

УДК 539.374

## ДИНАМИКА МАКРОПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОБРАЗОВАНИЕ ШЕЙКИ ПЕРЕД РАЗРЫВОМ СПЛАВА Al-Mg

© Д.В. Михлик

*Ключевые слова:* алюминий-магний-сплав; полосы макролокализованной деформации; преципитаты; неустойчивая деформация.

*In situ*, с помощью скоростной видеосъемки, исследована взаимосвязь между динамикой деформационных полос и макротрещиной на стадии предразрушения при растяжении сплава Al-Mg.

Алюминиевые сплавы используют для изготовления легких конструкций. Алюминий-магние-вые, обладающие уникальным сочетанием высокой прочности, свариваемости, коррозионной стойкости и низкой плотности, нашли свое применение в авиационной технике, судостроении, автомобильном и химическом машиностроении. Однако эти сплавы демонстрируют неустойчивую деформацию, связанную с локализацией пластического течения в статических и распространяющихся полосах деформации, которые, с одной стороны, ухудшают качество поверхности промышленных изделий, а с другой – снижают пластичность сплавов Al-Mg. Последнее непосредственно связано с влиянием полос деформации на механизмы разрушения. В условиях проявления прерывистой деформации сплавы Al-Mg демонстрируют, как правило, вязкое разрушение. Теория вязкого разрушения, однако, не учитывает локализацию деформации в макроскопических полосах деформации, распространяющихся или статических, а основана на представлении о зарождении деформационных и/или диффузионных пор, их подрастании (коалесценции) и слиянии в магистральную трещину [1].

Прерывистую деформацию различают на эффект Портевена-Ле Шателье, который выражается в появлении скачков разгрузки на кривых деформирования в жесткой испытательной машине и эффект Савара-Массона – появление ступеней деформации на кривых нагружения в мягкой деформационной машине. При «жестком» режиме нагружения, когда растяжение происходит с постоянной скоростью  $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ , в центральной области образца накапливаются остановившиеся полосы деформации и разрушение происходит, как правило, по статической полосе деформации. При «мягком» режиме нагружения с постоянной скоростью роста напряжения  $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$  статических полос деформации не наблюдается. Полосы зарождаются и, расширяются [2], их границы заходят в разгруженную часть в области лопатки, а разрушение происходит обычно в центральной части образца. Поэтому механизм разрушения сплава Al-Mg, деформируемого в условиях проявления эффекта Савара-Массона, отличается от механизма разрушения в условиях проявления эффекта Портевена-Ле Шателье. Исследование природы вязкого разрушения материалов с учетом локализации дефор-

мации в статических и распространяющихся полосах деформации представляет в настоящее время актуальную проблему. Особенно она важна для промышленных алюминий-магневых сплавов с содержанием магния от 3 до 6 %, широко используемых в автомобильной и авиационной технике.

В настоящей работе с помощью высокоскоростной видеосъемки со скоростью 1000 кадр/с проведены исследования роли полос деформации и образование шейки в сплаве AMg6 с различной исходной микроструктурой. Установлено, что в сплаве с преципитатной микроструктурой магистральная трещина распространяется по первичной полосе локализованного сдвига – триггера развития первого макроскопического скачка деформации, а в сплаве с рекристаллизованной зеренной структурой магистральная трещина распространяется в сечении, наиболее интенсивно «обработанным» полосами деформации.

На основе данных видеосъемки поверхности образцов сплава AMg6 перед разрывом установлено, что шейка образуется в результате автолокализации полосы деформации из-за смены ее поступательного движения со скоростью порядка 10 см/с на осциллирующее с периодом колебаний около 10 мс. Разрыв металла происходит в результате 4–6 осцилляций фронта полосы, центр тяжести которой остается неподвижным.

Обнаружено, что за 200–300 мс до разрыва на локальном участке кристалла, через который пройдет магистральная трещина, происходят скачкообразные события смены угла границы полосы относительно оси растяжения с образованием полосы в виде ломаной линии. Установлено, что количество таких событий растет по мере приближения к моменту разрыва по степенному закону с показателем степени  $-0,7$ , аналогичному степенному закону Омори для землетрясений – предвестников землетрясений большой магнитуды. Предполагается, что процесс изменения угла границы полосы с фазой формирования ломаной границы и приводят к локализации деформации в виде шейки и разрыву образца.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

2. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Лебедин М.А. Динамика спонтанной делокализации пластической деформации при неустойчивом пластическом течении сплавов Al-Mg // Известия РАН. Серия физическая. 2006. Т. 70. № 9. С. 1372-1376.

**БЛАГОДАРНОСТИ:** Работа выполнена в рамках реализации аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)», проект № 2.1.1/2747.

УДК 539.37:537.221

## СКОРОСТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ПЕРЕХОДА ПРИ НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ LiF

© В.В. Шиндяпин, А.И. Тюрин, М.О. Воробьев

*Ключевые слова:* наноконтактная деформация; упруго-пластический переход; скоростная зависимость; микромеханизмы; структурные дефекты.

В работе рассматривается скоростная зависимость упруго-пластического перехода при наноконтактной деформации LiF. Показано, что на начальных этапах взаимодействия деформация носит упругий характер, а при достижении некоторых критических значений  $P_k$  и  $h_k$  деформация сменяется с упругой на упруго-пластическую. Величина  $P_k$  и  $h_k$  растет с ростом относительной деформации.

Деформация материала в микро- и нанобъемах при различных видах взаимодействия чрезвычайно широко распространена в природе и в технике. Она возникает во многих практически важных ситуациях, например, при сухом трении микрошероховатых тел, абразивном и эрозионном износе, в скользящих электрических контактах, при шлифовке, тонком помоле в различных мельницах и в других процессах [1–3].

При этом поведение динамических микро-/наноконтактов во многом зависит от того, какого типа деформация реализуется при взаимодействии: чисто упругая или упруго-пластическая. Критические нагрузки и напряжения упруго-пластического перехода определяются атомными механизмами зарождения и движения структурных дефектов в материале, а также зависят от размеров контактной области и скорости деформирования [4].

В работе экспериментально исследованы размерно-скоростные зависимости упруго-пластического перехода в кристаллических и аморфных материалах, нагружаемых локально трехгранным пирамидальным индентором Берковича с регулируемой линейной скоростью  $v$  от единиц до десятков см/с. При этом с высоким временным (до 0,3 мкс) и пространственным (до 1 нм) разрешением контролировали силу  $P(t)$  сопротивления внедрения индентора и нормальное перемещение  $h(t)$  индентора. Локальное нагружение пирамидальными инденторами характеризуется ростом характерных размеров  $R$  области сильной деформации и одновременным падением скорости относительной деформации  $\dot{\epsilon} \approx \frac{v(t)}{R(t)} \approx \frac{v(t)}{h(t)}$ . Проводимые оценки величины  $\dot{\epsilon}$  показывают, что на начальной стадии нагружения, когда величина составляет 10–100 нм, даже при линей-

Поступила в редакцию 20 ноября 2009 г.

Mihlik D.V. Dynamics of macrobands of localized deformation and the necking before the fracture of Al-Mg alloy.

Relationship between dynamics of deformation bands and the necking on the prefracture stage during tensile test of Al-Mg alloy is investigated by fast videotape in situ method.

*Key words:* aluminum-magnesium alloys; bands of macrolocalized deformation; precipitates; unstable deformation.

ной скорости перемещения индентора  $v \sim 1$  см/с величина  $\dot{\epsilon}$  может достигать значений  $10^6$ – $10^7$  с<sup>-1</sup>, что сопоставимо со скоростью деформирования при взрыве ВВ на поверхности образца.

По условиям опыта  $v$  регулировалась начальной высотой индентора над поверхностью образца и работой электромагнитного привода, ускоряющего шток с индентором перед его столкновением с образцом.

Ввиду относительно большой массы подвижных частей наноиндентометра ( $m \approx 100$  г) и значительной накопленной энергии ( $\sim$  мДж) скорость индентора в процессе погружения в материал на несколько микрометров практически была неизменна, т. е. реализовывался «жесткий» режим нагружения, при котором устройством задает постоянную скорость линейной деформации.

Кинетика перемещения индентора  $h(t)$  и величины действующей силы  $P(t)$  регистрировались независимыми высокоскоростными каналами регистрации.

Перестроение полученных зависимостей  $P(t)$  и  $h(t)$  позволяет строить типичные  $P(h)$  диаграммы, исключая из рассмотрения координату  $t$ . Полученные результаты для монокристаллов LiF для различных скоростей перемещения индентора на начальной стадии его внедрения в материал показаны на рис. 1.

Из результатов экспериментов на монокристаллах LiF и плавном кварце следует, что на начальной стадии погружения (до некоторой критической величины  $P = P_c$ ) зависимость  $P(h)$  полностью совпадает с зависимостью  $P(h^{3/2})$  (рис. 2). Поскольку любой пирамидальный индентор имеет притупление, которое можно аппроксимировать сферой с эквивалентным радиусом  $R$ , начальная стадия погружения проходила в соответствии с законом Герца  $P = \frac{4}{3} ER^{1/2} h^{3/2}$ ,