

СВЕРХВЫСОКИЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ УДЛИНЕНИЯ
В СПЛАВЕ АЛЮМИНИЙ–ЛИТИЙ

© 2008 г. А. А. Могучева, Р. О. Кайбышев

Представлено академиком О.А. Банных 11.02.2008 г.

Поступило 21.03.2008 г.

Сплавы системы Al–Li–Mg имеют низкую технологическую пластичность [1]. Эффективным способом получения из них изделий является сверхпластическая деформация [1]. Измельчение структуры в сплавах системы Al–Li–Mg методом термомеханической обработки обеспечивает высокие показатели сверхпластичности [2]. В течение последних лет был опубликован ряд работ [3–7], в которых субмикроструктурная структура была получена методом равноканального углового (РКУ) прессования. Максимальные сверхпластические удлинения составили 1850% [7]. Равноканальное угловое прессование обеспечивает получение прутков. В то же время, для сверхпластической формовки необходимым полуфабрикатом являются листы. Был разработан способ [8] получения листовых заготовок с субмикроструктурной структурой, заключающийся в РКУ-прессовании с прямой формой каналов с последующей изотермической прокаткой, причем температуры обеих операций близки либо равны.

Цель данной работы сообщить, что применение данного метода для обработки алюминиевого сплава 1421 позволило достичь рекордных сверхпластических удлинений.

Сплав 1421 химического состава.

Al–5.1%Mg–2.1%Li–0.17%Sc–0.08%Zr

был получен методом полунепрерывного литья и гомогенизирован при 425°C в течение 12 ч. Затем его подвергли обратному прессованию в интервале температур 360–390°C со степенью обжатия 60%. Равноканальное угловое прессование проводили при температуре 325°C до истинной степени деформации ~8. Заготовку размером 125 × 125 × 25 мм³ после каждого прохода поворачивали вокруг оси выходного канала на угол 180°, т.е. использовался маршрут C_x [9]. Из полученной заготовки вырезали образцы размером 115 × 115 × 15 мм³. Образцы нагревали до температуры 325°C и прокатывали в изотермических условиях

с нагревом рабочих валков до этой же температуры. В процессе прокатки толщина образцов уменьшилась с 15 до 1.8 мм за 8 проходов, что позволило получить полную степень обжатия ~88%. Методики механических испытаний и структурного анализа методом дифракции отраженных электронов (EBSD-анализ) описаны подробно в работах [8, 10].

Сочетание РКУ-прессования с последующей изотермической прокаткой обеспечивает формирование полностью однородной рекристаллизованной микроструктуры (рис. 1) со средним размером зерен 1.6 мкм. Доля истинных зерен, окруженных высокоугловыми границами, достигает 51%, а объемная доля высокоугловых границ составляет 85% (рис. 1).

Сплав 1421 с такой структурой продемонстрировал экстраординарные сверхпластические удлинения (≥1000%) в широком температурно-скоростном интервале (рис. 2, 3). Максимальная величина относительного удлинения 2700% наблюдалась при 450°C и $\dot{\epsilon} = 1.4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Анализ графиков зависимостей относительного удлинения от скоро-

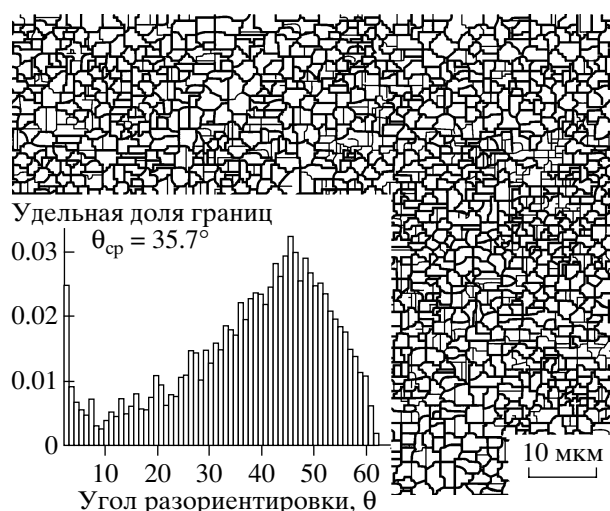


Рис. 1. Микроструктура сплава 1421 после РКУ-прессования и последующей изотермической прокатки.

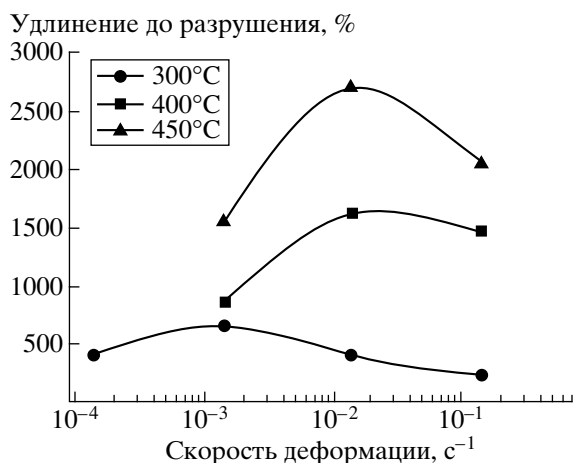


Рис. 2. Влияние скорости деформации на удлинение до разрушения.

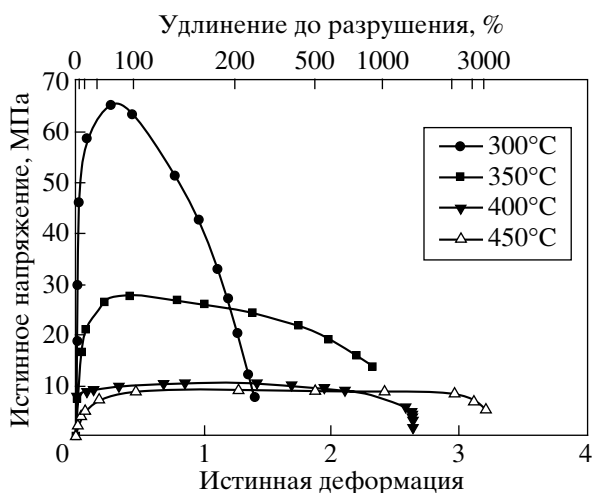


Рис. 3. Влияние температуры на кривую истинное напряжение – истинная деформация.

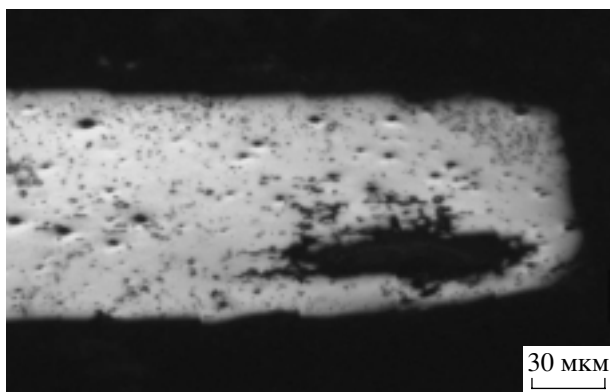


Рис. 4. Порообразование в образце после РКУ-прессования с последующей изотермической прокаткой при испытаниях на растяжение при температуре 450°C и скорости деформации $1.4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

сти деформации при различных температурах (рис. 2), на которых хорошо различимы три характерные области деформации [11, 12], однозначно указывает на сверхпластическую природу наблюдаемого явления. Увеличение температуры приводит к смещению оптимального скоростного интервала сверхпластичности [11, 12] в сторону больших скоростей деформации и увеличению значений m от 0.32 при 300°C до 0.57 при 450°C (рис. 3). Поскольку скорости деформации, при которых наблюдаются сверхбольшие относительные удлинения и величины $m \geq 0.33$, больше 10^{-2} с^{-1} , то можно утверждать, что наблюдается высокоскоростная сверхпластичность. Интересно отметить, что показатели относительного удлинения в данном сплаве 1421 значительно выше, чем в том же сплаве подвергнутом, только РКУ-прессованию, в котором относительное удлинение 1000% наблюдается при той же температуре и скорости деформации [7, 10]. Следовательно, изотермическая прокатка после РКУ прессования обеспечила повышение характеристик сверхпластичности.

Сверхпластическое течение имеет ярко выраженную установившуюся стадию (рис. 3), причем коэффициент скоростной чувствительности m при 450°C и $\dot{\epsilon} = 1.4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ увеличивается с ростом степени деформации от 0.5 при $e = 0.5$ до 0.6 при $e = 2$. Последующая деформация приводит к уменьшению величины m , однако его величина не опускается ниже значения 0.4. Таким образом, высокая пластичность материала обусловлена высокой скоростной чувствительностью напряжений течения, которая предотвращает локализацию деформации с образованием шейки, и слабым порообразованием. На рисунке 4 представлена область разрушения образца после максимального удлинения в 2700%. Видно, что наблюдается два типа пор, как в обычных сверхпластичных материалах [6–11]. Однако в данном сплаве 1421 преобладают мелкие равноосные поры диффузионного происхождения, что не характерно для сверхпластического течения, особенно при скорости деформации выше 10^{-2} с^{-1} . Количество пор деформационного происхождения, которые имеют неправильную форму, относительно невелико. Квазихрупкое разрушение [11], ограничивающее пластичность материала, происходит из-за образования перемычек между крупными порами после сверхбольших степеней деформации (рис. 4). Такой нетипичный для сверхпластичности обычных материалов характер порообразования может быть обусловлен только полной аккомодацией зернограницного проскальзывания, что предотвращает образование пор деформационного происхождения в результате смещения зерен друг относительно друга и обеспечивает их захлопывание в процессе сверхпластического течения, т.е. именно подавление порообразования, вызванного дефор-

мацией, обеспечивает достижение сверхвысоких удлинений.

Причиной сверхвысоких удлинений в сплаве 1421 является формирование однородной микроструктуры [8] в процессе РКУ-прессования и последующей изотермической прокатки. Структура, состоящая из равноосных зерен, обеспечивает аккомодацию зернограничного проскальзывания [11, 12]. Поры деформационного происхождения образуются в незначительном количестве, и материал выдерживает сверхвысокие удлинения без разрушения. В сплавах с неоднородной структурой [11] условия для аккомодации зернограничного проскальзывания хуже, образование пор деформационного происхождения приводит к преждевременному разрушению.

Таким образом, показано, что для достижения максимальных характеристик сверхпластичности для сплавов системы Al–Li важна однородность структуры при условии, что размер зерен лежит в пределах 0.5–2.5 мкм. Сплав 1421 с такой структурой показывает максимально возможные значения коэффициента скоростной чувствительности напряжений течения 0.5–0.6. В этих условиях начало разрушения и достигаемые величины относительного удлинения определяются исключительно образованием пор деформационного происхождения. Формирование однородной структуры с равноосными зёрнами подавляет данный вид порообразования. Такая структура формируется в процессе термомеханической обработки, состоящей из РКУ-прессования и последующей изотермической прокатки. Применение данной технологиче-

ской схемы дает возможность изготавливать из сплавов системы Al–Li тонкие листы с рекордными характеристиками сверхпластичности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И. Алюминий – литиевые сплавы. Структура и свойства. Киев: Наук. думка, 1992. 192 с.
2. Kaibyshev R., Sakai T., Musin F. et al. // Scr. mater. № 45. 2001. P. 1373–1380.
3. Horita Z., Furukawa M., Barnes A.J., Langdon T.G. // Acta mater. 2000. V. 48. P. 3633–3640.
4. Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V. // Progr. Mater. Sci. 2000. V. 45. P. 103–89.
5. Lee S., Utsunomiya A., Akamatsu H. et al. // Acta mater. 2002. V. 50. P. 553–564.
6. Musin F., Kaibyshev R., Motohashi Y., Itoh G. // Metal. Mater. Trans. A. 2004. V. 35A. P. 2383–92.
7. Musin F., Kaibyshev R., Motohashi Y. et al. // Mater. Trans. 2002. V. 43. P. 2370–2377.
8. Nikulin I., Kaibyshev R., Sakai T. // Mater. Sci. Eng. A. 2005. V. 407. P. 62–70.
9. Kamachi M., Furukawa M., Horita Z., Langdon T.G. // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 361. P. 258–266.
10. Kaibyshev R., Shipilova K., Musin F., Motohashi Y. // Mater. Sci. Tech. 2005. V. 21. № 4. P. 408–418.
11. Pilling J., Ridley N. Superplasticity in Crystalline Solids. L.: Instit. Metals, 1989. P. 214.
12. Kaibyshev O.A. Superplasticity of Alloys, Intermetallics, and Ceramics. B.: Springer, 1992. 316 p.