

УДК 539.3

ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕХОДА ОТКОЛЬНЫХ ТРЕЩИН В ПОЛОСЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

С. Н. Буравова, Е. В. Петров, А. С. Шукин

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, 142432 Черноголовка
svburavova@yandex.ru

Изучение особенностей микроструктуры области перехода откольной трещины в полосу адиабатического сдвига основано на откольной модели локализации деформации, согласно которой полосы адиабатического сдвига являются результатом интерференции волн разгрузки, в зоне растяжения которых величина отрицательного напряжения не превышает динамической прочности материала. Показано, что область перехода содержит огромное количество скоплений дислокаций, существенно превышающее число скоплений дислокаций, созданных ударной волной. Обнаружение в зоне интерференции волн разгрузки очагов разрушения микронного размера предполагает, что мелкие очаги в поликристаллическом материале зарождаются на дислокациях, возникающих в процессе динамического растяжения.

Ключевые слова: ударная волна, разгрузка, интерференция, локализация, адиабатические полосы сдвига, откольное разрушение.

DOI 10.15372/FGV20160512

ВВЕДЕНИЕ

Трудно оценить то огромное количество исследований, которые посвящены изучению полос адиабатического сдвига. Проникание снаряда в преграду, поражение брони, сварка взрывом, кумуляция, взрывное компактирование — все эти процессы сопровождаются локализацией деформации. Известно, что полосы адиабатического сдвига снижают сопротивление материала и являются источником разрушения [1, 2]. Эксперименты [3] по пробиванию броневых пластин кумулятивной струей доказали, что трещины в сохраненных мишенях ориентированы вдоль полос локализованной деформации, а фрагменты преграды ограничены такими полосами. По мнению автора [3], полосы локализованной пластической деформации являются основным механизмом фрагментации материала при динамических нагрузках. Металлографические наблюдения [4] образования полос в процессе проникания снаряда в преграду показали, что материал внутри полос адиабатического сдвига имеет мелкозернистую структуру, размер зерна составляет $0.1 \div 0.6$ мкм. Интересно, что локализация

деформации протекает в очень узких полосах шириной от нескольких единиц до нескольких десятков микрометров. Микроструктура матричного материала, примыкающего к полосам сдвига, характеризуется большой плотностью дислокаций и способствует созданию структуры, характерной для материалов после воздействия на них ударной волны. Авторы [4] обратили внимание на то, что полосы адиабатического сдвига и их переход в трещины локализуются в относительно недеформированном материале. Оптический микроскоп не разрешает структуру материала в полосах локализованной деформации, полученных при сварке взрывом [5]. Очень тонкие, хаотически ориентированные зерна формируются на границе контактной поверхности, при этом рекристаллизованная структура, которая сопровождается растворением карбидов в сталях и таких фаз, как Al_3Cu , $Ni_3(AlTi)$, формируется за короткое время в процессе нагружения. Микротвердость полос сдвига в ферритных сталях высокая, что объясняется фазовым превращением, науглероживанием ферритных зерен и их высокой дисперсностью. На шлифах полосы адиабатического сдвига становятся белыми и не травятся [6, 7]. Однако микротвердость полос в титановых сплавах незначительно отличается от соседнего матричного материала [8]. Оценки температуры в полосах локализованной дефор-

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований РАН «Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике».

© Буравова С. Н., Петров Е. В., Шукин А. С., 2016.

мации, основанные на модели теплового разрушения, по разным источникам находятся в диапазоне от 500 °С [7, 9] до 800 °С [2].

Причиной локализации деформации, по общепринятым представлениям, является потеря устойчивости пластического течения в результате превращения механической работы в тепло, что приводит к термическому разрушению материала. Наличие деформированного состояния материала, внутри которого зарождаются полосы адиабатического сдвига, и высокая температура, приводящая к разрушению, являются необходимыми условиями локализации, согласно термопластической модели.

Следует обратить внимание, что практически все работы по исследованию микроструктуры полос адиабатического сдвига проводятся на сохраненных образцах после динамического нагружения. Характеристика микроструктуры после деформации является очень важным инструментом в развитии понимания механизма сдвиговой локализации. Однако вопрос о соотношении между структурой, развивающейся в процессе деформирования, и структурой после деформации изучен недостаточно. По мнению авторов [10], такая ситуация будет сохраняться до тех пор, пока не будет разработана диагностика реального времени, характеризующая микроструктуру в полосах локализованной деформации во время их развития. Тем не менее они отмечают значительный прогресс, достигнутый с помощью изучения микроструктуры после деформации.

В работе [3] предпринята попытка учесть волновой характер процесса пробивания и объяснить наблюдаемые поры в полосах адиабатического сдвига растяжением. Отражение ударных волн от свободных поверхностей мишени и от границы пробивного отверстия порождает волны растяжения. Взаимодействие таких волн разгрузки создает области больших растягивающих напряжений, где напряжение может превышать динамическую прочность материала. Именно волны разгрузки способствуют росту пор внутри полос локализованной деформации, в то время как в соседнем материале вне полосы поры отсутствуют.

Рассмотрение волновой картины процесса обжатия толстостенной трубы с позиций волновой механики [11] позволило установить, что поврежденность (трещины и полосы адиабатического сдвига) образуется на стадии разгрузки, когда ударная волна выходит на свобод-

ную внутреннюю поверхность. К этому моменту деформирование материала в ударной волне уже завершено. Оба процесса, деформирование и образование поврежденности, разъединены во времени и не зависят друг от друга. Полосы локализованной деформации, как продолжение откольных трещин, являются результатом интерференции волн разгрузки, напряженное состояние в зоне которой не превосходит динамической прочности материала. Переход откольных трещин различных типов (канальные, плоские, угловые, радиальные) в полосы локализованной деформации в контролируемых условиях подтверждает откольную природу локализации деформации. Места возникновения полос локализации, согласно законам волновой механики, подчиняются геометрическому фактору расположения свободных поверхностей [12]. В настоящее время накопилось достаточно экспериментальных фактов, которые противоречат традиционной термопластической модели. Например, это обнаружение пор внутри полос адиабатического сдвига [3, 13], что свидетельствует об участии растяжения в их образовании; распространение адиабатических полос сдвига по недеформированному материалу [4]; отсутствие надежного экспериментального подтверждения разрушения [14]. В экспериментах по моделированию процесса пробивания [6] не удалось обнаружить разрушение при деформации в адиабатической полосе сдвига вплоть до 570 % и при температуре 530 °С. Автор обращает внимание на противоречивую ситуацию, поскольку неясно, что могло привести к образованию полос, если разрушение отсутствует. Измерение температуры инфракрасным детектором (разрешение 45 × 45 мкм) в титановом сплаве, деформированном с высокой скоростью, обнаруживает незначительный рост температуры порядка 100 °С [15]. Решение уравнения теплопроводности для среды с источником, соизмеримым с размером детектора, показывает, что температура 800 °С затухает в течение 1 нс. Это слишком малое время, чтобы значительно воздействовать на материал, и, как отмечают авторы, маловероятно получить заметное разрушение. К такому же выводу приходят авторы [9], в своих расчетах они подтверждают, что время существования высокой температуры в полосе адиабатического сдвига не превышает 1 нс. Все эти факты по-новому ставят вопрос о причинной связи локализации деформа-

ции с деформированным состоянием материала.

Несмотря на многочисленные исследования, в настоящее время отсутствует общее представление о механизме зарождения и развития процесса локализации деформации, а также о зависимости критических параметров начала локализации от исходных структур. Не удастся сформулировать физические законы, позволяющие прогнозировать появление полос локализованной деформации. Термопластическая модель не в состоянии объяснить, почему локализация возникает в очень узких полосах, а соседний материал при этом не испытывает деформации.

В данной работе исследуется микроструктура области перехода откольной трещины в полосу локализованной деформации в медных образцах. Рассмотрение основано на откольной модели локализации деформации.

ТОРЦЕВОЕ ОТКОЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ

Медь не испытывает фазовых превращений, поведение ее при взрывном нагружении является классически гидродинамическим, поскольку практически отсутствует предвестник. Медь имеет очень низкий предел упругости, поэтому девиаторная компонента тензора напряжения отсутствует. Только длительный отжиг монокристалла меди при температуре 900 °С позволил обнаружить предел упругости с амплитудой порядка 0.16 ГПа [16]. Медь образует двойники в волнах разгрузки, а не в волнах сжатия [17]. Преимущественным механизмом пластической деформации в поликристаллической меди является скольжение. Двойникование в процессе высокоскоростной пластической деформации играет второстепенную роль [18]. В разных условиях нагружения (давление, степень деформации, скорость деформирования, время воздействия) структура полос локализации может быть разной. Взрывное раздутие трубчатого образца меди не приводит к образованию полос адиабатического сдвига [19]. Медь не образует полос локализованной деформации при динамическом кручении в процессе высокоскоростной деформации, поэтому ее предварительно упрочняют ударной волной с давлением 50 ГПа [20]. В результате систематических исследований микроструктуры внутри полос локализации, в частности, в образцах меди, упрочненных ударной волной, и в

образцах, подвергнутых динамическим нагрузкам в установках Гопкинсона (скорость удара порядка 10 м/с, длительность нагружения до 100 мкс), обнаружено, что микроструктура образцов состоит из равноосных рекристаллизованных зерен размером порядка 0.1 ÷ 0.3 мкм с низкой плотностью дислокаций. Нагружение мелкозернистой меди ударной волной порядка 25 ГПа не изменяет внутреннюю микроструктуру образца [21]. Что касается структуры полос локализованной деформации в крупнозернистой меди, то с помощью математического моделирования показано значительное увеличение температуры в полосах локализованной деформации и, следовательно, кратковременное снижение прочности, 0.1 ÷ 0.5 мкс, после чего температура выравнивается и прочность восстанавливается. Обращает на себя внимание тот факт, что практически все расчеты температуры основаны на термомеханической модели локализации, где причина локализации в тепловом разупрочнении, а не в высокоскоростном растяжении.

На рис. 1 приведены фотографии торцевого откола, полученного при классической схе-

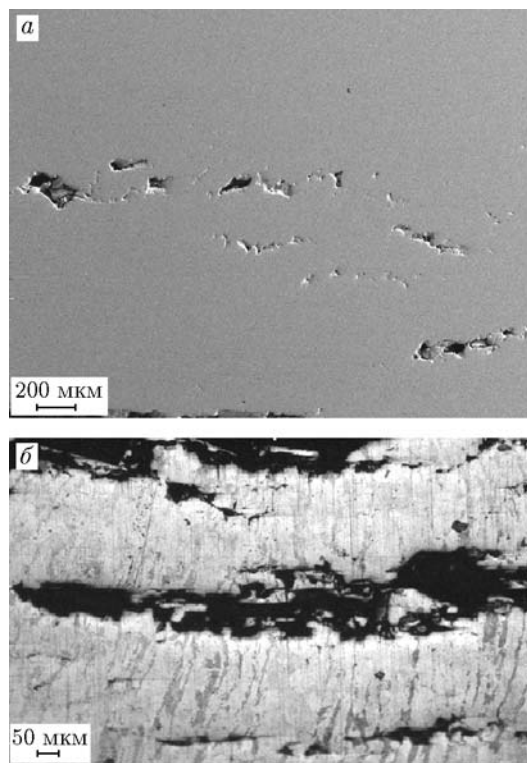


Рис. 1. Микрофотографии шлифа торцевого множественного откольного разрушения в медном (а) и стальном (б) образцах

ме нагружения образца ударом пластины. Такая схема широко используется для определения динамической прочности металлов [1, 16]. Пластину-ударник разгоняли накладным зарядом насыпного гексогена (скорость детонации 5.8 км/с) плотностью 0.95 г/см³ и массой 150 г. Алюминиевая пластина имела диаметр 60 мм, толщину 2 мм и достигала скорости 1 км/с. Удар пластины создает в стальном и медном образцах давление порядка 11.8 ГПа, что в несколько раз превышает откольную прочность исследуемых материалов. Адиабаты меди и стали в координатах давление — массовая скорость близки, различие давлений проявляется только во втором знаке. В условиях значительного превышения нагрузки по сравнению с динамической прочностью материала в зоне взаимодействия волн разгрузки возникает несколько откольных трещин — множественный откол. Размер зерна меди с содержанием 1.19 % алюминия после отжига при температуре 900 °С в течение 2 ч составлял 150 ÷ 200 мкм. При торцевом отколе свободные поверхности ударника и образца являются источниками волн разгрузки. Интерференция этих волн создает внутри образца плоскую зону растяжения, параллельную торцам. Ширина этой зоны (измеряется вдоль фронта ударной волны) определяется размером образца и может быть, в принципе, сколь угодно большой, при этом толщина зоны (измеряется перпендикулярно фронту) не превосходит размера падающего импульса разгрузки.

Сравнение фотографий шлифов на рис. 1 выявило своеобразное, особое поведение меди в условиях динамических нагрузок. Медный образец не образует непрерывной откольной трещины в зоне интерференции волн разгрузки, трещина состоит из отдельных областей, часто соединенных между собой микротрещинами. В отличие от меди, образцы из стали (рис. 1, б) и других металлов [17] в подобных условиях создают практически непрерывные откольные трещины.

Своеобразное поведение меди, проявляющееся в дискретном характере торцевой откольной трещины, определяется ее большой вязкостью. Развитие откольного разрушения происходит путем зарождения микронесплошностей, их роста, объединения микропор, что приводит к нарушению сплошности материала и, окончательно, к образованию свободных поверхностей. В процессе высокоскоростного рас-

тяжения в материале зарождаются и растут «приобретенные» очаги разрушения, возникающие при деформировании. Однако в любом материале изначально присутствуют дефекты «врожденные» (границы зерен, различные дисперсные добавки, поры), которые служат источниками для зарождения очагов разрушения. Зона интерференции волн разгрузки при торцевом отколе протяженная, очаги разрушения зарождаются в разных местах и в силу неоднородного характера источников требуют разного времени на развитие. Нарушение сплошности сопровождается образованием откольного импульса сжатия. Интенсивность откольного импульса близка к динамической прочности материала, для разных сортов меди она меняется в диапазоне 1.2 ÷ 5.1 ГПа. Медь характеризуется затянутым развитием очагов разрушения. В работе [22] убедительно показано, что микроскопические дефекты структуры, генерируемые в процессе высокоскоростной деформации, не оказывают заметного влияния на откольную прочность материала в микросекундном диапазоне нагружений. Крупные дефекты, присутствующие в исходном материале, служат инициаторами очагов разрушения, которые ответственны за прочность поликристаллического материала. Наиболее крупные очаги разрушения возникают быстрее на изначально существующих дефектах, успевают пройти все стадии развития разрушения от зарождения микронесплошностей до образования свободных поверхностей и создают свои откольные импульсы раньше других. Такие импульсы сжатия при встрече с растущими очагами разрушения снижают интенсивность растяжения, задерживают развитие очагов или полностью их подавляют. Иными словами, откольные импульсы сжатия внутри зоны растяжения способны залечивать развивающееся разрушение. Эффект залечивания характерен только для вязких материалов и объясняет дискретный характер откольной торцевой поврежденности меди, приведенной на рис. 1, а. Залечивание широко применяется в технике. Для изделий из поликристаллических металлов, выработавших больше половины своей долговечности, залечивание проводят путем воздействия гидростатическим давлением (1.5 ГПа). Такая обработка уменьшает деформационную микропористость и увеличивает срок службы изделия [23]. Эффект залечивания в настоящее время интенсивно изучается.

КОЛЛАПС ТОЛСТОСТЕННОГО ТРУБЧАТОГО ОБРАЗЦА

На рис. 2 представлены фотографии шлифов сохраненных медных и стальных образцов после обжатия толстостенной трубы. Эксперименты выполняли по традиционной схеме коллапса толстостенного цилиндра [24]. Динамическое нагружение образцов (длина 70 мм, толщина стенки 3.5 мм, наружный диаметр 20 мм) осуществлялось скользящей детонацией насыпного гексогена. Начальное давление входящей ударной волны — 8.3 ГПа. Из рис. 2 видно, что поврежденность (трещины и полосы локализованной деформации) локализуется между выступами рельефа внутренней поверхности, тогда как остальное пространство усыпано мелкими микротрещинами. Рельеф внутренней полости образца отслеживает форму фронта ударной волны при выходе на свободную внутреннюю поверхность. Кумуляция давления приводит к потере устойчивости фронта ударной волны, которая проявляется в нарушении кольцевой формы фронта и образо-

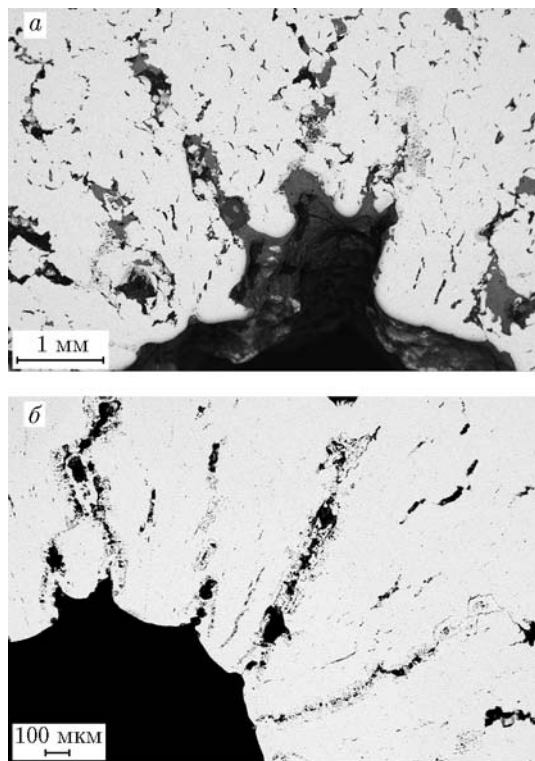


Рис. 2. Микрофотографии поперечного шлифа после обжатия толстостенной трубы скользящей детонацией в медном (а) и стальном (б) образцах

вании возмущения в виде выступов на фронте. Выступы рельефа поверхности становятся источниками волн разгрузки. Интерференция волн разгрузки с двух ближайших выступов создает в образце области растягивающих напряжений в промежутке между выступами [11]. В стальном образце откольные трещины перерастают в полосы адиабатического сдвига по мере углубления внутрь образца, где интенсивность растягивающих напряжений в зоне интерференции снижается. Характерно, что берега трещин и полосы локализации покрыты белой нетравящейся оболочкой. Считается, что в процессе растяжения происходит растворение перлита в мартенсите [7]. Есть другое мнение, что мелкокристаллическая структура внутри полосы меняет характеристики травления [14].

Медь (рис. 2,а) сохраняет свое особенное поведение, откольная поврежденность характеризуется дискретностью. Интересно, что кроме крупных повреждений между выступами рельефа имеется масса микротрещин в самих выступах рельефа и в глубине образца между трещинами. Причина возникновения микротрещин особенно хорошо просматривается на стальном образце (рис. 2,б), где поврежденность не испытывает дискретности. Откольные импульсы сжатия зарождаются между выступами рельефа при образовании откольных трещин, а встречаются эти импульсы в матричном материале между трещинами, где формируется зона повышенного давления. При последующей разгрузке этих зон возникают откольные вторичные микротрещины на месте встречи откольных импульсов. Дискретный характер откольной поврежденности в медном образце приводит к появлению разрозненных, относительно небольших откольных областей, каждая из которых создает свой откольный импульс сжатия, что приводит к образованию массы вторичных микротрещин. Отсутствие нарушения сплошности во вторичных микротрещинах свидетельствует, что они, по сути, являются полосами локализованной деформации. Толщина мелких полос адиабатического сдвига составляет несколько микрометров.

На рис. 3 показан участок вблизи внутренней поверхности образца, где между выступами рельефа образовалась полоса адиабатического сдвига. Специальное травление поверхности шлифа на обнаружение дислокаций позволило выявить огромное количество ямок

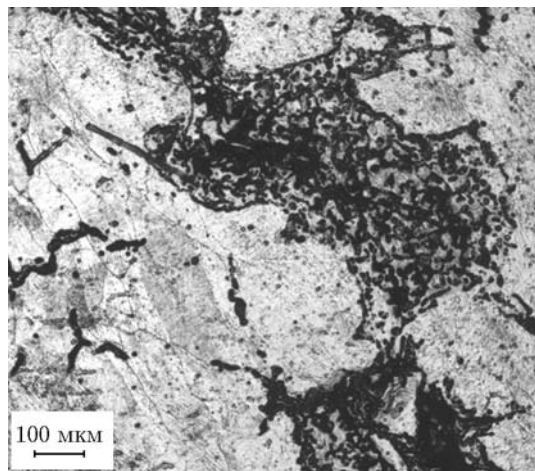


Рис. 3. Полоса локализованной деформации между выступами рельефа после травления на выявление дислокаций

травления. Сравнение с соседним матричным материалом показывает, что в зоне интерференции волн разгрузки плотность дислокаций существенно более высокая. Известно, что дислокации зарождаются внутри фронта ударной волны [25]. Экспериментально измеренная плотность дислокаций в медном образце [19] в диапазоне давления $7 \div 38$ ГПа оказалась равной 10^{15} м^{-2} , и это несравненно меньше, чем в зоне интерференции волн разгрузки.

Рис. 4 демонстрирует ту же полосу локализованной деформации, что и рис. 3 при исследовании сканирующим микроскопом (Electron microscopes INCA 350 Oxford Instruments). Обнаружено, что материал сильно деформированный, практически бесструктурный, содер-

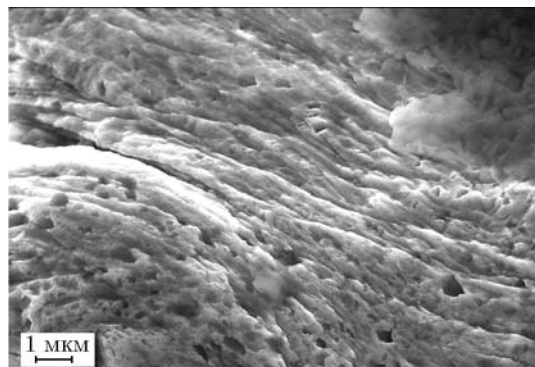


Рис. 4. Полоса локализованной деформации вблизи внутренней свободной поверхности (то же, что на рис. 3), зарегистрированная сканирующим микроскопом

жащий огромное количество микропор. Размер пор варьируется от 200 до 600 нм. Такие микропоры наблюдаются в процессе квазистатического растяжения в нагруженных твердых телах [23]. Для изучения порообразных микронесплошностей авторы проводили измерения деформационного разуплотнения, параметры которого определялись методом рассеяния рентгеновских лучей и электронно-микроскопическим методом. Размер мельчайших несплошностей, микропор, образующихся при деформации металлов и сплавов, составляет около 10^{-4} мм, а их максимальная концентрация $10^{17} \div 10^{18} \text{ м}^{-3}$.

ПЕРЕХОД ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОТКОЛЬНЫХ ТРЕЩИН В ПОЛОСУ АДИАБАТИЧЕСКОГО СДВИГА

Представляет интерес исследовать непосредственный переход откольной трещины в полосу адиабатического сдвига. Дискретный характер торцевой откольной трещины в медном образце не позволяет надежно провести такие исследования. Чтобы избежать влияния эффекта залечивания, необходимо создать узкую зону интерференции волн разгрузки, чтобы исключить одновременное развитие разномасштабных очагов разрушения. На рис. 5 приведена схема эксперимента для изучения образования цилиндрической непрерывной откольной трещины, ширина (вдоль фронта ударной волны) которой не превышает размера падающего импульса разгрузки. Динамическое нагружение цилиндрического образца диаметром

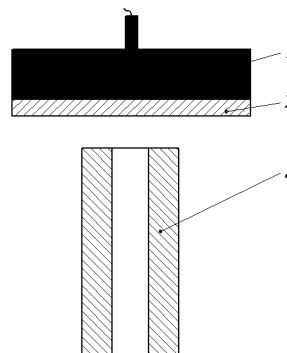


Рис. 5. Схема эксперимента для исследования образования цилиндрической откольной трещины:

1 — накладной заряд, 2 — пластина-ударник, 3 — цилиндрический образец с осевым отверстием

20 мм с внутренним отверстием 6 мм осуществлялось ударом алюминиевой пластины толщиной 2 мм и диаметром 60 мм, скорость, которой составляла 1 км/с. Интерференция волн разгрузки, источниками которых являются боковая поверхность и внутренняя полость образца, формирует откольную поврежденность цилиндрической формы с узкой зоной интерференции.

На рис. 6 представлен общий вид цилиндрической откольной трещины. Следует обратить внимание на то, что трещины (множественный откол) идут по недеформированному материалу. Прохождение плоской ударной волны, за которой следуют волны разгрузки, не вносит видимых изменений, так как размер и форма зерна остаются неизменными. Ширина зоны взаимодействия волн разгрузки определяется разностью скоростей звука в ударно-сжатом (c) и невозмущенном (c_0) материале и временем перемещения волны разгрузки к месту встречи:

$$\Delta = (c - c_0) \frac{\delta}{2c_0} = \frac{2b - 1}{2} \frac{u_0}{c_0} \delta.$$

Здесь Δ — ширина зоны интерференции, δ — толщина стенок образца, c_0 и b — параметры адиабаты материала $D = c_0 + bu$, D — скорость распространения фронта ударной волны, в квазиакустическом приближении скорость звука в сжатом материале равна $c = c_0 + (2b - 1)u$, u — массовая скорость. Для условий эксперимента ширина зоны интерференции волн разгрузки составляла 0,3 мм. Рис. 7 демонстрирует область перехода цилиндрической откольной трещины в полосу адиабатического сдвига. Характерно, что полосы локализованной деформации часто ограничиваются микротрещинами с одной или с двух сторон.

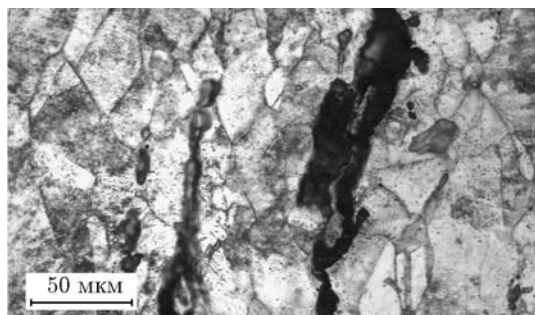


Рис. 6. Общий вид цилиндрической откольной трещины

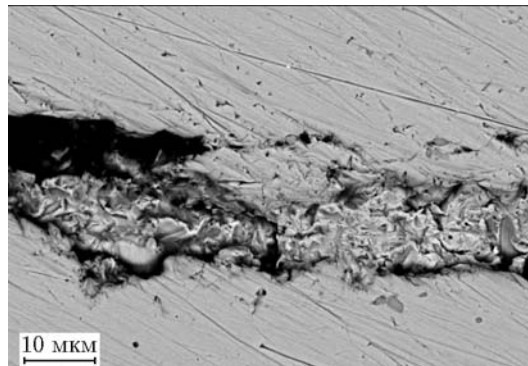


Рис. 7. Область перехода цилиндрической откольной трещины в полосу локализованной деформации

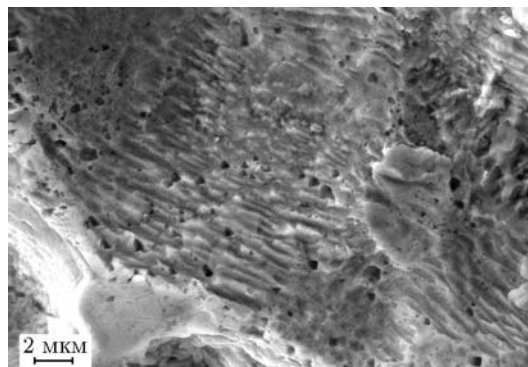


Рис. 8. Структура области перехода цилиндрической откольной трещины в полосу локализованной деформации

Увеличенное изображение на рис. 8 показывает структуру зоны перехода, состоящую из сильно деформируемого материала с большим количеством микропор, аналогичная структура зоны перехода приведена на рис. 4. Следует отметить, такая структура материала возникает в зоне интерференции волн разгрузки, интенсивность растяжения в которой близка откольной прочности материала (но не превосходит ее). Это максимальное напряжение растяжения, при котором сплошность материала сохраняется. Температура в полосе сдвига остается невысокой. Оценка температуры во фронте ударной волны показывает увеличение на 40 °С, а в зоне интерференции волн разгрузки для упругопластических материалов температура оказалась близкой к комнатной [12]. В упруговязкопластической среде дополнительный нагрев в зоне откола увеличивается на 100 °С. Увеличение тепловой энергии в зоне откола, по мнению авторов [26], обусловлено дис-

сипацией кинетической энергии вокруг зарождающихся и растущих пор при вязкопластических течениях вещества. Образование микропор в условиях высокоскоростного нагружения при растяжении обязано конденсации вакансий, такое мнение высказано авторами [27]. Избыток вакансий при динамических нагрузках появляется благодаря совместному действию ударной волны и растяжения в зоне интерференции волн разгрузки и является атрибутом откольного разрушения. Автор высказывает мнение, что структура деформируемого материала в медном образце, содержащая скопления дислокаций, может быть аморфной.

По мере распространения полосы локализованной деформации в глубь материала, структура сильно деформированного материала исчезает, затем на небольшом участке полосы наблюдаются мелкие раздробленные осколки или обнаруживаются поры, по размеру соизмеримые с шириной полосы, структуру дальнейшего распространения микротрещины не удается разрешить на электронном микроскопе.

ФРАКТОГРАММА ИЗЛОМА ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНЫ

В эксперименте, схема которого представлена на рис. 5, диаметр ударника превышал размер образца, что позволяло создать излом цилиндрической трещины вблизи поверхности контакта непосредственно в процессе нагружения. На рис. 9 представлена фрактограмма излома начального участка цилиндрической трещины. Множество очагов разрушения классического ямочного типа (вскрытые микропустоты) в момент их слияния имеют размер при-

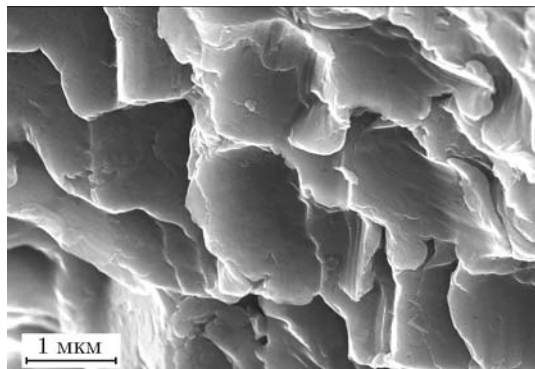


Рис. 9. Фрактограмма излома начального участка цилиндрической трещины

мерно $1 \div 2$ мкм. В зоне разрушения обнаруживаются также редкие, более крупные очаги разрушения размером ≈ 20 мкм и больше. Видимо, именно крупные очаги разрушения зарождаются на врожденных неоднородностях, всегда присутствующих в исходном материале. Наличие высокой плотности дислокаций в зоне интерференции (см. рис. 3) и малый размер большинства очагов разрушения предполагает, что мелкие очаги микронного размера в поликристаллическом материале могут зарождаться на дислокациях, возникающих непосредственно в процессе деформации растяжением. Экспериментальные исследования по определению откольной прочности меди в зависимости от длительности динамической нагрузки [22] показали, что поликристаллическая медь достигает прочности монокристалла при нагружении импульсом сжатия длиной 1 мкм. Авторы предполагают, что расстояние 1 мкм является характерным между очагами разрушения в поликристаллическом теле, поскольку они имеют общую природу с центрами разрушения монокристаллической меди. Интересно, что интенсивность ударного нагружения, а следовательно, температура сжатия не оказывают заметного влияния на откольную прочность материалов [22].

ВЫВОДЫ

1. Откольное разрушение крупнокристаллического медного образца сопровождается эффектом залечивания очагов разрушения, возникающих в процессе высокоскоростного деформирования, что приводит к дискретному характеру торцевых трещин. Причина возникновения эффекта залечивания кроется в наличии разномасштабных дефектов — источников, на которых зарождаются очаги разрушения, и в затянтом развитии очагов разрушения, что характерно для вязких металлов.

2. Сопоставление множества очагов разрушения микронного размера в полосах локализованной деформации с количеством ямок травления предполагает, что микронесплошности зарождаются на скоплениях дислокаций, возникающих в процессе высокоскоростной пластической деформации.

3. Образование вторичных откольных микротрещин в матричном материале является результатом интерференции откольных импульсов сжатия.

4. Причина локализации пластической деформации при динамических нагрузках — высокоскоростное растяжение, а не тепловое разрушение материала.

Авторы благодарят В. В. Лаврова, А. В. Савченко и В. В. Кузьмичеву за помощь в проведении экспериментов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Woodward R. L.** The penetration of metal targets which fail by adiabatic shear plugging // Intern. J. Mech. Sci. — 1978. — V. 20. — P. 599–607.
2. **Wright T. W.** The Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands. — Cambridge: Univ. Press, 2002.
3. **Raftenberg M. N.** A Shear Banding Model for Penetration Calculation. — U. S. Army Research Laboratory, 2000. — Rep. ARL-TR-2221.
4. **Stock T. A. C., Thomson K. R. L.** Penetration of aluminum alloys by projectiles // Metallurg. Trans. — 1970. — V. 1. — P. 219–224.
5. **Hammerschmidt M., Kreye H.** The role of adiabatic shearing in explosive welding // Shock Wave and High Strain Rate Phenomena in Metals / M. A. Meyers, L. E. Murr (Eds). — New York: Plenum Press, 1981. — P. 187–197.
6. **Moss G. L.** Shear strains, strain rates and temperature changes in adiabatic shear bands // Ibid. — P. 30–40.
7. **Rogers H. C., Shastry C. V.** Structural changes in steels at adiabatic shear // Ibid. — P. 301–309.
8. **Timothy S. P., Hutchings I. M.** The structure of adiabatic shear bands in a titanium alloy // Acta Metallurg. — 1985. — V. 33. — P. 667–676.
9. **Grady D. E., Asay J. R.** Calculation of thermal trapping in shock deformation of aluminum // J. Appl. Phys. — 1982. — V. 53, N 11. — P. 7350–7354.
10. **Meyers M. A., Xu Yb., Xue Q., Perez-Prado M. T., McNelley T. R.** Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel // Acta Materialia. — 2003. — V. 51. — P. 1207–1325.
11. **Беликова А. Ф., Буравова С. Н., Гордолов Ю. А.** Локализация деформации и ее связь с деформированным состоянием материала // Журн. техн. физики. — 2013. — Т. 58, № 2. — С. 153–156.
12. **Беликова А. Ф., Буравова С. Н., Петров Е. В.** Локализация деформации при динамических нагрузках // Журн. техн. физики. — 2013. — Т. 58, № 8. — С. 68–75.
13. **Grebe H. A., Pak H.-R., Meyers M. A.** Adiabatic shear localization in titanium and Ti — alloy // Metallurg. Trans. A. — 1985. — V. 16. — P. 761–775.
14. **Wittman C. L., Meyers M. A., Pak H.-R.** Observation of an adiabatic shear band in AlSi 4340 steel by high-voltage transmission electron microscopy // Metallurg. Trans. A. — 1990. — V. 21. — P. 707–716.
15. **Rittel D., Osovski S.** Dynamic failure by adiabatic shear banding // Intern. J. Fracture. — 2010. — N 162. — P. 177–185.
16. **Канель Г. И., Разоренов С. И., Уткин А. В., Фортгов В. Е.** Ударно-волновые явления в конденсированных средах. — М.: Янус-К, 1996.
17. **Атрошенко С. А., Оленин Д. М.** Локальная скорость сдвига в откольной зоне // Физика металлов и металловедения. — 1999. — Т. 87, № 2. — С. 90–96.
18. **Добромыслов А. В., Талуц Н. И., Козлов Е. А., Петровцев Ф. В., Юсупов Д. Т.** Особенности высокоскоростной пластической деформации поликристаллической меди при нагружении сферическими сходящимися ударными волнами различной интенсивности // XV Харитоновские тематические научные чтения: сб. тез. докл. — Саров, 2013. — С. 195.
19. **Могилевский М. А., Булгаков В. В., Кормачев А. Д.** Особенности деформирования армко-железа и меди при скоростях деформации 10^4 – 10^5 с⁻¹ // Физика горения и взрыва. — 1994. — Т. 30, № 3. — С. 96–100.
20. **Andrade U., Meyers M. A., Vecchio K. S., Chokshi A. H.** Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper // Acta Metallurg. Mater. — 1994. — V. 42, N 9. — P. 3183–3195.
21. **Игнатова О. Н., Каганова И. И., Малышев А. Н., Подурец В. А., Раевский В. А., Скоков В. И., Ткаченко М. И., Салищев Г. А., Конькова Т. Н.** Влияние ударно-волнового нагружения на внутреннюю микроструктуру и механические свойства мелкозернистой меди // Физика горения и взрыва. — 2010. — Т. 46, № 6. — С. 119–124.
22. **Разоренов С. В., Канель Г. И.** Прочность монокристаллов меди и определяющие факторы разрушения металлов при одноосном динамическом растяжении // Физика металлов и металлография. — 1992. — № 11. — С. 141–147.
23. **Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г.** Эволюция микроскопических трещин и пор в нагруженных твердых телах // Физика твердого тела. — 2005. — Т. 47, вып. 5. — С. 801–807.
24. **Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П.** Локализация деформации при схлопывании толсто-стенного цилиндра // Физика горения и взрыва. — 1994. — Т. 30, № 4. — С. 99–111.
25. **Meyers M. A., Murr L. E.** The formation of defects in the shock wave deformation // Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals / M. A. Meyers, L. E. Murr (Eds). — New York: Plenum Press, 1981.

26. **Огородников В. А., Садовой А. А., Софронов В. Н., Козлова Т. А., Ерунов С. В., Михайлов С. В.** Кинетическая модель пластического разрушения с учетом диссипативных процессов // Хим. физика. — 2002. — Т. 21, № 9. — С. 104–109.
27. **Tang N.-Y., Niessen P., Pick R. J., Worwick M. J.** An investigation of shock-induced damage in oxygen-free high conductivity copper // Mater. Sci. Eng. A. — 1991. — V. 131. — P. 153–161.

Поступила в редакцию 10/X 2015 г.
