

УДК 539.37

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ АДИАБАТИЧЕСКОГО ЛОКАЛИЗОВАННОГО СДВИГА В МЕДИ

В. А. Пушков, А. В. Юрлов, А. М. Подурец, А. Н. Цибилов,
М. И. Ткаченко, А. Н. Баландина

РФЯЦ, ВНИИ экспериментальной физики, 607190 Саров, postmaster@ifv.vniief.ru

Приведены результаты исследования формирования локализованного сдвига в меди М1 двух типов: в состоянии поставки и после предварительного нагружения квазиизозентропической волной сжатия. Опыты проведены с образцами шляповидной формы с применением метода составного стержня Гопкинсона. Для обоих типов меди получены диаграммы динамического сжатия при скоростях деформации $2\,100 \div 2\,500 \text{ с}^{-1}$, проведен металлографический анализ структуры меди, дана оценка влияния предварительного ударного деформирования на динамические механические свойства материалов. Показано, что более высокопрочные, но имеющие меньшую степень деформационного упрочнения, предварительно нагруженные металлы проявляют более высокую склонность к образованию полос адиабатического сдвига.

Ключевые слова: пластическая деформация, предварительное нагружение, упрочнение, адиабатический сдвиг.

ВВЕДЕНИЕ

Основным механизмом локализованного адиабатического сдвига считается быстрый локальный цикл, состоящий из пластического деформирования материала, перехода работы в теплоту и теплового разупрочнения материала (см., например, [1]). Известно, что образование центров локализации деформации очень чувствительно к начальной плотности дефектов и строению микроструктуры. С другой стороны, в работах [2–4] выявлено, что способность материала к деформационному упрочнению играет важную роль в локализации полос сдвига. Соперничество между явлениями упрочнения и разупрочнения контролирует зарождение и развитие полос сдвига. В [2] сделано предположение, что материалы с высокими скоростями деформационного упрочнения, такие как медь, алюминий, меньше подвержены адиабатическому сдвигу, в том числе в условиях очень высокой скорости деформации. В целом же считается, что материалы с высокой прочностью и низкой способностью деформационного упрочнения более склонны к локализации адиабатических полос сдвига. Предварительное ударное деформирование оказывает существенное влияние на динамические меха-

нические свойства материалов [5]. В частности, для меди и ряда других металлов, сплавов и композитов после предварительного ударного деформирования при последующем динамическом нагружении обнаружено повышение напряжения пластического течения [6]. Влияние предварительного ударного деформирования на развитие локализованного сдвига в стали 304 подробно изучено в [7] с применением метода составного стержня Гопкинсона. В целом получено, что предварительно деформированная сталь 304 больше склонна к локализации сдвига, чем отожженная (локализованный сдвиг формировался при заметно меньших пластических смещениях и напряжениях) [7].

Цель настоящей работы — исследование локализованного сдвига в меди, подвергнутой предварительному высокоскоростному квазиизозентропическому нагружению давлением 30 ГПа, в сравнении с данными по меди в состоянии поставки. Опыты проведены с образцами шляповидной формы [8] с применением метода составного стержня Гопкинсона [7, 9, 10].

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

Ранее нами было исследовано формирование локализованного сдвига в меди М1 в состоянии поставки на образцах размеров $\varnothing 10 \times 5 \text{ мм}$ [10]. Структура этой меди характеризуется крупным размером зерна $\approx 110 \text{ мкм}$. В спе-

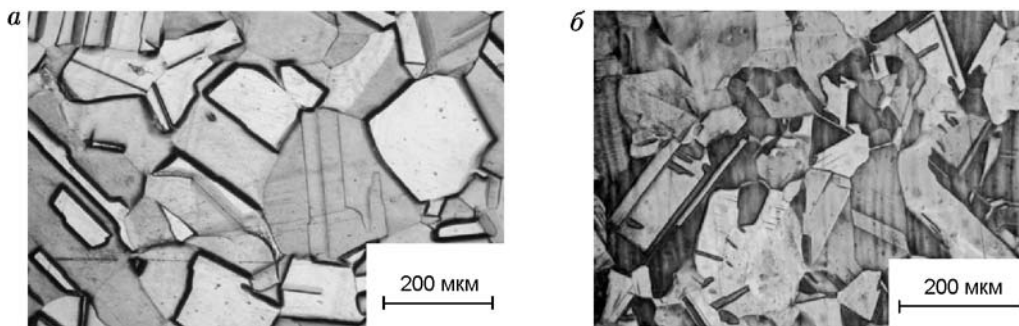


Рис. 1. Исходная микроструктура меди М1 в состоянии поставки (а) и после предварительного нагружения (б)

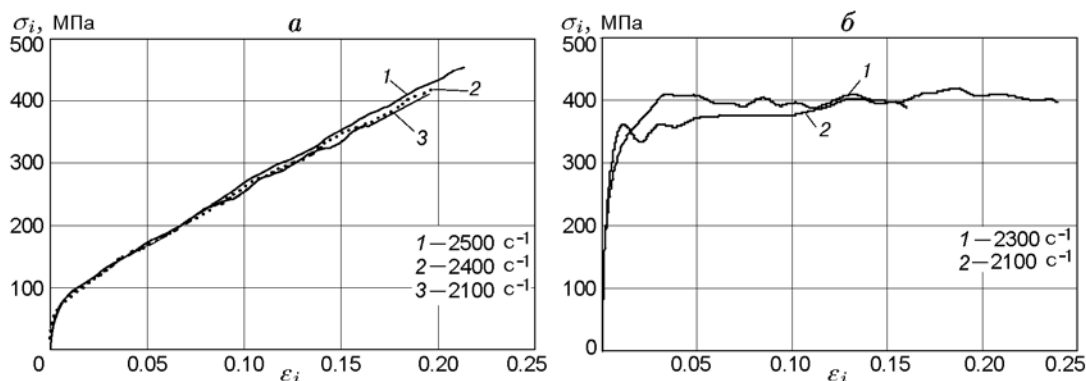


Рис. 2. Диаграммы динамического сжатия меди в состоянии поставки (а) и после квазиизэнтропического нагружения (б) (испытания по методу составного стержня Гопкинсона)

циальных опытах такая же медь М1 в состоянии поставки была подвергнута предварительному нагружению квазиизэнтропической волной сжатия с амплитудой давления 30 ГПа, сформированной с помощью взрыва ВВ. Фотографии исходной структуры меди в состоянии поставки и после предварительного нагружения представлены на рис. 1.

Структура меди после высокоскоростного квазиизэнтропического нагружения характеризуется появлением большого количества двойников, равномерно расположенных по образцу (рис. 1, б). В [11] показано, что такие двойники образуются в меди при динамическом нагружении давлением выше 20 ГПа со скоростью деформации выше 10^6 c^{-1} . Образование большого количества двойников повышает прочностные свойства материала [11]. Аналогичные данные, но с появлением уже внутризеренных параллельных полос локализованной деформации были выявлены для меди после ударно-волнового нагружения давлением 30 ГПа [11].

Диаграммы динамического сжатия двух

типов меди при скоростях деформации $2100 \div 2500 \text{ c}^{-1}$ построены в истинных координатах $\sigma_i - \varepsilon_i$ и представлены на рис. 2. Видно, что медь М1 в состоянии поставки при динамическом сжатии обладает существенным деформационным упрочнением. После квазиизэнтропического нагружения предел текучести меди увеличился в ≈ 5 раз, а степень деформационного упрочнения значительно снизилась. Сходные изменения в реакции материала после ударно-волнового нагружения обнаружены и для других металлов, например для стали [7].

Методика с применением метода составного стержня Гопкинсона (рис. 3, а) подробно описана в [10]. Отметим лишь некоторые особенности опытов с предварительно нагруженной медью. По сравнению с экспериментами в [10] все размеры образцов были пропорционально уменьшены в 1.4 раза. Применялись шляповидные образцы с заранее заданным направлением вынужденного сдвига. Геометрия образцов приведена на рис. 3, б. Стержни Гопкинсона изготовлены из прочной мартенситно-стареющей стали. Импульсы нагрузки $\sigma(t)$

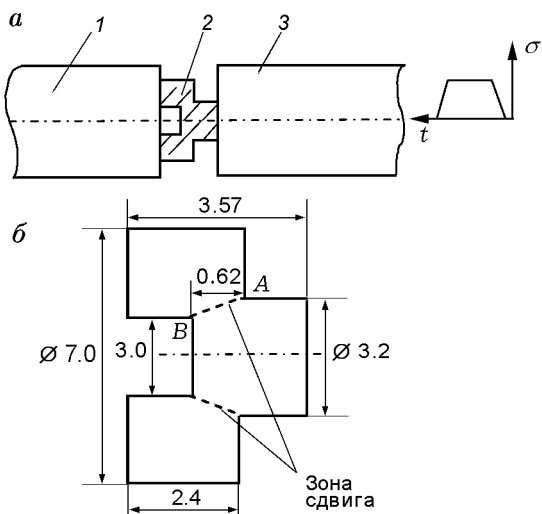


Рис. 3. Схема проведения опытов (а) и геометрия образцов (б):

1 — опорный стержень, 2 — образец, 3 — нагружающий стержень

в нагружающем стержне создавались ударниками из стали ХВГ (диаметром 20 мм, длиной 100 ÷ 250 мм), разгоняемыми с помощью пневматической пушки до скоростей 3.8 ÷ 4.6 м/с. Длительность импульсов 40 ÷ 100 мкс.

По импульсам деформаций, зарегистрированных с помощью тензодатчиков на стержнях, определялись смещение торцов образца относительно друг друга и напряжение сдвига в образце. Сдвиговая компонента нагружения определялась исходя из геометрии образца, без учета расширения цилиндрического основания образца [10]. Расчет напряжения сдвига основан на предположении, что сила сдвига действует только в сдвиговом сечении между двумя краями образца (сечение АВ на рис. 3,б).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

На рис. 4 приведены диаграммы «напряжение сдвига — смещение» в опытах с медью в состоянии поставки, полученные нами в [10] с помощью ударников длиной 300 и 420 мм при скоростях 4.5 и 5.3 м/с соответственно. Длительность импульсов составила $t = 168$ и 120 мкс [10].

Как отмечалось в [10], полученные зависимости характеризуются насыщением способности к деформационному упрочнению и позволяют установить критическое напряжение, начиная с которого при дальнейшем деформировании

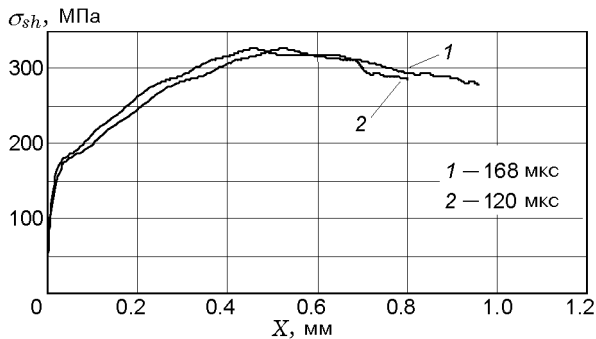


Рис. 4. Напряжение сдвига в зависимости от смещения для меди в состоянии поставки

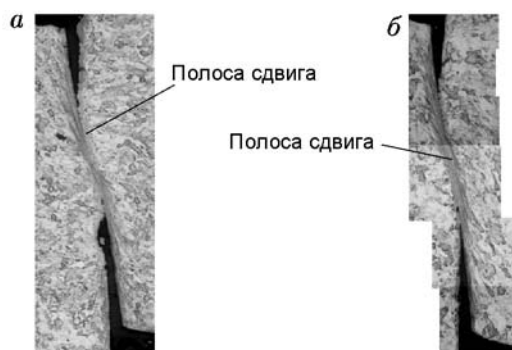


Рис. 5. Микроструктура зоны сдвига в меди М1 в состоянии поставки:

а — ширина полосы локализованного сдвига 30 мкм, б — 40 мкм [10]

нии образца преобладают процессы разрушения и формирования локализованного сдвига. Это напряжение составляет $\sigma_{sh} = 325$ МПа. На рис. 5 представлена микроструктура зон сдвига в этих опытах [10]. Ширина полосы сдвига 30 ÷ 40 мкм.

Относительную деформацию сдвига ε_{sh} можно определить по формуле

$$\varepsilon_{sh} = X_{rel}/h, \quad (1)$$

где X_{rel} — относительное смещение внутри полосы сдвига, h — ширина полосы сдвига [7]. X_{rel} определяется как разность между максимальным смещением X_{max} , найденным по диаграмме «напряжение сдвига — смещение», и критическим смещением X_{cr} , при котором начинается образовываться полоса сдвига. Относительную скорость деформации можно оценить путем деления относительной деформации сдвига на время его локализации [7]:

$$\dot{\varepsilon} = \varepsilon_{sh}/t_{sh}. \quad (2)$$

Согласно формулам (1) и (2) в проведенных опытах $\varepsilon_{sh} = 11.7$ и 8.75 , а $\dot{\varepsilon} = 0.65 \cdot 10^5$ и $0.54 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ для полос шириной $h = 30$ и 40 мкм соответственно.

На рис. 6 представлены зависимости напряжения сдвига от смещения в опытах с медью М1, подвергнутой предварительному квазиизоэнтропическому нагружению. Из кривых 2–5 следует, что после достижения максимального (критического) напряжения начинается разупрочнение материала и поэтому должна происходить локализация сдвига. Это было подтверждено с помощью металлографического анализа. Полосы локализованного сдвига наблюдались в образцах при длительностях нагружения $60 \div 100 \text{ мкс}$, ширина полос при этом составляла $h = 80 \div 40 \text{ мкм}$. Сами полосы обладают повышенной прочностью и насыщены дефектами, зеренная структура в них нарушена. Для иллюстрации на рис. 7,а приведена фотография микроструктуры медного образца, испытанного при скорости ударника 3.8 м/с и длительности импульса $t = 60 \text{ мкс}$, а на рис. 7,б — при скорости ударника 4.2 м/с и

$t = 100 \text{ мкс}$.

При коротком импульсе (рис. 7,а) полоса локализованного сдвига шире (80 мкм), чем при более длинном импульсе. Здесь наблюдается зона больших сдвиговых деформаций, зёрна в этой области подвергались сильной пластической деформации. При более длинном импульсе (рис. 7,б) ширина полосы достигает 40 мкм , в области сдвига присутствует развитая полоса сдвига, зёрна в прилегающей к полосе зоне деформированы существенно меньше. На расстоянии порядка 50 мкм от края полосы видимых искажений в структуре зерен не наблюдалось. В целом в опытах получено, что критические напряжения сдвига составляют $\sigma_{sh} = 225 \div 250 \text{ МПа}$, а критические смещения $X_{cr} = 0.14 \div 0.17 \text{ мм}$. Разброс значений σ_{sh} и X_{cr} , очевидно, связан с различными плотностями дефектов в небольшой зоне вынужденного сдвига образцов после предварительного нагружения. Оценка показала, что здесь $\varepsilon_{sh} = 0.5, 0.58, 0.7, 0.9$, а $\dot{\varepsilon} = (0.36, 0.4, 0.5, 0.7) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ для полос шириной $h = 80, 68, 51, 40 \text{ мкм}$ соответственно.

Сравнение диаграмм на рис. 4 и 6 показывает, что при сходных условиях нагружения пластическая деформация сдвига в обоих материалах начинается приблизительно при одинаковых напряжениях $170 \div 200 \text{ МПа}$. В то же время локализация сдвига в предварительно нагруженной меди начинается при критических напряжениях $225 \div 250 \text{ МПа}$, а в меди в состоянии поставки — при $\approx 325 \text{ МПа}$, т. е. в близких условиях нагружения образование локализованной полосы сдвига в предварительно нагруженной меди происходит при меньшем напряжении. Полученные результаты согласуются с данными работы [7], где в опытах со сталью 304 SS наблюдались аналогичные результаты.

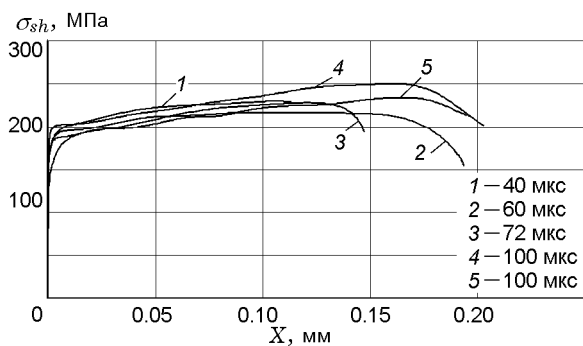


Рис. 6. Напряжение сдвига в зависимости от смещения для предварительно нагруженной меди

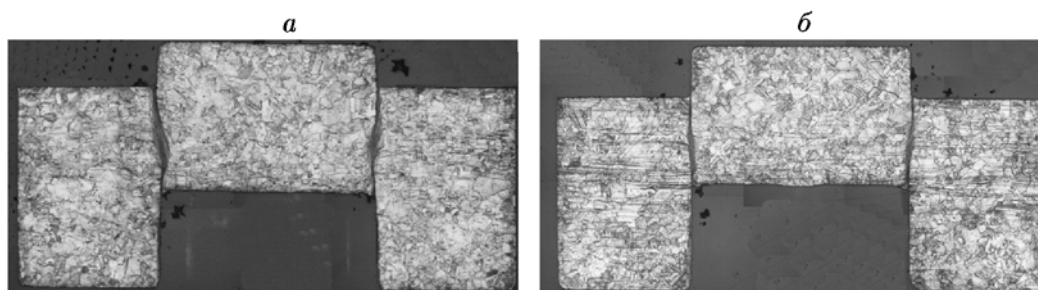


Рис. 7. Микроструктура образцов предварительно нагруженной меди после испытаний: а — $v_{imp} = 3.8 \text{ м/с}$, $t = 60 \text{ мкс}$; б — $v_{imp} = 4.2 \text{ м/с}$, $t = 100 \text{ мкс}$

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В исследованиях методом составного стержня Гопкинсона адиабатического локализованного сдвига в меди в состоянии поставки и после высокоскоростного квазиизотропического нагружения ($p = 30$ ГПа) определены количественные данные: критическое напряжение сдвига, относительная деформация сдвига, ширина полосы сдвига, относительная скорость деформации в полосе сдвига. Полученные данные подтверждают тенденцию, выявленную в исследованиях локализованного сдвига: будучи более высокопрочными, но имеющие меньшую степень деформационного упрочнения, предварительно нагруженные металлы проявляют большую склонность к образованию полос адиабатического сдвига [7].

Представленные результаты полезны для изучения природы локализованного сдвига как одного из видов гетерогенной деформации материалов, а также для связи его с параметрами нагружения и микроструктуры с целью построения более физически обоснованных моделей динамического деформирования и разрушения металлов.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Molinari A., Clifton R. J.** Analytical characterization of shear localization in thermoviscoplastic materials // *Trans. ASME. J. Appl. Mech.* — 1987. — V. 54. — P. 806–812.
2. **Rogers H. C.** Adiabatic plastic deformation // *Annu. Rev. Mater. Sci.* — 1979. — V. 9. — P. 283–311.
3. **Hartley K. A., Duffy J., Hawley R. H.** Measurement of the temperature profile during shear band formation in steels deforming at high strain rates // *J. Mech. Phys. Solids.* — 1987. — V. 35. — P. 283–301.
4. **Shawki T. G., Clifton R. J.** Shear band formation in thermal viscoplastic materials // *Mech. Mater.* — 1989. — V. 8 — P. 13–43.
5. **Chae D., Bandstra J. P., Koss D. A.** The effect of pre-strain and strain-path changes on ductile fracture: experiment and computational modeling // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2000. — V. 285. — P. 165–171.
6. **Gray G. T., Vecchio K. S.** Influence of peak pressure and temperature on the structure/property response of shock-loaded Ta and Ta-10W // *Metall. Mater. Trans. A.* — 1995. — V. 26. — P. 2555–2563.
7. **Xue Q., Gray III G. T., Henrie B. L., Maloy S. A., Chen S. R.** Influence of shock prestraining on the formation of shear localization in 304 stainless steel // *Metall. Mater. Trans. A.* — 2005. — V. 36. — P. 1471–1486.
8. **Hartman K. H., Kunze H. D., Meyer L. W.** Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals / M. A. Meyers, L. E. Murr (Eds). — Plenum Press, 1981. — P. 325–337.
9. **Q. Xue, Gray III G. T.** Development of adiabatic shear bands in annealed 316L stainless steel: Part I. Correlation between evolving microstructure and mechanical behavior // *Metall. Mater. Trans. A.* — 2006. — V. 37. — P. 2435–2446.
10. **Pushkov V. A., Yurlov A. V., Bol'shakov A. P., Podurets A. M., Kal'manov A. V., Koshatova E. V.** Study of adiabatic localized shear in metals by split Hopkinson pressure bar method // *Proc. of the 9th DYMAT Intern. Conf., Belgium, Brussels, EDP Science* — 2009. — V. 1. — P. 395–400.
11. **Подурец А. М., Раевский В. А., Ханжин В. Г., Лебедев А. И., Апрельков О. Н., Игонин В. В., Кондрохина И. Н., Баландина А. Н., Ткаченко М. И., Пети Ж. М., Зомер М. Э.** Двойниковые структуры в меди после ударного и безударного высокоскоростного нагружения // *Физика горения и взрыва.* — 2011. — Т. 47, № 5. — С. 123–131.

*Поступила в редакцию 19/VI 2012 г.,
в окончательном варианте — 1/IV 2013 г.*