

## Область существования эффекта Портевена–Ле-Шателье в условиях непрерывного индентирования сплава Al–2.7%Mg при комнатной температуре

© Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, М.А. Лебедкин\*, Д.А. Сергунин

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,  
392622 Тамбов, Россия  
E-mail: golovin@tsu.tmb.ru

\* Институт физики твердого тела Российской академии наук,  
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

(Поступила в Редакцию 27 января 2004 г.)

Методами динамического индентирования исследован характер пластического течения при деформировании сплава Al–2.7%Mg в микро- и субмикроробъемках (глубины отпечатков от 50 nm до 15  $\mu$ m) в интервале изменения скоростей относительной деформации от 0.0005 до 1 s<sup>-1</sup> при комнатной температуре. Для исследованной области установлены границы существования устойчивой, а также двух мод неустойчивой деформации.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 01-02-16573 и 00-15-96703) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

Алюминий-магниевые сплавы — классические представители материалов, в которых при деформировании могут проявляться различные моды неустойчивости пластического течения, в частности эффект Портевена–Ле-Шателье (ПЛШ) [1–8]. До сих пор мало изученные процессы самоорганизации в дислокационных ансамблях представляют фундаментальный интерес, поскольку от их понимания зависит возможность прогнозирования макросвойств материалов на основе имеющихся обширных знаний о динамике отдельных изолированных дефектов.

С практической точки зрения важно, что эффект ПЛШ вызывает локализацию деформации и появление большого числа деформационных полос типа полос Людерса–Чернова, в результате чего исходно гладкая поверхность становится шероховатой. В связи с широким использованием Al–Mg сплавов в качестве материала для одноразовой упаковки пищевых продуктов (банки, тубики и пр.), а также в связи с привлекательной перспективой их применения в автомобилестроении (кузова, наружные и внутренние детали обшивки) [9], где недопустимо появление шероховатостей на отштампованных изделиях, остро стоит вопрос определения границ режимов деформирования, разделяющих области устойчивого и неустойчивого пластического течения. Обычно их находят путем испытания макрообразцов при разных температурах и с различными скоростями деформирования [2–5]. Однако это и очень трудоемкие, и материалоемкие испытания.

В последние годы большую популярность приобрел метод механических испытаний малой плавно нарастающей нагрузкой, приложенной к хорошо аттестованному алмазному индентору (наноиндентирование или depth-sensing testing). Его суть заключается в непрерывной регистрации усилия внедрения  $P(t)$  и глуби-

ны погружения  $h(t)$  индентора с разрешением  $\sim 1$  nm. По этим данным обычно строят диаграмму нагружения  $P-h$  (аналог диаграммы  $\sigma-\varepsilon$  при одноосном испытании), из которой можно извлечь самую разнообразную информацию [10–12]. Весьма заманчиво заменить макроиспытания однократно используемых образцов на неразрушающее тестирования методами локального деформирования.

Наноиндентирование в отличие от растяжения/сжатия позволяет локализовать пластическую деформацию в субмикронной или микронной области, а также варьировать ее размеры  $R$  (обычно принимают  $R \approx h$ ) и скорость относительной деформации  $\dot{\varepsilon} = dh/hdt$  на несколько порядков величины в рамках одного цикла испытания. Современные методы динамического наноиндентирования дают возможность в одном цикле испытаний плавно растущей от нуля нагрузкой варьировать размеры деформируемой области практически от атомарных до макроскопических. Благодаря этой его особенности по существу автоматически производится сканирование механических свойств по размеру пластически деформированной зоны, что значительно повышает производительность и точность проведения механических испытаний. Кроме того, путем многократных измерений на одном образце можно при необходимости набрать большую статистику экспериментальных данных (например, о скачкообразной деформации) с целью их последующего анализа современными средствами обработки (мультифрактальный, спектральный и другие виды анализа).

Вместе с тем остается неясным, в какой мере замена макроиспытаний наноиндентированием влияет на физические механизмы и феноменологию развития неустойчивостей течения. В частности, различные неустойчивости пластического течения, являясь проявлениями

самоорганизации и коллективного поведения большого числа структурных дефектов, при уменьшении характерных размеров деформируемой области до значений, сопоставимых, например, с обычными размерами дислокационных скоплений, неизбежно будут менять свой характер.

В работе исследованы области существования различных мод неустойчивости пластического течения, в том числе и эффект ПЛШ, в зависимости от размера деформированной области и скорости относительной деформации в хорошо изученном (методами макродеформирования) сплаве Al–2.7%Mg в условиях непрерывного нагружения линейно нарастающей во времени нагрузкой при комнатной температуре.

Измерения проводились на оригинальной установке, которая позволяла регистрировать диаграмму  $P-h$  с разрешением по  $P \sim 1$  мН, по  $h \sim 1$  нм и по времени  $t \sim 50$  мкс. Образцы сплава Al–2.7%Mg размером  $3 \times 5 \times 40$  мм получали электроискровой резкой из листового проката. После механической полировки пастой с размером зерна  $3-5$  мкм их отжигали в течение 2 часов при температуре  $450^\circ\text{C}$  с последующей закалкой в воде.

В предыдущей работе [13] установлено, что скачки деформации при наноиндентировании сплава Al–3%Mg могут быть разбиты на два типа: I — нерегулярные скачки с крутыми фронтами ( $< 50$  мкс) и II — регулярные медленные скачки с фронтами  $> 10-100$  мс. Результаты настоящей работы позволили определить некоторые кинематические условия возникновения неустойчивостей, а также уточнить границы областей их существования (рис. 1). Диаграмма на рис. 1 получена путем обработки более 400 измерений на одном образце в большом интервале изменения скоростей нагружения (около 4 порядков) и глубин от  $0.05$  до  $15$  мкм, проведенных с использованием инденторов Берковича и Виккерса. Контур  $ABCDEFGA$  ограничивает исследованную область переменных  $h$  и  $\dot{\epsilon}$ .

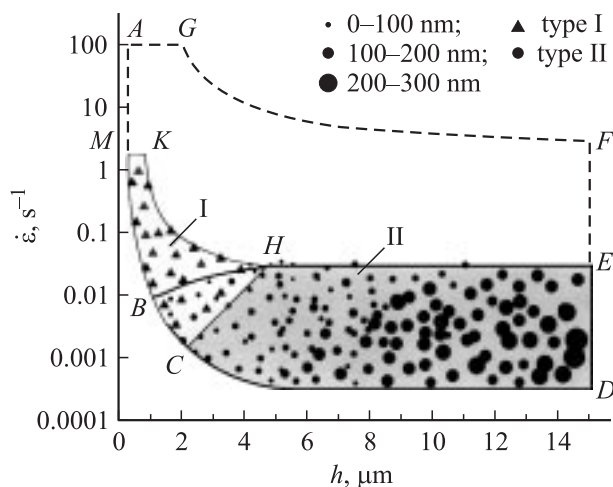


Рис. 1. Область существования скачков типа I и II с амплитудой  $\Delta h$  при индентировании сплава Al–2.7%Mg.

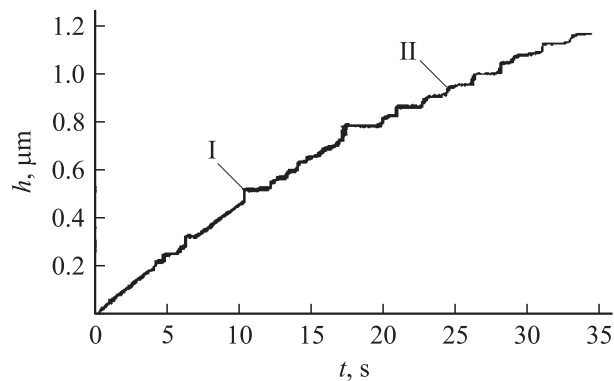


Рис. 2. Проявление неустойчивости типа I и II в переходной области при линейном нарастании силы нагружения.

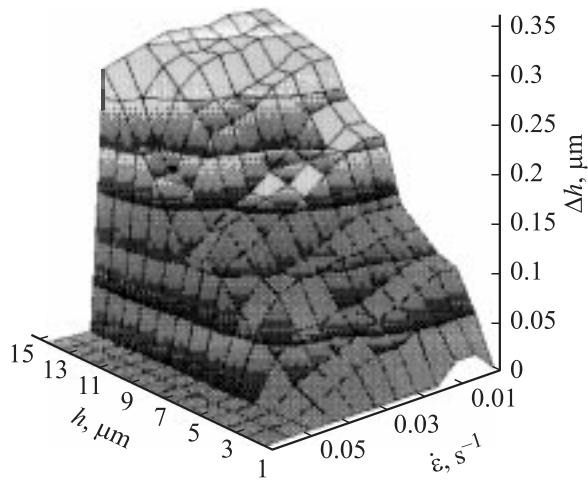
Неустойчивое пластическое течение типа I (область  $MKHBM$ ) в подавляющем большинстве случаев не наблюдалось на малых глубинах погружения индентора (от  $\sim 0.05$  до  $2-4$  мкм). Как правило, число скачков этого типа невелико (от нескольких единиц до нескольких десятков), а их координаты на псевдофазовой диаграмме на плоскости параметров  $h$  и  $\dot{\epsilon}$  характеризуются большим разбросом. Обычно значительная часть кривой в этом режиме соответствует устойчивому типу деформации.

Неустойчивость типа II, для которой характерна линейная зависимость величины скачков деформации от глубины погружения [13], ограничена контуром  $EHBCDE$ . Эта область четко ограничена сверху по  $\dot{\epsilon}$  кривой  $BE$ , которая при  $h > 4-5$  мкм становится практически горизонтальной. На участке  $EH$  критическое значение скорости деформации, соответствующее смене мод пластического течения,  $\dot{\epsilon}_c \cong 0.05$  с $^{-1}$ . В области  $h < 3-4$  мкм значение  $\dot{\epsilon}_c$  плавно убывает. Поскольку область ниже кривой  $ABCD$  пока не доступна в эксперименте, указанное на диаграмме положение точки  $B$  обусловлено техническими возможностями используемой аппаратуры и, вероятно, при снижении скорости относительной деформации на этих глубинах можно ожидать ее смещения ниже  $1$  мкм.

В промежуточной области  $BCH$  реализовывались скачки обоих типов, при этом с ростом  $h$  происходило замещение скачков типа I неустойчивостями типа II (рис. 2).

Следует также отметить, что индентирование не выявило существенной зависимости результатов измерения, в том числе и положения границ существования неустойчивости, от типа применяемого пирамидального индентора — Берковича или Виккерса.

Полученные результаты позволяют высказать предположения о природе неустойчивости, наблюдаемой при динамическом индентировании. Неустойчивости типа I и II, вероятнее всего, контролируются различными микромеханизмами. Можно предположить, что неустойчивость типа I определяется статическим закреплением дислокаций. В пользу этого допущения свидетельствует



**Рис. 3.** Трехмерная диаграмма области существования скачков типа II при непрерывном индентировании сплава Al–2.7%Mg.

наличие круглого фронта скачка и горизонтальной полки (рис. 2), что можно связать с действием системы стопоров, препятствующих при определенных условиях дальнейшему перемещению дислокаций (глубина  $h$  не растет) вплоть до достижения некоторого критического уровня напряжений. Его величина в этом случае должна определяться мощностью и характером распределения в объеме стопоров, возникающих при прокатке и последующей закалке Al–Mg сплава. В этом предположении несложно объяснить высокую степень случайности в проявлении этого вида неустойчивости как по величине скачка глубины погружения индентора, так и соответствующего ему нарастания силы.

Неустойчивость типа II, вероятнее всего, определяется динамическим деформационным старением и обусловлена взаимодействием дислокаций с атомами примеси Mg (атмосферами Коттрелла). Об этом свидетельствует изменение формы скачков. Длительность их переднего фронта намного превышает длительность фронта скачков типа I и соответствует перемещению дислокаций с облаком примесей, а пологие участки медленного роста  $h$  — отрыву от атмосферы и по этой причине более быстрому перемещению дислокаций. Дополнительным аргументом в пользу механизма деформационного старения является наличие критического значения скорости относительной деформации, определяющего верхнюю границу этого режима,  $\dot{\epsilon}_c \approx 0.05 \text{ s}^{-1}$ . Оно практически совпадает с аналогичной величиной для одноосного растяжения макрообразцов Al–Mg сплава в „мягких“ машинах нагружения [14–16], где этот механизм считается наиболее вероятным. В рамках такой модели эффекта ПЛШ регулярность неустойчивости определяется равномерным распределением атомов примеси, которое обеспечивается термической обработкой сплава. Независимость  $\dot{\epsilon}_c$  от  $h$  для большей части исследованного диапазона  $h$  и вместе с тем близкий к линейному рост  $\Delta h$  с  $h$  (рис. 3) показывают, что критической величиной при формировании скачка является достижение определен-

ной величины перенапряжения на его переднем фронте:  $\Delta\sigma \approx \Delta P / 24.5h^2 \approx 0.05\Delta P / 24.5h^2 \approx 0.05\langle\sigma\rangle$  ( $\langle\sigma\rangle$  — среднее контактное давление на поверхности отпечатка или, что то же, микротвердость HV) [17].

Характер пластического течения в переходной области определяется конкуренцией этих двух видов неустойчивости. Причем с уменьшением средней скорости  $\dot{\epsilon}$  (с увеличением глубины отпечатка  $h$  при линейном нарастании силы) неустойчивость типа II становится преобладающей.

Таким образом, методом непрерывного индентирования определены границы различных мод пластического течения при локальном деформировании Al–Mg сплава. Совпадение критических значений  $\dot{\epsilon}_c$ , характеризующих переход от неустойчивого к устойчивому течению, для локального при  $h > 3\text{--}4 \mu\text{m}$  и одноосного макроиспытаний свидетельствует о том, что природа неустойчивости и в том и в другом случаях определяется внутренними микроскопическими причинами, а не схемой нагружения. Это дает основания надеяться, что для определения ряда структурных характеристик этих сплавов и границ областей проявления неустойчивости типа ПЛШ трудоемкие и материалоемкие макроиспытания могут быть при необходимости заменены динамическим микроиндентированием.

## Список литературы

- [1] L.P. Kubin, Y. Estrin. *Acta Met.* **33**, 3, 397 (1985).
- [2] M. Lebyodkin, Y. Brechet, Y. Estrin, L. Kubin. *Acta Mat.* **11**, 4531 (1996).
- [3] B.J. Brindley, P.J. Worthington. *Metall. Rev.* **15**, 101 (1970).
- [4] A.W. McReinolds. *Metals transactions* 32 (1949).
- [5] L.P. Kubin, Y. Estrin. *Acta Metall. Mater.* **38**, 5, 697 (1990).
- [6] R.B. Schwarz, L.L. Funk. *Acta Metall.* **33**, 2, 295 (1985).
- [7] P.R. Cetlin, A.S. Gulec, A.R. Reed-Hill. *Met. Trans.* **4**, 2, 513 (1973).
- [8] G. Berges, N.Q. Chinh, A. Juhash, J. Lendvai. *Acta Mater.* **46**, 6, 2026 (1998).
- [9] И.Н. Фридляндер, В.Г. Систер, О.Е. Грушко, В.В. Берестенев, Л.М. Шевелева, Л.А. Иванова. *Металловедение и термическая обработка металлов* **9**, 3 (2002).
- [10] Ю.И. Головин, А.И. Тюрин, В.И. Иволгин, В.В. Коренков. *ЖТФ* **70**, 5, 82 (2000).
- [11] W.C. Oliver, G.M. Pharr. *J. Mater. Research* **7**, 6, 1564 (1992).
- [12] N.X. Randall, C. Julia-Schmutz, J.M. Soro et al. *Thin Solid Films* **308–309**, 297 (1997).
- [13] Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, М.А. Лебедкин. *ФТТ* **44**, 7, 1254 (2002).
- [14] A. Zeghloul, M. Mliha-Touati, S. Bakir. *J. Phys.* **3**, 6, 1467 (1966).
- [15] М.М. Криштал. *ФММ* **80**, 12, 140 (1990).
- [16] М.М. Криштал. *Завод. лаб. Диагностика материалов* **65**, 1, 35 (1999).
- [17] С.И. Бульчев. В.П. Алехин. *Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. Машиностроение, М.* (1990). 226 с.