

верхности автоматически учитывалось программой *TestWork*, и результаты измерений корректировались с учетом этих поправок.

Предел текучести определяется как точка пересечения упругой части кривой с частью кривой, соответствующей упруго-пластической деформации [2] (рис. 1).

На рисунках 2–4 представлены полученные зависимости среднего контактного давления от контактной глубины для исследуемых материалов: GaAs, PbWO₄ при разных скоростях относительной деформации и керамик на основе ZrO₂ с одинаковым процентным содержанием Al₂O₃, но различным размером зерна при постоянной скорости относительной деформации.

На всех рисунках предел текучести соответствует точке резкого изменения наклона на диаграммах нагружения, независимо от того, сопровождается ли этот переход скачком деформации (рис. 3) или протекает монотонно (рис. 2 и рис. 4). Если в первом случае скачкообразная деформация при упруго-пластическом переходе может быть зарегистрирована и без применения методики CSM, то в двух других только непрерывное измерение среднего контактного давления начиная с момента начала нагружения позволяет определить параметры упруго-пластического перехода и вычислить предел текучести в нанoshкале. Из приведенных графиков также видно, что по мере повышения скорости относительной деформации в отпечатке предел текучести при наноиндентировании также возрастает. При изменении скорости деформирования в пределах 0,05...1 с⁻¹ предел текучести возрастает более чем в 1,5 раза. Одной из причин такого поведения предела текучести в нанoshкале может быть усложнение процесса нуклеации дислокаций вследствие одновременного влияния двух ограничивающих факторов: сильной локализации деформации в области с характерным размером $L \sim 15...25$ нм и сокращением времени развития дислокационного зародыша с ростом скорости относительной деформации [3].

Таким образом, в работе показано, что применение метода наноиндентирования с опцией CSM позволяет

осуществить переход от измеряемого локального параметра (среднего контактного давления в отпечатке) к традиционному для механических испытаний материалов объемному параметру (предел текучести) и установить времязависимый характер предела текучести в нанoshкале.

ЛИТЕРАТУРА

1. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009. 356 с.
2. Zhu T.T., Bushby A.J., Dunstan D.J. Size effect in the initiation of plasticity in ceramics in nanoindentation // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2008. V. 56. P. 1170-1185.
3. Головин Ю.И., Дуб С.Н. Скачкообразный переход от упругого к упругопластическому деформированию на начальной стадии наноиндентирования // Доклады АН. 2003. Т. 393. № 2. С. 1-4.

БЛАГОДАРНОСТИ: Работа выполнена при поддержке федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг., аналитической ведомственной целевой программы «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)» на 2009 г. (проект № 2643), Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 07-02-00906).

Поступила в редакцию 20 ноября 2009 г.

Korenkov V.V., Razlivalova S.S. Determination of the yield strength of PbWO₄ and GaAs single crystals and zirconium ceramics at nanoscale using nanoindentation continuous stiffness measurement method.

Transition from measurement of local material characterization parameter (nanohardness or average contact pressure) to conventional macroscopic (yield strength) parameter can be realized by continuous stiffness measurement technique as shown at this work. A time-dependent property of yield strength onset at nanoscale for PbWO₄ and GaAs single crystals was studied also.

Key words: nanoindentation; yield strength; nano-firmness.

УДК 539.374

СТРУКТУРНО-ЧУВСТВИТЕЛЬНЫЙ ПЕРЕХОД ОТ ЕВКЛИДОВОЙ К ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЕ ФРОНТА ПОЛОСЫ ЛЮДЕРСА В СПЛАВЕ АМГ6

© А.Е. Золотов

Ключевые слова: алюминий-магнийевый сплав; полоса деформации; полоса Людерса.

Установлено, что переход между плоской и дендритной формой первых полос деформации происходит в узком температурном интервале вблизи температуры сольвуса. В окрестности точки перехода $T_{sm} \approx T_{SV}$ скачком, почти на порядок, возрастает подвижность полос деформации и меняется их геометрия от плоской к фрактальной.

В работах [1–3] установлено, что скачкообразная деформация сплава АМГ6 является структурно-чувствительным эффектом. Ее характеристики (количество скачков, доля скачкообразной деформации и т. д.) резко возрастают после отжига в области 250–270 °С, соответствующей трансформации метастабиль-

ных выделений β' -фазы в термодинамически устойчивую β (Al₃Mg₂)-фазу [2], в то же время при деформировании в области 60–100 °С, соответствующей растворению зон Гинье-Престона, наблюдается переход от скачкообразной к гладкой кривой нагружения [3].

Цель настоящей работы состоит в экспериментальном исследовании влияния исходной структуры сплава АМгб на кинетику и морфологию полос деформации, возникающих на фронте первого скачка деформации при одноосном растяжении с постоянной скоростью роста нагрузки, т. е. в условиях проявления эффекта Савара-Массона.

Образцы холоднокатаного сплава АМгб отжигали в течение 1 часа в интервале температур $T_{an} = 100\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ и закаливали на воздухе. Выше температуры сольвус $T_{SV} \approx 275\text{ }^{\circ}\text{C}$ состав сплава представляет собой α -твердый раствор магния в алюминии с рекристаллизованной зеренной структурой, а ниже T_{SV} , в двухфазной области, структура и состав сплавов определяется процессами возврата, первичной рекристаллизации и выделениями вторичной $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ -фазы [4].

Для *in situ* исследования динамики полос деформации использовалась скоростная цифровая видеокамера VS-FAST/G6 научно-производственной компании «Видеоскан». Обработка видеопленки состояла в вычитании с помощью компьютерной программы последовательных во времени кадров видеопленки. При такой методике обработки изображений выделяются только движущиеся объекты – полосы деформации.

1. *Кинетика и геометрия первых полос деформации при $T_{an} \leq T_{SV}$* . Потеря устойчивого пластического течения начинается с зарождения первичной полосы на оптически гладкой поверхности образца. Эта полоса является триггером развития первого макроскопического скачка деформации. Типичная полоса-триггер зарождается обычно в некоторой точке на ребре кристалла и распространяется на фронтальной поверхности вдоль направления, перпендикулярного оси растяжения, а на боковой – в направлении, составляющем угол φ_1 около 45° к оси растяжения, поэтому полоса-триггер представляет собой полосу локализованного сдвига, которая распространяется в плоскости максимальных касательных напряжений.

Самые ранние зарегистрированные этапы распространения полосы выявляются «строчкой» светлых или темных пикселей в зависимости от угла освещения поверхности образца. В первые миллисекунды ее ширина составляет 1–2 пикселя (8–16 мкм), что соответствует деформационным процессам в соседних зернах поликристалла с близким значением фактора Шмида. Затем полоса-триггер расширяется и спустя 20–30 мс переходит в полосу Савара-Массона – расширяющуюся шейку. Во фронтальной проекции угол φ_2 полосы Савара-Массона с течением времени стремится к значению $55\text{--}62^{\circ}$ относительно оси растяжения. Скорость вершины полосы-триггера обычно на 2–2,5 порядка выше начальных скоростей бокового роста. Поэтому полоса-триггер имеет форму клина со средним углом $\sim 10^{-2}$ рад и радиусом кривизны вершины ~ 10 мкм, измеримым с размером зерна [5].

2. *Кинетика и геометрия первых полос деформации при $T_{an} > T_{SV}$* . После часового отжига холоднокатаного сплава АМгб при температурах от 300 до 500 $^{\circ}\text{C}$ получается зеренная микроструктура, характерная для собирательной рекристаллизации. Первая критическая деформация ϵ_c обычно не превышает 100 МПа, а первичной пространственно-временной структурой неустойчивого пластического течения является зарождение и распространение полосы Людерса.

Характерной особенностью кинетики и морфологии фронта полосы Людерса являются множественные процессы ветвления, в результате которых возникают сложные древовидные пространственные структуры узких полос локализованной деформации. Шаг ветвления варьируется в интервале от ~ 1 мм (на начальных стадиях эволюции) до нескольких десятков мкм, а угол ветвления находится в интервале от 20 до 40° . Характерные скорости узких полос в первые миллисекунды ветвления достигают $v_l \sim 1$ м/с; при напряжении $\sigma_c = 100$ МПа это дает оценку максимальной локальной подвижности полосы Людерса $\mu_n \sim 10^{-8}$ м/с·Па, что на порядок выше подвижности полосы локализованного сдвига на фронте первого скачка деформации в сплаве с преципитатной микроструктурой, т. е. при $T_{an} < T_{SV}$. Скорость вершины узких полос, однако, быстро падает почти до нуля, и на фронте полосы Людерса зарождаются новые ветви, так что средняя скорость перемещения полосы Людерса вдоль оси растяжения не превышает ~ 1 см/с.

Другая особенность полученных результатов состоит в том, что в отличие от плоского фронта полосы Людерса в монокристалле [6] в мелкозернистом сплаве фронт полосы Людерса имеет разветвленную структуру. На этом основании можно говорить о различных механизмах распространения фронта размножения дислокации в моно- и поликристаллах, демонстрирующих неустойчивость людерсового типа: если в монокристалле полоса Людерса продвигается «послойно» путем эстафетной передачи скольжения за счет коррелированного генерирования встречных прямолинейных линий скольжения [6], то в мелкозернистом поликристалле полоса Людерса распространяется за счет множественных дискретных процессов ветвления. В результате образуется сложная дендритная структура деформационной зоны, характерная для «нормального» механизма роста.

Из анализа полученных данных следует, что в поликристаллическом сплаве АМгб с преципитатной микроструктурой, полученной искусственным старением холоднокатаного листа при температуре $T_{an} < T_{SV}$, потеря устойчивого пластического течения начинается с формирования макроскопически плоской полосы локализованного сдвига, пересекающей сечение образца в плоскости максимальных касательных напряжений, составляющей угол 45° к оси растяжения. В то же время в сплаве со структурой собирательной рекристаллизации, полученной отжигом при $T_{an} > T_{SV}$, первоначальным проявлением пластической неустойчивости является распространение ветвящегося фронта полосы Людерса.

Переход между плоской и дендритной формой макролокализованной деформации при $\epsilon = \epsilon_c$ происходит с ростом температуры отжига в узком температурном интервале, около $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ вблизи температуры сольвус. Этот переход имеет основные признаки кинетического морфологического перехода первого рода [7]: в окрестности точки перехода $T_{an} \approx T_{SV}$ скачком, почти на порядок, возрастает подвижность полос деформации и меняется их геометрия от плоской к дендритоподобной.

Параметрами порядка при данном переходе могут быть скалярная плотность дислокаций и концентрация частиц вторичной $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ -фазы в границах зерен.

При растворении β -фазы при отжиге выше температуры сольвуса [8] в результате разблокировки границ зерен и роста в них при деформировании избыточного свободного объема за счет стекания неравновесных деформационных вакансий и других дефектов [9] создаются условия для зернограницного проскальзывания. Последнее, как предполагается, и провоцирует неустойчивость растущей полосы локализованного сдвига, вызывая ее множественное ветвление.

Лавинообразное размножение дислокаций в виде ветвящейся полосы Людерса представляет явление «пробоя» в физике пластичности поликристаллов, по характеру и геометрии близкое к электрическому пробое диэлектрика, когда в зазоре между электродами инжектируются новые, более подвижные носители заряда. «Инжектируемыми» носителями переноса (пластической деформации) в случае скачкообразной деформации являются зернограницные дислокации, подвижность которых резко увеличена вследствие наличия избыточного свободного объема и отсутствия выделений вторичной фазы в границах зерен.

ЛИТЕРАТУРА

1. Маркушев М.В., Мурашкин М.Ю. // ФММ. 2001. Т. 92. № 1. С. 90-98.
2. Шибков А.А., Мазилкин А.А., Протасова С.Г. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 5. С. 24-32.

3. Шибков А.А., Мазилкин А.А., Протасова С.Г. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2008. № 6. С. 12-17.
4. Металловедение алюминия и его сплавов: справ. изд. / ред. А.И. Беляев, О.С. Бочвар, Н.Н. Буйнов и др. М.: Металлургия, 1983. 280 с.
5. Шибков А.А., Золотов А.Е., Михлик Д.В. и др. // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 8. С. 23-30.
6. Hampel A., Neuhauser H. // Phys. stat. sol. (a). 1987. V. 100. № 1. P. 441-449.
7. Ben-Jacob E., Garik P. // Nature. 1990. V. 343. № 8. P. 523-530.
8. Маркушев М.В., Мурашкин М.Ю. // ФММ. 2004. Т. 98. № 2. С. 116-128.
9. Переверзевцев В.Н., Пупынин А.С., Свирина Ю.В. // ФММ. 2005. Т. 100. № 1. С. 17-23.

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

Zolotov A.E. Structure-sensitive transition from Euclidean to fractal form of the front of the Luders band in alloy AMg6.

Established, that the transition between the flat and dendritic form of the first bands of the deformation occurs in a narrow temperature interval near the solvus temperature. In the environs of the transition point $T_{an} \approx T_{SV}$ sudden change the mobility of deformation bands and their geometry from flat to fractal.

Key words: aluminum-magnesium alloy; deformation band; band of Luders.

УДК 539.374

ДИНАМИКА И МОРФОЛОГИЯ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ САВАРА-МАССОНА В СПЛАВЕ АМg6

© В.А. Аверков

Ключевые слова: прерывистая информация; неустойчивость; дислокация; алюминий-магний-сплав.

Настоящая работа посвящена изучению динамики зарождения и начальных стадий развития полос деформации и их роли в общей картине пластической неустойчивости в условиях проявления эффекта Савара-Массона.

Одним из подходов к изучению природы прерывистой деформации металлов и сплавов является исследование перехода устойчивое – неустойчивое деформационное поведение, особенно динамики зарождения полос деформации на поверхности металла как самого раннего этапа возникновения пластической неустойчивости. Несмотря на интенсивное изучение эффекта Портевена-Ле Шателле в последние пять десятилетий, механизмы зарождения полос и начальные стадии их распространения остаются неизвестными [1–3]. Возможная причина этого пробела состоит в высоких скоростях и множественности развития пластической неустойчивости на ранних стадиях. Настоящая работа посвящена изучению динамики зарождения и начальных стадий развития полос деформации и их роли в общей картине пластической неустойчивости на основе данных высокоскоростной видеосъемки со скоростью до 1000 кадр/с динамики рельефа поверхности алюминий-магниевого сплава АМg6, деформируемого с по-

стоянной скоростью роста напряжения $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$, т. е. в условиях проявления эффекта Савара-Массона. Основные результаты состоят в следующем.

1. Установлено, что в сплаве АМg6 с преципитатной микроструктурой первой полосой деформации, соответствующей первой критической деформации, является узкая полоса локализованного сдвига (шириной порядка размера зерна), распространяющаяся со скоростью 0,3–1 м/с в плоскости максимальных касательных напряжений, а в сплаве со структурой собирательной рекристаллизации потеря устойчивого пластического течения начинается со спонтанного формирования ветвящегося (фрактального) фронта полосы Людерса (рис. 1).

2. Характеристики скачкообразной деформации, особенно количество скачков, первая критическая деформация, подвижность и морфология первых полос деформации резко меняются после отжига в окрестности