

## **ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ**

### **INTERNATIONAL WORKSHOP**

**«Multiscale Biomechanics and Tribology  
of Inorganic and Organic Systems»**

### **МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ**

**«Перспективные материалы с иерархической структурой  
для новых технологий и надежных конструкций»**

**VIII ВСЕРОССИЙСКАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ  
КОНФЕРЕНЦИЯ С МЕЖДУНАРОДНЫМ УЧАСТИЕМ,  
ПОСВЯЩЕННАЯ 50-ЛЕТИЮ ОСНОВАНИЯ  
ИНСТИТУТА ХИМИИ НЕФТИ**

**«Добыча, подготовка, транспорт нефти и газа»**

DOI: 10.17223/9785946218412/73

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА Al-Mg СПЛАВОВ НА ХАРАКТЕР  
РАСПРОСТРАНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОЛОСЫ

Юзбекова Д.Ю., Борисова Ю.И., Могучева А.А.  
Белгородский государственный университет, Белгород

Al-Mg сплавы являются классическими представителями материалов для исследований неустойчивости пластического течения, в частности эффекта Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) [1,2]. Данный эффект представляет сложное пространственно-временное поведение, связанное с повторяющейся локализацией деформации в деформационных полосах и сопутствующими резкими изменениями деформирующего напряжения [3,4]. Однако недавно [5] было обнаружено, что гладкое пластическое течение мелкозернистого Al-Mg сплава с очень высокой плотностью дислокаций ( $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$ ) так же может быть связано с распространением деформационных полос. Таким образом, в силу того, что свойства материала на макроуровне в значительной степени определяются его микроструктурой, возникает дополнительный интерес в изучении влияния фазового состава мелкозернистых сплавов системы Al-Mg с очень высокой плотностью дислокаций ( $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$ ) на распространение деформационных полос.

Исследованы сплавы системы Al-Mg с различным химическим составом (таблица 1).

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов.

Сплав	Mg	Mn	Sc	Zr	Al.
I	3	-	-	-	ост.
II	4,57	0,35	0,2	0,09	ост.
III	5,4	0,52	-	0,1	ост.

Сплав I был получен методом полунепрерывного литья. Гомогенизационный отжиг проводили при температуре 500°C в течение 4 ч. Далее была проведена прокатка при комнатной температуре со степенью обжатия 70% и рекристаллизационный отжиг при 400°C в течении 2 часов [5]. Затем заготовки полученного сплава подвергали двухступенчатому равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 300°C до степени деформации  $\sim 8$  и при температуре 200°C до степени деформации  $\sim 4$ . Завершающей технологической операцией стала холодная прокатка (ХП) при комнатной температуре и степени деформации 80% [5].

Сплав II был изготовлен методом непрерывного литья. Слитки сплава II подвергали гомогенизационному отжигу при 360-380°C в течение 12 ч, а затем были прокатаны при температуре 380°C со степенью обжатия  $\sim 70\%$  [6]. Для формирования мелкозернистой микроструктуры с плотностью дислокаций  $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$  РКУП проводили при температуре 300°C до степени деформации  $\sim 12$ , после чего была проведена ХП при комнатной температуре и степени деформации 80%.

Сплав III, полученный методом непрерывного литья и последующей гомогенизации при температуре 360°C в течение 6 часов, был подвергнут прокатке при комнатной температуре со степенью обжатия 70% и последующему рекристаллизационному отжигу при температуре 400°C в течение 2 часов. Следующими технологическими операциями стали РКУП при температуре 300°C до степени деформации  $\varepsilon \sim 12$  и ХП при комнатной температуре и степени деформации 80%.

Таким образом, интенсивная пластическая деформация (ИПД) привела к формированию микроструктуры с размером зерен  $\sim 1-2 \text{ мкм}$  и плотностью решеточных дислокации  $\sim 10^{15} \text{ м}^{-2}$  для всех трех исследуемых сплавов. В структуре сплава II наблюдаются частицы  $\text{Al}_6\text{Mn}$  и  $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$ , а в сплаве III были обнаружены только некогерентные частицы  $\text{Al}_6\text{Mn}$ . Испытание на растяжение проводились на плоских образцах имеющих обычную форму двусторонних лопаток с длиной рабочей части 35 мм и поперечным сечением  $3 \times 7 \text{ мм}^2$ . Деформация осуществлялась растяжением с постоянной скоростью на испытательной машине Zwick 1476

## Секция 2. Неустойчивость и локализация деформации и разрушения в материалах с иерархической структурой

при комнатной температуре и скорости деформации  $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Исследования динамики полос деформации проводили методом высокоскоростной видеосъемки, со скоростью 15 кадров/сек (подробности методики приведены в работе [5]).

Установлено, что обработка РКУП и последующей ХП эффективно подавляет прерывистое течение, так что наблюдается кажущийся установившийся поток. Лишь на деформационной кривой сплава III можно наблюдать проявление одного скачка выше общего уровня кривой (тип А). Интересно, что анализ карт скоростей деформации всех исследуемых сплавов показывает распространением деформационных полос, что подтверждает тот факт, что гладкое пластическое течение может быть связано с распространением деформационных полос. Так деформационная полоса сплавов I и II за все время испытания проходит не больше половины длины рабочей части, тогда как для сплава III распространение полосы деформации происходит от одного края образца к другому, то есть соответствует полной длине рабочей части.

Также отмечено, что упрочнение всех трех сплавов приводят к постепенному уменьшению средней скорости полосы и ее ширины, тогда как локальная скорость деформации внутри полосы увеличивается, что свидетельствует о более сильной локализации деформации. Еще одним важным наблюдением является то, что максимальная локальная скорость деформации внутри полос для сплавов I и II в 2 раза превышает это значение для сплава III, что объясняет их меньшую подвижность.

Кроме того, было определено, что эволюция скорости распространения полосы соответствует линейной зависимости для всех исследуемых сплавов. Распространение первой полосы деформации начинается после достижения предела упругости. Максимальная скорость распространения полосы в сплавах I, II и III составляют  $\sim 6,4 \text{ мм/с}$ ,  $\sim 7,2 \text{ мм/с}$  и  $\sim 8,4 \text{ мм/с}$ , соответственно. Формирование шейки коррелирует с прекращением режима распространения, который замещается локализацией деформации в ограниченной области. При этом полосы деформации выполняют медленные движения вперед и назад.

Таким образом, распространение деформационной полосы было получено во всех исследуемых сплавах независимо от фазового состава и наличия скачков напряжения течения на деформационной кривой. Тем не менее, сплав III, содержащий некогерентные частицы  $\text{Al}_6\text{Mn}$ , характеризуется наименьшей локализацией деформации и самой большой подвижностью полосы.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 17-72-20239) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".*

1. Halim H., Wilkinson D.S., Niewczas M. The Portevin-Le Chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy // Acta Mater. 2007. №55. С. 4151-4160.
2. Polmear I.J. Light Alloys. From Traditional Alloys to Nanocrystals, 4th ed., Butterworth-Heinemann/Elsevier 2006. С. 421.
3. Portevin A., LeChatelier F. Sur un phenomene observe lors de l'essai de traction d'alliages en cours de transformation // Compt. Rend. Acad. Sci. Paris. 1923. № 176. С. 507-510.
4. Aboulfadl H., Deges J., Choi P., Raabe D. Dynamic strain aging studied at the atomic scale // Acta Materialia. 2015. № 86. С. 34-42.
5. Yuzbekova D., Mogucheva A., Zhemchuzhnikova D., Lebedkina T., Lebyodkin M., Kaibyshev R. Effect of microstructure on continuous propagation of the Portevin-Le Chatelier deformation bands // Int. J. Plast. 2017. №96. С. 210-226.
6. Mogucheva A., Babich E., Ovsyannikov B., Kaibyshev R. Microstructural evolution in a 5024 aluminum alloy processed by ECAP with and without back pressure // Mater. Sci. Eng. A 2013. №560. С. 178-192.