

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ, КАК ВИД ОТКОЛЬНОЙ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ

А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова\*, Е.В. Петров

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, Черноголовка, Россия

\* svburavova@yandex.ru

Первые наблюдения полос локализованной деформации (ПЛД) относятся к 1879 г., когда Н. Tresca обнаружил  $x$  - подобные формообразования на кованых платиновых заготовках [1]. С середины XIX века интенсивно изучаются процессы превращения пластической деформации в тепло. W.S. Farren, G.I. Taylor в 1925 г. и Н. Quinney в 1934 г. показали, что при определенных условиях, тепло, ответственное за *постепенное* разупрочнение материала, приводит к потере стабильности пластической деформации и образованию локализованных полос. В 1944 г. С. Zener и J.H. Hollomon перенесли эти представления о тепловом разупрочнении на образование тонких полос сдвига (синоним ПЛД). В настоящее время термомеханическая модель является общепризнанной, а наличие высокой температуры в ПЛД отмечается почти в каждой статье по структурным исследованиям. Экспериментально измерить температуру в полосах локализации в настоящее время не представляется возможным, поэтому она вычисляется. По разным источникам расчетная температура в ПЛД меняется от 400 до 800 °С. Модели деформированного твердого тела Джонсона-Кука (Johnson-Cook) и Зерилли-Амстронга (Zerilli-Armstrong), наиболее часто используемые в расчетах температуры, содержат пять подгоночных параметров. Для описания импульсных процессов такие модели не пригодны, поскольку они неадекватно описывают процессы за фронтом ударной волны. Проведенный в работе [1] расчет показал, что время жизни высокой температуры (800 °С) в ПЛД составляет всего 1 нс. Процесс образования полос локализованной деформации нельзя считать адиабатическим. Несмотря на многочисленные исследования, термомеханическая модель не смогла предложить какие-либо представления о зарождении и развитии процесса локализации, не способна прогнозировать места возникновения полос деформации, не может объяснить, почему тепловое разупрочнение проявляется в очень тонких полосах. Попытки установить влияние физико-механических свойств материала на процесс локализации не увенчались успехом.

В настоящее время накопилось достаточное количество данных, которые противоречат общепринятой модели локализации: прохождение полос локализации по материалу без видимого деформированного состояния [2–4]; нет убедительных доказательств разупрочнения материала в полосах локализации. Высокая микротвердость в стальных материалах объясняется мелкозернистой структурой и науглероживанием дисперсных частиц [5, 6]. В титановых сплавах полосы сдвига на 25% более твердые, чем недеформированный материал [4]. Однако, после воздействия сходящихся ударных волн [7] микротвердость титанового сплава возрастает в 1,2–1,5 раза. Анализ термомеханической модели показывает ее несостоятельность.

Большой объем работ по исследованию ПЛД проведен в Новосибирске на основе экспериментов по обжатию толстостенных цилиндров. Исследователи [8–10] показали, что роль исходной структуры в инициировании процесса локализации незначительна. Медь и фторопласт, имеющие качественно различные структуры, образуют схожую систему трещин вблизи центральной части образца, показанного на рисунке 1.

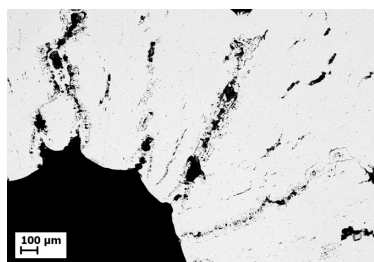


Рисунок 1. Шлиф поперечного сечения полого цилиндра после всестороннего обжатия.

Радиальные трещины соединяются с внутренней полостью и переходят в полосы адиабатического сдвига во внутренних областях образца. Кольцевой слой материала вблизи внутренней полости характеризуется значительной деформацией, которая обнаруживается по вытянутым зернам феррита. ПЛД и трещины на шлифах локализуются в областях интенсивной деформации, т.е. располагаются в «перемолотой структуре».

Рассмотрение процесса коллапса толстостенной трубы с позиций волновой механики [11] показало, что потеря устойчивости фронта ударной волны при сходимости к центру образца, проявляется в образовании выступов. При выходе фронта на внутреннюю поверхность образца, последняя становится волнистой (рис. 1). Выступы рельефа первыми подвергаются разгрузке, создавая волны растяжения. Интерференция волн разгрузки с двух ближайших выступов создает области растягивающих напряжений в промежутке

между выступами, где зарождаются трещины, если величина растягивающих напряжений превышает динамический предел прочности материала. По мере углубления откольной трещины, интенсивность растягивающих напряжений падает, и трещины перерастают в ПЛД. Деформированное состояние материала формируется на стадии схождения ударной волны к центру, а откольная повреждаемость (трещины и ПЛД) появляется на стадии разгрузки. Оба процесса деформирование и повреждаемость разнесены по времени и не являются зависимыми. Так впервые была обнаружена откольная природа образования полос локализации. Локализация возникает в зоне интерференции волн разгрузки при напряжениях растяжения ниже откольной прочности, где нарушение сплошности не возникает. Откольная модель локализации деформации доказана многочисленными экспериментами по переходу откольных трещин в ПЛД [12]. Локализация деформации возникает в результате высокоскоростного растяжения, а не при тепловом разупрочнении. Геометрическое расположение граней образца является методом, позволяющим управлять процессом локализации, заранее определять местонахождения ПЛД в образце. Откольная модель локализации решила проблемы, которые оказались не под силу термомеханической модели. Изучение структуры ПЛД на основе откольной модели, позволило обнаружить ряд интересных особенностей, ранее не известных в литературе.

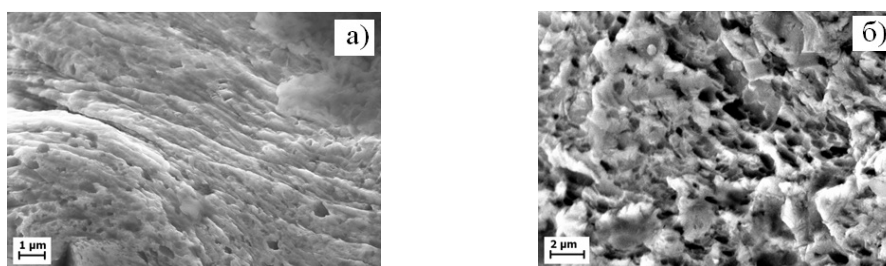


Рисунок 2. Микроструктура области перехода откольной трещины в полосу локализованной деформации а) в меди; б) в стали.

Рисунок 2 а) и б) демонстрирует структуру в области перехода откольной трещины в ПЛД. Сильно деформированный, практически бесструктурный материал, содержащий большое количество микропор, возникает при интенсивности растяжения, близкой к динамической прочности материала, при которой сохраняется сплошность материала.

Размер зародышевых микротрещин и микропор в ПЛД меняется от 200 до 800 нм. Возможно, микропустоты являются результатом объединения вакансий, которые всегда сопровождают импульсные нагрузки. По мере затухания интенсивности в зоне

интерференции волн разгрузки ПЛД становится тоньше, и структура претерпевает изменения (рис. 3). Внутренние разрушения, фрагментация является неотъемлемым свойством поведения материала в полосе локализованной деформации.

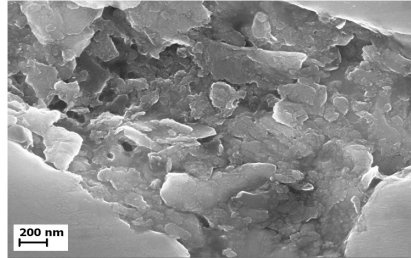


Рисунок 3. Фрагментированная структура полосы локализации в медном образце.

Дробление материала в процессе формирования ПЛД способствует протеканию различных физико-химических процессов внутри самой полосы. В работе изучена микроструктура ПЛД образца из малоуглеродистой стали с перлитоферритной структурой и из алюминиевого дисперсно-упрочненного сплава. Взрывное нагружение образца осуществлялось ударом пластины, разогнанной детонацией аммонита 6ЖВ.

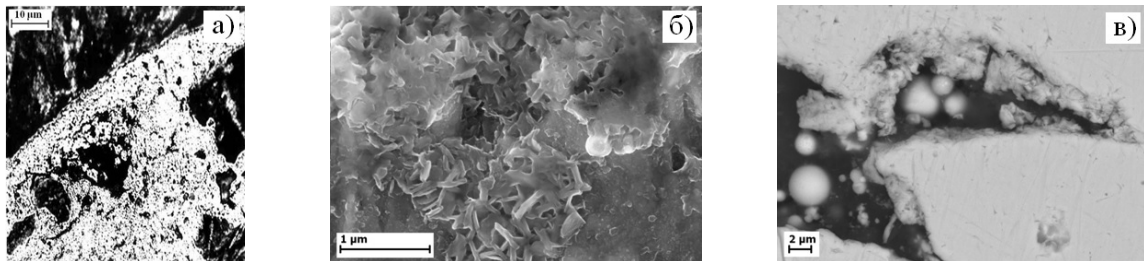


Рисунок 4. Микроструктура полосы локализованной деформации в стальном образце после ударного нагружения

Рисунок 4 а), б) и в) демонстрируют наблюдаемые виды структуры ПЛД после воздействия ударной волной с амплитудой порядка 7 ГПа. В белотравленных полосах локализациях, (результат травления малоуглеродистой стали) обнаружена мелкозернистая структура пересыщенного углеродом феррита (рис. 4а). Пластинчатый цементит (рис. 4б) раздроблен, но сохраняет четкие очертания. Диффузные серые области округлой формы демонстрируют повышенное содержанием углерода в феррите. На рисунке 4б видно зарождение сферическая яркой частицы (в литературе ее часто называют солнечной или сияющей) на границе серой зоны. Концентрация углерода в яркой частице близка к содержанию перлита [5], что, видимо, связано с частичным растворением цементита. Солнечные частицы имеют сферическую форму в отличие от белотравленных полос, где

мелкие равноосные частички имеют тот же состав. В полосах часто обнаруживается метастабильный карбид  $\chi\text{Fe}_3\text{C}_2$  [5]. При амплитуде ударной волны в 11,8 ГПа в ПЛД образуются сферические глобулы цементита, что демонстрирует рисунок 4в.

Энерго-дисперсионный анализ стального образца на углерод обнаружил вблизи зоны откольной повреждаемости слой, толщиной 20–40 мкм, обедненный углеродом, и очень тонкий слой, непосредственно примыкающий к зоне разрушения, обогащенный углеродом [13], что свидетельствует о массопереносе углерода из прилегающей зоны к области разрушения. Именно соседний матричный материал является дополнительным источником углерода, обеспечивающий повышенное содержание углерода в ПЛД. Изменение фазового состава внутри ПЛД и массоперенос "строительного материала" характеризует явление самозалечивания растущей повреждаемости (динамический эффект Ле Шателье) [14]. Эффект самозалечивания, сопровождающий локализацию деформации, является общим явлением, что подтверждает изучение алюминиевого дисперсно-упрочненного сплава. Легирующие добавки в изученном сплаве, содержат магний, марганец и медь, и характеризуется строчным расположением интерметаллидов, которое сформировалось в процессе технологической прокатки. Расстояние между строчками микрочастиц интерметаллидов менялось от 15 до 40 мкм, а индивидуальный размер частиц составлял 0,5–3 мкм. Рисунок 5а демонстрирует исходные частицы интерметаллидов в лучах отраженных электронов. Видно, что частицы имеют неправильную форму.

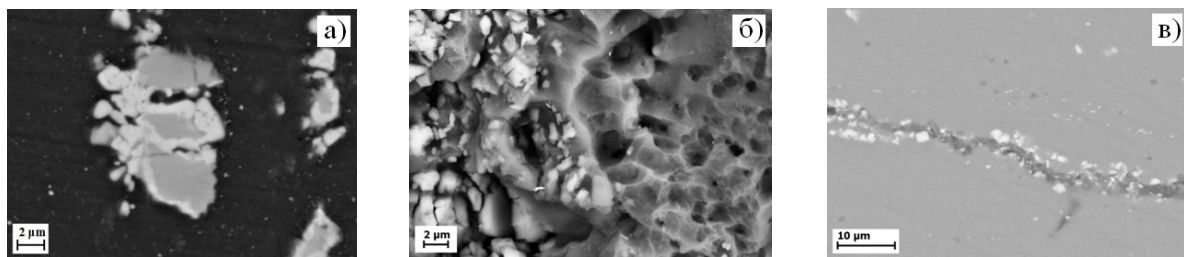


Рисунок 5. Микроструктура полосы локализованной деформации в образце из алюминиевого сплава после ударного нагружения.

Практически все частицы содержат светлое ядро, состоящее из нерастворимых интерметаллидов на основе примеси железа и кремния, T ( $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ ), N ( $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ ),  $\text{Al}_6(\text{Mg},\text{Fe})$ , которое окаймлено светлым ободком, содержащим медь. Фазовый состав интерметаллидов в процессе деформирования при формировании ПЛД претерпевает изменения. Фрагменты легирующей фазы сохраняют ободок, но цвет его становится светлым, близким к цвету основного сплава, что свидетельствует о потере меди и

частичном растворении ободка (рис. 5б). Мелкие растворимые интерметаллиды, с двух  $\theta$  ( $Al_2Cu$ ) и трехкомпонентным составом  $S$  ( $Al_2CuMg$ ), которые в исходном сплаве имели форму неправильных многоугольников, приобрели округлые очертания. Количество частиц в ПЛД с размером меньше 500 нм заметно возросло по сравнению с невозмущенным материалом, что свидетельствует о частичном растворении интерметаллидов в ПЛД [15]. Рисунок 5в демонстрирует ПЛД, вокруг которой собирались частички упрочняющей фазы. Сегрегация частиц на полосах откольной повреждаемости является характерной особенностью процесса локализации деформации и свидетельствует о миграции частиц из матричного материала к местам повреждаемости. Толщина слоя, из которого поступают ультратонкие частички к области растущего разрушения, оцененная по шлифам, составляет 10–20 мкм.

Массоперенос атомов внедрения (С) и дисперсных частиц легирующей фазы к местам откольной повреждаемости, сопровождающий процесс локализации деформации при импульсном нагружении, является общим и ранее в литературе не описанным.

### **Литература**

- [1] D. Rittel, P. Landau and A. Venkert, *Phys. Rev. Letter*, 101, (2008), 165501.
- [2] R.L. Woodward, *Int. J. of Mechanical Sciences*, 20 (9), (1978), 599-607.
- [3] T.A.C. Stock and K.R.L. Thomson, *Metallurgical Transactions*, 1, (1970), 219–244.
- [4] S.P. Timothy and I.M. Hutchings, *Acta metall.*, 33 (4), (1984), 667-676.
- [5] C.L. Wittman, M.A. Meyers, H.R. Pak, *Metall. Transaction A*, 21A, (1990), 707-716.
- [6] B. Hwang, S. Lee, Y.C. Kim., N.J. Kim, *Mater. Science and Engin. A*, 441, (2006), 308-320.
- [7] И.В. Хомская, В.И. Зельдович, Б.В. Литвинов, *ФММ*, 98 (4), (2004), 88-91.
- [8] В.Ф. Нестеренко и М.П. Бондарь, *ФГВ*, 30 (4), (1994), 99-111.
- [9] М.П. Бондарь и О.Л. Первухина, *ФГВ*, 36 (2), (2000), 110–121.
- [10] М.П. Бондарь. *Физическая мезомеханика 2000*. № 3. 75 – 87.
- [11] А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова и Ю.А. Гордополов, *ЖТФ*, 58 (2), (2013), 302-304.
- [12] А.Ф. Беликова, С.Н. Буравова и Е.В. Петров, *ЖТФ*, 58 (8), (2013), 1152-1158.
- [13] С.Н. Буравова, Е.В. Петров и М.И. Алымов, *ДАН*, 469 (1), (2016), 34-37.
- [14] С.Н. Буравова, *ЖТФ*, 87 (10), (2017), 1502-1508.
- [15] С.Н. Буравова, Е.В. Петров, *Химическая Физика*, 2, (2018), 1-9.