УДК 669.23/29: 539.89: 539.219

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-11-246-64-68

*С. Н. Буравова, д-р физ.-мат. наук, И. С. Гордополова, канд. физ.-мат. наук,
Е. В. Петров, канд. техн. наук*

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ НАГРУЗКАХ

ИСМАН им. А. Г. Мержанова РАН, г. Черноголовка, svburavova@yandex.ru

Локализация пластической деформации при импульсных нагрузках определяется геометрией образца и практически не зависит от свойств материала. Деформационные полосы являются следствием ультразвуковой осцилляции, которая возникает при отражении волн (сжатия и разгрузки) на гранях образца, и при взаимодействии отраженных волн между собой, и протекает в форме стоячих волн. Полосы локализованной деформации зарождаются и развиваются в узлах стоячих волн в условиях знакопеременной деформации и сопровождаются массопереносом частиц из матричного материала (атомы внедрения и замещения, примесные атомы, ультратонкие частицы упрочняющей фазы) к местам откольной повреждаемости. Отсутствие передачи энергии через узловые точки стоячей волны, увеличивает длительность деформирования образца после прохождения ударной волны.

Ключевые слова: ударная волна, разгрузка, локализация деформации, массоперенос, фрагментация, ультразвук

S. N. Buravova, I. S. Gordopolova, E. V. Petrov

FEATURES STRAIN LOCALISATION UNDER IMPACT LOADS

*Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS,
Chernogolovka, svburavova@yandex.ru*

The localization of plastic strain under impulse loads is determined by the sample geometry and is practically independent on the material properties. Deformation bands are a consequence of ultrasonic oscillations, which occurs when waves are reflected (compression and unloading) on the sample faces, and when the reflected waves interact with each other, and flows in the form of standing waves. Localized strain bands originate and develop at the nodes of standing waves under conditions of alternating deformation and are accompanied by mass transfer of particles from the matrix material (interstitial and substitutional atoms, impurity atoms, ultrafine particles of the hardening phase) to the sites of spall damage. The absence of energy transfer through the nodal points of the standing wave increases the duration of the sample deformation after the passage of the shock wave.

Keywords: shock wave, unloading, strain localization, mass transfer, fragmentation, ultrasounds

Откольная природа локализации деформации была установлена многочисленными экспериментами [1, 2] при изучении микроструктуры перехода откольных трещин в полосы локализованной деформации (ПЛД). Было доказано, что причиной локализации деформации является высокоскоростное растяжение материала, а не тепловое разупрочнение. В условиях взрывного нагружения полосы локализации возникают в зоне интерференции волн разгрузки, где растягивающие напряжения по величине не превышают динамическую прочность. Откольная модель локализации позволила сформулировать условия зарождения и раз-

вития ПЛД, т.е. решить те проблемы, которые не смогла решить термомеханическая модель локализации, основанная на тепловом разупрочнении материала. В работе [3] было показано, что при импульсном нагружении процессы взаимодействия волн (разгрузки или сжатия) между собой и с гранями образца с неизбежностью приводят к деформированию образца в форме стоячей волны. Локализация деформации возникает в узлах стоячих волн, как и откольные трещины, но при этом материал после деформирования сохраняет свою сплошность. Локализация деформации определяется геометрией образца и практически не зависит

от свойств материала. Это одна из особенностей образования ПЛД, зарождение и эволюция которых протекает в условиях периодической смены циклов сжатия-растяжения.

Другой особенностью стоячих волн, отмеченных в работе [3], является отсутствие передачи энергии через узловые точки стоячей волны. Результатом образования «энергетически замкнутого отсека» между узлом и пучностью, длиной, равной одной четвертой длины волны, $\lambda/4$, является увеличение длительности деформирования образца после прохождения фронта ударной волны. Колебательный процесс продолжается без действия внешних сил [4]. Для идеальной упругопластической среды потеря энергии единицы массы, переходящей в тепло, составляет $e = 2\sigma_y(\varepsilon - \varepsilon_g)/3\rho_0$, здесь ρ_0 - плотность металла, σ_y - динамический предел текучести, ε_g - степень деформации, соответствующая пределу упругости Гюгонио σ_g [5]. Учитывая, что локализация деформации ограничивается откольной прочностью σ_s , доля энергии, переходящую в тепло, можно представить в виде $\alpha = 2\sigma_y(\sigma_s - \sigma_g)/3\sigma_s^2$. Изменение энергии E во времени за период колебания в стоячей волне описывается выражением: $dE/(dt/T_0) = \alpha$, откуда следует - коэффициент затухания стоячей волны равен доли энергии, переходящей в тепло, деленной на период колебания T_0 . Для сталей, сплавов на основе алюминия, титана характерное время пластического деформирования образца составляет около 80 мкс ($T_0 \approx 2$ мкс) при длительности начального импульса сжатия - 0.75 мкс.

Развитие физико-химических процессов, формирующих структуру металла в полосах локализации, таких как фрагментация, растворение частиц упрочняющей фазы, карбидизация перлита, образование глобулярного

цементита в сталях, окисление фрагментов, определяется ультразвуковыми колебаниями образца в режиме стоячих волн [6]. Следствием процесса локализации, влияющего на микроструктуру деформационных полос, является массоперенос атомов (внедрения, замещения, примеси) и ультратонких частиц упрочняющей фазы из матричного материала в зону откольной повреждаемости, названный эффектом самозалечивания [7].

Рис. 1 иллюстрирует микроструктуру полосы локализации деформации в двухфазном титановом сплаве Ti6Al4V. Исходная структура титанового сплава - двухфазная ($\alpha + \beta$). Внутри β - фазы образуются колонии из параллельных пластинок α - фазы, сходные по внешнему виду с колониями перлита в стали.

Толщина α - пластин меняется от 0.2 до 0.7 мкм, длина - от 5 до 8 мкм, а среднее расстояние между колониями - порядка 2 мкм. Светлая более твердая α - фаза вблизи ПЛД раздроблена, и представлена в виде отдельных мелкодисперсных частиц. Сама полоса локализованной деформации покрыта множеством очень тонких нитей из α - фазы. Внутри переплетения таких нитей можно обнаружить достаточно крупные частицы белой фазы, по размеру превышающие толщину α - пластин. Более темные области рядом с ПЛД, обедненные частицами α - фазы, не превышают 3 - 5 мкм, и локализуются не по всей длине полосы локализации. В то время как в алюминиевом дисперсно-упрочненном сплаве область, откуда мигрируют частицы, составляет 10 - 20 мкм, а в сталях эта область может достигать 50 мкм. Наличие значительного количества α - фазы в ПЛД предполагает, что, возможно, имеет место дополнительный распад β - фазы в процессе деформации образца в стоячей волне. В результате сегрегации α - фазы в зоне интерференции волн (ПЛД) происходит перераспределение фазового состава. Ис-

следование микроструктуры полос локализации проводилось на сканирующих электронных микроскопах Zeiss Ultra plus, Leo 1450 VP и металлографическом микроскопе Axiovert 200 MAT/M.

Заметим, что расстояние, на которое входят частицы, мигрирующие к ПЛД, зависят от времени пластического деформирования образца. Обращает внимание, что во взрывных экспериментах массоперенос частиц осуществляется на расстояния, превышающие квазистатические на три-четыре порядка. Расстояние, на которое могут дрейфовать атомы в условиях квазистатического нагружения, по оценке авторов работ [8, 9], составляет 2 – 10 нм. Авторы отмечают, что активное развитие процесса массопереноса совпадает с образованием областей некристаллографического сдвига с большой локальной деформацией и интенсивной генерацией кристаллических дефектов (ПЛД). Анализ результатов проведенных экспериментов по изучению массопереноса частиц (атомов, элементов примеси и др.) показал [6], что миграция частиц является общим свойством, сопровождающим процесс локализации деформации. «Аномальность» массопереноса при импульсных нагрузках возникает, когда за длительность деформирования принимается время действия начального импульса сжатия.

Интерес представляет вопрос о движущей силе потока частиц, мигрирующих к зоне откольной повреждаемости. В твердом теле атомы металла крепко сцеплены между собой. Силы межатомного взаимодействия имеют двоякий характер: при растяжении силы притяжения удерживают атомы в твердом теле и стараются вернуть атомы в равновесное положение, при сжатии из-за проникания электронных оболочек друг в друга атомы отталкиваются. В отсутствии внешнего давления имеет место взаимная компенсация сил притяжения и

отталкивания. Тепловое давление в твердом теле при нормальных условиях ($T = 300 \text{ K}$) за счет нагрева от 0 К равно $P_T = \gamma c_V \Delta T / V_0$, что составляет для железа 1.9 ГПа, которое компенсируется упругим давлением той же величины, здесь γ - коэффициент Грюнайзена, c_V - теплоемкость, ΔT - температура нагрева. В полосах локализованной деформации предельно допустимое растяжение близко к откольной прочности материала. Увеличение объема при этом определяется законом сохранения массы и равно $\Delta V / V_0 = u_s / D$, где D - скорость распространения ударной волны. Для стального образца, например, критическая скорость составляет $u_s = 112 \text{ м/с}$, и увеличение объема равно 2.3 %, что соответствует упругому давлению $\Delta P_x = \Delta V / \chi_0 V$, равному 3.8 ГПа, здесь χ_0 - изотермическая сжимаемость. Это та движущая сила, с которой материал будет стремиться привести атомы к равновесному состоянию, залечить возникающую несплошность, приводя в движение поток «строительного» материала, направленный к откольной повреждаемости.

Представляет интерес оценить особенно-сти температурного режима в полосах локализации для откольной модели локализации. Ударная волна при давлениях 10 – 20 ГПа является слабой, температура во фронте волны, как правило, не превышает 350 °С. Следующая, за фронтом разгрузка снижает температуру ударно-сжатого вещества. Для большинства металлов, остаточный нагрев не превышает 5 – 30 °С. ПЛД возникают за фронтом ударной волны, где ударно сжатый материал претерпел разгрузку и находится при остаточной температуре. В процессе высокоскоростной деформации поглощение звуковой энергии при ультразвуковой осцилляции образца сопровождается нагревом материала в полосах локализации за счет диссипативных процессов. В качестве функции интенсивного внутреннего источника

нагрева, который характеризует переход работы пластической деформации в тепло, принято выражение $g(x, t) = [600^\circ \exp(-\alpha t/T_0)/t_d]$, град/мкс, где t_d - время пластического деформирования образца до момента перехода к упругим колебаниям $t_d/T_0 = [2\ln(\sigma_s/\sigma_y)]/\alpha$.

Решение неоднородного одномерного уравнения теплопроводности в частных производных вместе с краевыми и начальными условиями решалось численно [10], при этом дифференциальное уравнение заменялось системой алгебраических уравнений. Для анализа, ПЛД представлялась в виде пластины толщиной L , ограниченной параллельными плоскостями.

Рис. 2 демонстрирует температуру нагрева полосы локализации в титановом образце за счет внутреннего источника нагрева в присутствии теплоотвода. Как следует из приведенного рисунка, максимальный подъем температуры зависит от толщины полосы локализации: чем толще полоса, тем больше тепла успевает накопиться в центральной части полосы до момента прихода волны охлаждения к центру полосы локализации. В условиях конкуренции работа внутреннего источника нагрева заметно снижает скорость теплоотвода из ПЛД. Длительность работы источника огра-

ничена временем пластической деформации образца t_d . В расчетах рассматривался образец, период осцилляции T_0 , которого равен $T_0 = 1$ мкс. Титановый сплав характеризуется наиболее высокой температурой нагрева по сравнению с другими металлами. Так максимальная температура полосы локализации толщиной 50 мкм от начальной температуры, близкой к остаточной, составляет 220°C в то время, как для алюминиевого сплава всего 65°C .

Несмотря на достаточно быстрое повышение температуры в начальный момент за счет перехода работы деформации в тепло, температура нагрева ПЛД остается достаточно низкой, чтобы привести металл к разупрочнению, как ранее предполагалось в термомеханической модели локализации деформации.

Заключение

Причиной локализации деформации, по общепринятым представлениям, является потеря устойчивости пластического течения. Термомеханическая модель предполагает наличие высокой температуры в полосах локализованной деформации. Несмотря на многочисленные исследования, модель не смогла предложить какие-либо представления о зарождении и развитии процесса локализации, не способна прогнозировать места возникновения полос деформации. В

Рис. 1. Микроструктура полосы локализации деформации ($\alpha + \beta$) титанового сплава

Рис. 2. Зависимость температуры нагрева в полосе локализации двухфазного титанового сплава в условиях конкуренции теплоотвода и работы источника внутреннего тепла при начальной остаточной температуре

настоящее время накопилось достаточное количество данных, которые противоречат общепринятой модели локализации: нет убедительных доказательств разупрочнения материала в полосах локализации. Высокая микротвердость в стальных материалах объясняется мелкозернистой структурой и науглероживанием дисперсных частиц. В титановых образцах полосы локализации на 25% более твердые, чем недеформированный материал.

Изучение микроструктуры совместно с волновой картиной образования полос локализации для конкретных условий эксперимента, позволили установить причину возникновения локализации деформации – это высокоскоростное растяжение при напряжениях, не превышающих динамической прочности металла. Процесс локализации пластической деформации оказался зависимым от формы образца, грани которого являются источником волн разгрузки. Высокоскоростное растяжение, создаваемое интерференцией волн разгрузки, является условием для зарождения полос локализации. Поэтому зона локализации всегда узкая (равна толщине воздействующего импульса). Ударная нагрузка образца, ограниченных размеров, приводит к его осцилляции, которая возникает в результате отражения волн (сжатия и разгрузки) на гранях образца, и взаимодействия отраженных волн между собой, и протекает в форме стоячих волн. Именно, в узлах стоячих волн зарождаются полосы локализации, развитие которых происходит в условиях знакопеременной деформации при длительной смене циклов сжатие - растяжение. Стоячие волны, за счет их особенности удерживать, сохранять энергию, не обмениваясь с соседним материалом, обеспечивают длительные (свободные) колебательные движения образца без участия внешних сил. Повреждае-

мость материала сопровождается образованием потока частиц из матричного материала к полосам локализации деформации - эффект самозалечивания. Согласно универсальному принципу Ле Шателье – Брауна (1884 г.) – если на систему, находящуюся в устойчивом равновесии, воздействовать извне, изменяя какое-либо из условий равновесия (температура, давление, концентрация, внешнее электромагнитное поле), то в системе усиливаются процессы, направленные на компенсацию внешнего воздействия.

Библиографический список

1. Беликова, А. Ф. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала / А. Ф. Беликова, С. Н. Буракова, Ю. А. Гордополов // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – №2. – С. 153-156.
2. Беликова, А. Ф. Локализация деформации при динамических нагрузках / А. Ф. Беликова, С. Н. Буракова, Е. В. Петров // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – №8. – С. 68-76.
3. Буракова, С. Н. Осцилляция, как причина локализации пластической деформации при импульсном нагружении / С. Н. Буракова, И. С. Гордополова, Е. В. Петров // Известия ВолгГТУ. Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 2019. – №11 (234). – С. 19-24.
4. Горелик, Г. С. Колебания и волны. Введение в акустику, радиофизику и оптику / Г. С. Горелик. – М.: Физматлит, 1959. – 572 с.
5. Степанов, Г. В. Упруго-пластическая деформация материала под действием импульсных нагрузок / Г. В. Степанов. – Киев.: Наукова думка, 1991. – 288 с.
6. Буракова, С. Н. Ускорение массопереноса при динамическом ускорении / С. Н. Буракова, Е. В. Петров // Химическая физика. – 2018. – Т. 57. – №2. – С. 47-55.
7. Буракова, С. Н. Эффект самозалечивания откольной повреждаемости / С. Н. Буракова // Журнал технической физики. – 2017. – Т. 87. – №10. – С. 1502-1508.
8. Кузнецов, А. Р. Растворения интерметаллидных фаз в Fe-Ni-Ti сплавах с ГЦК- решеткой / А. Р. Кузнецов, В. В. Сагардзе // Физика металлов и металловедения. – 2002. – Т. 93. – №5. – С. 13-16.
9. Шабашов, В.А. Неравновесные диффузионные фазовые превращения и наноструктурирование при интенсивной холодной деформации / В. А. Шабашов // Вопросы материаловедения. – 2008. – Т. 55. – №3. – С. 169-179.
10. Кузнецов, Г. В. Разностные методы решения задач теплопроводности: учебное пособие / Г. В. Кузнецов, М. А. Шеремет. – Томск.: Изд-во Томского политехнического университета, 2007. – 172 с.