

Количественная дополнительная информация об откольном разрушении, способы определения которой рассмотрены в данной работе, позволит более корректно определять параметры модели откольного разрушения материалов.

Список литературы

1. L. Seaman, D. Curran, A. Shockey. Computational models for ductile and brittle fracture// J. Appl. Phys, 1976, Vol. 47, №11, p. 4814-4826.
2. Комплекс видеоизмерительный для анализа микроструктур и макроструктур материалов «VESTRA Imaging System»// <http://latemi.ru/catalog/vestra-imaging-system>, рубрики: Автоматизированные системы анализа изображений.
3. Н.Ф. Гаврилов, Г.Г. Иванова, В.И. Селин, В.Н. Софронов. Программа УП-ОК для решения одномерных задач механики сплошной среды в одномерном комплексе// ВАНТ, Сер. Методики и программы численного решения задач математической физики, 1982, Вып. 3(11), с. 11-14.
4. L.E. Malvern. Plastic wave propagation in bar of material exhibiting a strain rate effect// Quart. Appl. Math, 1951, Vol. 8, №4, p. 50-54.
5. Д.Д. Гилман. Динамика дислокаций и поведение материалов при ударном воздействии// Пер. с англ. Механика, 1970, Т. 120, №2, с. 96-124.

ЭФФЕКТ САМОЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

С.Н. Буравова, Е.В. Петров

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка, Россия

В 1944 г Zener С. и Hollomon J.H., объяснили причину возникновения полос адиабатического сдвига потерей устойчивости пластической деформации при высокоскоростном нагружении, которая возникает в результате перехода работы деформации в тепло, что приводит к термическому разупрочнению, образованию узких полос локализованной деформации, росту температуры в полосах. Несмотря на многочисленные исследования, термомеханическая модель не смогла предложить какие-либо физические представления о зарождении и развитии процесса локализации, не способна прогнозировать места возникновения полос деформации, не отвечает на вопрос - почему локализация протекает в узкой полосе, а соседний материал остается недеформированным. Такая ситуация объясняется тем, что структурные исследования проводятся на сохраненных образцах и описывают изменения, которые произошли с материалом в результате взрывного воздействия, но *причину* изменения структурный анализ установить *принципиально* не может, в том числе и наличие высокой температуры в полосах локализованной деформации. Для этого надо знать особенности процесса деформирования, которые формируют микроструктуру в полосах локализации. Огромное количество публикаций, где полосы локализованной деформации объясняются наличием высокой температуры, не являются доказательством термомеханической модели локализации деформации. Несмотря на многочисленные исследования, термомеханическая модель не смогла предложить какие-либо физические представления о зарождении и развитии процесса локализации, не способна прогнозировать места возникновения полос деформации, не отвечает на вопрос - почему локализация протекает в узкой полосе, а соседний материал остается недеформированным. Такая ситуация объясняется тем, что структурные исследования проводятся на сохраненных образцах и описывают изменения, которые произошли с материалом в результате взрывного воздействия, но *причину* изменения структурный

анализ установить *принципиально* не может, в том числе и наличие высокой температуры в полосах локализованной деформации. Для этого надо знать особенности процесса деформирования, которые формируют микроструктуру в полосах локализации. Огромное количество публикаций, где полосы локализованной деформации объясняются наличием высокой температуры, не являются доказательством термомеханической модели локализации деформации.

Многочисленными экспериментами [1-3] показано, что в условиях импульсного нагружения полосы локализованной деформации возникают в зонах интерференции волн разгрузки, где напряжение не превышает динамической прочности материала, и сплошность материала сохраняется. За плоской ударной волной полосы локализованной деформации не возникают. Ударная волна подвергает сжатию весь образец, а область растяжения возникает только в области встречи волн разгрузки.

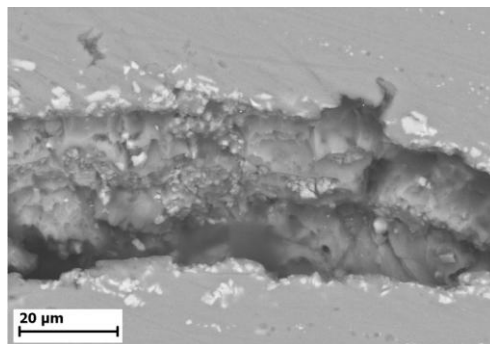


Рисунок 1. Полоса локализованной деформации в алюминиевом сплаве

Причина локализации пластической деформации - высокоскоростное растяжение, а не тепловое разупрочнение. Полосы локализованной деформации по существу являются незавершенными откольными трещинами.

Интерметаллиды в сплаве (рис. 1), имели размер $1-2.5 \mu\text{m}$ и располагались в образце колониями, расстояние между которыми менялось от 15 до $40 \mu\text{m}$. Сегрегация частиц упрочняющей фазы на откольной повреждаемости (трещины и полосы локализованной деформации) свидетельствует о массопереносе частиц из прилегающего слоя матричного материала к местам формирующегося разрушения. Толщина слоя, из которого мигрируют интерметаллиды составляет $10-20 \mu\text{m}$. Внутри полосы локализации частицы испытывают фрагментацию, особенно это касается нерастворимых интерметаллидов на основе примесных элементов железа и кремния ($\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$), (Al-Fe-Si) и (Al-Fe-Si-Mn), размер их ($\sim 3,5 \mu\text{m}$) сокращается в $4-8$ раз. Изменяется фазовый состав частиц упрочняющей фазы. Перед деформированием сердцевина крупных частиц содержала нерастворимые интерметаллиды, вокруг которых образовывался яркий ободок, обогащенный медью. После деформации контур ободка фрагментов частиц сохранялся, но цвет его приближался к цвету основного сплава, что свидетельствует о потере меди.

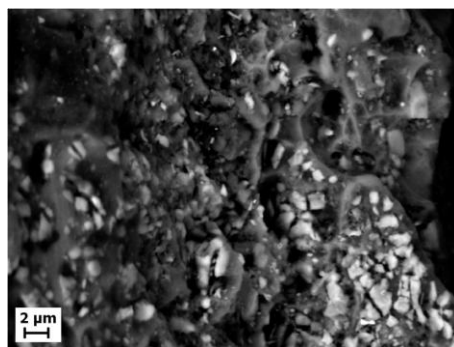


Рисунок 2. Микроструктура полосы локализованной деформации в алюминиевой сплаве

Мелкие интерметаллиды, размером 1 - 2 μm , с двух θ (Al_2Cu) и трехкомпонентным составом θ (Al_2CuMg) в исходном сплаве имели форму неправильных многоугольников. После деформации (рис. 2) они приобретали округлые очертания, а размер их не превышал 0.5 μm . Интерметаллиды в полосах локализованной деформации испытывают растворение.

В сталях с перлитоферритной структурой протекают аналогичные процессы. Колонии перлита уменьшаются или полностью исчезают, когда через них проходят полосы локализованной деформации. К зоне откольной повреждаемости мигрирует углерод, который появляется в результате распада цементита. В настоящее время дислокационная природа распада цементита достаточно обоснована [4]. Считается, что вынос атомов углерода из цементита происходит при перерезании дислокациями частиц, а миграция (дрейф) атомов идет в поле напряжений дислокаций. Методом энерго-дисперсионного анализа обнаружены обедненные углеродом области, примыкающие к полосе локализации, толщиной 20 - 40 μm , и обогащенные углеродом полосы локализованной деформации. Снижение микротвердости [5] в слое толщиной 50 μm по обе стороны полосы подтверждает миграцию углерода к местам откольной повреждаемости. В полосах локализованной деформации пластины цементита дробятся, размер частиц становится меньше критического 0.25 μm , который возникает в сталях непосредственно перед разрушением.

Серые участки на рисунке 3 - области растворения цементита в перлите. На границе такой области происходит зарождение сфероидального цементита. Обогащение материала углеродом внутри полосы, благодаря дополнительной поставке углерода из матрицы приводит к тому, что в полосах адиабатического сдвига (синоним полос локализованной деформации), обнаружен метастабильный карбид $\chi\text{Fe}_3\text{C}_2$. [5].

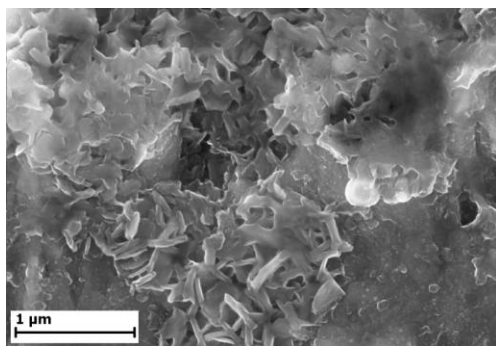


Рисунок 3. Дробление пластин цементита в полосе локализованной деформации стального образца

С ростом амплитуды импульсной нагрузки свыше 13 ГПа в полосах образуется большое количество сфероидального цементита, видимо, за счет процесса карбидизации феррита (рис 4).

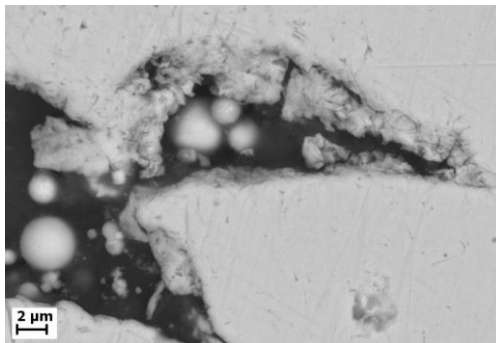


Рисунок 4. Сфероидизация цементита в полосе локализации

Миграция частиц интерметаллидов, атомов углерода из матричного материала в зону повреждаемости, перестройка внутренней структуры, фрагментация, растворение интерметаллидов - это процессы, которые способствуют самозалечиванию растущего разрушения, и которые направлены на компенсацию происходящих изменений в процессе высокоскоростной деформации. По сути дела процесс самозалечивания является механизмом структурной релаксации, сопровождающий формирование откольной повреждаемости. Важно отметить, что все эти процессы: (*массоперенос, растворение*) хорошо известны при квазистатическом деформировании [6]. Однако, характер их протекания существенно отличается. Расстояние, на которое дрейфуют частицы упрочняющей фазы, составляет 2 - 10 *нм*, в то время как в импульсных процессах, толщина слоя составляет десятки микрон. Сфероидизация требует длительного высокотемпературного отжига. Возникает вопрос - почему импульсные процессы увеличивают скорости реакций. Ответ дает рассмотрение *x-t* диаграммы процесса образования откольной повреждаемости (рис. 5).

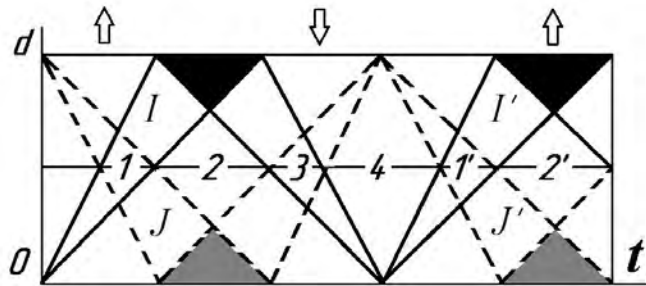


Рисунок 5. Диаграмма *x-t* процесса образования откольной повреждаемости

В момент прохождения ударной волны (торцевое нагружение плоского удлиненного образца) на боковых гранях возникают волны разгрузки, которые пройдя до противоположной грани, отражаются и возвращаются в исходное положение. И этот процесс многократно повторяется. Видно, что волновые процессы взаимодействия волн разгрузки между собой и с гранями образца, сопровождаются осцилляцией напряжения, и в образце, возникают стоячие волны. В силу симметрии поперечная составляющая массовой скорости на оси симметрии равна нулю - это узел стоячей волны, а пучностью является свободная поверхность, где напряжение всегда равно нулю.

Характерной особенностью стоячих волн является образование замкнутых областей, длиной 1/4 длины волны (между пучностью и узлом волны), где количество энергии сохраняется, и не обменивается с соседними областями. Процесс осцилляции продолжается без действия внешних сил и после того, как ударная волна затухнет. Стоячие волны по существу не являются волнами, т.к. они не распространяются, а осуществляют колебательное движение среды.

Важно отметить, формирование откольной повреждаемости всегда сопровождается реверберацией волн в ультразвуковом диапазоне частоты $\gamma = c_0/2d$. Традиционные модели откольного разрушения не учитывают реверберацию волн, в то время как именно возникающие стоячие волны приводят к более длительному импульсному деформированию образца.

Интересно оценить время затухания стоячей волны. Расчет коэффициента затухания выполнен на основе геометрической интерпретации законов сохранения. Часть внутренней энергии, переходящее в тепло, равна площади на *P-V* диаграмме между прямой Михельсона и изэнтропой разгрузки. Для идеальной упруго-пластической среды (модуль упрочнения $M=0$) удельная потеря энергии e , зависит от динамического предела текучести σ_T [7], и равна $e = 2\sigma_T(\varepsilon - \varepsilon_g)/3\rho_0$, ε - степень деформации, ε_g - деформация в упругом предшественнике. Коэффициент затухания α равен отношению энергии e к внутренней энергии ударно сжатого материала. Например, в откольной стальной пластине частота колебаний напряжения составляет $\nu \approx 1.6$ МГц, период стоячей волны равен $T = 0.63 \mu s$, ультразвуковые колебания переходят в область упругого деформирования с коэффициентом затухания $\alpha \approx 0.04 \mu s^{-1}$, за 40 μs , успев совершить 62 колебаний. Изменение коэффициент α по мере дальнейшего затухания в области упругого

деформирования, оценить трудно, т.к. данные для амплитуд ультразвуковых колебаний порядка 1 - 2 ГПа, отсутствуют. Время деформирования на несколько порядков превышает время действия начального импульса сжатия, импульсное деформирование образца продолжается после того, как ударная волна успеет затухнуть.

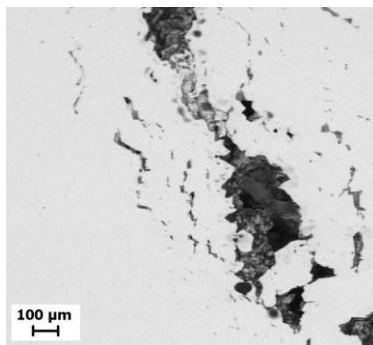


Рисунок 6. Откольная повреждаемость при торцевом нагружении плоского удлиненного образца

В условиях реверберации волн кроме волны основного тона $\lambda_0/4 = d/2$ возникают дополнительные стоячие волны с длинами $\lambda_n/4 = d/2n$, где n - нечетное число. Каждая полоса локализованной деформации на рисунке 6 является узлом стоячих волн, отличных от основного тона собственных колебаний.

Следует обратить внимание что, несмотря на свойство стоячих волн сохранять энергию и не обмениваться с соседями, в эксперименте наблюдается миграция частиц упрочняющей фазы, частицы выходят из запрещенной области. Это возможно только в случае, если сами полосы откольной поврежденности проявляют свойство притягивать. Причина притяжения связана с дислокациями. В процессе высокоскоростного растяжения дислокации приобретают электрический заряд. Разность потенциалов возникает между областями внутри полосы, где происходит интенсивное размножение дислокаций в процессе деформирования, и областью вне полосы, в которой отсутствуют свежие дислокации. Наблюдаемый экспериментально сигнал электромагнитной эмиссии, который генерируется в ходе развития полосы деформации в сплаве Al-Mg, равен ЭМЭ ~ 100 мкВ. [8]. Диапазон колебаний $10^3 - 10^6$ Гц при этом отражает структурную релаксацию.

При динамических нагрузках механизм релаксации, как ответная реакция материала на внешнее воздействие проявляется в виде процесса самозалечивания, который направлен на компенсацию происходящих изменений при высокоскоростном растяжении материала. Образование откольной повреждаемости *всегда* сопровождают поперечные осцилляции напряжения в ультразвуковом диапазоне частоты, что существенно увеличивает длительность импульсного деформирования материала, после того как ударная волна затухнет. Еще раз следует отметить свойство полос локализованной деформации притягивать "строительный материал" к местам откольной повреждаемости. Без свойства притягивать частицы упрочняющей фазы и углерод совершали бы колебательные движения в замкнутой области стоячей волны.

Список литературы

1. А.Ф.Беликова, С.Н.Буравова, Ю.А.Гордополов. Локализация деформации и ее связь с деформированным состоянием материала // ЖТФ, 2013, т.83, №2, с. 153-155.
2. А.Ф.Беликова, С.Н.Буравова, Е.В.Петров. Локализация деформации при динамических нагрузках // ЖТФ, 2013, т.83, вып.8, с. 68-76.
3. С.Н.Буравова. Этюды на тему локализации динамической деформации: откольная модель локализации пластической деформации // Saarbrücken: Palmarium Academic Publishing. 2014. 140с.

4. В.К.Гаврилюк, Д.С.Герцрикен, Ю.А.Полушкин, В.М.Фальченко. Механизм распада цементита при пластической деформации стали // ФММ, 1981, т.51, вып.1, с. 147-152.
5. B.Hwang, S.Lee, Y.C.Kim, N.J.Kim, D.H.Shin. Microstructural development of adiabatic shear bands in ultra-fine-grained low-carbon steels fabricated by equal channel angular pressing // Materials science and engineering A, 2006, vol.441, p. 308-320.
6. А.Р.Кузнецов, В.В.Сагарадзе. О возможном механизме деформационного низкотемпературного растворения интерметаллидных фаз в Fe-Ni-Ni сплавах с ГЦК – решеткой // ФММ, 2002, т.93, №5, с. 13-16.
7. Г.В.Степанов. Упруго-пластическая деформация материалов под действием импульсных нагрузок // Киев, "Наукова Думка", 1991, 268с.
8. E.D.Schmitter. Electric signals from plastic deformation in metals. Monitoring intermittent plastic flow metals with an electric field sensor // Physics Letters A, 2007, vol.368, №3-4, p. 320-323.

SELF-HEALING EFFECT OF STRAIN LOCALIZATION BANDS IN CONDITION OF DYNAMICAL LOADING

S.N. Buravova, E.V. Petrov

Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, Chernogolovka, Russia

In 1944, Zener C. and Holomon J.H. explained the cause of the adiabatic shear bands appearance by the loss of plastic deformation stability of under high-speed loading, which results from the transition of the work of deformation into heat, which leads to thermal softening, the formation of narrow strain localization bands. Despite numerous studies, the thermomechanical model could not offer any physical ideas about the origin and development of the localization process, is incapable of predicting where the deformation bands originate, does not answer the question of why localization occurs in a narrow band when the neighboring material remains undeformed. This situation is explained by the fact that structural studies are conducted on saved samples and describe the changes that have occurred with the material as a result of explosive loading, but the reason for the change can not be established fundamentally, including the presence of high temperature in the strain localization bands. To do this, one must know the features of the deformation process, which form a microstructure in the localization bands. A huge number of publications, where the localized deformation bands are explained by the presence of high temperature, are not proof of the thermomechanical model of strain localization. explained the cause of the adiabatic shear bands appearance by the loss of plastic deformation stability of under high-speed loading, which results from the transition of the work of deformation into heat. This leads to thermal softening, the formation of narrow strain localization bands. Despite numerous studies, the thermomechanical model could not offer any physical ideas about the origin and development of the localization process, is incapable of predicting where the deformation bands originate, does not answer the question of why localization occurs in a narrow band when the neighboring material remains undeformed. This situation is explained by the fact that structural studies are conducted on saved samples and describe the changes that have occurred with the material as a result of explosive loading, but the reason for the change can not be established fundamentally, including the presence of high temperature in the strain localization bands. To do this, one must know the features of the deformation process, which form a microstructure in the localization bands. A huge number of publications, where the localized deformation bands are explained by the presence of high temperature, are not proof of the thermomechanical model of strain localization. Numerous experiments [1-3] show that under pulsed loading, strain localization bands occur in the zones of unloading waves interference, where the stress does not exceed the dynamic strength of the material,