

Локализованный сдвиг в металлах при ударном нагружении

Г. В. Степанов, В. А. Федорчук

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

Приведены основные результаты исследования локализованной сдвиговой деформации высокопрочной стали, титанового сплава и тонколистовой мягкой стали при ударном нагружении. Анализ результатов экспериментов, изменений микроструктуры и численного моделирования свидетельствует о влиянии на возникновение полос адиабатического сдвига при высокоскоростном деформировании взаимосвязанных процессов деформационного упрочнения и разогрева при пластическом деформировании и фазовых превращений в материале. Распределение температуры в областях локализации деформации обуславливает развитие связанных с ней микроструктурных изменений в металле. При пониженной скорости сдвига и малом приращении деформации за цикл нагружения, исключая значительный разогрев материала, развивается неравномерное деформирование без резкой локализации деформации.

Введение. При воздействии интенсивных динамических нагрузок на элементы конструкций из металлов в ряде случаев в них возникает специфическое неоднородное напряженное состояние. Это состояние – следствие распространения по материалу упругих и упругопластических (продольных, сдвиговых и изгибных) волн, вызванных импульсной нагрузкой и взаимодействием с волнами, отраженными от свободных границ и (или) поверхностей раздела областей с различными свойствами. При высокой интенсивности нагрузки в областях повышенных напряжений возникает локализованное пластическое течение. Частным случаем интенсивного пластического деформирования является локализованный сдвиг (развитие деформации сдвига в узкой области, ширина которой при высокой скорости деформирования снижается до 10 мкм) [1, 2]. Специфические особенности развития локализованного сдвига при низких скоростях ударного нагружения, влияние скорости и условий нагружения, в частности характера напряженно-деформированного состояния, изучены недостаточно. В данной работе представлены результаты и анализ исследований процесса локализации деформации, в том числе изменений микроструктуры в области локализованного сдвига, вызванных ударным нагружением.

Экспериментальные исследования проводили на образцах из высокопрочной стали, титанового сплава и тонколистовой мягкой стали. При этом использовали ступенчатое ударное нагружение, моделирующее изотермический процесс деформирования плоских образцов, и однократное ударное нагружение образцов в виде диска, при котором развиваются полосы адиабатического сдвига.

1. Методика испытаний плоских образцов. Для испытаний на сдвиг при ударном нагружении высокопрочных стали и титанового сплава использовали идентичные образцы, изготовленные из листового проката толщиной 5...7 мм в состоянии поставки (без термообработки) твердостью 40HRC (сталь) и 42HRC (титан) – рис. 1,а. При чистовой обработке рабочей части образцов толщина снимаемого слоя составляла примерно 0,05 мм.

Схема нагружения образца, показанная на рис. 1,б, является модификацией использованной ранее [3] схемы с тем отличием, что боковые участки более жестко закреплены в корпусе для устранения возможности их поворота. Образец 1, установленный в пазу корпуса 2, прижимается накладкой 3. Средний участок образца (между утоненными сечениями) нагружается ударом тела 4 с заданной скоростью по передающему нагрузку стержню 5, изготовленному с П-образным пазом для образца. Передающий стержень центрируется по цилиндрической поверхности отверстия в корпусе. Перемещение среднего участка образца за один цикл нагружения определяется зазором между нижним торцом передающего стержня и пластиной 6 в корпусе. После каждого ударного нагружения устанавливается пластина уменьшенной толщины для обеспечения заданной деформации при нагружении.

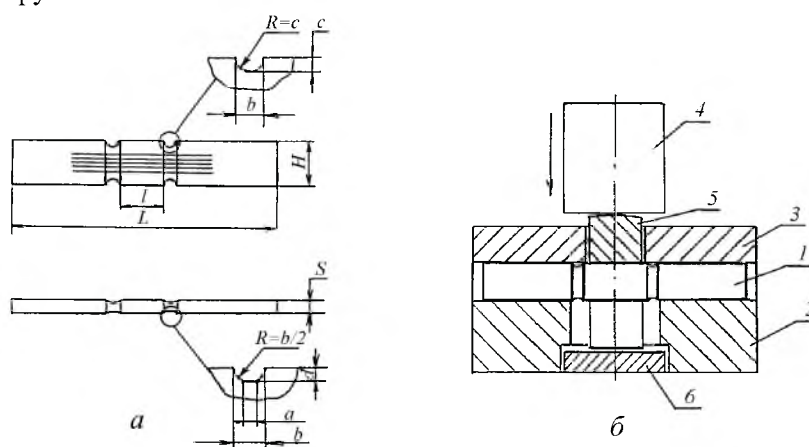


Рис. 1. Плоский образец для испытаний на сдвиг (а) и схема его нагружения (б).

При испытаниях со скоростью удара до 5 м/с передающий стержень нагружали ударом свободно падающего тела массой 10 кг на вертикальном копре. Скорость ударного нагружения рассчитывали по высоте падения тела H_M ($v_M^2 = 2gH_M$), скорость перемещения центрального участка образца принимали равной скорости удара.

Для испытаний с повышенной скоростью (до 50 м/с) использовали ударное воздействие на передающий стержень стального диска (диаметр 60 мм, толщина 10 мм), укрепленного на поддоне из пенопласта. Поддон с диском разгоняли по каналу ствола (калибр 64 мм) пневматической установки до заданной скорости давлением сжатого газа. Скорость удара рассчитывали по промежутку времени t_b между моментами замыкания двух электрических контактных датчиков, установленных на пути движения ударника вблизи конца ствола: $v_M = b_b / t_b$ (b_b – расстояние между датчиками). Время t_b регистрировали электронным хронометром. Скорость перемещения центрального участка образца определяли по условию неупругого взаимодействия нагружающей массы M и передающего стержня массой m :

$$v = v_M m / (M + m). \quad (1)$$

Адиабатическое повышение температуры. Многократное ударное нагружение вызывает ступенчатое приращение сдвиговой деформации в условиях, близких к изотермическим. Расчетное повышение температуры в результате приращения интенсивности пластической деформации за цикл $\delta\varepsilon_i$ в адиабатических условиях определяется выражением

$$\Delta T = \sigma_i \delta\varepsilon_i / (\rho c_v), \quad (2)$$

при чистом сдвиге –

$$\Delta T = \tau \delta\gamma / (\rho c_v).$$

При реализованном в экспериментах перемещении среднего участка образца за цикл $\delta u < 0,2$ мм и ширине утоненной области образца $a = 2$ мм приращение деформации $\delta\gamma = \delta u / a = 0,1$; при среднем напряжении сдвига $\tau = 0,7$ ГПа, $\rho c_v = 3,2$ МДж/(м³ · К) максимальное повышение температуры $\Delta T < 50$, и его влиянием на прочность материала можно пренебречь.

Время цикла динамического нагружения t_c примерно равно $\delta u / v$. При $\delta u = 0,2$ мм и скорости удара $v = 5$ м/с $t_c = \delta u / v > 40 \cdot 10^{-6}$ с, что позволяет принять напряженное состояние в пределах утоненной области образца при этой скорости квазиустановившимся. При скорости выше 5 м/с возможно отклонение распределения напряжений от квазистатических, а полученные результаты следует принять приближенными.

Определение деформации пластического сдвига. В пластически деформируемой области образца, за исключением частей, прилегающих к торцам, полагаем, что напряженное состояние соответствует чистому сдвигу. Деформация пластического сдвига γ после ряда последовательных циклов нагружения с перемещением δu определяется суммированием приращений сдвиговой деформации за каждый цикл нагружения $\delta\gamma = \delta u / a$:

$$\gamma = \Delta u / a = \text{tg } \beta, \quad \Delta u = \Sigma \delta u \quad (3)$$

(такая оценка деформации сдвига применима и для диапазона больших деформаций, развивающихся при локализации).

Реперные линии, первоначально перпендикулярные оси утоненной области образца, при развитии пластического сдвига искривляются. Деформацию сдвига определяли как тангенс угла наклона β касательной к искривленной реперной линии. Максимальной деформации центральной части пластически деформированной области соответствует точка перегиба на этой линии. Малым смещением материала в направлении, перпендикулярном полосе сдвига, пренебрегали.

Определение наклона касательной к этой линии в точке перегиба при больших деформациях характеризуется повышенной погрешностью. Чтобы повысить точность определения, после достижения деформации $\gamma_1 = 1...2$ наносили новые прямолинейные реперные линии. Последующий пласти-

ческий сдвиг γ_2 приводит к искривлению этих линий при максимальном наклоне ниже, чем для первоначальных линий. Общая деформация определяется суммированием деформаций, $\gamma = \gamma_1 + \gamma_2$.

Скорость пластической деформации в центральной части пластически деформированной области образца определяется по скорости движения среднего участка образца v и ширине области равномерной деформации a , $\gamma' = v / a$.

2. Результаты испытаний плоских образцов. Согласно результатам испытаний, перемещение центрального участка образца больше 0,3 мм при однократном ударном нагружении вызывает полное его разрушение вследствие зарождения краевой трещины и ее распространения по деформированному материалу. В результате распространения трещины прекращается развитие сдвиговой деформации и, следовательно, малая величина деформации, определенная по наклону реперных линий (при разрушении из-за распространения трещины), не может служить характеристикой предельной пластичности материала.

Анализ экспериментальных данных о разрушении при варьировании величиной перемещения центрального участка образца за цикл показал, что трещина зарождается в краевой части области пластически деформированного материала. Напряженно-деформированное состояние в этой области материала при пластическом деформировании является неоднородным. Одноосное напряженное состояние вблизи свободной поверхности на контуре выборки облегчает зарождение краевой трещины в области действия растягивающих напряжений. После возникновения начальной краевой трещины, ориентированной под углом к свободной поверхности, дальнейший процесс деформирования материала контролируется распространением этой трещины. Чтобы определить кинетику деформации материала при чистом сдвиге, необходимо устранить влияние эффектов, вызванных развитием краевой трещины. Для этого после нескольких циклов ударного нагружения выборку углубляли, удаляя материал с зародышевой краевой трещиной. Последовательность таких операций позволила продлить развитие деформаций сдвига в центральной части пластически деформированной области образца до уровня, при котором здесь инициируется зарождение трещин, не связанных с развитием краевой трещины.

Расчетное состояние материала, близкое к чистому сдвигу, реализуется только в центральной части пластически деформированной области. Увеличение максимальной деформации сдвига в этой области пропорционально Δu (рис. 2,а,б), что свидетельствует о развитии пластического течения без существенной локализации деформаций. При деформации сдвига $\gamma > 4,0$ в упрочненной стали наблюдается возникновение локализованного сдвига (рис. 2,а).

По результатам экспериментов установлено слабое влияние скорости ударного нагружения на ширину области сдвига в образцах из титанового сплава (проявляется в более медленном повышении максимальной деформации с ростом Δu , рис. 2,б).

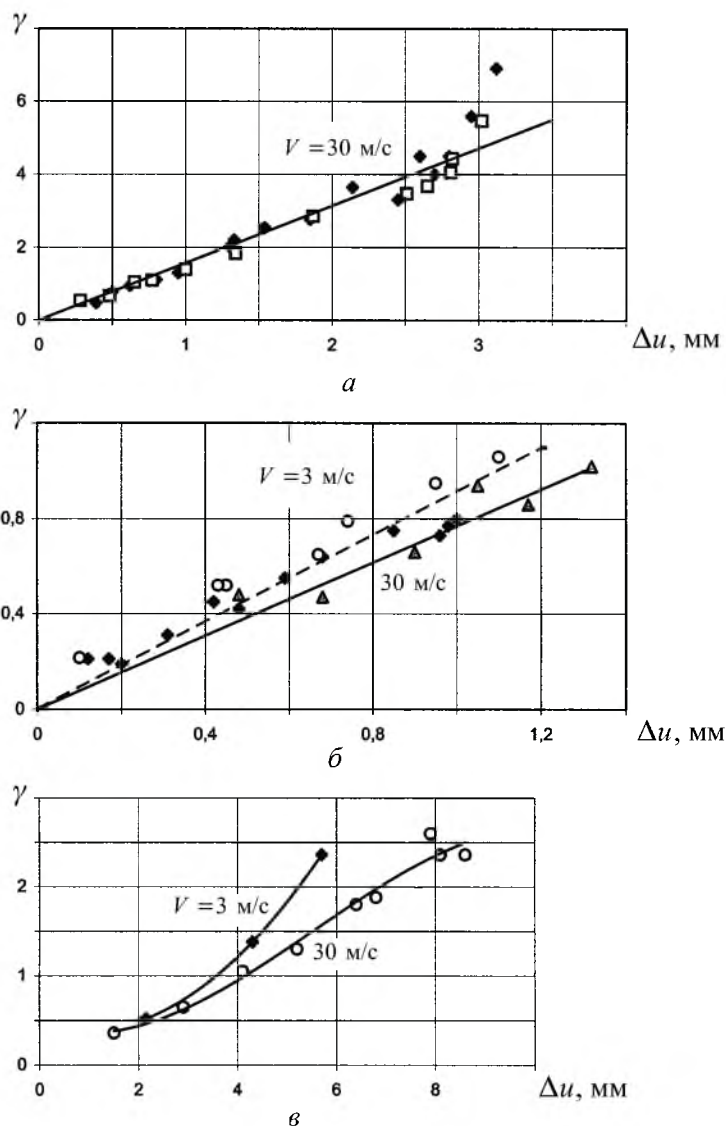


Рис. 2. Зависимость максимальной деформации сдвига в рабочем сечении образца от перемещения для высокопрочной стали (а), титанового сплава (б) и тонколистовой стали (в).

Кинетика разрушения и микроструктура в области сдвига. Согласно результатам испытаний, в центральной части пластически деформированной области образца, в которой деформация близка к чистому сдвигу, деформация примерно однородна. Резкое сужение области пластического течения визуально наблюдается только вблизи вершины краевой трещины. Максимальная деформация сдвига значительно (в несколько раз) превышает предельную деформацию, определенную по сужению площади поперечного сечения при испытаниях этих материалов на растяжение. Указанное увеличение предельной деформации свидетельствует о влиянии на предельную пластичность напряженно-деформированного состояния металла.

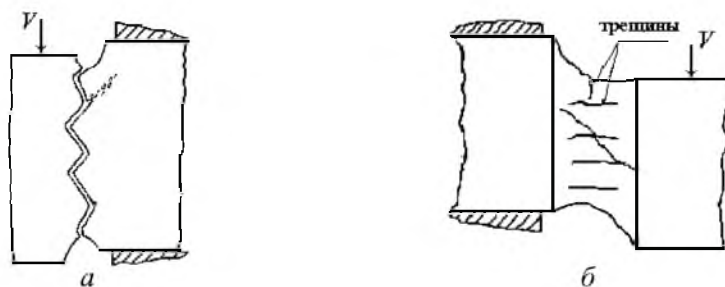


Рис. 3. Схема деформирования и разрушения плоского образца из упрочненной стали ($V = 30$ м/с) – а и титанового сплава ($V = 3$ м/с) – б при поэтапном нагружении.

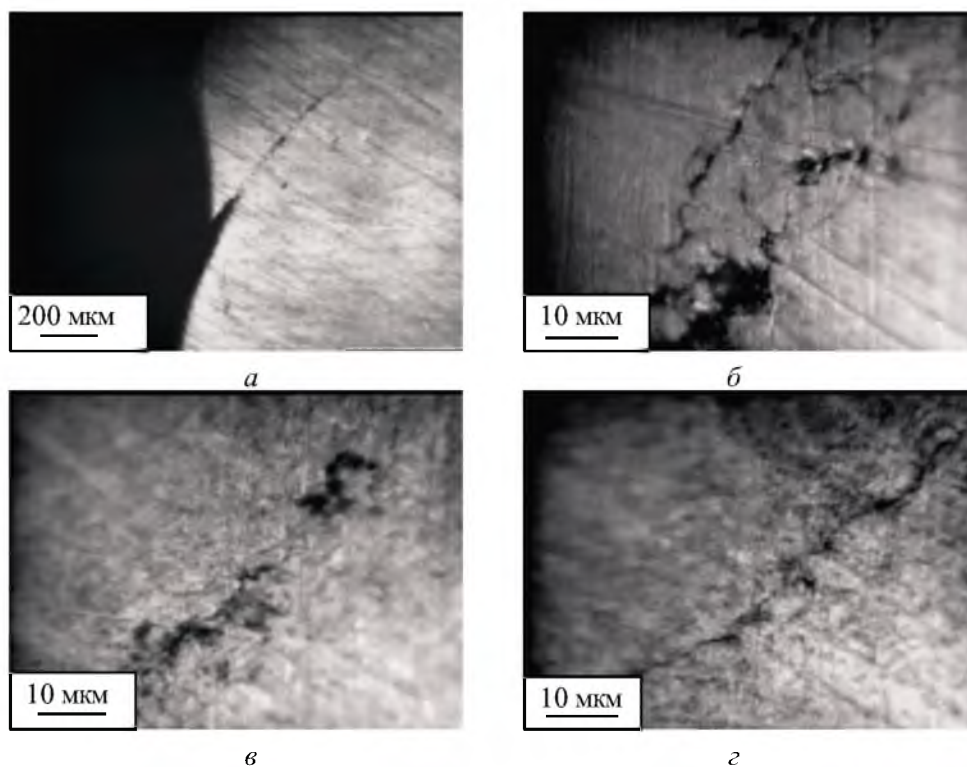


Рис. 4. Распределение повреждений в области развития трещины: а – общий вид; б – вблизи поверхности излома; в – на некотором расстоянии от нее; г – вблизи вершины трещины.

Плоские образцы из упрочненной стали разрушались в результате инициирования и развития семейства первичных и вторичных трещин при деформации сдвига ($\sim 5...6$), определяемой по максимальному углу наклона реперных линий в центральной части пластически деформированной области, что приводило к образованию излома пилообразного вида (рис. 3,а). Первичные микротрещины, не связанные с развитием краевой трещины, возникают в центральной части пластически деформированной области в виде семейства параллельных микротрещин, наклоненных под углом к оси образца. Эти трещины с малым раскрытием направлены вдоль искривленных при сдвиге поверхностей, разделяющих слои, сформированные про-

каткой. При дальнейшем деформировании возникают вторичные трещины, перпендикулярные первичным. Рваные края вторичных трещин – результат растяжения слоев между первичными трещинами.

В образцах из стали первичные трещины, образовавшиеся по достижении предельной деформации, наклонены к оси деформированной области и располагаются в плоскостях, в которых действуют напряжения сдвига и нормальные сжимающие напряжения. Следовательно, критическое состояние металла, связанное с возникновением вследствие сдвиговой деформации первичной трещины, соответствует определенному соотношению сдвиговых и нормальных напряжений.

Анализ результатов изучения микроструктуры в верхней части области пластического сдвига показал, что трещина, относящаяся к семейству первичных, проросла за пределы области локализованного течения (рис. 4,а). Берега трещины имеют прерывистый (рваный) рельеф. В прилегающем к трещине материале наблюдаются объемные повреждения в виде пор (рис. 4,б,в). Вблизи вершины трещины повреждения не обнаружены (рис. 4,г). Видимые следы фазовых превращений отсутствуют.

Предельная пластичность титанового сплава по результатам испытаний на сдвиг ниже, чем предельная пластичность стали. Направление первичных и вторичных трещин в титановом сплаве, образовавшихся по достижении предельной деформации сдвига, совпадает с плоскостями действия максимальных сдвиговых напряжений. Трещины расположены в плоскостях, параллельных и перпендикулярных оси пластически деформированной области, т.е. они не связаны с направлением текстуры (рис. 3,б).

3. Результаты испытаний на сдвиг тонколистовой стали. Для испытаний тонколистовых металлов использовали образцы, аналогичные приведенным на рис. 1,а, в виде полос шириной $H = 25$ мм без утонений с неглубокими выборками по контуру для локализации деформации сдвига.

Образцы из тонколистовой стали 20 толщиной 1 мм подвергали многократному ударному нагружению по схеме, представленной на рис. 1,б. Одновременно нагружали пакет из пяти образцов, которые плотно заполняли паз в корпусе и передающем стержне для предотвращения их деформации.

Согласно результатам проведенных испытаний, сдвиговая деформация $\gamma = \operatorname{tg} \beta$ (β – максимальный угол наклона реперной линии) центральной части полосы пластического сдвига, соединяющей выборки на контуре образца, возрастает пропорционально смещению центрального недеформируемого участка образца Δu (рис. 2,в). Ширина полосы пластического сдвига при этом практически не изменяется, реперная линия в пределах полосы является отрезком наклонной прямой.

Вблизи выборки на контуре имеет место непрерывное увеличение деформации сдвига при приближении к оси полосы пластического сдвига, наблюдаемое по искривлению реперных линий (рис. 5). Вследствие высокой пластичности мягкой стали деформация вблизи выборки достигает очень больших значений, и ее максимальную величину не представляется возможным оценить по углу наклона реперных линий (угол β близок к 90°).

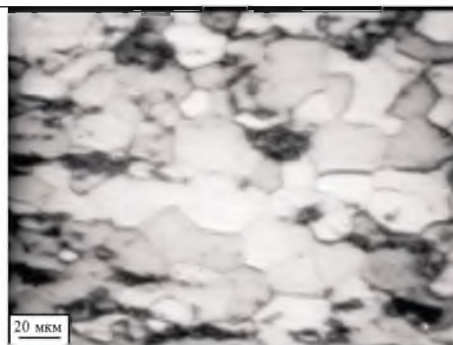


Рис. 5. Внешний вид поверхности деформированного образца из тонколистовой стали вблизи выборки.

При больших деформациях на поверхности стального образца вблизи выборки образуется сетка приповерхностных углублений, ориентированных параллельно искривленной реперной линии (рис. 5). Судя по ориентации этих трещин, их появление обусловлено развитием предельного сдвига между волокнами текстуры, возникшей в результате прокатки.

Анализ результатов микроструктуры мягкой стали свидетельствует о том, что развитие локализованного сдвига сопровождается вытягиванием зерен вдоль искривленных реперных линий, первоначально параллельных продольной оси образца. При больших деформациях наблюдаются повреждения в виде пор с острыми трещинами (рис. 6, б). Краевая трещина распространяется по границе слабо- и сильнодеформированного материала (рис. 6, в).

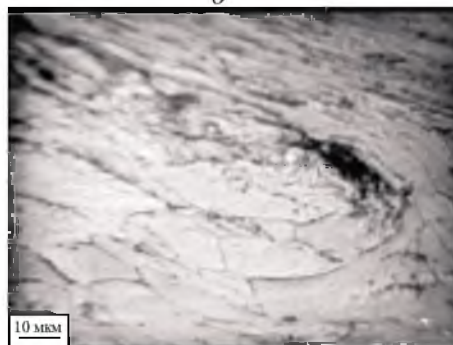
Максимальная деформация сдвига достигается вблизи выборки. Распределение деформаций сдвига и их развитие с ростом смещения Δu при ударном нагружении качественно соответствует результатам компьютерного моделирования локализованного пластического сдвига, выполненного с использованием одномерной модели [4, 5]. В соответствии с результатами моделирования (при изотермическом процессе), при варьировании в широком диапазоне скоростью ударного нагружения, поврежденностью и другими параметрами, входящими в уравнение состояния вязкопластичного материала, интенсивной локализации деформации сдвига не возникает.



а



б



в

Рис. 6. Микроструктура тонколистового материала (сталь 20, $V = 3$ м/с): а – исходная; б – деформированная (с порами); в – вблизи вершины трещины.

4. Методика и результаты исследования адиабатического сдвига.

Для исследования адиабатического сдвига при ударном нагружении использовали образцы в форме диска, так называемые КЭП-образцы (рис. 7). При нагружении такого образца пластическая деформация сдвига, как правило, локализуется в узкой полосе материала вдоль линии, соединяющей угловые точки. Если диаметр $D2 \leq D1$, на цилиндрической (или конической) поверхности сдвига возникает повышенное радиальное давление, которое подавляет возможное развитие трещины отрыва, распространяющейся от концентраторов (угловых точек), и влияет на развитие локализации деформации.

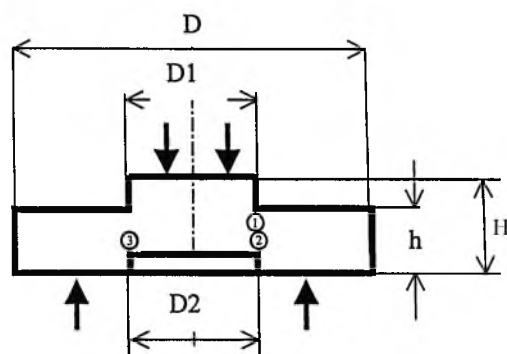


Рис. 7. КЭП-образец для испытаний на сдвиг и схема его нагружения: 1–3 различные участки области сдвига.

Для исследования адиабатического сдвига изготавливали образцы из листового проката упрочненной стали и титанового сплава толщиной 13–14 мм в состоянии поставки (без какой-либо термообработки) чистовым точением.

После ударного нагружения образцы разрезали на две симметричные части (малая подача и охлаждение исключали сильный разогрев металла), изготавливали шлифы и исследовали микроструктуру в области локализованного сдвига с помощью оптической металлографии. Шлифы для оптической металлографии выполняли путем обработки поверхности и травления по стандартной методике. Наиболее характерные снимки шлифов приведены на рис. 8, 9.

Ударное нагружение упрочненной стали. В проведенных опытах использовали однократное и многократное нагружение образца ударом свободно падающей массивной бабы ($M = 29$ кг) со скоростью 5 м/с. Скорость ударного нагружения v_M рассчитывали по высоте падения бабы H_M ($v_M^2 = 2gH_M$). Перемещение центральной части образца из упрочненной стали относительно краевой области за цикл нагружения не превышало 0,2 мм (при этом величину этого перемещения специально не ограничивали).

КЭП-образец из упрочненной стали (в таблице образец № 4) нагружали шестикратным ударом на вертикальном копре. После трех ударов максимальная величина перемещения составила 0,7 мм и не изменилась при дополнительном нагружении в результате деформационного упрочнения материала.

Основные размеры образцов и параметры нагружения

№ образца	Материал	Размеры образца, мм		Скорость удара, м/с	Примечание
		H	ΔH		
1	Титановый сплав	13,0	0,9	5,0	Вертикальный копер
4	Упрочненная сталь	12,0	0,7	5,0	То же
7	То же	12,0	0,5...1,4	65,8	Пневматический копер

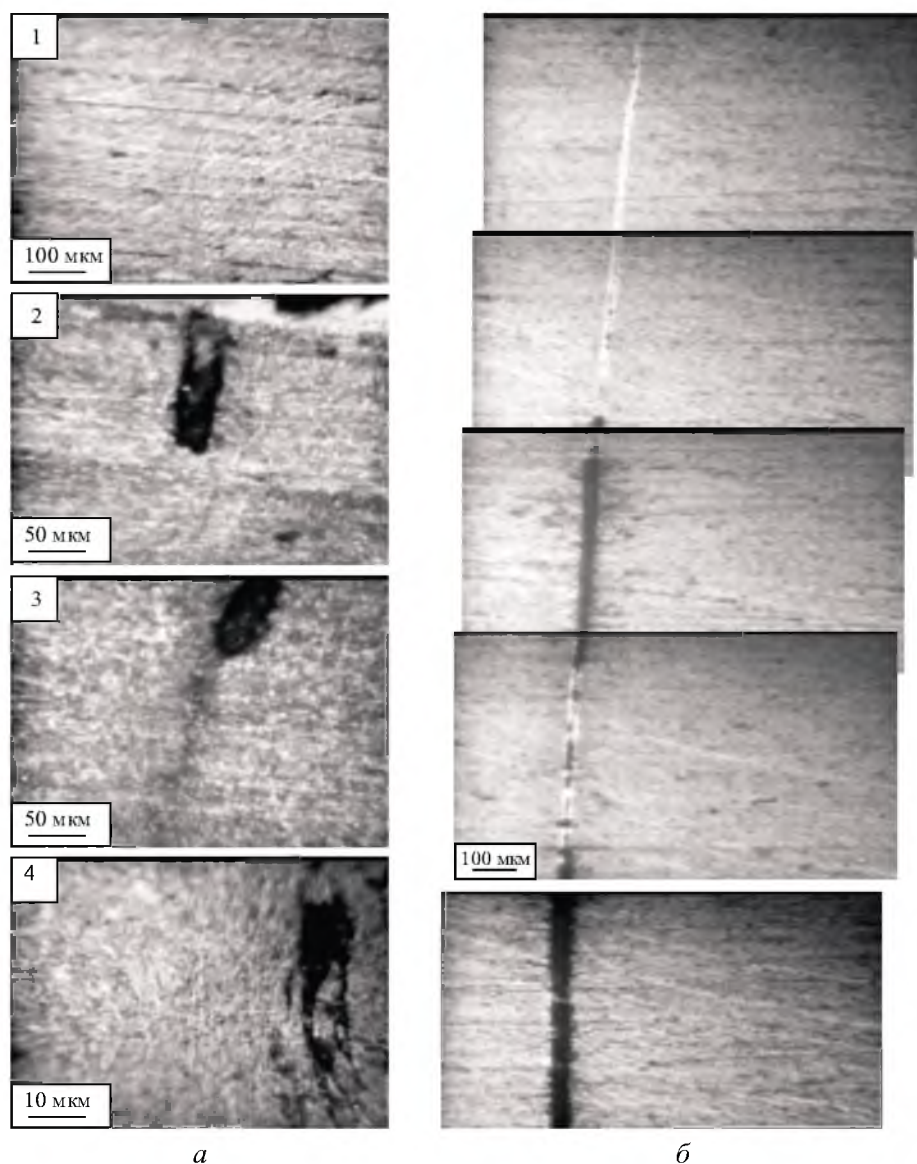


Рис. 8. Микроструктура и характер повреждений стали в области локализованного сдвига при разной скорости нагружения: $a - V = 5$ м/с (позиции 1–3 соответствуют участкам на рис. 7); $b - V = 66$ м/с.

Анализ микроструктуры в поперечном сечении этого образца показал, что интенсивное деформирование отмечается в областях концентрации вблизи угловых точек. Характер деформирования и повреждения материала изменяется по высоте сечения. Фотографии микроструктуры в различных точках образца после ударного нагружения со скоростью 5 и 66 м/с представлены на рис. 8. При скорости ударного нагружения 5 м/с (в таблице образец № 4, рис. 8,а) вдоль магистральной линии сдвига вблизи нижней угловой точки образовалась полость, которая переходит в полосу локализованного пластического сдвига (видны искривленные линии текстуры) с узкой полосой сильно измененной структуры. Искривление линий текстуры заметно уменьшается при удалении от магистральной линии сдвига. Полость, вытянутая вдоль линии сдвига вблизи другой угловой точки (на рис. 8,а поз. 3), переходит в вытянутую вдоль этой линии область интенсивного повреждения материала в виде мелких и крупных пор (на рис. 8,а поз. 4), к которой прилетает область измененной структуры. Слабо выраженная полоса локализованного сдвига имеет место также вблизи полости, выходящей из верхней угловой точки. Следует заметить, что при соблюдении осевой симметрии микроструктура вдоль правой и левой линий сдвига должна мало отличаться, а незначительные отличия могут быть связаны с некоторым нарушением симметрии нагружения.

Интенсивное искривление линий текстуры непосредственно вблизи области сильных изменений структуры свидетельствует о том, что деформации сдвига локализованы в сравнительно узких полосах. Нечеткость полученных изображений микроструктуры позволяет дать только приближенную оценку величины деформации (по углу наклона линий текстуры) в этой области. Согласно такой оценке, деформация сдвига достигает 2,0...2,5.

Для исследования изменения микроструктуры при повышенной скорости нагружения образец нагружали на пневматическом копре ударом цилиндрического ударника (диаметр и длина 30 мм) со скоростью более 60 м/с. В результате удара центральная часть образца № 7 (таблица) сместилась относительно краевых участков на 0,5...1,4 мм (нарушение симметрии нагружения не оказывает существенного влияния на кинетику сдвига). Панорама поперечного сечения образца в области наибольших деформаций, соответствующих максимальному перемещению, приведена на рис. 8,б. Из полученных результатов следует, что деформация сдвига и разрушение локализуется в узкой полосе, соединяющей угловые точки, в которую входят участки различного сочетания повреждений и претерпевшего фазовые превращения материала. Изменение структуры проявляется в образовании участков узкой белой полосы адиабатического сдвига (ПАС) с трещиной или без нее. На отдельных участках ПАС трещина проходит по ее границе или в центральном сечении. Максимальный угол наклона видимых полос текстуры вблизи ПАС составляет примерно 60° , следовательно, в процесс деформирования, на определенном его этапе, включен не только узкий слой материала в полосе локализованного сдвига, но и прилегающие слои материала. Причем область интенсивного искривления линий текстуры вблизи полосы адиабатического сдвига не превышает 0,1 мм, а на большем удалении от нее угол наклона линий текстуры соответствует примерно постоянной деформации сдвига ($\gamma \approx 0,3$).

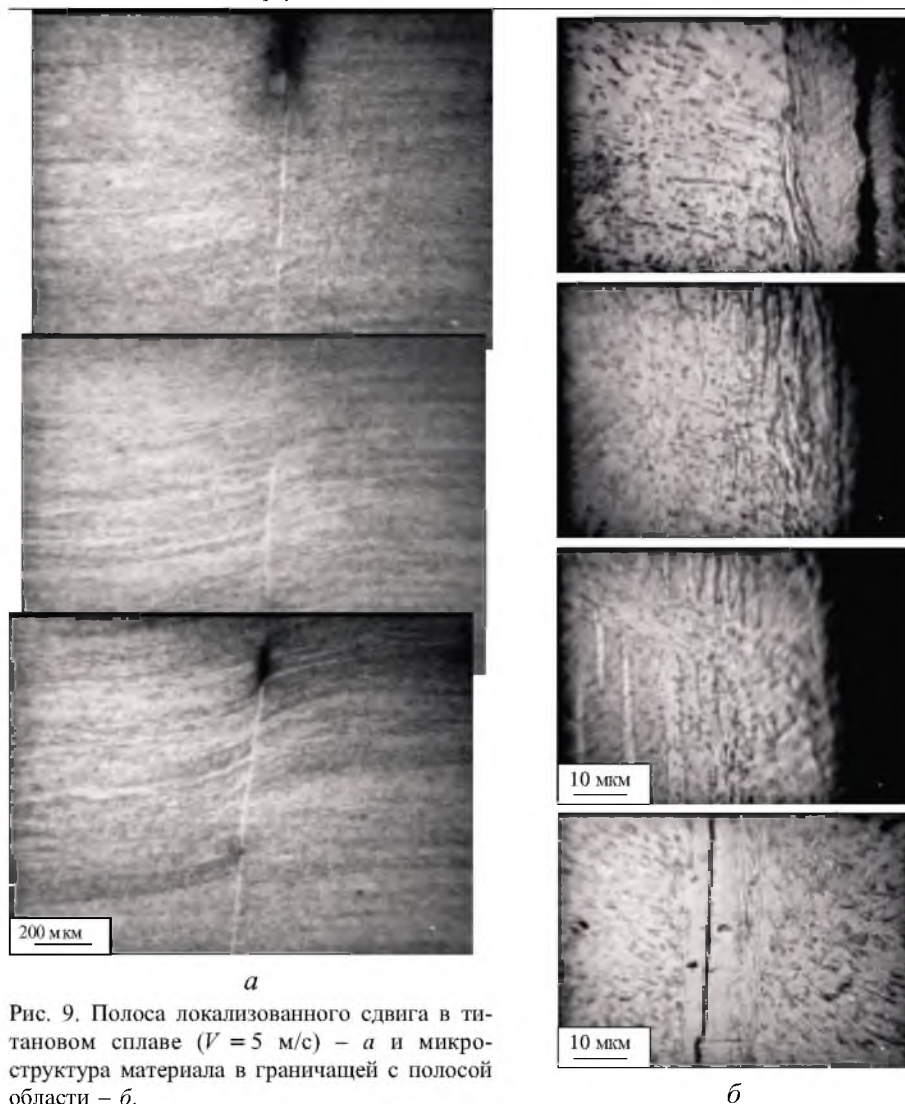


Рис. 9. Полоса локализованного сдвига в титановом сплаве ($V = 5$ м/с) – *а* и микроструктура материала в граничащей с полосой области – *б*.

Ударное нагружение образцов из титанового сплава. КЭП-образец из титанового сплава дважды нагружали ударом массивной бабы ($M = 29$ кг) со скоростью 5 м/с (образец № 1 в таблице). Перемещение центральной части образца за цикл нагружения составляло примерно 0,4 мм. Абсолютная величина перемещения центральной части образца равна 0,9 мм. Панорама поперечного сечения рабочей зоны образца приведена на рис. 9,а. Из полученных результатов следует, что деформация сдвига, локализованная в узкой полосе, включающей участки различного сочетания разрушений и структурных превращений, распространяется на всю длину линии между угловыми точками. Концентрация напряжений в угловых точках вызвала образование широких трещин у верхней и нижней поверхностей образца. Эти повреждения заканчиваются мелкими порами округлой формы. Затем идет ПАС, которая сменяется зоной магистральной трещины, иногда чере-

дующейся с участками ПАС. Металлографическое исследование показало, что на границе с ПАС наблюдаются локальные области измененной структуры материала в виде очень узких полос, параллельных линии сдвига, которые рельефно выступают на фоне основной протравленной поверхности шлифа и структуры с полосами, расположенными под углом $70...80^\circ$ к линии сдвига (рис. 9,б). На удалении примерно $150...200$ мкм от границы ПАС изменения структуры незначительны.

Общим для стали и титанового сплава является возникновение в материале вблизи угловых точек областей интенсивного пластического деформирования, повреждения и разрушения материала. Изменение интенсивности напряжений (деформаций) вдоль линии, соединяющей угловые точки, приводит к различию интенсивности локализованного сдвига и связанных с ним изменений микроструктуры. Уменьшение интенсивности деформаций вдоль магистральной линии сдвига приводит к расширению полосы измененной структуры.

Микроструктурные изменения в стали и титановом сплаве аналогичны. Повышенная склонность титанового сплава к образованию ПАС проявляется в том, что полосы фазовых превращений возникают в нем при скорости ударного нагружения 5 м/с, а в образце из стали развитие ПАС имеет место только при скорости более 60 м/с.

Анализ микроструктур упрочненной стали показал, что повышенная скорость ударного нагружения вызывает более интенсивное развитие деформации сдвига вдоль магистральной полосы локализованного сдвига. Это проявляется в распространении полосы измененной структуры на всю длину линии между угловыми точками и в увеличении протяженности полос, прилегающих к ним.

Результаты приведенных исследований упрочненной стали согласуются с данными и выводами работ [6–9].

5. Анализ результатов численного моделирования. С целью оценки напряженного состояния, возникающего в области локализованного сдвига в КЭП-образцах, осуществлено численное моделирование методом конечных элементов процесса осесимметричного деформирования в условиях ударного нагружения. Расчет проводили с использованием пакета прикладных программ IMPRO [10] и уравнений состояния [11, 12]. Изолинии распределения интенсивности деформаций в начальный период деформирования ($5,6$ мкс после начала нагружения) и более поздний ($12,2$ мкс) показаны на рис. 10,а, а распределение интенсивности деформаций по радиусу в различные моменты времени – на рис. 10,б.

Из анализа данных расчетов следует, что в начальный период нагружения пластическое течение локализовано вблизи угловой точки, прилегающей к поверхности ударного нагружения. В этой области возникает сложное напряженное состояние, связь которого с процессами разрушения проанализировать затруднительно. При дальнейшем нагружении поле интенсивных деформаций охватывает все сечение, и в результате интерференции волн развивается локализованное течение в узкой полосе, соединяющей угловые точки в образце при пониженном влиянии специфического напряженного состояния вблизи этих точек. На этой стадии локализо-

ванное пластическое деформирование развивается практически одинаково по всей длине полосы сдвига и может удовлетворительно моделироваться с использованием одномерной модели сдвига [5], преимущество которой заключается в применимости для расчета больших деформаций.

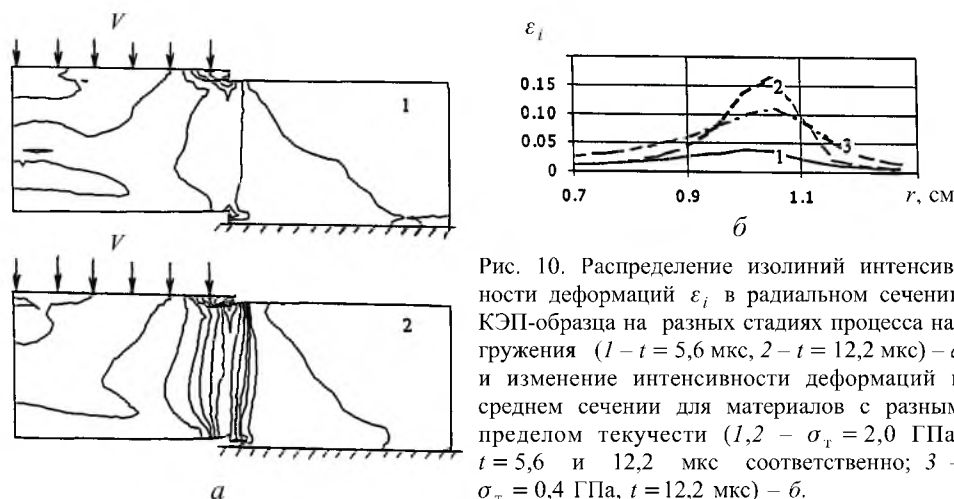


Рис. 10. Распределение изолиний интенсивности деформаций ε_i в радиальном сечении КЭП-образца на разных стадиях процесса нагружения (1 – $t = 5,6$ мкс, 2 – $t = 12,2$ мкс) – а и изменение интенсивности деформаций в среднем сечении для материалов с разным пределом текучести (1, 2 – $\sigma_T = 2,0$ ГПа, $t = 5,6$ и $12,2$ мкс соответственно; 3 – $\sigma_T = 0,4$ ГПа, $t = 12,2$ мкс) – б.

Следовательно, приведенный краткий анализ позволяет распространить результаты расчетов, полученных на одномерной модели локализованного сдвига, на процесс деформирования в полосе интенсивного сдвига КЭП-образца при изучении второй стадии процесса нагружения (после формирования полосы локализованного сдвига). Это касается оценки влияния на процесс пластического течения теплопроводности материала, деформационного упрочнения, линейной и нелинейной вязкости, развития повреждений и других особенностей деформирования материала при ударном нагружении [5].

Данные численного моделирования качественно соответствуют результатам проведенных микроструктурных исследований. Повышенная интенсивность деформаций наблюдается вблизи угловых точек (на микрошлифах вблизи этих точек образуются области разрыхленного материала, трещины с рваными краями). Характер распределения деформации сдвига на удалении от этих точек соответствует результатам моделирования.

Заключение. При *ступенчатом ударном нагружении*, не вызывающем существенного повышения температуры, инициирование разрушения плоских образцов из высокопрочной стали и титанового сплава с утонченной областью связано с возникновением начальной трещины у свободной границы пластически деформированной области. Дальнейшее распространение этой трещины предотвращает развитие сдвиговой деформации.

Предельная пластичность высокопрочной стали и титанового сплава, определенная по максимальной величине деформации сдвига, значительно выше, чем определенная по результатам испытаний на растяжение.

В высокопрочной стали и титановом сплаве при одинаковых условиях нагружения первичные и вторичные трещины возникают по достижении

предельной деформации в центральной части пластически деформированной области во взаимно перпендикулярных плоскостях, положение которых различно для рассмотренных материалов.

В образцах из тонколистовой мягкой стали максимальные деформации сдвига вблизи краевой области у концентратора напряжений вызывают зарождение краевой трещины, что не позволяет оценить максимальную пластичность при сдвиге.

При *адиабатическом процессе деформирования*, в котором существенно влияние локализованного повышения температуры, результаты микроструктурных исследований показали, что в зависимости от конкретного напряженно-деформированного состояния металла в области сдвига возможны различные механизмы процесса разрушения:

образование цепочки пор или трещин в металле без фазовых превращений;

возникновение протяженной области поврежденного материала в результате слияния микроповреждений;

развитие узкой полосы локализованного сдвига, продолжение которой в область пониженной интенсивности напряженно-деформированного состояния сопровождается ее расширением;

развитие полосы адиабатического сдвига (фазовых превращений) и повреждений (пор, микротрещин).

По *результатам численного моделирования* напряженно-деформированного состояния в КЭП-образцах с использованием метода конечных элементов процесс развитой локализации может моделироваться одномерной моделью сдвига, применимой для моделирования больших деформаций.

Авторы выражают искреннюю признательность координатору проекта INTAS-96-2141 проф. Я. Клепачко за поддержку проводимых исследований и полезные советы.

Резюме

Наведено основні результати дослідження локалізованої деформації зсуву високоміцної сталі, титанового сплаву та тонколистової м'якої сталі при ударному навантаженні. Аналіз результатів експериментів, зміни мікроструктури й чисельного моделювання свідчить про вплив на виникнення смуг адіабатичного зсуву при високошвидкісному деформуванні взаємозв'язаних процесів деформаційного зміцнення й розігріву при пластичному деформуванні та фазових перетворень у матеріалі. Розподіл температури в областях локалізації деформації зумовлює розвиток пов'язаних з нею мікроструктурних змін у металі. При зниженій швидкості навантаження й малому прирості деформації за цикл навантаження, що виключає значний розігрів матеріалу, розвивається нерівномірне деформування без різкої локалізації деформації.

1. Moss G. L. Shear strains, strain rates and temperature changes in adiabatic shear bands / M. A. Meyers and L. E. Murr (Eds.), Shock Waves and High-Strain Rates Phenomena in Metals, Plenum Press, New York. – 1981. – 299 p.
2. Olson G. F., Mescal J. F., and Azrin M. Adiabatic deformation and strain localization / M. A. Meyers and L. E. Murr (Eds.), Shock Waves and High-Strain Rates Phenomena in Metals, Plenum Press, New York. – 1981. – 221 p.
3. Степанов Г. В., Харченко В. В., Гурский В. Н. Исследование особенностей развития высокоскоростного локализованного сдвига в металле. – Пробл. прочности. – 1995. – № 3. – С. 41 – 45.
4. Степанов Г. В. Локализация деформации сдвига в металле при динамическом нагружении. – Там же. – № 8. – С. 52 – 59.
5. Степанов Г. В., Федорчук В. А. Локализованный сдвиг в тонколистовом материале. – Там же. – 1999. – № 5. – С. 53 – 63.
6. Klepaczko J. R. Remarks on impact shearing // J. Mech. Phys. Solids. – 1998. – 46, N 10. – P. 2139 – 2153.
7. Klepaczko J. R. and Klosak M. Numerical study of the critical impact velocity in shear // Eur. J. Mech. Solids. – 1999. – 18. – P. 93 – 113.
8. Raftenberg M. N. Proposed coupling between adiabatic shear banding and tensile failure in a steel target / N. Atluri and P. E. O'Donoghue (Eds.), Modeling and simulation based engineering, Tech. Science Press: Palmdale, California. – 1998. – Vol. 2. – P. 1157 – 1162.
9. Raftenberg M. N. and Krause C. D. Metallographic observations of armor steel specimens from plates perforated by shaped charges jets // Int. J. Impact Eng. – 1999. – 23. – P. 757 – 770.
10. Харченко В. В. Вязкопластические эффекты в процессах высокоскоростного локального деформирования материалов и элементов конструкций: Автореф. дис. д-ра техн. наук. – Киев, 1998.
11. Степанов Г. В. Упруго-пластическое деформирование и разрушение материалов при импульсном нагружении. – Киев: Наук. думка, 1991. – 287 с.
12. Johnson R. G. and Cook W. H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures // Eng. Fract. Mech. – 1985. – 21, N 1. – P. 31 – 48.

Поступила 07. 06. 99