024_631892
18. F.J. Humphreys, Reconstruction of grains and subgrains from electron backscatter diffraction maps, *J Microsc* 213 (2004) 247–256. <https://doi.org/10.1111/j.0022-2720.2004.01297.x>.
19. F.J. Humphreys, Grain and subgrain characterisation by electron backscatter diffraction, *J Mater Sci* 36 (2001) 3833–3854. <https://doi.org/10.1023/A:1017973432592>.
20. V. Randle, Electron backscatter diffraction: Strategies for reliable data acquisition and processing, *Mater Charact* 60 (2009) 913–922. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.05.011>.
21. W. Yu, Y. Wang, Y. Li, H. Wang, Z. Wang, G. Xu, J. Li, H. Tang, F. Yu, X. Qian, Segregation-induced abnormal recrystallization behavior, texture evolution, and effects on mechanical properties in twin-roll casting 2060 Al-Cu-Li alloys, *J Alloys Compd* 991 (2024) 174472. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.174472>.
22. F. Humphreys, M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena (Second Edition), 2004.