

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ АРМКО-ЖЕЛЕЗА
И МЕДИ ПРИ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$

Исследованы структурные и прочностные изменения в трубчатых образцах армко-железа и меди после разлета в результате взрывного нагружения при скоростях деформации $10^4 - 10^5 \text{ с}^{-1}$ до заданной степени деформации. В армко-железе переход к адиабатическому сдвигу происходит при значительно более жестких условиях нагружения, чем в прочных сталях. В крупнокристаллической меди при самых жестких из достигнутых параметров нагружения условия для зарождения адиабатического сдвига достигнуты не были. Наблюдался необычный механизм разрушения — зарождение и рост нескольких макроскопических пор на тройных стыках зерен.

Известно, что при скоростях деформации $\dot{\epsilon} \geq 10^4 \text{ с}^{-1}$ многие металлы (мартенситные и аустенитные стали, титановые, медные, алюминиевые и другие сплавы) деформируются и разрушаются посредством адиабатического сдвига [1—3]. Адиабатический сдвиг — разновидность интенсивного локализованного сдвига, при которой определяющую роль в локализации играет термическое разупрочнение материала. В публикациях не всегда четко проводится различие между адиабатическим сдвигом и локализованным сдвигом на третьей стадии пластической деформации перед разрушением [4]. Отличительная особенность полос адиабатического сдвига в металлах, не испытывающих фазового перехода, — наличие следов плавления и рекристаллизации. В сталях закалка за счет теплоотвода в матрицу приводит к образованию мартенсита в полосе [1]. Переходу от однородной пластической деформации в объеме к резко неоднородной по полосам адиабатического сдвига способствуют низкий коэффициент деформационного упрочнения, благодаря чему в ходе деформации быстро достигается предельное упрочнение, и большой коэффициент термического разупрочнения (см. критерий Бая [3]).

Армко-железо и медь относятся к металлам, в которых развитие адиабатического сдвига или вообще не отмечается, или происходит в условиях предельно жестких нагружений [5, 6]. В настоящей работе представлены результаты экспериментов по высокоскоростному деформированию этих металлов по методике взрывного нагружения трубчатых образцов.

Особенность методики эксперимента — остановка разлета трубы, нагруженной взрывом изнутри, на ступенчатой обойме при заданных степенях деформации [2]. В нескольких опытах датчиками сопротивления измерялась скорость раздувания v , и по ней рассчитывалась средняя скорость деформации $\dot{\epsilon} = \frac{v}{r_0}$ (при больших деформациях и слабом росте v истинное значение $\dot{\epsilon}$ монотонно уменьшается со временем).

При предельно жестких нагружениях в описываемой серии опытов получены следующие параметры деформации: медь М1, труба диаметром 90 мм, толщина стенки 2 мм, нагружение октогеном — $v = 2 \div 2,1 \text{ км/с}$, $\dot{\epsilon} \approx (4,5 \div 3) \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$; армко-железо, труба диаметром 44×8 , литой ТГ 50/50 — $v = 800 \text{ м/с}$, $\dot{\epsilon} \approx (6 \div 5) \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$.

Изменения структуры, возникшие в результате высокоскоростной деформации, исследовались на образцах, вырезанных на электроискровом станке перпендикулярно оси трубы при заданных степенях деформации. Образцы после электрополировки и травления изучались на микроскопе Неофот. В аналогичных условиях эксперимента на сталях [2] многочисленные полосы адиабатического сдвига зарождались и активно развивались при $\dot{\epsilon} \sim 10^4 \text{ с}^{-1}$ уже при $\epsilon = 20 \div 30 \%$. В данной серии опытов обоймы позво-

ляли останавливать отдельные участки разлетающегося образца при ϵ до $180 \pm 200\%$.

Следы деформации, в которых наблюдаются явные термические эффекты, появились в трубах из армо-железа, нагруженных гексогеном и октогеном, при $\epsilon = 150$ и 100% соответственно (рис. 1, 2). Полосы очень редкие, по всем произошло раскрытие трещин, по берегам которых имеется толстый (порядка $10\text{--}30$ мкм) слой мелких зерен. Не отмечено ни одного следа, зародившегося внутри, а не на поверхности. Обычно формируются широкие, толщиной в несколько зерен, полосы интенсивного локализованного сдвига. Измерения микротвердости указывают на дополнительное упрочнение в полосах (в образце, представленном на рис. 1, в матрице $H_V = 1,63 \pm 0,15$ ГПа, в полосе $H_V = 2,15 \pm 0,10$ ГПа).

По-видимому, полосы зарождаются в местах с пониженным локальным сопротивлением деформации (аналог шейки в опытах по растяжению), определяемых либо геометрическим фактором (царапина, меньшая толщина), либо физическим (благоприятная для скольжения ориентация нескольких крупных зерен, разрыв по слабой границе). Такая структура — промежуточная между полосами адиабатического сдвига, где термическое разупрочнение способствует все более прогрессирующему сдвигу по полосе, и обычными для многих металлов полосами локализованной деформации, где рост сдвига по полосе приводит к ее упрочнению и, как следствие, к постепенному утолщению полосы. В условиях эксперимента выделения тепла в полосе немного не хватило для проявления термических эффектов. Раскрытие трещины при выходе полосы на поверхность привело вследствие малости толщины трубы к еще большей концентрации напряжений. Интенсивная дополнительная деформация (берега разведены, устья некоторых трещин, как и на рис. 1, сильно округлены) вовлекла за счет работы наклонных систем сдвигов дополнительное большое количество дислокаций, движение которых и выход на поверхность обеспечили, видимо, выделение тепла, недостававшего для достижения температуры рекристаллизации.

Таким образом, можно считать, что предельно жесткие параметры нагружения $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ и $\epsilon = 150\%$ находятся вблизи границы развития адиабатического сдвига в армо-железе. Меньшая склонность армо-железа к развитию адиабатического сдвига по сравнению с прочными

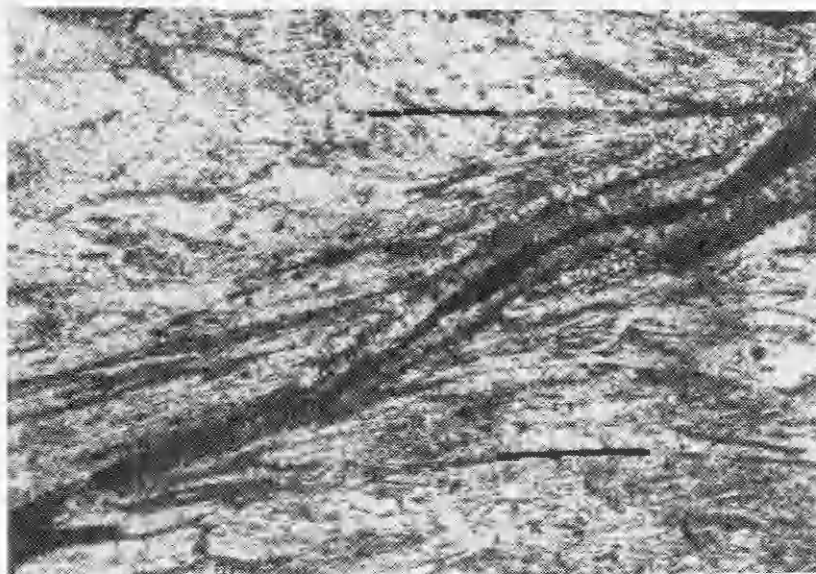


Рис. 1. Армо-железо, нагружение октогеном, $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 185\%$ ($\times 125$); трещина вдоль полосы интенсивного сдвига, рекристаллизованные зерна.



Рис. 2. Армко-железо, нагружение октогеном, $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 150\%$ ($\times 100$); интенсивные полосы сдвига и трещина у поверхности нагружения с рекристаллизованными зёрнами.

сталями [2] определяется, видимо, главным образом большим коэффициентом деформационного упрочнения [3].

В условиях проведенных экспериментов: разлет трубы со скоростью деформации до $6 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ (нагружение октогеном) и деформацией до 200 % полос адиабатического сдвига в меди М1 с размером зерна 0,6—0,7 мм не отмечалось.

Полосы интенсивного локализованного сдвига в меди неоднократно наблюдались при больших ϵ как при малых значениях $\dot{\epsilon}$ (см., например, детальный анализ кристаллографии сдвигов в монокристаллах меди при прокатке [7]), так и в случае динамического нагружения (в [8] при обжати толстостенной трубы детонационной волной, распространяющейся вдоль образующей, имела место потеря устойчивости посредством формирования нескольких интенсивных полос сдвига у внутренней поверхности). По-видимому, лишь в двух работах достигнуты условия для развития в меди адиабатического сдвига.

В [6] проведены испытания на кручение при $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \div 330 \text{ с}^{-1}$. При $\dot{\epsilon} = 174$ и 330 с^{-1} по достижении $\epsilon \sim 5,0$ на кривых деформации фиксировался резкий спад. При этом деформация локализовалась в сравнительно узкой полосе толщиной 0,34 мм. Резкое падение упрочнения авторы объяснили выделением тепла при пластической деформации, но детального микроструктурного исследования состояния материала в полосе не проводилось.

Полосы адиабатического сдвига с четко зафиксированным эффектом отжига дислокаций в полосе наблюдались в монокристаллах меди, нагруженных ударной волной с интенсивностью 100 ГПа при 77 К [5]. Анализ показал, что адиабатические сдвиги возникали в волне разгрузки при следующих параметрах: $\epsilon = 26,3\%$, $\dot{\epsilon} = (10 \div 2) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$, температура в начале разгрузки 1820 К, в конце разгрузки 1120 К, затем образец попадал в воду. Важной особенностью развития деформации в волне разгрузки была очень высокая температура окружающей матрицы, которая, несмотря на высокую теплопроводность меди, помешала эффективному отводу тепла от полосы сдвига, развивающейся в предельно наклепанном материале. Была предпринята попытка добиться близких параметров деформирования при взрывном нагружении трубы с помощью предварительного подогрева ее до

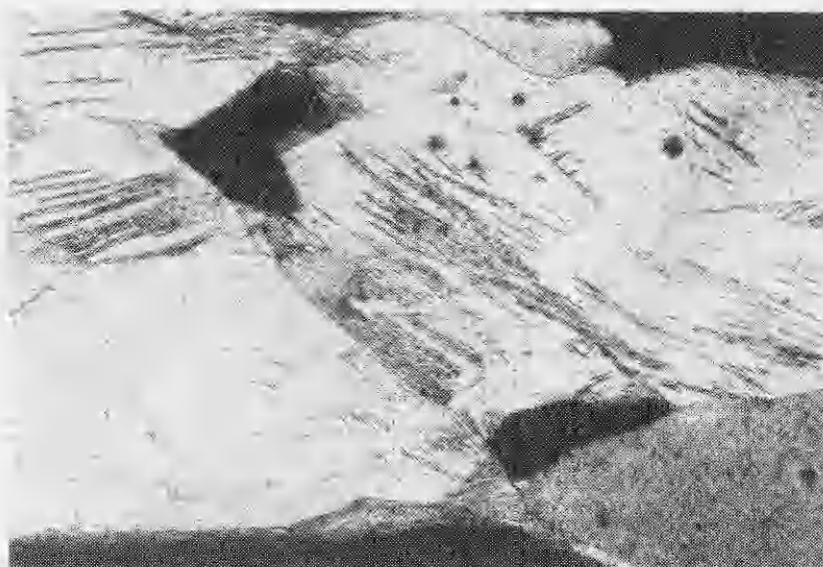


Рис. 3. Медь, нагружение октогеном, $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 50 \%$ ($\times 125$); развитие макроскопических пор у тройных стыков зерен.

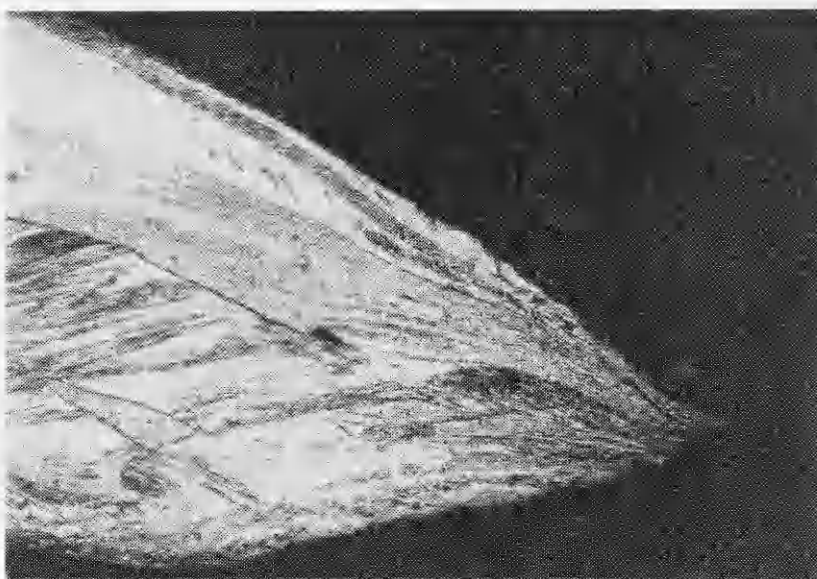


Рис. 4. Медь, нагружение октогеном, $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon = 50 \%$ ($\times 125$); завершающая стадия разрушения — формирование шейки.

870 К (в опыте $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, ϵ до 200 %). Осколки принимались в обойму изо льда. Деформационную структуру удалось зафиксировать, но полос адиабатического сдвига не найдено.

В крупнокристаллической меди в условиях высокоскоростного нагружения с $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ при $\epsilon \approx 100 \%$ реализовался необычный механизм деформации — нарушение сплошности и рост макроскопических пор в местах тройных стыков зерен (рис. 3). В процессе последующей деформации объединение пор приводит к образованию шейки (рис. 4). Характерно, что в пластичной меди даже при росте нескольких крупных пор продолжалась

однородная деформация трубы вплоть до торможения на обойме при $\epsilon = 200\%$, что определялось по остаточной толщине образца.

На основании проведенной работы можно сделать следующие выводы.

1. В условиях взрывного нагружения трубчатых образцов армко-железа критические условия для развития адиабатического сдвига достигаются при значительно более жестких нагружениях ($\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$, $\epsilon \approx 150\%$), чем в сталях. Видимо, это связано с большим значением коэффициента деформационного упрочнения у мягкого железа.

2. В меди при высокоскоростном растяжении с $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$ и $\epsilon = 200\%$ не достигнуты условия для зарождения адиабатического сдвига.

3. В крупнокристаллической меди наблюдался необычный механизм деформации — зарождение и рост макроскопических пор на тройных стыках зерен.

ЛИТЕРАТУРА

1. Rogers H.G. Adiabatic plastic deformation // *Ann. Rev. Mater. Sci.* — 1979. — 9. — P.283—311.
2. Могилевский М.А., Булгаков В.В., Кормачев А.Д. Критические параметры нагружения для развития адиабатического сдвига в сталях. // *Обработка материалов импульсными нагрузками.* — Новосибирск: СКБ ГИТ, 1990. — С. 126—133.
3. Bai Y.L. Evolution of thermo-visco-plastic shearing // *Inst. Phys. Conf., Ser. 102, Session 3, Mech. Prop. Materials at High Rates of Strain.* — Oxford. — 1989. — P. 99—110.
4. Конева Н.А., Шаркеев Ю.П. и др. Поверхностная картина скольжения и механизмы деформации гцк сплавов // *Физика и технология упрочнения поверхности металлов.* — Л.: ФТИ, 1985. — С. 79—85.
5. Могилевский М.А., Бушнев Л.С. Последовательность развития деформационной структуры в алюминии и меди при ударно-волновых нагружениях до 50 и 100 ГПа // *ФГВ.* — 1990. — 26, № 2. — С. 95—102.
6. Lindholm U.S. et al. Large Strain, High Strain Rate Testing of Copper // *Trans. ASME.* — 1980. — 102. — P. 376—382.
7. Bochniak W. Microstructural and Macroscopic Strain Localization in Copper Single Crystals Rolled at Different Temperatures // *Z. Metallkde.* — 1988. — 79, N 12. — P. 788—795.
8. Нестеренко В.Ф., Лазариди А.Н., Першин С.А. Взрывная обработка толстостенной медной оболочки // *ФГВ.* — 1989. — 25, № 4. — С. 154—155.

630090, г. Новосибирск
ИГиЛ СО РАН

Поступила в редакцию 11/VI 1993,
после доработки — 16/XI 1993

УДК 532.529

А.В. Федоров

СТАЦИОНАРНАЯ УДАРНАЯ ВОЛНА В ДВУХТЕМПЕРАТУРНОЙ СМЕСИ ГАЗА И ТВЕРДЫХ ЧАСТИЦ С УЧЕТОМ ПЛАВЛЕНИЯ

Дан анализ различных типов ударных волн в смеси газа и твердых частиц с учетом их плавления и реального вида кинетического уравнения плавления. Течение смеси равномерно по скоростям, неравномерно по температурам конденсированной и газовой фаз. Численные расчеты подтвердили существование предсказанных типов течений смеси, выявили, в частности, течение с солитоноподобным распределением температуры газа.

В [1] изучена проблема стационарного распространения ударной волны (УВ) в смеси газа и мелких частиц в рамках односкоростного однотемпературного течения при учете неравномерного плавления твердых частиц. Рассматривались УВ умеренной интенсивности, когда в уравнениях теплообмена между фазами можно пренебречь некоторыми членами, ответственными за теплообмен между жидкой и твердой фазами, теплопоглощением за счет фазового перехода (см. [2]). Упрощения, возникающие в рамках этих предположений, приводили к простейшему виду кинетических уравнений

© А.В. Федоров, 1994.