

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Мишин И.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск, Россия (634021, г.Томск, пр.Академический 2/4), e-mail: mish.ispms@mail.ru

Изучены закономерности деформационного поведения ультрамелкозернистого алюминиевого сплава, полученного интенсивной пластической деформацией, в условиях растяжения при комнатной температуре. Показано, что в сравнении с ультрамелкозернистым алюминием (99,99%), при сравнимых характеристиках ультрамелкозернистой структуры (средний размер зерен, плотность дислокаций) сплав системы Al-Mg-Li с добавками циркония и скандия существенно отличается по характеру деформационного поведения при комнатной температуре. Это выражается в увеличении протяженности стадии деформационного упрочнения и соответствующем повышении величины равномерного удлинения в гетерофазном сплаве по сравнению с однофазным металлом. Причиной этому выделяющиеся в объеме и на границах зерен сплава мелкодисперсные частицы интерметаллидных фаз, а также частицы S-фазы, которые препятствуют развитию зернограницного проскальзывания и локализации пластической деформации.

Ключевые слова: интенсивная пластическая деформация, ультрамелкозернистая структура, алюминиевый сплав, деформационное поведение

DEFORMATION BEHAVIOR OF ULTRAFINE GRAINED ALUMINUM ALLOY AT ROOM TEMPERATURE

Mishin I.P.

Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia (634021, Tomsk, pr. Akademicheskii, 2/4) e-mail: mish.ispms@mail.ru

The regularities of the deformation behavior of ultrafine-grained aluminum alloy produced by severe plastic deformation under tension at room temperature are researched. It is shown that in comparison with ultrafine-grained aluminum (99.99%) with comparable characteristics of ultrafine-grained structure (average grain size, dislocation density) alloy of Al-Mg-Li system with the addition of zirconium and scandium is significantly different in character deformation behavior at room temperature. This is expressed in increasing of extentention of strain hardening stage and the corresponding increase in the magnitude of uniform elongation in heterophase alloy compared with single-phase metal. The reason for this are evolved in volume and at grin boundaries of the alloy fine particles of intermetallic phases as well as S-phase particles, which hinder grain boundary sliding and the localization of plastic deformation.

Keywords: severe plastic deformation, ultrafine grained structure, aluminum alloy, deformation behavior

Введение

Как было показано в работах [1,2], формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в металлических материалах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к повышению их прочностных свойств, которое, как правило, сопровождается одновременным снижением пластичности. В работе [8] было установлено, что это связано с короткой стадией деформационного упрочнения, обусловленной развитием процессов локализации пластической деформации. На примере электролитического наноструктурного никеля в работе [5] показано, что в областях локализованной деформации могут развиваться релаксационные процессы, приводящие к миграции границ зерен и рекристаллизации. Кроме того, наряду с полосами локализованной деформации, даже при

низких температурах в таких материалах может развиваться высокотемпературный механизм деформации - зернограничное проскальзывание [4]. В работе [7] было показано, что наличие выделений частиц на границах и в объеме зерен может препятствовать развитию указанных выше процессов и, как следствие, повышать пластичность УМЗ материалов. Вместе с тем, комплексные исследования влияния выделений вторичных фаз в гетерофазных материалах с ультрамелкозернистой структурой на их деформационное поведение практически отсутствуют.

В связи с этим, в настоящей работе были проведены сравнительные исследования влияния частиц вторичных фаз на деформационное поведение образцов ультрамелкозернистого сплава системы Al-Mg-Li-Zr-Sc (сплав 1421), полученного методом равноканального углового прессования. Для сравнения были проведены исследования микроструктуры и деформационного поведения чистого алюминия с ультрамелкозернистой структурой, сформированной этим же методом интенсивной пластической деформации.

Материал и методики исследований

Исследования были выполнены на сплаве состава Al – 5% Mg – 2,2% Li – 0,12% Zr – 0,2% Sc (вес. %) с ультрамелкозернистой структурой, сформированной методом равноканального углового прессования (12 проходов по маршруту Bc при температуре 643K) [1]. Ультрамелкозернистая структура в чистом алюминии (99,99%) была получена методом равноканального углового прессования по режиму: 8 проходов по маршруту Bc при комнатной температуре. Образцы на растяжение в форме двойной лопатки с размерами рабочей части $5 \times 2,5 \times 1$ мм³ вырезали электроискровым способом. Поверхность образцов подвергалась механической шлифовке с последующей электролитической полировкой в растворе состава: 20% хлорной кислоты + 80% уксусной кислоты. Испытания на растяжение проводили на установке ПВ-3012М при комнатной температуре с начальной скоростью деформации 10^{-2} с⁻¹. Микроструктуру изучали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе Jeol JEM-2100 при ускоряющем напряжении 200кВ. Фольги для электронной микроскопии получали двусторонней струйной полировкой на установке «Микрон-103» с использованием электролита следующего состава: 10% H₂NO₃ + 90% H₂O. Деформационный рельеф предварительно полированных образцов после испытаний на растяжение был исследован с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис.1 приведена микроструктура сплава 1421 и алюминия после равноканального углового прессования. Как видно из рисунка, оба материала имеют близкий средний размер зерен (1,1 и 1,3 мкм, соответственно) и величину плотности дислокаций ($\sim 10^9$ см⁻²). При

этом, в сплаве также наблюдаются выделения частиц вторичных фаз в объеме и на границах зерен. Структурно-фазовое состояние сплава после интенсивной пластической деформации методом РКУП было подробно изучено в работе [3]. В соответствие с этой работой, объемная доля зернограницных выделений (частицы *S*-фазы) с размерами 0,3-0,4 мкм (рис.1а) достигает 3,5%, вес.

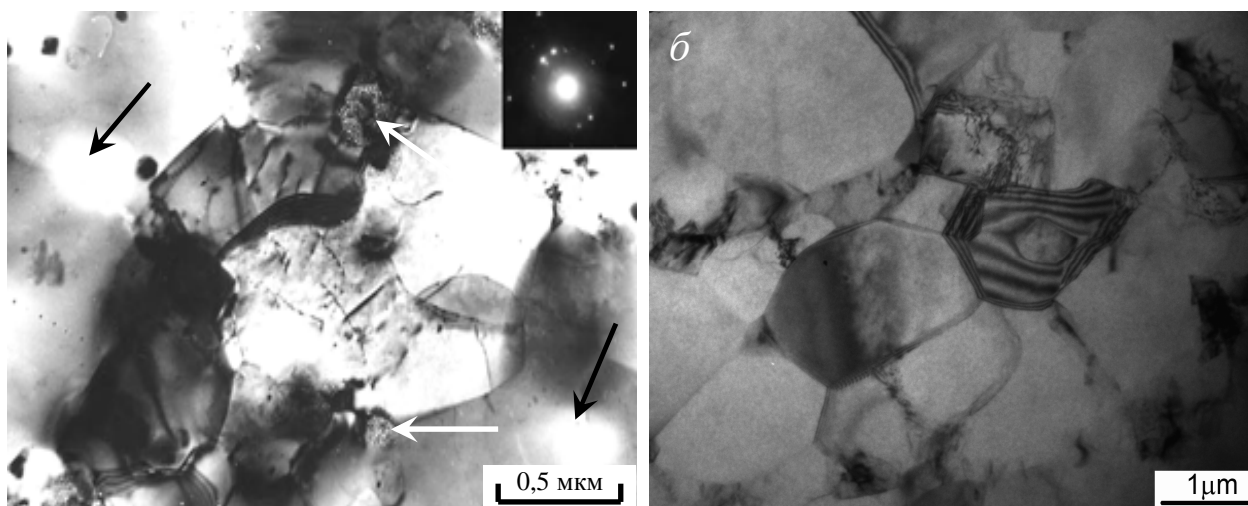


Рис. 1 Микроструктура сплава 1421 (а) и алюминия (б) после равноканального углового прессования. На рисунке (а) стрелками отмечены частицы *S*-фазы сложного состава. В центральном зерне (а) видна высокая плотность дислокаций, блокируемых дисперсными частицами

Изучение механических свойств и деформационного поведения сплава 1421 системы Al-Mg-Li с крупнозернистой ($d \sim 20$ мкм) и ультрамелкозернистой структурой при комнатной температуре показало, что по сравнению с ультрамелкозернистым алюминием эти материалы демонстрируют более высокие механические свойства и существенно отличающуюся зависимость $\sigma - \epsilon$ (рис.2). Алюминий с ультрамелкозернистой структурой демонстрирует характерную для материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации, короткую стадию деформационного упрочнения ($\sim 0,4\%$) с длинным участком разупрочнения ($>25\%$), предшествующим разрушению. В то же время, на кривых течения сплава 1421 как в крупнозернистом, так и в ультрамелкозернистом состоянии, напротив, наблюдаются длинные стадии деформационного упрочнения (~ 18 и 13% , соответственно), вплоть до развития стадии разрушения. При этом, величины равномерной деформации в сплаве с различной структурой практически совпадают с величинами деформации до разрушения.

Исследование деформационного рельефа методом растровой электронной микроскопии показало, что причиной короткой стадии деформационного упрочнения, в случае чистого алюминия с ультрамелкозернистой структурой, является локализация пластической деформации на макромасштабном уровне уже на ранних стадиях течения с образованием шейки сразу после достижения предела прочности (рис.3а). Это приводит к низкой величине равномерного удлинения,

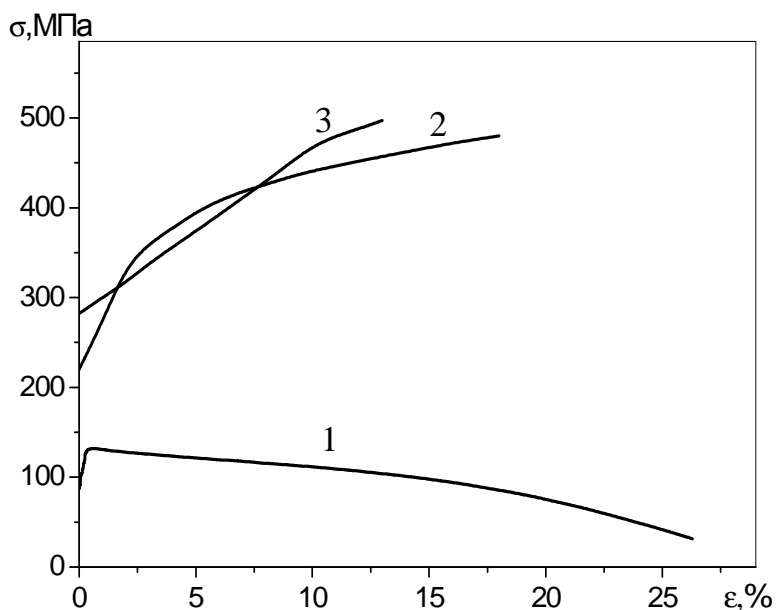


Рис. 2. Кривые растяжения образцов ультрамелкозернистых алюминия (1) и сплава 1421 (3), а также крупнозернистого сплава (2) при температуре 295К

соответствующего пластической деформации на пределе прочности [6]. При напряжении течения выше предела прочности деформация образцов УМЗ алюминия на стадии разупрочнения протекает только в шейке, о чем свидетельствует отсутствие удлинения нанесенных перед деформированием маркерных кругов на рабочей базе вне области шейки (рис. 3а). Основными модами пластической деформации ультрамелкозернистого алюминия в области шейки являются развивающиеся на мезомасштабном уровне кооперативное зернограничное проскальзывание (взаимное смещение нескольких зерен), вклад которого в общую деформацию увеличивается, и полосы локализации (рис. 3а). Установлено, что в полосах локализованной деформации алюминия с ультрамелкозернистой структурой наблюдается развитие релаксационного процесса миграции границ, способствующего росту зерен [6].

В отличие от ультрамелкозернистого алюминия, образцы сплава 1421 как в крупнозернистом, так и в ультрамелкозернистом состоянии демонстрируют более однородную деформацию без образования выраженной шейки (рис.3б). В крупных зернах наблюдается развитие пластической деформации на микромасштабном уровне путем внутризеренного дислокационного скольжения (рис.3в). Вместе с тем, находящиеся на границах и в объеме зерен сплава выделения вторичной фазы эффективно препятствуют

переходу деформации на мезомасштабный уровень и развитию процессов миграции границ и зернограничного проскальзывания, а также локализации пластического течения (рис.3б).

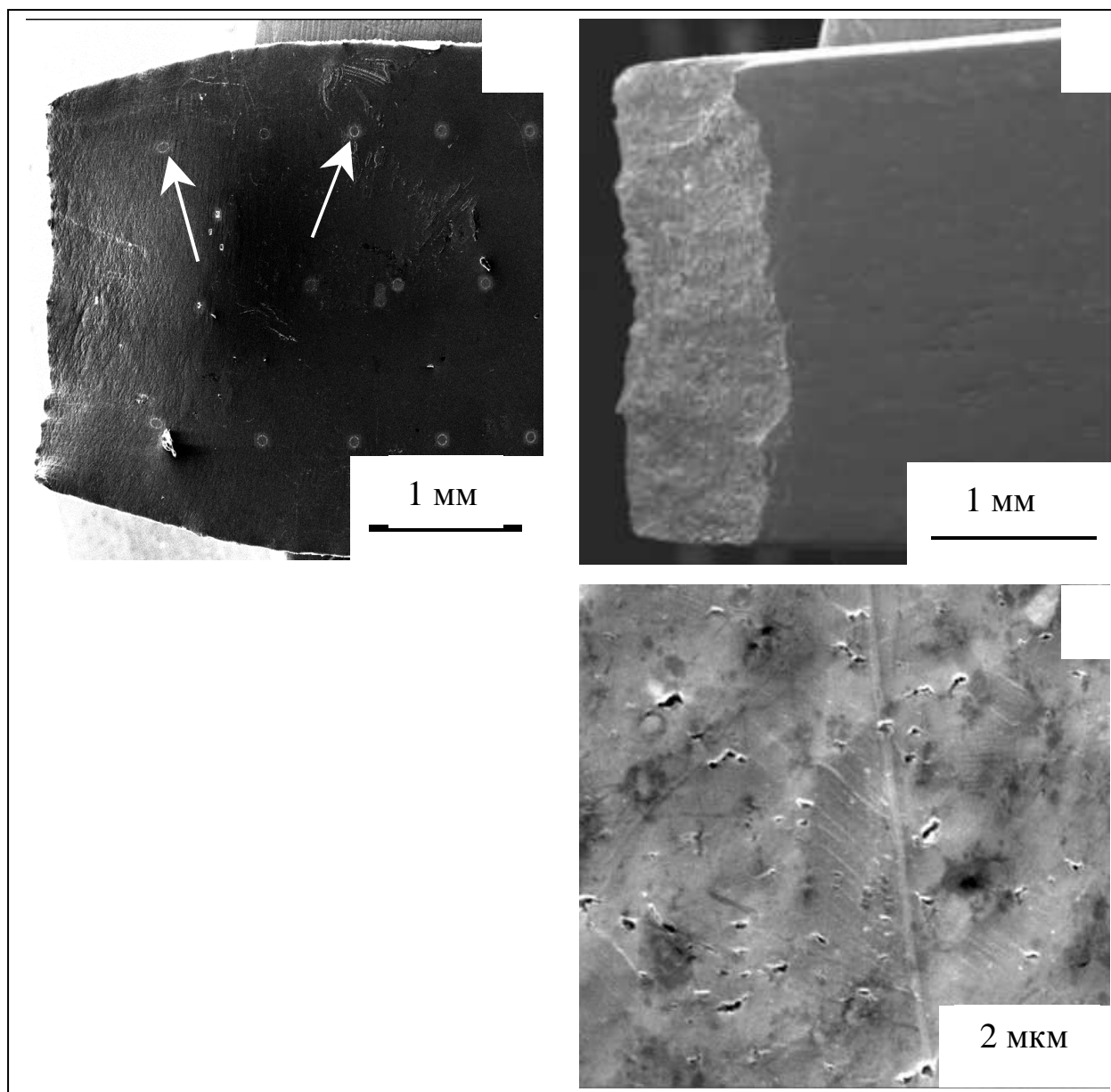


Рис. 3. Поверхность образцов ультрамелкозернистых алюминия (а) и сплава 1421 (б и в) после растяжения при комнатной температуре. Стрелками отмечены маркерные круги на поверхности образца УМЗ алюминия (а)

Заклучение

Проведенные исследования показали, что при сравнимых характеристиках ультрамелкозернистой структуры (средний размер зерен, плотность дислокаций) сплав системы Al-Mg-Li с добавками циркония и скандия существенно отличается по характеру деформационного поведения при комнатной температуре от алюминия, проявляющегося в

более протяженной стадии деформационного упрочнения и отсутствии выраженной макролокализации пластического течения. Такое различие обусловлено выделением в объеме зерен сплава мелкодисперсных частиц интерметаллидных фаз, способствующих увеличению протяженности стадии деформационного упрочнения, а также частиц S-фазы на границах зерен, повышающих сопротивление материала развитию локализации пластической деформации на макромасштабном уровне.

Работа выполнена в рамках государственного проекта № III.23.3 Сибирского отделения Российской академии наук, исследования деформационного рельефа сплава Al-Mg-Li-Zr-Sc в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состоянии методом растровой электронной микроскопии при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (договор № 02.G25.31.0063) в рамках реализации Постановления Правительства РФ № 218

Список литературы

1. Валиев Р.З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства/ Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов/ Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.
3. Колобов Ю.Р./Ю.Р. Колобов, Е.В. Найдёнкин, Е.Ф. Дударев и др./ Изв. вузов. Физика. – 2002. - № 5. – С.23-27.
4. Dalla Torre F., Van Swygenhoven H., Victoria M. // Acta Mat. – 2002. – V.51. – P. 3957-3970
5. Ivanov K.V./K.V. Ivanov , E.V. Naydenkin // Scripta Mat.- 2012.- Vol. 66.- P. 511-514.
6. K.V. Ivanov, E.V. Naidenkin. // Materials Science Forum. - 2011.- Vols. 667-669.- P. 915-920.
7. Ma. E. // Scripta Mat. – 2003. – V. 49. – P. 663-668.
8. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P. // Materials Science Forum. – 2010. Vols. 633-634. – P. 107-119.Ivanov K.V., Naydenkin E.V. // Scripta Mat.- 2012.- Vol. 66.- P. 511-514.

Рецензенты:

Плотников В.А., д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой общей и экспериментальной физики, Алтайский государственный университет, г.Барнаул.

Сизова О.В., д.т.н., главный научный сотрудник ИФПМ СО РАН, г.Томск.