

УДК 669.017

А. А. Кищик

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва

aza-357@rambler.ru

Научный руководитель — доц., канд. техн. наук А. В. Михайловская

СПЛАВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ ДЛЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

Изучено влияние добавок Ce и Fe на микроструктуру и свойства при сверхпластической деформации сплава Al–4,8 %Mg–0,6 %Mn–0,15 %Cr. Исследуемый сплав имеет бимодальное распределение частиц: крупные частицы кристаллизационного происхождения и мелкие дисперсоиды. После простой термомеханической обработки листы сплава имеют размер зерна 4 мкм и относительное удлинение 400 % при сверхпластической деформации при скорости деформации $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, сверхпластичность, размер зерна, дисперсоиды, частицы, квазикристаллы

A. A. Kishchik

ALUMINUM-BASED ALLOY FOR HIGH-SPEED SUPERPLASTIC FORMING

This study focuses on the effect of Ce and Fe additions on the microstructural parameters Al–4,8 %Mg–0,6 %Mn–0,15 %Cr alloy. The studied alloy exhibits a bimodal particle size distribution with coarse crystallization origin inclusions and fine secondary precipitates. The proposed thermomechanical treatment grain size of 4 μm and the superplastic deformation 400 %.

Key words: aluminum alloy, superplasticity, grain size, dispersoids, particles, quasicrystals

Основная проблема в СПФ сплавов на основе Al заключается в том, что часто только низкие скорости формования обеспечивают требуемую равномерную деформацию без шейки. Как правило, относительное удлинение должно быть выше 200 %. Обычные

сверхпластичные материалы, например, сплав AA5083 с размером зерен 8–10 мкм демонстрируют относительное удлинение 200–400 % при оптимальной скорости деформации $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Сплавы на основе алюминия с высокой скоростью деформации в диапазоне $10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ пользуются большим спросом для достижения высоких уровней производительности с использованием СПФ.

Для изучения был выбран сплав Al–4,8 %Mg–0,6 %Fe–0,8 %Ce–0,6Mn–0,15Cr–0,15Zr. Литье сплава производилось методом наполнительного литья в медную водоохлаждаемую изложницу размерами $100 \times 40 \times 20 \text{ мм}^3$.

Гомогенизационный отжиг проводился по двум режимам:

- 1) режим *L*: при более низкой температуре 360 °С в течение 24 ч;
- 2) режим *2H*: при 360 °С в течение 12 ч + 500 °С в течение 3 ч.

Длительная гомогенизация при низкой температуре направлена на получение высокой плотности дисперсоидов богатых Mn. Вторая высокотемпературная ступень необходима для сфероидизации эвтектических фаз. Последующую горячую прокатку проводили при $360 \pm 10 \text{ °С}$ в несколько проходов, с общим обжатием прокатки 55 %. Окончательную холодную прокатку с общим обжатием 70 % до толщины листов $1,15 \pm 0,01 \text{ мм}$.

После литья и гомогенизации структура слитка представлена алюминиевым твердым раствором и включениями фаз эвтектического происхождения на периферии дендритных ячеек. По результатам рентгенологического исследования были обнаружены фазы: (Al); $\text{Al}_{10}\text{Mn}_2\text{Ce}$; $\text{Al}_{20}\text{Mn}_2\text{Ce}$; $\text{Al}_{10}\text{Fe}_2\text{Ce}$; $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$.

После отжига сплав показал бимодальное распределение вторичных фаз по размерам. На рис. 1 представлены микроструктуры сплава после разных режимов гомогенизационного отжига. На рис. 1 (a–i) показаны выделившиеся дисперсоиды, образовавшиеся в процессе распада пересыщенного твердого раствора алюминия. Преимущественно зарождение компактных дисперсоидов со средним размером $38 \pm 5 \text{ нм}$ наблюдается на дислокациях и дислокационных стенках при отжиге по режиму L (рис. 1, a, b, d и e). Рефлексы на дифракциях характерны для пятикратной симметрии (рис. 1, c, f), которые были приписаны их квазикристаллической природе.

После простой термомеханической обработки эвтектические частицы распределены равномерно по толщине листа. Они имеют средний размер $0,8 \pm 0,1 \text{ мкм}$, объемную долю $0,07 \pm 0,01$ и $\text{КФ} = 0,82 \dots 0,88$ неза-

висимо от режима гомогенизации. Перед СПД сплав имеет полностью рекристаллизованную структуру после отжига в течение 20 мин при 540 °С. В листе, предварительно гомогенизированном по режиму $2H$, зерна имеют средний размер $5,3 \pm 0,2$ мкм. Режим L обеспечивает более мелкое зерно со средним размером $4,7 \pm 0,2$ мкм.

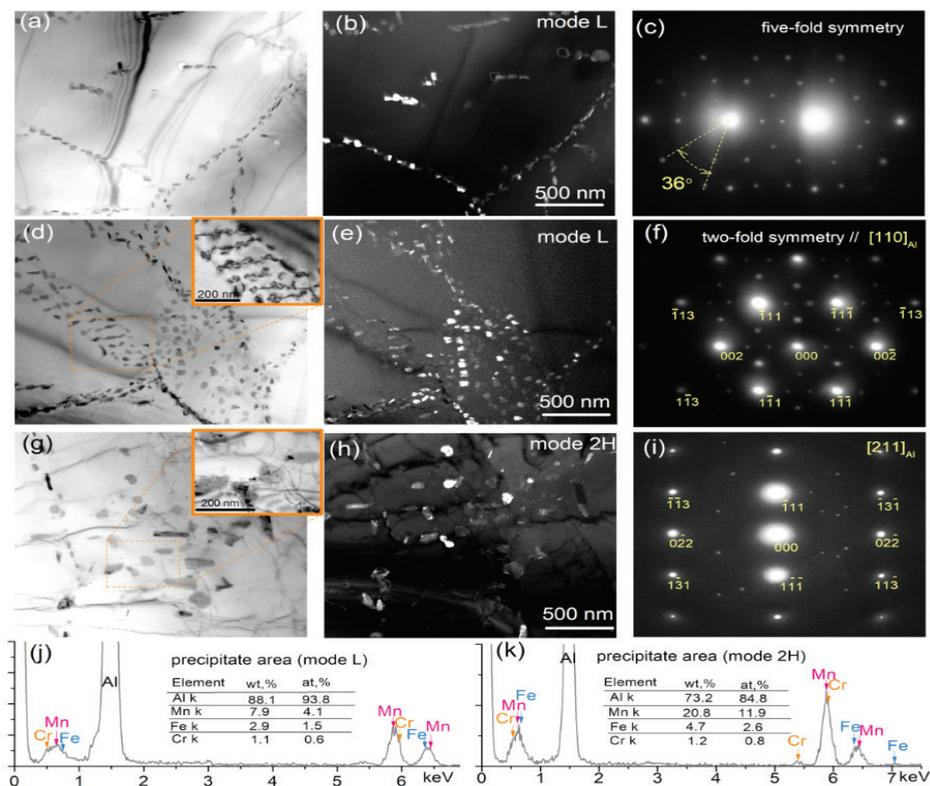


Рис. 1. Микроструктуры образцов, отожженных (a–f) по режиму L и (g–i) по режиму $2H$, показывающие распределения дисперсоидов и их морфологию

Сравнение листов, которые были получены по режимам L и $2H$ проводили при постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ (рис. 2, a). Образцы, которые были получены по режиму L , показали более низкие значения напряжения течения и большее относительное удлинение. Максимальное относительное удлинение до 430 % наблюдалось при постоянной скорости деформации $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и температуре 540 °С (рис. 2, a) в образцах L .

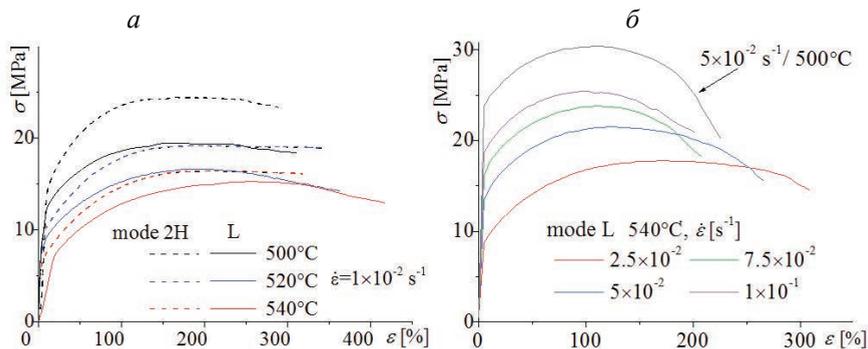


Рис. 2. Кривые деформации при различных температурах и постоянных скоростях деформации

Комплексное легирование Се и Fe позволило уменьшить зеренную структуру и улучшить свойства сплава Al–Mg–Mn–Cr за счет формирования композиционной структуры с равномерным распределением крупных эвтектических частиц размером ≈ 1 мкм и наноразмерных квазикристаллических частиц. Такая структура обеспечена после холодной деформации за счет PSN эффекта, а также феноменом при рекристаллизации за счет мелкодисперсных наноразмерных вторичных дисперсоидов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке
Российского научного фонда № 17-79-20426.*