

Исследование локализованной деформации тонколистовых металлов, вызванной ударным растяжением и сдвигом*

Ю. И. Мещеряков^а, Н. И. Жигачева^а, Б. К. Барахтин^а, Г. В. Степанов^б,
В. И. Зубов^б, А. Н. Олисов^б, В. А. Федорчук^б, Я. Р. Клепачко^в

^а Институт машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

^б Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

^в Лаборатория физики и механики материалов, Метц, Франция

Обсуждаются результаты исследований микроструктуры плоских образцов из листового материала после их ударного нагружения с различной скоростью. У вершины надрезов в зоне локализованной деформации выявлены несколько областей с различным металлографическим строением. Предполагается, что измельчение зерен обусловлено процессами динамической рекристаллизации вследствие локального повышения температуры при интенсивном пластическом деформировании. Наличие несплошностей между областями с различной микроструктурой, а также повышенная концентрация пор в зоне локализованной деформации вблизи внешней поверхности свидетельствуют о реализации условий объемного напряженного состояния в материале при испытании используемых образцов.

Ключевые слова: прочность, ударное растяжение, сдвиг, деформация, структура, локализация.

Введение. Несмотря на имеющуюся в настоящее время информацию об условиях зарождения и развития взаимосвязанных процессов деформации и разрушения, полной ясности в решении проблемы прочности, достаточной для прогнозирования надежности конструктивных элементов, нет. Разработан ряд феноменологических и физических критериев для объяснения и прогнозирования поведения металлов под действием внешних нагрузок [1]. Однако большая часть из этих критериев соответствует поведению реального материала в конструкции с ограничениями и оговорками об условиях эксплуатации, распределении действующих напряжений, характере нагружения и т.д. Основная сложность в решении проблемы прочности обусловлена зависимостью упругих и упругопластических свойств нагруженного материала, кинетики деформирования и разрушения от температурно-скоростных условий нагружения. Критерии разрушения, которые обычно рассчитываются методами механики сплошных сред, должны учитывать не только температуру испытания, напряженное состояние и скорость деформации материала, но и их локальное распределение. С этим распределением связаны эволюционные процессы как в самой структуре деформируемого тела, так и в областях локализованного деформирования.

В работе с использованием общих представлений о влиянии структуры и температуры на механические свойства материала предпринята попытка проанализировать результаты микроструктурных исследований тонколистовых технических материалов широкого применения (алюминиевый сплав Д16Т, стали 20 и Ст. 3), подвергнутых динамическому нагружению. Особое

* Работа выполнена в рамках проекта INTAS № 96-2141.

внимание уделено изучению локальных объемов материала вблизи надрезов (концентраторов напряжений), в которых пластическая деформация локализуется в первую очередь.

Методика исследований. Для изучения влияния условий ударного нагружения на микроструктуру материала в области разрушения использовали два типа образцов, изготовленных из листового металла (рис. 1): плоские образцы с симметричными надрезами, нагруженные ударным растяжением со скоростью от 10 до 100 м/с и сдвигом со скоростью примерно 3 м/с (без полного разрушения). Условия нагружения исследуемых материалов приведены в таблице.

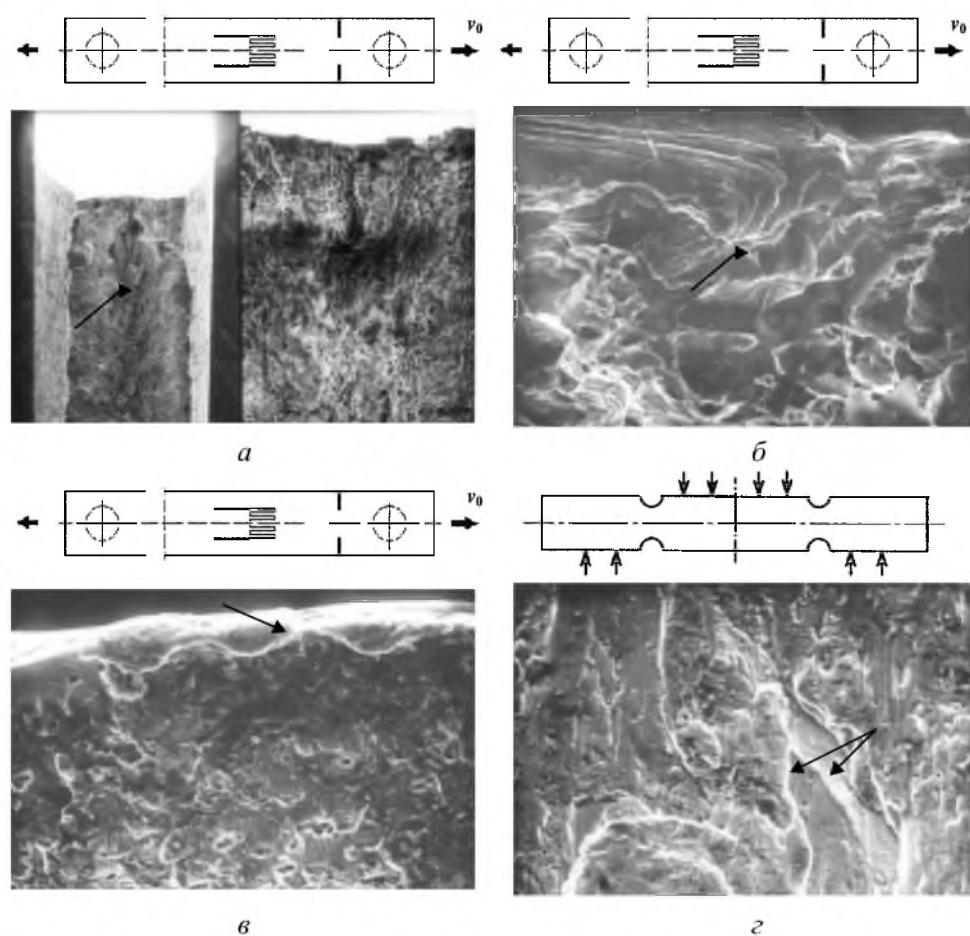


Рис. 1. Типы и соответствующие фрактограммы поверхности разрушения образцов: *а* – макротрещина в изломе образца из стали Ст. 3; *б* – радиальные рубцы вокруг дискообразных фрагментов образца из стали 20; *в* – площадка “нестабильности” с волнообразным профилем в образце из сплава Д16Т; *г* – микрорельеф долома в образце из сплава Д16Т с полосами локализованного сдвига.

Для объективной оценки изменений структуры и поврежденности нагруженного металла на образцах были приготовлены микрошлифы, ориентированные параллельно и перпендикулярно исходной поверхности листа.

Материалы и условия испытаний

Материал	Маркировка [2]	Условия испытаний	Скорость испытания v_0 , м/с
Алюминиевый сплав Д16Т	Al 2	Одноосное растяжение с разрушением	$2 \cdot 10^{-5}$
	Al CD5	Испытание на сдвиг с разрушением	3
	Al 6	Одноосное растяжение с разрушением	10
	Al 4	То же	97
Сталь 20	TK 2	Одноосное растяжение с разрушением	$2 \cdot 10^{-5}$
	Fe N6	Испытание на сдвиг без разрушения	3
	TK 9	Одноосное растяжение с разрушением	10
	TK 4	Одноосное растяжение без разрушения	100
	TK 8	То же	104
Сталь Ст. 3	Fe1, K1 Fe (dim, cro) Fe2	Одноосное растяжение с разрушением	10

Изучены нетравленные и травленные поверхности микрошлифов в сталях и в алюминиевом сплаве Д16Т.

Структурные и фрактографические исследования выполнены с использованием металлографического микроскопа “Неофот 32” и электронных растровых микроскопов “S-150” с рентгеноспектральной приставкой “Линк-860” и “SEM 535” с анализатором изображения.

Результаты эксперимента. Проведенные ранее [2] испытания плоских образцов с надрезами из тонколистового материала при ударном растяжении показали, что наличие надреза способствует значительному уменьшению протяженности зоны пластической деформации вблизи него. Напряженное состояние в этой области соответствует плоскому напряженно-деформированному состоянию.

Фрактографический анализ поверхностей разрушения позволил детализировать условия зарождения и развития магистральной трещины. По макрогеометрии и морфологии все поверхности разрушения (берега трещин) имеют волокнистое строение, что характерно для вязкого разрушения.

В зависимости от микроструктуры материала и скорости испытаний наблюдались принципиальные отличия поверхностей разрушения образцов. Например, на поверхностях разрушения стальных образцов обнаружена волокнистая чешуйчатость, характерная для разрушения с деформацией перпендикулярно плоскости листа. Все изломы имели вязкий микрорельеф с ямками и зонами вытягивания, образованными по механизму слияния микро-

пустот (несплошностей). Однако в процессе исследования изломов выявлены особенности, которые указывают на связь разрушения с внутренним строением металла и температурой. Так, в середине излома плоского стального образца обнаружена макротрещина (указана стрелкой на рис. 1,а), сформированная под действием максимальных сдвиговых напряжений в условиях плоского деформированного состояния. В микрорельефе изломов имеют место утяжки с локализованными глубокими и мелкими ямками квазискола, которые характерны для разрушения металла вдоль границ структурных фрагментов, возникших в результате пластической деформации. Минимальный размер выявленных несплошностей оказался равным примерно 0,6 мкм, что свидетельствует о едином пороговом механизме зарождения пустот.

Признаки неоднородной пластической деформации обнаружены только на участке перехода зоны пластического вытягивания в долом в виде радиальных рубцов вокруг локализованных дискообразных фрагментов диаметром примерно 20 мкм, которые указывают на трансляционно-ротационные смещения в областях с дефектами кристаллического строения (рис. 1,б).

Вид поверхностей разрушения образцов из сплава Д16Т аналогичен таковому стальных образцов. В микрорельефе наблюдаются несплошности диаметром примерно 0,6 мкм на площадках, образованных преимущественно под действием касательных напряжений. Поверхности изломов образцов, разрушенных при динамическом нагружении, во многом подобны изломам образцов, испытанных при статическом нагружении. Однако с повышением скорости испытания в рельефе излома в местах перехода участка пластического вытягивания в косой срез чаще обнаруживались площадки “нестабильности” с волнообразным профилем (рис. 1,в). Это свидетельствует о наличии на мезоскопическом структурном уровне мощного локального неоднородного пластического течения с “сухим трением”, которое может инициировать адиабатическое тепловыделение и окисление поверхностей фрагментов структуры.

В микрорельефе долома во многих местах зафиксированы полосы локализованного сдвига шириной от 1 до 15 мкм, ориентированные под углом $\sim 40^\circ$ к направлению макросдвига (рис. 1,г). Данный факт также указывает на потоковую природу локализованной пластической деформации металла на завершающей стадии испытания. Внутреннее строение образцов из стали, где в недеформированных объемах средний диаметр зерна составлял 25 мкм, показало, что по мере приближения к шейке или надрезу имеет место вытягивание зерен. Фактор формы возростал почти в десять раз. Наименьший размер пор, обнаруженных вблизи шейки, равен 0,5 мкм, что близко к диаметру наименьших ямок в изломе.

Наиболее интересные данные получены при изучении микрошлифов на образцах с симметричными надрезами. При одноосном динамическом растяжении образцов с полным разрушением (разделение образца на части) вблизи области разрушения зафиксирована зона шириной $\sim 60\text{--}100$ мкм равноосных рекристаллизованных зерен (рис. 2,а). С повышением скорости растяжения увеличивалась ширина этой зоны, и отношение размеров равноосных зерен вне зоны к равноосным рекристаллизованным в зоне составило 1,43 при скорости испытания 10 м/с и 1,7 – при 100 м/с.

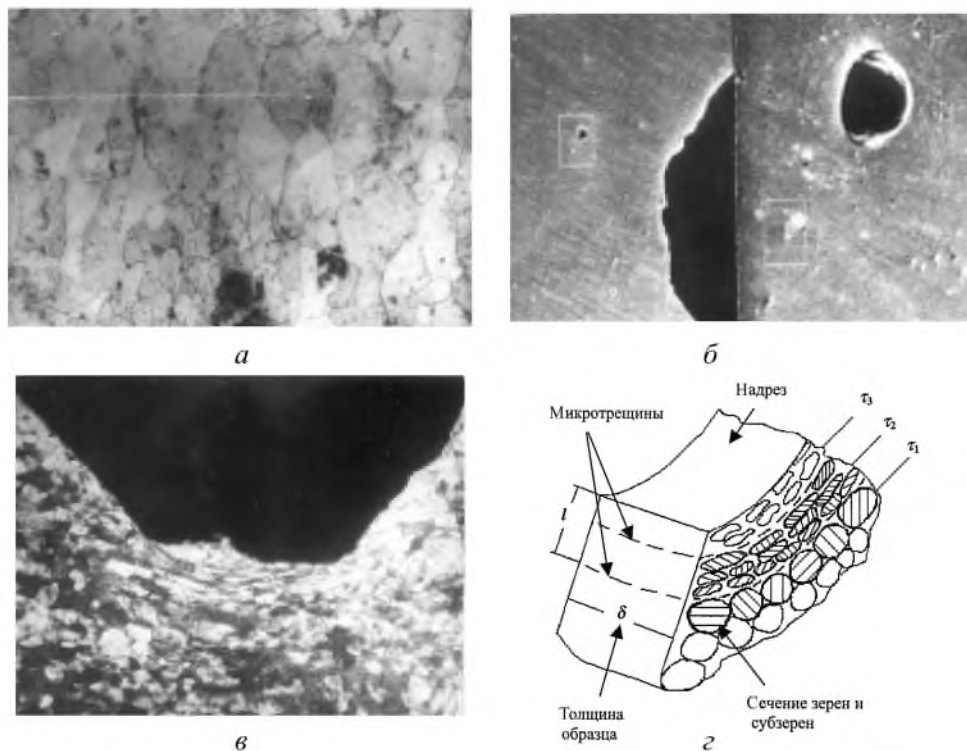


Рис. 2. Характерные особенности микроструктуры образцов из стали 20 с симметричными боковыми надрезами после ударного растяжения: *а* – область различного микроскопического строения вблизи разрушения ($\times 400$); *б* – полусферическая микротрещина; *в* – область различного микроскопического строения вблизи надрезов ($\times 310$); *г* – схема объемного напряженного состояния и зоны различного микроскопического строения вблизи надреза ($\tau_3 > \tau_2 > \tau_1$).

Специально проведенные испытания части образцов по аналогичной методике при одноосном динамическом растяжении позволили исследовать начальную (нестабильную) стадию разрушения, предшествующую полному разрушению. В вершинах надрезов имели место расходящиеся в стороны волокнистые полосы локализованного сдвига шириной до 15 мкм и прямоугольные поры дилатации. Наиболее крупные несплошности размером до 17 мкм отмечены на расстоянии $\sim 0,16$ мм от надреза. Специальные испытания образцов при ударном растяжении позволяют получить полусферические большие и ряд мелких микротрещин на удалении от основного надреза (рис. 2,б).

В результате сопоставления размеров и формы зерен, входивших в зону локализованной деформации вблизи надрезов, и в сталях, и в сплаве Д 16Т установлены слои с различным микроскопическим строением. Например, для сталей в пределах этой зоны общей шириной 160 мкм непосредственно у поверхностей разрушения выделен слой, состоящий из рекристаллизованных зерен размерами 5×25 мкм, вытянутых параллельно поверхности надреза. Во втором слое отмечены более крупные, но также вытянутые зерна размером до 13×36 мкм. Далее после переходного участка, состоящего

из зерен размером 15×20 мкм, следует область из равноосных зерен со средним диаметром примерно 20 мкм (рис. 2,в). В сплаве Д16Т также обнаружена область с рекристаллизованными зернами шириной примерно 100 мкм.

Границы между указанными слоями имеют повышенную травимость и содержат поры и микротрещины, что говорит о локализованном накоплении латентной энергии с последующим ее высвобождением на поверхностях раскрывшихся дефектов. Образование несплошностей между слоями с различной микроструктурой свидетельствует о реализации условий объемного напряженного состояния, что характерно для квазистатических испытаний.

Необходимо заметить, что поры концентрировались в зоне локализованной деформации, причем их концентрация вблизи внешней поверхности выше, чем в основном объеме металла. Это также позволяет говорить о разрушении в условиях объемного напряженного состояния (рис. 2,г).

Таким образом, при динамическом нагружении испытанных металлов разрушению предшествует локализованная пластическая деформация в форме трансляционно-ротационных потоков из дефектов кристаллического строения.

Обсуждение результатов. Распространено мнение [3, 4], что нет ничего уникального в микромеханике материала при высокой скорости нагружения, поскольку и в условиях высокотемпературной ползучести, и при ударном нагружении происходят одни и те же процессы образования пор за счет диффузии вакансий под действием напряжений или температуры. Полагают также [5], что при импульсном нагружении существенное влияние на процесс деформирования оказывает гидростатическая компонента тензора напряжений, которая подавляет развитие локальной деформации и фрагментации, а также способствует развитию более однородной деформации.

Между тем результаты компьютерного моделирования распределения напряжений и деформаций в листовых упруговязкопластичных материалах [6] и полученные экспериментальные данные о рельефе изломов и структуре металлов указывают на локализацию пластического течения вблизи надрезов с возможным адиабатическим нагревом. Так, в узкой (~ 200 мкм) зоне перехода от макрооднородного сдвига к долому с ямками в условиях максимального стеснения деформации выявлены фрагменты с окисленной поверхностью, чешуйки с волнообразным рельефом, полусферические поры и границы с повышенной латентной энергией, свидетельствующие о наличии дальнедействующих силовых полей, характерных для дислокационно-дисклинационных ансамблей. В образце при “чистом сдвиге” форма пор и конфигурация окружающих фрагментов указывают на появление мощных локальных разворотов вследствие возникновения дисклинации, обусловленной различием скоростей потоков пластических мод – дислокаций (рис. 3,а,б). Данный эффект возможен при высокой плотности дефектов ($\rho > 10^{11}$ см $^{-2}$), поляризованных в заряды $\rho(x, y)$. Можно предположить, что осцилляции, например, в пластическом фронте импульса вызваны периодической эволюцией плотности дислокационного заряда $\rho(x, y)$ [7]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} = - \frac{\partial(\rho V_x)}{\partial x} + \frac{\partial(\rho V_y)}{\partial y},$$

где V_x и V_y – компоненты скорости дислокаций; ρ – дислокационный заряд, равный сумме плотностей ρ^+ и ρ^- .

Высказанное предположение правомерно, поскольку экспериментально обнаружена различная концентрация пор в зоне локализованного сдвига, вблизи поверхности и в объеме деформируемого металла. Приведенная скорость развития несплошностей даже на стадии докритического роста пропорциональна локальной скорости пластической деформации [8].

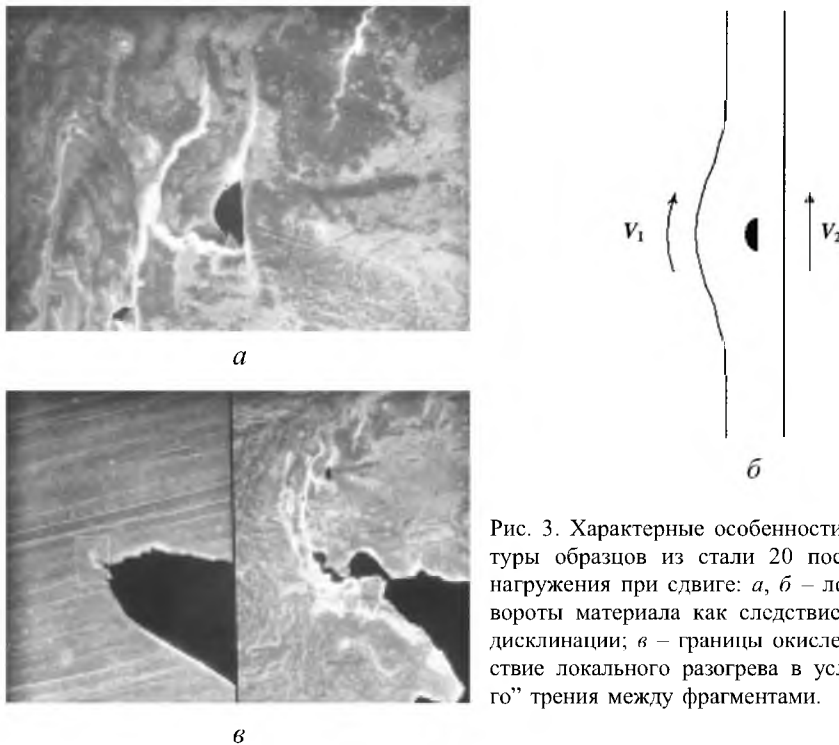


Рис. 3. Характерные особенности микроструктуры образцов из стали 20 после ударного нагружения при сдвиге: а, б – локальные развороты материала как следствие зарождения дисклинаций; в – границы окисления как следствие локального разогрева в условиях “сухого” трения между фрагментами.

Если полагать, что в зоне перехода к долому возникает локальная неустойчивость в виде потока дислокаций, то следует признать не только существование критической концентрации дефектов в некотором дилатационном объеме (кластере), но и зависимость этой неустойчивости от модуля всестороннего сжатия и температуры.

При объяснении температурных зависимостей механических характеристик пластичных металлов считают затруднительным их корректное определение из-за невыполнимости условий плоской деформации и требований стационарности режима хрупкого отрыва [9]. В этом случае можно пренебречь теплопроводностью металла в пределах узкой зоны локализованной пластической деформации. Тогда, согласно данным [10], разогрев металла возможен до 400°C (начало рекристаллизации) в слое глубиной до 1000 мкм.

При среднем диаметре недеформированных зерен 25 мкм динамической рекристаллизации будут подвергаться группы из 30 зерен. Эта приближенная оценка разогрева металла близка к данным металлографического исследования, согласно которым указаны области с различным микроскопическим строением в пределах зоны локализованной деформации (рис. 2,а,б,з).

Можно полагать, что различие в скоростях пластических потоков дефектов обусловлено эффектом “сухого” трения вдоль границ раздела между деформируемыми фрагментами. Формоизменение и “локализованное” трение структурных элементов должны сопровождаться повышением температуры, о чем на экране электронного микроскопа свидетельствует отчетливая ярко светящаяся (из-за окисления) граница соприкасающихся фрагментов (рис. 3,в).

Традиционно считается, что энергия пластической деформации расходуется на приведение дефектов кристаллического строения (вакансий, дислокаций и пр.) в движение и их накопление. Как видно, на мезоскопическом уровне обнаруживаются дополнительные затраты, связанные с локализацией пластической деформации в материале.

Расчетная оценка повышения температуры при пластической деформации. Компьютерное моделирование поля напряжений в плоском образце с концентраторами при его ударном растяжении позволяет оценить повышение температуры и ее распределение вблизи поверхности разрушения.

Расчеты, проведенные в одномерной постановке (для случая ударного растяжения плоского образца из тонколистовой стали с коротким участком длиной в продольном направлении 1,0 мм и уменьшенной в два раза шириной), позволяют оценить распределение продольных напряжений, деформаций и температуры. С интенсивным нагревом материала в области больших деформаций следует связать возникновение перекристаллизации материала.

В расчетах использовано уравнение состояния материала, учитывающее влияние эффектов деформационного упрочнения, повреждения, линейной и нелинейной вязкости:

$$\sigma_{st}(\varepsilon_p, T) = \varepsilon_y [1 + M\varepsilon_p^n] \exp(-\varepsilon_p / \varepsilon_c);$$

$$\sigma(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) = [\sigma_{st} + K_d \ln(\dot{\varepsilon}_p / \dot{\varepsilon}_0) + \mu(\dot{\varepsilon}_p - \dot{\varepsilon}_0)] [1 - (\Delta T / T_c)^m].$$

Представленные ниже основные параметры материала в расчетной модели соответствуют значениям для испытанной тонколистовой стали:

T_c , К750	m1,0	K_d , МПа20	N_x500
T_0 , К20	ε_c0,1	$\dot{\varepsilon}_0$, с ⁻¹10 ⁻³	v_0 , м/с100
ρ_m , кг/м ³7800	E , ГПа200	S_c0,1	δt , мкс0,03
σ_y , ГПа0,4	K , ГПа170	c_p , Дж/(м ³ ·К) ..500	δx , мм0,2
n0,1	μ , Па·с3,0·10 ⁴	k , м ² /с2,5·10 ⁻⁵	t_0 , мкс0,2

По результатам расчетов после кратковременного начального периода растяжения с постоянной скоростью напряжения и деформации в областях металла, прилегающих с разных сторон к концентратору, практически одинаковы, пластическое деформирование ограничено областью участка с уменьшенной шириной (рис. 4). В границах этого участка напряжения и деформации до момента возникновения интенсивной локализации деформации близки к однородным. При повышении температуры и поврежденности с ростом пластических деформаций уровень напряжений понижается (рис. 5). Причем при использованных в расчетах параметрах материала статическая составляющая сопротивления снижается до уровня, близкого нулевому, а сопротивление определяется его вязкой составляющей.

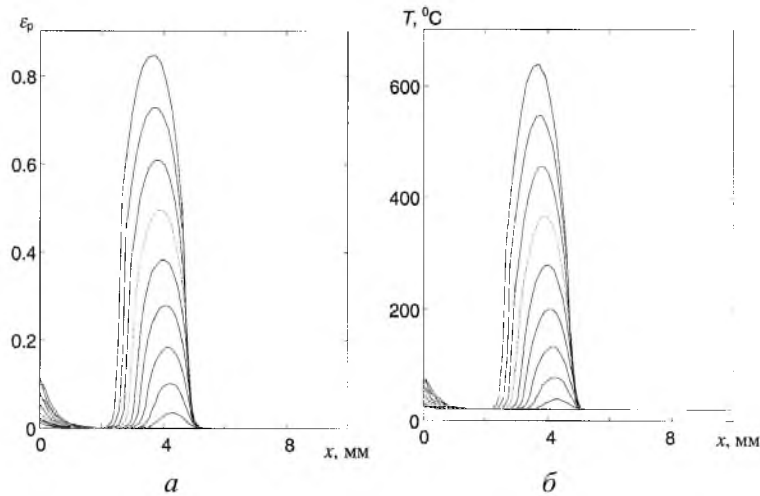


Рис. 4. Распределение в продольном направлении пластической деформации (а) и температуры (б) в области надреза в моменты времени $t = 1,5; 3,0 \dots 15$ мкс от начала ударного нагружения торца со скоростью 100 м/с.

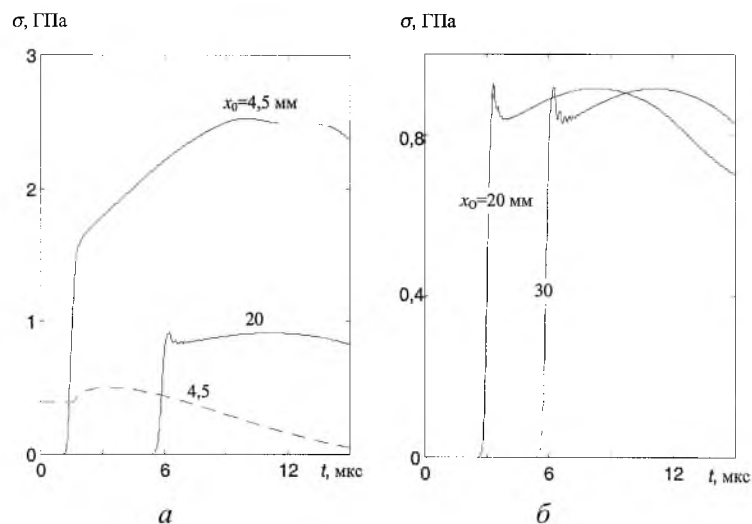


Рис. 5. Изменение во времени продольного напряжения на линии, соединяющей боковые надрезы (а), и на удалении от нее (б). (Штриховая линия – изменение во времени статической составляющей сопротивления, понижающейся в результате повышения температуры.)

Согласно данным расчетов, причиной возникновения интенсивной локализации пластической деформации при растяжении, как и локализации сдвиговых деформаций [6], является повышение температуры до критического уровня. При этом ширина полосы интенсивной деформации сужается до расстояния между узлами, в расчетах – 0,2 мм. Это значение по порядку величины соответствует ширине области перекристаллизации, определенной по результатам изучения микроструктуры.

Эффекты теплопроводности при длительности нагружения менее 0,001 с при соответствующей скорости ударного растяжения ниже 5 м/с несущественны, и процесс деформирования можно принять адиабатическим. Влияние эффектов теплоотвода может иметь значимую роль при локальном перегреве материала в слое толщиной менее 0,05 мм.

Результаты расчетов в одномерной постановке позволяют заключить, что при ударном растяжении полосы с концентраторами независимо от протяженности участка уменьшенного поперечного сечения резкая локализация возникает при повышении температуры до критического уровня, при котором сопротивление материала снижается до нуля. Влияние вязкой составляющей в уравнении состояния материала проявляется в увеличении сопротивления материала пластическому деформированию и повышении температуры. При медленном статическом растяжении отсутствует повышение температуры и, следовательно, отсутствует перекристаллизация металла.

Выводы

1. Установлено, что основным микромеханизмом разрушения в условиях динамического нагружения испытанных материалов является “нормальный отрыв” путем образования, роста и слияния микротрещин и пор. Характер излома свидетельствует о завершении разрушения под действием нормальных растягивающих напряжений при значительно меньшей пластической деформации, чем при статическом нагружении. Образующиеся при этом равноосные ямки на поверхности излома невелики и неглубоки.

2. Магистральная трещина формируется путем разрушения перемычек между микротрещинами с участием пластической деформации сдвига. Раскрытию трещины предшествует интенсивная пластическая деформация, сосредоточенная в пределах узкой пластической зоны. Особенности зарождения пор и микротрещин зависят как от состояния дислокационной подсистемы, так и от температурно-скоростного режима нагружения образца.

3. Изменения структуры и температуры оказывают существенное влияние на развитие разрушения и должны учитываться при разработке уравнений состояния и критериев разрушения при динамическом нагружении. Причем критерии разрушения должны учитывать критическую концентрацию и размеры кластеров дефектов, доминантных для рассматриваемых стадий процесса или структурных уровней.

4. Резкая локализация деформации, которая сопровождается развитием перекристаллизации, обусловлена повышением температуры до критического уровня. Эффекты вязкости проявляются в росте сопротивления материала деформации и повышении температуры в адиабатическом процессе деформирования.

Резюме

Обговорюються результати досліджень мікроструктури плоских зразків із листового матеріалу після їх ударного навантаження з різною швидкістю. Біля вістря надрізів у зоні локалізованої деформації виявлено декілька областей з різною металографічною будовою. Припускається, що подрібнення зерен зумовлено процесами динамічної рекристалізації внаслідок локального підвищення температури при інтенсивному пластичному деформуванні. Наявність несучільностей між областями з різноманітною мікроструктурою, а також підвищена концентрація пор у зоні локалізованої деформації поблизу зовнішньої поверхні свідчать про реалізацію умов об'ємного напруженого стану в матеріалі при випробуванні дослідних зразків.

1. *Chevrier P. and Klepaczko J. R.* Discussion of fracture criteria in spall mechanics // Eng. Trans. – 1997. – **45**, No. 1. – P. 47 – 70.
2. *Степанов Г. В., Зубов В. И., Олисов А. Н., Токарев В. М.* Прочность тонколистовых металлов при ударном растяжении // Пробл. прочности. – 2000. – № 4. – С. 62 – 69.
3. *Curran D. R., Seaman L., and Shockey D. A.* Linking dynamic fracture to microstructure processes // Proc. Int. Conf. Met. Eff. and Fabr. (June, 1980). – SRI International, Cal., 1981. – P. 129 – 167.
4. *Curran D. R. and Seaman L.* Dynamic failure of solids // Phys. Reports (Rev. Sect. Phys. Letters). – 1987. – **147**, No. 5. – P. 253 – 388.
5. *Красовский А. Я., Маковей В. А., Надеждин Г. Н. и др.* Анализ скоростной зависимости вязкости разрушения при импульсном нагружении стали 40X // Пробл. прочности. – 1988. – № 2. – С. 3 – 7.
6. *Степанов Г. В., Федорчук В. А.* Локализованный сдвиг в тонколистовом материале // Там же. – 1999. – № 5. – С. 53 – 63.
7. *Волынцев А. Б., Шилов А. Н.* Компьютерное моделирование эволюции дислокационной структуры металлов при ударно-импульсном нагружении // Вестн. Перм. ун-та. Сер. Физика. – 1994. – Вып. 2. – С. 165 – 177.
8. *Ханнанов Ш. Х.* Взаимосвязь кинетики деформации и разрушения кристаллических тел // Физика металлов и металловедение. – 1986. – **61**, № 4. – С. 666 – 671.
9. *Иванов А. Г.* Две возможные причины хрупких разрушений // Докл. АН СССР. – 1988. – **300**, № 2. – С. 354 – 357.
10. *Бокман М. А., Хейфец А. Я.* Взаимосвязь энергии, запасенной при пластической деформации, с механическими характеристиками сплавов // Пробл. прочности. – 1988. – № 12. – С. 43 – 47.

Поступила 18. 05. 2000