

05.1

Высокоскоростная сверхпластичность нанокристаллического алюминиевого сплава 1570

© В.Н. Перевезенцев, М.Ю. Щербань, М.Ю. Мурашкин,
Р.З. Валиев

Нижегородский филиал Института машиноведения
им. А.А. Благоднарова РАН, Нижний Новгород
E-mail: revn@uic.nnov.ru
Институт физики перспективных материалов НИЧ УГАТУ, Уфа
E-mail: RZValiev@mail.rb.ru

Поступило в Редакцию 10 января 2007 г.

Исследованы структура и механические свойства нанокристаллического алюминиевого сплава 1570, полученного методом интенсивной пластической деформации. Показано, что в изученном диапазоне температур деформации (300–400°С) сплав демонстрирует высокоскоростную сверхпластичность. При 400°С сверхпластические свойства сплава проявляются в широком диапазоне скоростей деформации (от $5 \cdot 10^{-3}$ до 1 s^{-1}).

PACS: 81.07.Bc

Исследование ультрамелкозернистых, в том числе и нанокристаллических (НК) материалов является одним из наиболее интенсивно развивающихся перспективных направлений современного материаловедения. Важное место в этих исследованиях занимает разработка способов получения таких материалов, основанных на явлении деформационного измельчения зеренной структуры материалов в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД). Такие методы ИПД, как равноканальное угловое прессование, деформация кручением, винтовая экструзия, всесторонняя ковка позволяют получить материалы с размером зерен от сотен до десятков нанометров, обладающие уникальным комплексом физико-механических свойств [1,2].

За счет формирования НК структуры с помощью ИПД и последующей термомеханической обработки удается наряду с ростом пластичности увеличить в 2–3 раза уровень прочности ряда металлов

и сплавов [1]. Так, в алюминиевых сплавах системы Al–Cu–Mg–Mn, уровень предела прочности после интенсивной пластической деформации может достигать значений некоторых конструкционных сталей (до 1000 МПа) [3]. В то же время НК алюминиевые сплавы при повышенных температурах демонстрируют способность деформироваться без разрушения на сотни и тысячи процентов при низких напряжениях (10–30 МПа) со скоростями деформирования, на 2–3 порядка превышающими скорости деформирования своих крупнозернистых (КЗ) аналогов, используемых в промышленности [4–6].

Круг промышленных алюминиевых сплавов, на которых достигается эффект высокоскоростной сверхпластичности, весьма ограничен, поэтому его расширение является одной из актуальных задач. Как показали исследования [6], наиболее высокие характеристики высокоскоростной сверхпластичности достигнуты на российских алюминиевых сплавах системы Al–Mg–Sc.

Настоящая работа посвящена исследованию механического поведения НК алюминиевого сплава 1570 (Al–5.6Mg–0.4Mn–0.32Sc (wt.%)) и поиску температурно-скоростных условий, обеспечивающих оптимальные режимы деформации в условиях высокоскоростной сверхпластичности.

НК структура (с размером зерна ~ 120 nm) (рис. 1, *a*) была сформирована в заготовках сплава 1570 диаметром 20 и толщиной до 1.5 mm, методом интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК). ИПДК осуществляли при комнатной температуре, приложенном давлении 6 GPa и количестве оборотов 5. До ИПДК сплав имел относительно крупнозернистую структуру, состоящую из вытянутых в одном направлении зерен со средним поперечным и продольным размером зерен 25 и 70 μm соответственно.

Результаты электронно-микроскопических исследований микро-структуры образцов после ИПДК позволяют охарактеризовать ее как однородную. Однако при проведении структурного анализа методом световой оптической микроскопии было отмечено, что на поверхности образцов отмечаются длинные линии (следы пластического течения) (рис. 1, *b*), указывающие, что на фоне ламинарного течения происходили сдвиги протяженных областей (слоев) материала относительно друг друга. Расположение линий коррелирует с направлением вращения верхней подвижной наковальни при ИПДК. В отдельных областях поверхности заготовок материала видны следы завихрения пластического

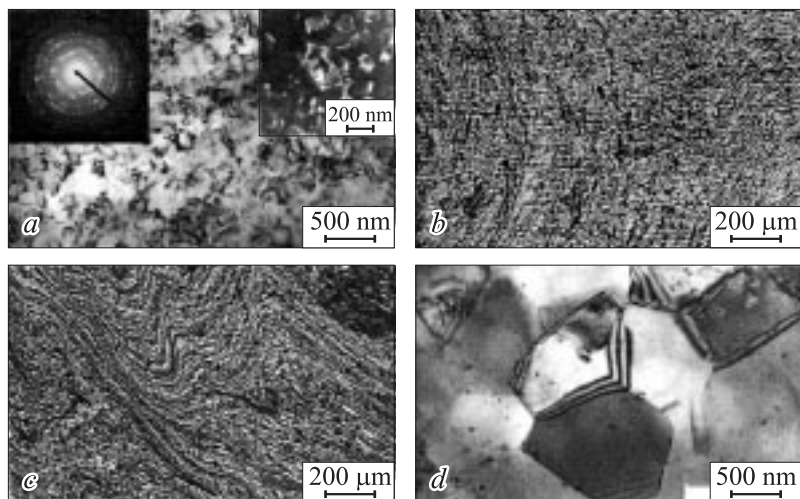


Рис. 1. Типичная структура алюминиевого сплава 1570: *a* — картина электронной дифракции и микроструктура сплава после обработки ИПДК (ПЭМ); *b* — поверхность образца после обработки ИПДК (ОМ); *c* — поверхность образца после обработки ИПДК и отожженного в течение часа при 200°С (ОМ); *d* — микроструктура сплава после обработки ИПДК и испытания на СП при 400°С с начальной скоростью деформации $3.6 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (ПЭМ).

течения, которые становятся более заметными после низкотемпературного отжига (рис. 1, *c*).

Таким образом, проведенные металлографические исследования свидетельствуют, что пластические сдвиги в объеме материала при ИПДК осуществляются в мезомасштабе неоднородно. Причиной нарушения ламинарного характера пластического течения может служить несоответствие нормалей к плоскостям скольжения и направления векторов сдвига в соседних объемах, появление локально упрочненных областей и т. д. В вершинах локализованных сдвигов возникают области высоких внутренних напряжений и, как следствие, в материале формируется диссипативная динамическая структура неравномерного давления [7]. Ширина видимых на рисунках „линий“ сдвига (фронтов сдвига) имеет мезоскопический масштаб и определяется, очевидно, разностью скоростей сдвига соседних участков и временем релаксации пластической

несовместимости, связанной с аккомодационными процессами, протекающими в поле внутренних напряжений. Отметим, что такой характер пластического течения наблюдается и при других способах достижения больших пластических деформаций [8].

Для проведения механических испытаний при повышенных температурах, из КЗ заготовок и заготовок, прошедших ИПДК, методом электронской резки были изготовлены образцы с длиной рабочей части 2.8 mm. Механические испытания на растяжение проводились на автоматизированной разрывной установке Р6735 при температурах 300, 350 и 400°С и постоянной скорости движения захвата. Время нагрева образца до температуры испытаний составляло 10 min. Температура в печи контролировалась в ее верхней, средней и нижней зонах. Градиент температуры по объему печи не превышал $\pm 5^\circ\text{C}$.

Полученные зависимости удлинения до разрушения (δ), напряжения течения (σ_{max}), а также величины коэффициента скоростной чувствительности (m) от начальных скоростей деформации ($\dot{\epsilon}$), для КЗ сплава и сплава после ИПДК представлены на рис. 2.

Образцы, изготовленные из КЗ материала, обнаруживают сверхпластические свойства в традиционном для алюминиевых сплавов интервале скоростей деформации. При температуре деформирования 400°С максимум δ достигается при $\dot{\epsilon} \sim 8.2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (рис. 2, *a*), причем функция $\sigma_{\text{max}}(\dot{\epsilon})$ монотонно возрастает с повышением $\dot{\epsilon}$ (рис. 2, *b*), что характерно для любых алюминиевых сплавов [9]. Вместе с тем, полученные для сплава в КЗ состоянии значения коэффициента скоростной чувствительности $m \sim 0.48$ и удлинения до разрушения $\delta \sim 520\%$, отвечающие максимуму кривой $\delta(\dot{\epsilon})$, представляются необычно высокими. Вероятно, это связано с тем, что в температурно-скоростных условиях, использованных в настоящей работе, в КЗ материале протекала динамическая рекристаллизация, приводящая к измельчению зеренной структуры, аналогично тому, как это наблюдалось в процессе сверхпластической деформации алюминиевых сплавов „супрал“, 1201 и 1420 [9].

После ИПДК все испытанные образцы продемонстрировали высокую пластичность при более высоких (на несколько порядков) скоростях деформации. Так, при температуре 300°С максимальное δ составило 580% при $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, а при 350°С — максимальное $\delta = 800\%$ было достигнуто при $\dot{\epsilon} = 1.8 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ (рис. 2, *a*). Увеличение температуры испытаний, как и ожидалось, привело к сдвигу максимума

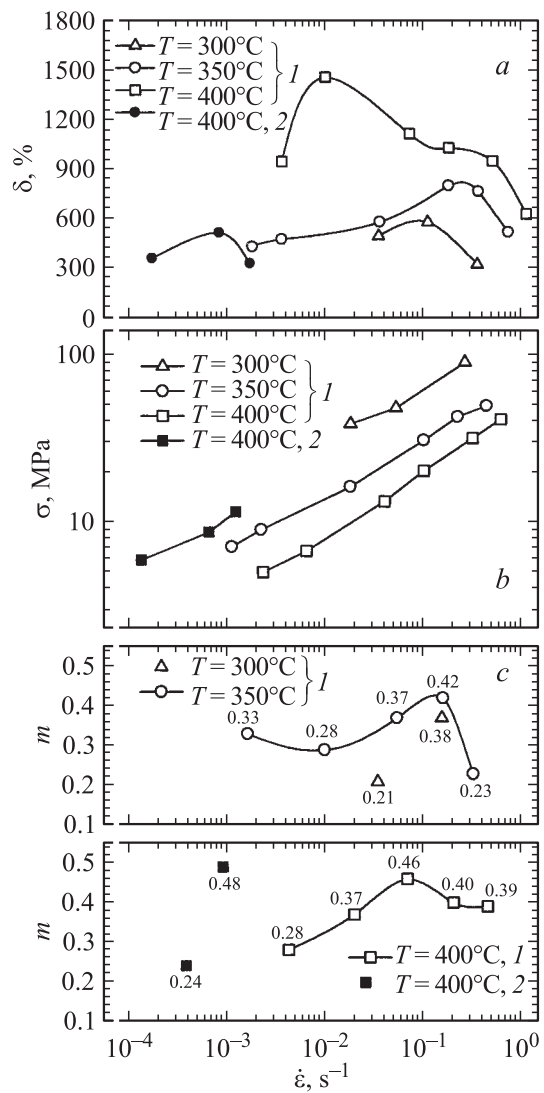


Рис. 2. Зависимость удлинения до разрушения (а), максимального напряжения течения (b) и показателя m (c) от скорости деформации сплава 1570 в КЗ (2) и НК (1) состоянии.

пластичности в сторону бóльших скоростей деформации. Деформация НК образцов при 300 и 350°C демонстрирует известную корреляцию между ходом кривых $m(\dot{\epsilon})$ и $\delta(\dot{\epsilon})$ (рис. 2, *a, c*). Максимальные значения коэффициента скоростной чувствительности для этих температур составляют 0.38 и 0.42 соответственно при скоростях деформации, близких к тем, при которых достигается максимум пластичности. Однако при температуре 400°C НК сплав 1570 проявляет аномальные сверхпластические характеристики. Во всем изученном диапазоне скоростей деформации пластичность сплава выше, чем при 300 и 350°C, значения m достаточно велики, но максимум кривой $m(\dot{\epsilon})$ не совпадает с максимумом кривой $\delta(\dot{\epsilon})$, а значительно смещается в сторону меньших скоростей деформации ($\delta = 1460\%$ при $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). Следует отметить, что и в области предельно высоких скоростей деформации (вплоть до $\dot{\epsilon} \sim 1 \text{ s}^{-1}$) пластичность сплава при 400°C оказалась достаточно высокой $\delta = 600\%$. Иными словами, при 400°C сплав 1570 продемонстрировал хорошие показатели высокоскоростной сверхпластичности в необычайно широком диапазоне скоростей деформации (от $5 \cdot 10^{-3}$ до 1 s^{-1}).

Для объяснения причин такого поведения НК сплава при 400°C необходимо проведение дополнительных исследований. Однако предварительно можно предположить, что одной из причин может быть быстрый рост зерен при данной температуре испытаний: средний размер зерна в ходе деформации при 400°C увеличился почти на порядок (рис. 1, *d*). С одной стороны, увеличение размера зерен приводит к увеличению характерных путей диффузии и, как следствие, к увеличению характерного времени аккомодации пластических несовместимостей на границах и стыках зерен и сдвигу максимума кривой $\delta(\dot{\epsilon})$ в сторону меньших значений $\dot{\epsilon}$. С другой стороны, рост зерен сопровождается процессом генерации в мигрирующих границах неравновесного свободного объема (неравновесных вакансий). Это обусловлено тем обстоятельством, что мигрирующие в процессе роста зерен границы „заматают“ примыкающие к ним участки границ соседних зерен. При этом принадлежащие последним зернограницные атомы встраиваются в кристаллическую решетку растущего зерна, а их избыточный („свободный“) объем выделяется в виде вакансий (или неравновесного избыточного объема) в границах растущих зерен. При быстром росте зерен указанный процесс, как показано в [10,11], может приводить к существенному ускорению диффузионных процессов в границах и, как

следствие, к увеличению пластичности материала. Сочетанием этих двух факторов, возможно, и определяется необычное поведение сплава при 400°С.

Данное исследование выполнено при частичной поддержке программы „US DOE IPP program office“.

Список литературы

- [1] *Валиев Р.З., Александров И.В.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
- [2] *Valiev R.Z., Estrin Yu., Horita Z., Langdon T.G., Zehetbauer M.J., Zhu Y.T.* // JOM. 2006. V. 58. N 4. P. 33–39.
- [3] *Vorona D., Sharafutdinov A., Krasilnikov N.* // Sol. State Phenomena. 2006. V. 114. P. 85–90.
- [4] *Shammazov A.M., Tsenev N.K., Valiev R.Z., Myshlyayev M.M., Bikbulatov M.M., Lebedich S.P.* // Phys. Metals Metallog. 2000. V. 89. P. 114–118.
- [5] *Перевезенцев В.Н., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Копылов В.И., Лэнгдон Т.Дж.* // Металлы. 2004. № 1. С. 36–43.
- [6] *Юнусова Н.Ф., Исламгалиев Р.К., Валиев Р.З.* // Металлы. 2004. № 2. С. 21–27.
- [7] *Неверов В.В., Антощенко А.И.* Теория пластических сдвигов. Перенос массы: Скачки. Новокузнецк, 2005. 194 с.
- [8] *Панин В.А., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В.* Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск: Наука, 1985. 229 с.
- [9] *Кайбышев О.А.* Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, 1984. 264 с.
- [10] *Перевезенцев В.Н.* // ФММ. 2002. Т. 93. № 3. С. 1–4.
- [11] *Перевезенцев В.Н., Пупынин А.С.* // ФММ. 2006. Т. 102. № 1. С. 33–37.