

МАКРОЭФФЕКТЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ Al С ВКЛЮЧЕНИЯМИ Al_2O_3

Е. Е. Дерюгин^а, З. Шмаудер^б, И. А. Стороженко^а

^а Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021, Томск, Академический пр., 2/1,

E-mail: <dee@ispms.tsc.ru>

^б Staatliche Materialprüfungsanstalt (MPA), Universität Stuttgart, Germany

С помощью оптико-телевизионной измерительной системы исследована эволюция локализации пластической деформации при растяжении в композитах на основе алюминия с жесткими включениями Al_2O_3 . Обнаружено, что на фоне однородной макропластической деформации происходит движение макрополос локализованного сдвига вдоль рабочей части образца по механизму бегающей шейки. Потеря подвижности макрополос определяет начало формирования стационарной шейки в виде двух сопряженных макрополос, функционирующих поочередно в автоколебательном режиме.

Введение

Аспект специфических особенностей развития неоднородной пластической деформации и разрушения композиционных материалов в локальных объемах макроскопического масштаба в научной литературе освещен недостаточно. В данной работе поставлена цель с помощью оптико-телевизионной измерительной системы, разработанной в ИФПМ СО РАН, исследовать эволюцию развития неоднородной пластической деформации в композитах на основе алюминия с жесткими включениями Al_2O_3 при растяжении.

Для этих исследований были использованы композиты из технического алюминия, марки Al 6061 [1], упрочненного частицами Al_2O_3 путем жидкофазного спекания, экструзии иковки. Заготовки диаметром 30 мм (Al и Al+22% Al_2O_3) и 40 мм (Al + 10% Al_2O_3) подвергали прокатке с промежуточными отжигами на воздухе в течение 10 мин при $T = 500^\circ C$ с осадкой на 1 мм в один проход до толщины в 1 см. Затем прокатка проводилась без промежуточных отжигов до толщины 1,5-1,3 мм. Из пластин электроэрозийным способом вырезали образцы с головками шириной 3 мм и длиной рабочей части 18 мм. Образцы использовали в состояниях после отжига при $500^\circ C$ в течение 30 мин и после отжига при $550^\circ C$ в течение 2 ч. После отжига сплавы охлаждались с печью.

Растяжение проводили на установке типа ИМАШ при комнатной температуре со скоростью движения захватов испытательной машины 8,4 мм/ч. С помощью оптико-телевизионной системы в компьютер вводились изображения рельефа поверхности испытываемого образца через определенные промежутки времени. По разности интенсивностей отдельных участков изображения поверхности получали картины векторов

смещений. Одновременно производилась непрерывная запись диаграмм нагружения на двухкоординатном потенциометре.

Результаты

Локализация деформации в сплавах после отжига при 550 °С, 2ч.

Диаграммы нагружения. Типичные диаграммы растяжения сплавов после отжига приведены на рис. 1. Кривая 1, приведенная для Al, отражает поведение сплавов, отожженных при 550°С в течение 2 ч. Она указывает на прерывистый характер пластического течения. В общем случае диаграмму можно разбить на 5 участков: упругого нагружения, с высоким коэффициентом деформационного упрочнения (до $\epsilon^p = 2\%$), с уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения до ($\epsilon^p = 10-11\%$), с практически не изменяющимся напряжением течения с ярко выраженной прерывистой текучестью (до $\epsilon^p = 18-20\%$) и участок падающего напряжения, на котором явление прерывистой текучести быстро затухает.

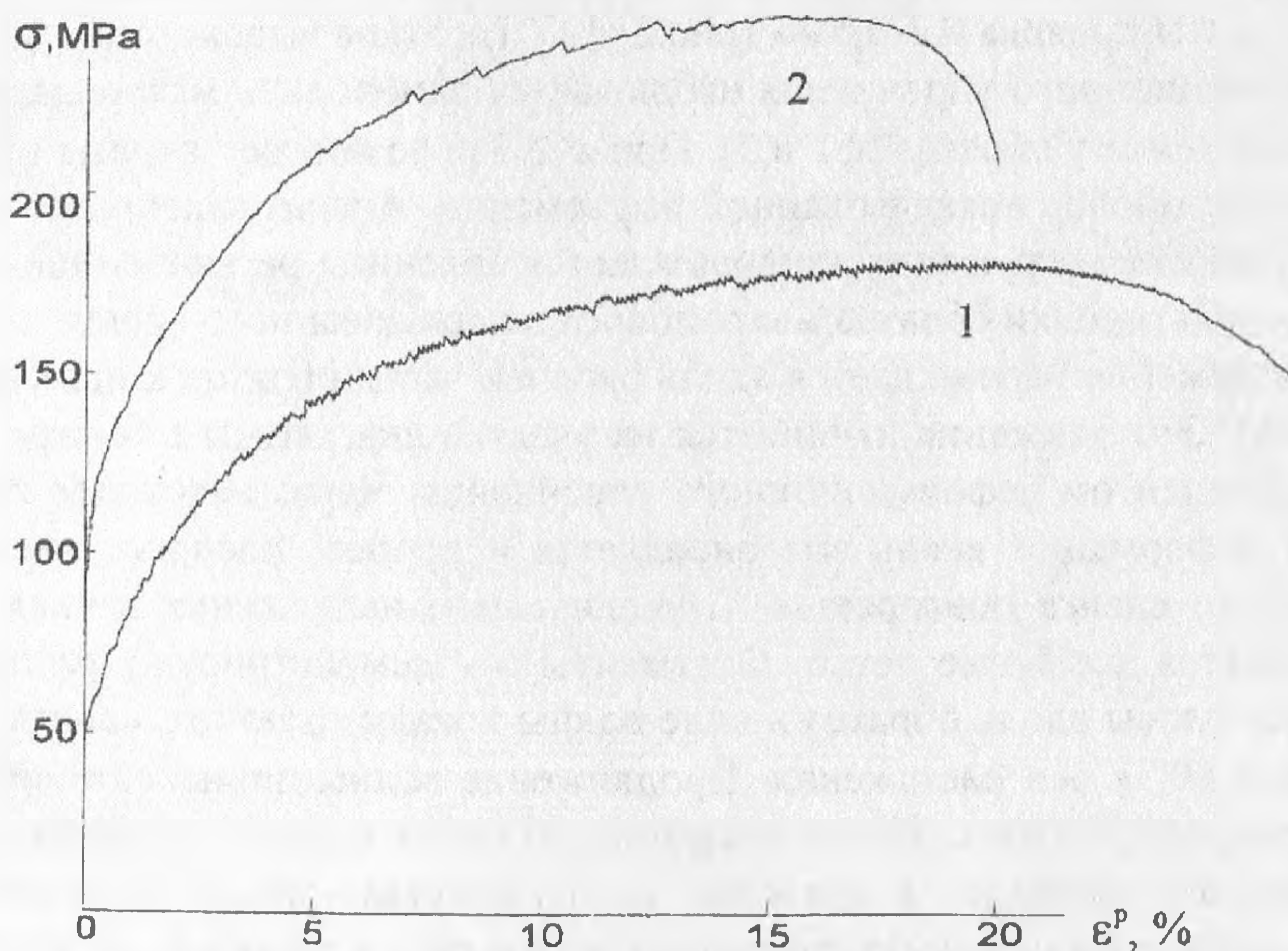


Рис. 1. Диаграммы нагружения Al, отожженного при 550 °С в течение 2ч (1), и $\text{Al}+10\%\text{Al}_2\text{O}_3$, отожженного при 550 °С в течение 30 мин (2).

Прерывистая текучесть наблюдается практически с момента достижения условного предела текучести и усиливается по мере увеличения нагрузки. Следует отметить чрезвычайно интересный факт. На фоне высокочастотных колебаний нагрузки достаточно ясно проявляется модуляция более низкого порядка в виде отдельных ступенек на средней части кривой $\sigma-\epsilon$. Модуляция начинается на участке с сильно уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения. Интервал $\Delta\epsilon^p$ между ступеньками растет со степенью пластической деформации. Особенно это хорошо заметно на участке практически неизменяющегося напряжения течения. В области $\epsilon^p = 8\%$ $\Delta\epsilon^p \approx 0.8\%$, а длина последней ступеньки на пределе прочности достигает 2.8%.

Наличие частиц существенно изменяет количественные характеристики диаграмм. Пластичность материала уменьшается от 26% для Al до 15% для $\text{Al}+22\%\text{Al}_2\text{O}_3$ преимущественно за счёт уменьшения длины участка практически неизменяющегося

напряжения течения и участка падающего напряжения. Предел текучести $\sigma_{0,1}$ в сплавах, упрочненных частицами Al_2O_3 , существенно увеличивается. Низкочастотная модуляция прерывистой текучести с увеличением концентрации включений Al_2O_3 все более сглаживается, а длина ступенек уменьшается. Длина последней ступеньки на пределе прочности сплава $Al+10\%Al_2O_3$ равна 1.5%. У сплава $Al+22\%Al_2O_3$ периодических ступенек на кривой $\sigma-\epsilon$ практически не наблюдаются.

Наблюдение образца в микроскоп показывает, что в процессе нагружения происходит слабое изменение рельефа поверхности. Полированная поверхность постепенно темнеет и приобретает зернистую структуру. На пределе прочности начинает проявляться область макролокализации в виде темнеющего пятна, определяющего место формирования стационарной шейки. Разрушение происходит поперек образца.

Картины векторов смещений. Более подробную информацию о характере развития локализации деформации на различных участках кривой нагружения дает анализ картин векторов смещений. Для всех сплавов после отжига при $550^\circ C$ в течение 2 ч наблюдается типичная картина, которая наиболее ярко выражена у Al . Изменение рельефа поверхности фиксируется уже на пределе текучести $\sigma_{0,1}$. Поверхность разбивается на фрагменты порядка 0,3-0,5 мм (рис. 2, ф1). На этапе высокого и слабо изменяющегося деформационного упрочнения наблюдается однородное макропластическое течение по всему объему образца (ф1 и 2). При $\epsilon' \geq 3\%$ возникают первые признаки возникновения макрополос локализованной деформации. Анализ картины векторов показал, что дальнейшее нагружение сопровождается явлением бегающей шейки. Возникшая у какой-либо головки образца макрополоса локализованного сдвига по мере роста внешнего напряжения перемещается вдоль рабочей части образца к противоположной головке (ф3-5). Это движение начинается на участке диаграммы с быстро уменьшающимся коэффициентом деформационного упрочнения. Через некоторое время макролокализация деформации вновь возобновляется и процесс распространения области локализованного сдвига повторяется. С увеличением напряжения данная закономерность проявляется все более четко. Фрагменты 6-9 демонстрируют распространение данной макрополосы вдоль образца в виде волны локализованного сдвига в направлении под углом 60° к оси растяжения. Продвижение волны происходит неравномерно со средней скоростью 1 мм/с. Новая макрополоса часто меняет направление сдвига на сопряженное по отношению к прежней. В промежутках между последовательными вспышками макролокализации деформации наблюдается однородное макропластическое течение материала. Мы видим, что векторы смещений на фрагменте 6 осуществляют сдвиг в системе, сопряженной с системой сдвига на фрагменте 3.

На стадии практически нулевого упрочнения качественно изменяется область подвижного фронта локализованной деформации. Теперь локализация деформации в бегающей шейке осуществляется по механизму взаимодействия двух сопряженных макрополос локализованного сдвига. Скорость распространения такой связи существенно меньше скорости продвижения фронта одиночной полосы локализованного сдвига. Этот случай иллюстрируется фрагментами 10-13. Каждый акт возникновения и распространения бегающей шейки сопровождается возникновением ступеньки на кривой нагружения (рис. 1). Таким образом, на определенных стадиях нагружения в отожженных сплавах наблюдается явление бегающей шейки. На стадии быстро уменьшающегося коэффициента деформационного упрочнения шейка распространяется в виде одной макрополосы локализованного сдвига, а на стадии слабого деформационного упрочнения в виде двух взаимодействующих макрополос, ориентированных вдоль сопряженных систем касательных напряжений.

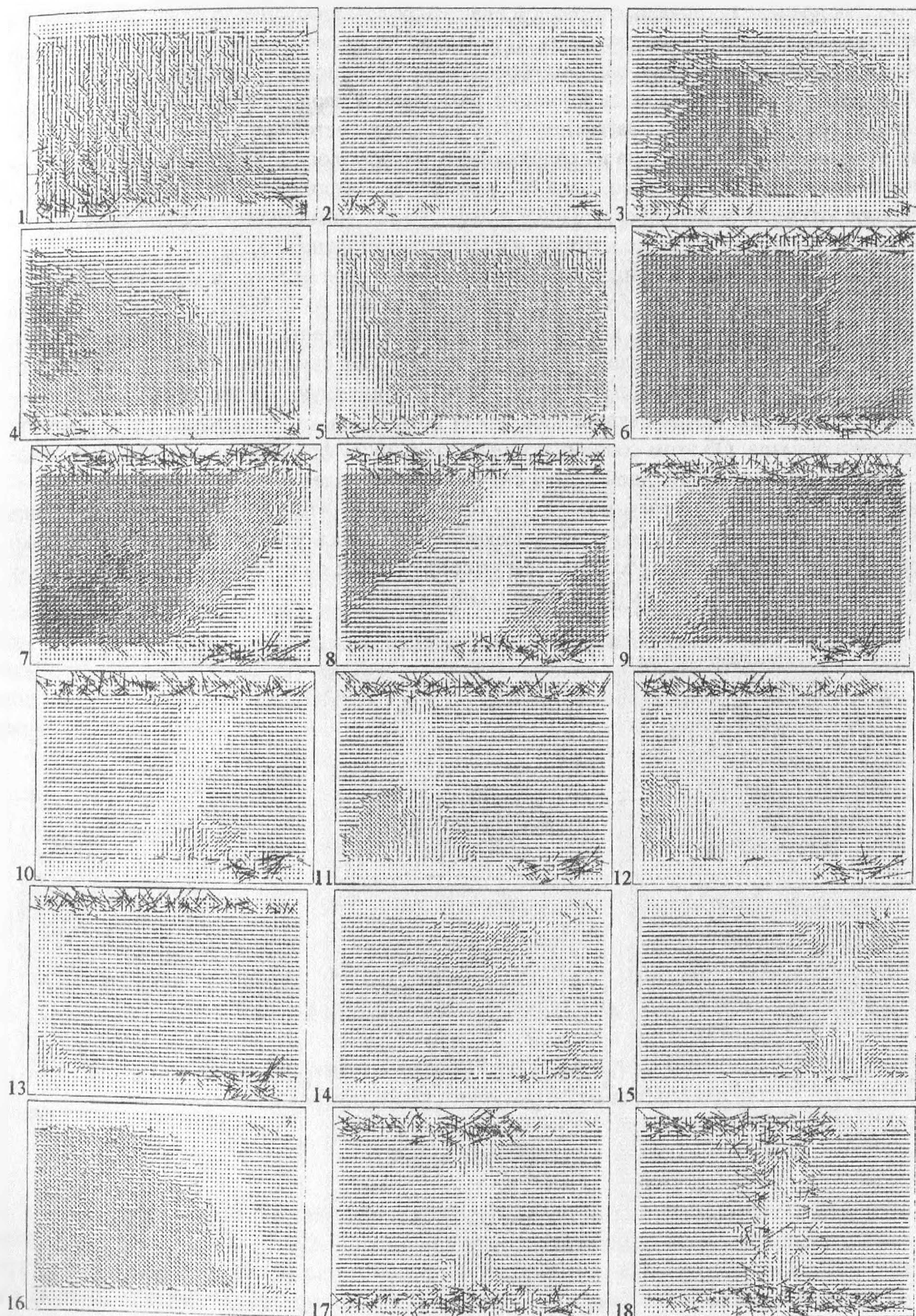


Рис.2. Последовательность картин векторов смещений точек поверхности в Al после отжига при 550 °C, 24ч. Пояснения в тексте.

На пределе прочности очередной очаг макролокализованного сдвига, возникший вблизи захвата, теряет подвижность. С этих пор на данном месте развивается стационарная шейка в виде двух взаимодействующих макрополос локализованного сдвига. Локализация пластической деформации развивается периодически то в одной, то в другой макрополосе. На фрагментах 14-16 иллюстрируется три момента; когда действует преимущественно одна из сопряженных макрополос (ф14); две макрополосы одновременно (ф15) и, наконец, одна, но уже другая макрополоса из этой связки (ф16). Вскоре это чередование прекращается и деформация локализуется в узкой области поперек образца (ф17 и 18), по которой и происходит разрушение.

В сплавах с твердыми частицами имеет место некоторое отличие в характере протекания локализации сдвига в бегающей шейке. В сплаве $Al+22\%Al_2O_3$ бегающая шейка меняет свою конфигурацию в процессе движения. Фрагменты 1-4 на рис.3 показывают, что при этом одна макрополоса (ф1) перестраивается в конфигурацию из двух взаимодействующих макрополос (ф3) и затем вновь в одиночную макрополосу (ф3) локализованного сдвига. Новая макрополоса может возникнуть как у прежней, так и у другой головки образца. Об этом говорит последовательность фрагментов 1-9, которые представляют движение бегающей шейки сначала справа налево (ф1-3), затем слева направо (ф3-9). Сравнение фрагментов 4, 6 и 8 показывает, что во время движения шейка может перестраиваться в одиночную макрополосу локализованного сдвига несколько раз и менять направление макрополосы на сопряженное по отношению к предыдущему направлению скалывающих (сдвиговых) напряжений.

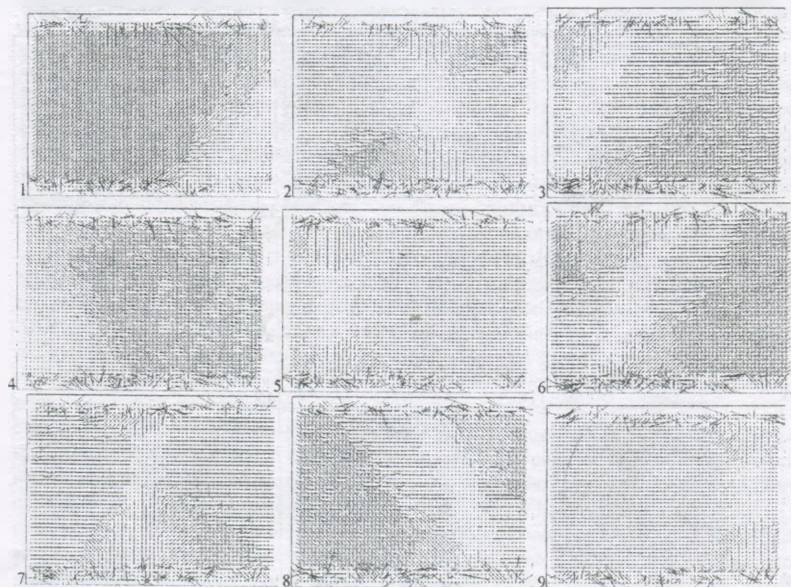


Рис.3. Последовательность картин векторов смещений точек поверхности сплава $Al-22\%Al_2O_3$ после отжига при $550^\circ C$ в течение 24. Пояснения в тексте.

Следует отметить, что для сплава $Al+22\%Al_2O_3$ не наблюдалось случая, чтобы движение шейки от захвата к захвату осуществлялось исключительно за счет единственной макрополосы локализованного сдвига. Совершенно идентично развивается локализация деформации в сплаве $Al+10\%Al_2O_3$.

Локализация деформации в сплавах после отжига при 500°C, 30 мин

Диаграммы нагружения. Диаграммы нагружения сплавов после отжига при 500°C в течение 30 мин качественно отличаются от диаграмм нагружения сплавов после отжига при 550°C в течение 2 ч только тем, что явление прерывистой текучести на них практически не проявляется. На рис. 1 кривая 2 иллюстрирует это отличие на примере сплава $Al+10\%Al_2O_3$. В остальном качественный вид диаграмм и закономерности изменения напряжения течения со степенью пластической деформации у сплавов, отожженных при разных режимах, повторяются. Вдоль кривой $\sigma - \epsilon$ четко проявляется ряд периодически расположенных ступенек.

Картины векторов смещений. До $\epsilon^p = 3-4\%$ в данном сплаве наблюдается макроднородная пластическая деформация. Далее возникают размытые области локализованной деформации. Начиная с 8%, векторы смещений уже четко фиксируют бегающую вдоль образца шейку. Фрагменты 1-3 на рис. 4 показывают характер бегающей шейки в сплаве $Al+10\%Al_2O_3$ после отжига при 500°C в течение 30 мин. Видно, что в данном случае конфигурация шейки определяется взаимодействием двух сопряженных макрополос локализованного сдвига. Движение одиночных макрополос локализованного сдвига не наблюдается. Образец разрушается по полосе локализации перпендикулярно оси растяжения.

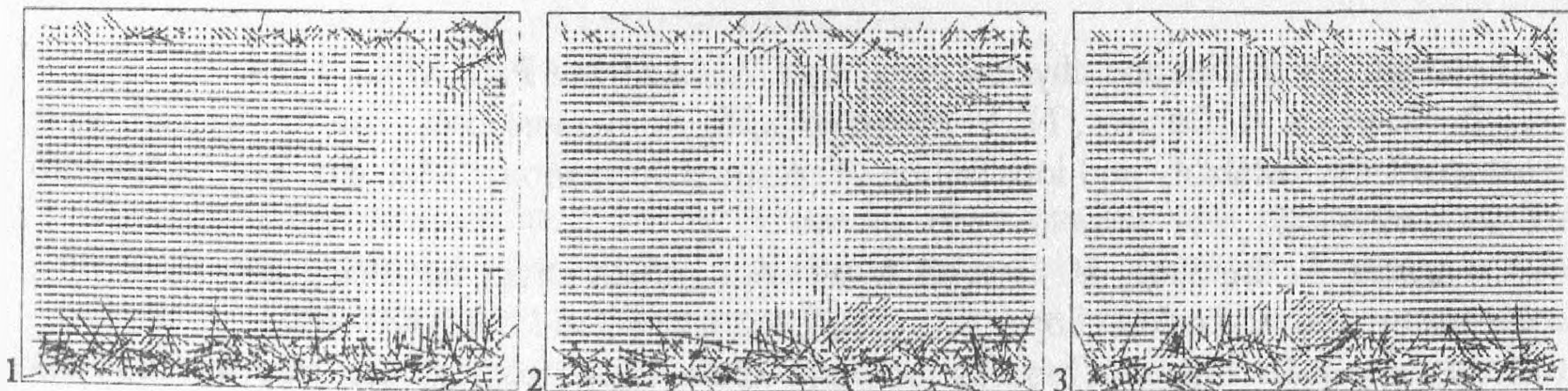


Рис. 4. Бегающая шейка в сплаве $Al+10\%Al_2O_3$ после отжига при 500°C в течение 30 мин ($\epsilon^p = 11\%$).

Заключение

С помощью оптико-телевизионной измерительной системы исследована эволюция локализации пластической деформации в композитах на основе алюминия с жесткими включениями Al_2O_3 при растяжении. Обнаружено, что в отожженных образцах на фоне однородной макропластической деформации происходит движение макрополос локализованного сдвига вдоль рабочей части образца по механизму бегающей шейки (автоволны локализации). Подобное явление авторы [2] наблюдали в монокристаллах и поликристаллах различных твердых растворов на линейной стадии деформационного упрочнения. В данной работе показано, что автоволновое движение фронта локализованного сдвига имеет место и в композиционных материалах, не проявляю-

щих стадию линейного упрочнения. Зарождение и движение макрополос локализованной пластической деформации сопровождается формированием ступенек на диаграммах нагружения. Способ локализации деформации в бегающей шейке зависит как от процентного состава твердых частиц в металлической матрице, так и от режима термообработки прокатанных сплавов. Макролокализация может реализоваться в виде одиночной макрополосы и в виде связки из двух макрополос локализованного сдвига, ориентированных по сопряженным направлениям сдвига, функционирующих в автоколебательном режиме. Потеря подвижности связки определяет начало формирования стационарной шейки, определяющей место разрушения.

Явление прерывистой текучести в Al и в сплавах объясняется динамическим старением сплава [1, 3, 4] и в литературе определяется как эффект Портевена-Ле Шателье. В локальном объеме мезоскопического масштаба в результате освобождения дислокаций от атмосфер Коттрелла резко увеличивается скорость пластической деформации. В этот момент диаграммы нагружения материала на жесткой испытательной машине фиксируют «зуб» текучести. Поэтому кривая $\sigma - \varepsilon$ приобретает пилообразный вид. В данной работе впервые обращено внимание на то, что на фоне низкочастотных колебаний нагрузки наблюдается периодические ступеньки, обусловленные существенным увеличением скорости пластической деформации в области макроскопического масштаба и что данный процесс распространяется вдоль образца в виде макрополосы локализованной деформации.

Работа поддержана Российским фондом фундаментальных исследований. Грант №99-01-00583.

Список литературы

1. Aluminum. Properties and physical metallurgy. ASM Metals Park, Ohio, 1984.
2. L. B. Zuev, V. I. Danilov, N. V. Kartashova, S. A. Barannikova. The self-excited wave nature of the instability and localisation of plastic deformation. // Mat. Sci. Eng. A254-236 (1997) 699-702.
3. Deschamps, L. Le Sing, Y. Brechet et al. Anomalous strain hardening behaviour of a supersaturated Al-Zn-Mg alloy. // Mat. Sci. Eng., A234-236 (1997) 477-480.
4. Супрапеди и С. Тайока. Пространственно-временные наблюдения пластической деформации и разрушения методом спекл-интерферометрии. // Физическая мезомеханика, 1 (1998) 55-60.