

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,  
К. П. Новиков

*Приведены результаты исследований формирования локализованного сдвига в меди М1 двух типов: в состоянии поставки и подвергнутую предварительному нагружению квазиизэнтропической волной сжатия. Опыты проведены на образцах илльповидной формы с применением метода составного стержня Гопкинсона. Для обоих типов меди получены диаграммы динамического сжатия при скоростях деформации 2100–2500 с<sup>-1</sup>, 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. Приведено модельное описание процесса деформирования, согласующееся с экспериментальными данными.*

## Введение

Основным механизмом локализованного адиабатического сдвига считается быстрый локальный цикл, состоящий из пластического деформирования материала, перехода работы в теплоту и теплового разупрочнения материала [1]. В работах исследователей установлено, что образование центров локализации деформации очень чувствительно к начальной плотности дефектов и строению микроструктуры. Одновременно с этим в работах Н. С. Rogers [2], К. А. Hartley [3], R. J. Clifton [4] и др. 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. Вместе с этим Н. С. Rogers предположил, что материалы с высокими скоростями деформационного упрочнения, такие как медь, алюминий, меньше подвержены адиабатическому сдвигу, в т. ч. в условиях очень высокой скорости деформации [2]. В целом же считается, что материалы с высокой прочностью и низкой способностью деформационного упрочнения имеют большую склонность к образованию локализации адиабатических полос сдвига. Предварительное ударное деформирование оказывает существенное влияние на динамические механические свойства материалов [5]. В частности, для меди и ряда других металлов, сплавов и композитов после предварительного ударного деформирования при последующем динамическом нагружении обнаружено повышение напряжений пластического течения [6]. Влияние предварительного ударного деформирования на развитие локализованного

сдвига в стали 304 подробно изучено G. T. Gray III, Q. Хие и др. в [7] с применением метода составного стержня Гопкинсона (SHPB). В целом было получено, что предварительно деформированная сталь 304 более склонна к локализации сдвига, чем отожженная (локализованный сдвиг формировался при заметно меньших пластических смещениях и напряжениях) [7].

Настоящая работа посвящена результатам исследования локализованного сдвига в меди, подвергнутой предварительному высокоскоростному квазиизэнтропическому нагружению давлением 30 ГПа, в сравнении с данными по меди в состоянии поставки. Опыты проведены на образцах шляповидной формы [8] с применением метода SHPB [7, 9, 10].

### *Материал и методика исследований*

Ранее нами проводилось исследование формирования локализованного сдвига в меди М1 в состоянии поставки на образцах габаритами  $\varnothing 10 \times 5$  мм [10]. Структура этой меди характеризуется крупным размером зерна  $\sim 110$  мкм. Такая же медь М1 в состоянии поставки в специальных опытах с помощью взрыва ВВ была подвергнута предварительному нагружению квазиизэнтропической волной сжатия с амплитудой давления 30 ГПа. Фото исходной структуры меди в состоянии поставки и после предварительного нагружения представлены на рис. 1.

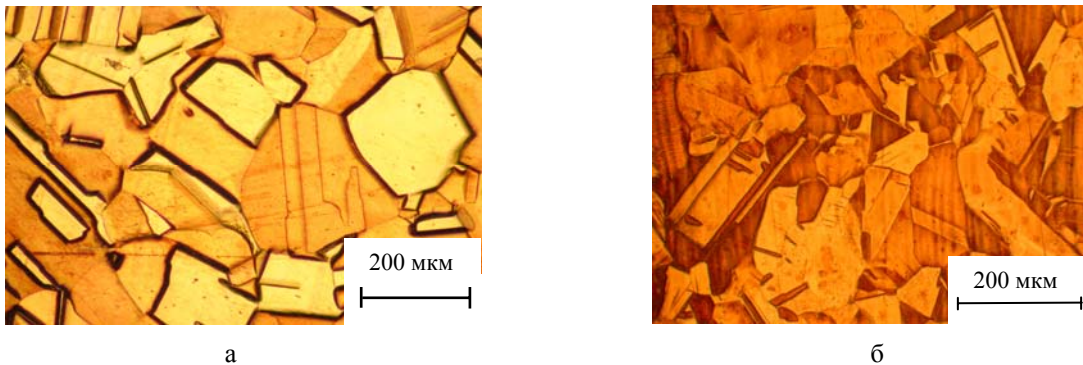


Рис. 1. Исходная микроструктура меди М1 в состоянии поставки (а) и после предварительного нагружения (б)

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 и со скоростью деформации выше  $10^6$  с<sup>-1</sup>. 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 для этих двух типов меди при скоростях деформации 2100–2500 с<sup>-1</sup> построены в истинных координатах  $\sigma_I - \varepsilon_I$  и представлены на рис. 2. По представленным кривым видно, что медь М1 в состоянии поставки при динамическом сжатии обладает существенным деформационным упрочнением. После квазиизэнтропического нагружения предел текучести меди увеличился в  $\sim 5$  раз, а степень деформационного упрочнения значительно снизилась (см. рисунок). Схожие изменения в реакции материала после ударно-волнового нагружения обнаружены и в других металлах, например, в стали [7].

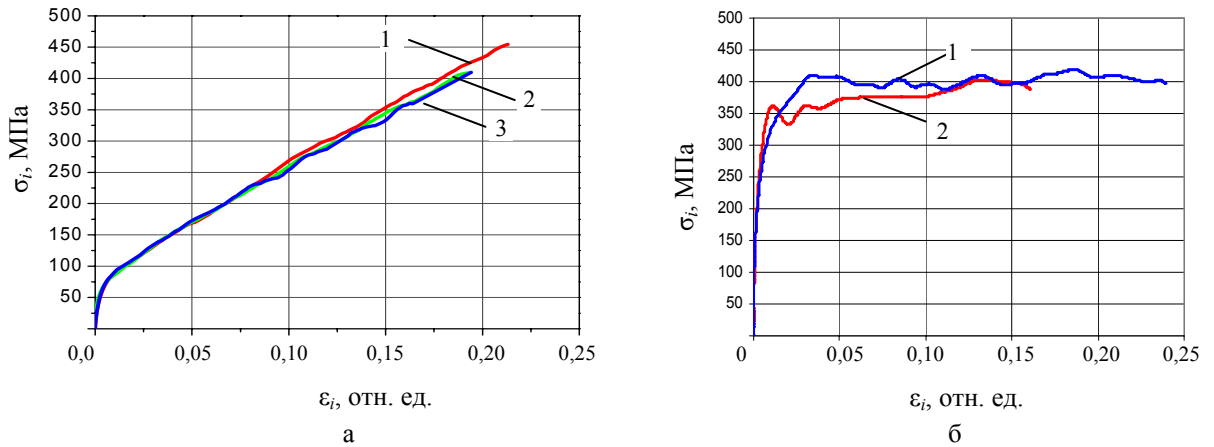


Рис. 2. Диаграммы динамического сжатия  $\sigma_i$ – $\epsilon_i$  меди в состоянии поставки (а) (1 – 2500 с<sup>-1</sup>, 2 – 2400 с<sup>-1</sup>, 3 – 2100 с<sup>-1</sup>) и после квазиизэнтропического нагружения (б) (1 – 2300 с<sup>-1</sup>, 2 – 2100 с<sup>-1</sup>); испытания по методу SHPB

Описание методики с применением метода SHPB (рис. 3,а) подробно приведено в [10]. Для опытов с предварительно нагруженной медью отметим лишь некоторые особенности. Из-за того, что заготовки малых размеров, были пропорционально уменьшены все размеры образцов, использованных нами ранее [10], в 1,4 раза.

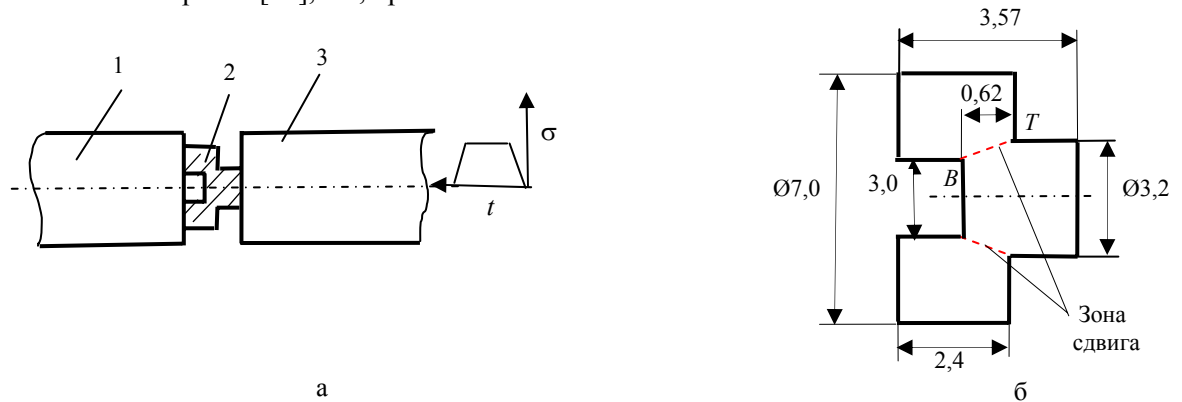


Рис. 3. Схема проведения опытов (а) и геометрия образцов (б): а: 1 – опорный стержень, 2 – образец, 3 – нагружающий стержень

Применялись шляповидные образцы с заранее заданным направлением вынужденного сдвига. Геометрия образцов приведена на рис. 3,б. Стержни Гопкинсона были из прочной мартенситностареющей стали. Импульсы нагрузки  $\sigma(t)$  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. Длительности импульсов составляли 40–100 мкс.

По импульсам деформаций, зарегистрированных с помощью тензодатчиков на стержнях, определялось смещение торцов образца относительно друг друга и напряжение сдвига в образце. Сдвиговая компонента нагружения определялась исходя из геометрии образца, без учета эффекта расширения цилиндрического основания образца [10]. Расчет напряжения сдвига основывался на предположении, что сила сдвига действует только в сдвиговом сечении между двумя краями образца (сечение  $T$ – $B$  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].

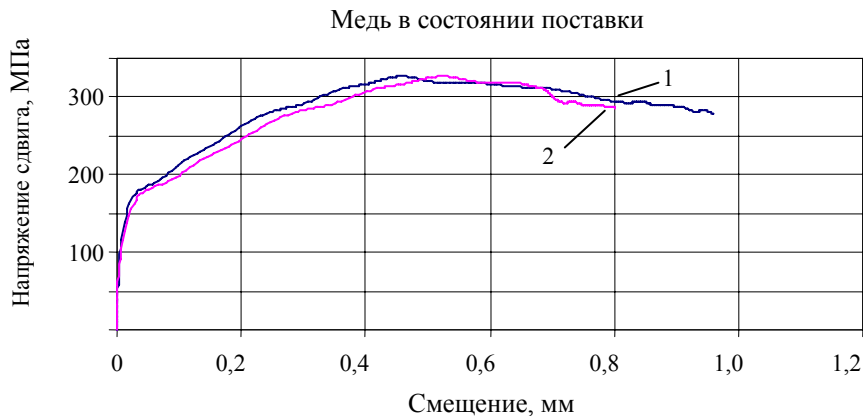


Рис. 4. Напряжения сдвига в зависимости от смещения для меди в состоянии поставки: 1 – 168 мкс; 2 – 120 мкс

Как отмечено в [10], полученные диаграммы отражают состояние насыщения способности к деформационному упрочнению и указывают на величину критического напряжения, начиная с которого при дальнейшем деформировании образца преобладают процессы разупрочнения и формирования локализованного сдвига. Это напряжение составляет  $\sigma_S = 325$  МПа. На рис. 5 представлена микроструктура зон сдвига в этих опытах [10]. Ширина полосы сдвига 30–40 мкм.



Рис. 5. Микроструктура зоны сдвига в меди М1 в состоянии поставки; ширина полосы локализованного сдвига 30 мкм (слева) и 40 мкм (справа) [10]

Относительную деформацию сдвига  $\varepsilon_{sh}$  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  $X_{crit}$ , при котором начинает образовываться полоса сдвига. Относительную скорость деформации можно оценить путем деления относительной деформации сдвига на время локализации сдвига [7]

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

Исходя из формул (1) и (2) относительная деформация сдвига  $\varepsilon_{sh}$  в этих опытах составляет 11,7 и 8,75 отн. ед., а относительная скорость деформации  $\dot{\varepsilon} - 0,65 \cdot 10^5$  и  $0,54 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$  для полосы шириной 30 и 40 мкм, соответственно.

На рис. 6 представлены зависимости напряжения сдвига от смещения в опытах с медью М1, подвергнутой предварительному квазиизэнтропическому нагружению.

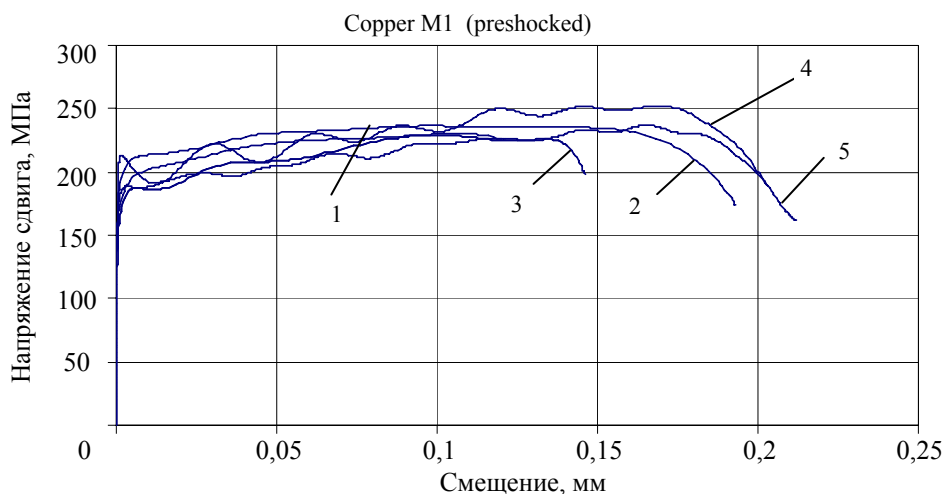


Рис. 6. Напряжения сдвига в зависимости от смещения для предварительно нагруженной меди:  
1 – 40 мкс, 2 – 60 мкс, 3 – 72 мкс, 4 – 100 мкс, 5 – 100 мкс

Из кривых 2–5 рис. 6 следует, что в этих опытах после достижения максимального (критического) напряжения материал разупрочняется и поэтому должна происходить локализация сдвига. Это было подтверждено с помощью металлографического анализа. В образцах наблюдались полосы локализованного сдвига при длительностях нагружения 60–100 мкс, ширина полос при этом составляла от 80 до 40 мкм. Сами полосы обладают повышенной прочностью и насыщены дефектами, зеренная структура в них нарушена. На рис. 7,а приведено фото микроструктуры медного образца, испытанного при скорости ударника 3,8 м/с и длительности импульса  $t = 60$  мкс, а на рис. 7,б – при скорости ударника 4,2 м/с и  $t = 100$  мкс.

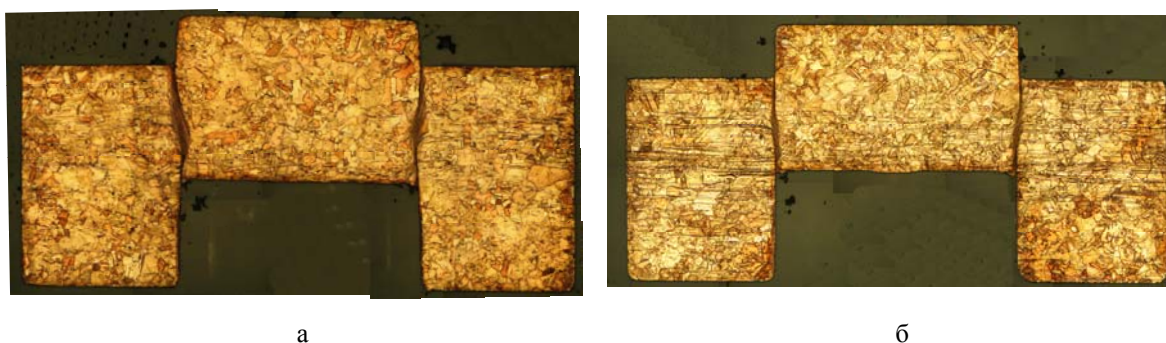


Рис. 7. Микроструктура образцов предварительно нагруженной меди после испытаний:  
а –  $V_{imp} = 3,8 \text{ м/с}$ ,  $t = 60 \text{ мкс}$ ; б –  $V_{imp} = 4,2 \text{ м/с}$ ,  $t = 100 \text{ мкс}$

Получено, что при коротком импульсе (см. рис. 7,а) ширина полосы локализованного сдвига более широкая (80 мкм), чем при более длинном импульсе. Здесь наблюдается зона больших сдвиговых деформаций, зерна в этой области подверглись сильной пластической деформации. При более длинном импульсе (см. рис. 7,б) ширина полосы достигает 40 мкм, в области сдвига наблюдается развитая полоса сдвига, зерна в прилегающей к полосе зоне деформированы существенно меньше. На расстоянии порядка 50 мкм от края полосы видимых искажений в структуре зерен не наблюдается. В целом, в этих опытах получено, что критические напряжения сдвига составляют  $\sigma_{sh} = 225\text{--}250$  МПа, а критические смещения  $X_{crit} = 0,14\text{--}0,17$  мм. Разброс по величинам  $\sigma_{sh}$  и  $X_{crit}$ , очевидно, связан с различными значениями плотности дефектов в небольшой зоне вынужденного сдвига образцов после предварительного нагружения. Оценка показала, что относительная деформация сдвига  $\varepsilon_{sh}$  здесь составляет 0,5; 0,58; 0,7; 0,9 отн. ед., а относительная скорость деформации  $\dot{\varepsilon} = (0,36; 0,4; 0,5; 0,7) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$  для полосы шириной  $h = 80, 68, 51, 40$  мкм, соответственно.

Сравнение диаграмм рис. 4 и 6 показывает, что при сходных условиях нагружения пластическая деформация сдвига в обоих материалах начинается приблизительно при одинаковых напряжениях 170–200 МПа. В то же время локализация сдвига для предварительно нагруженной меди начинается при критических напряжениях 225–250 МПа, а для меди в состоянии поставки это напряжение ~325 МПа. Таким образом, в близких условиях нагружения для предварительно нагруженной меди образование локализованной полосы сдвига происходит при меньшем напряжении. Полученные результаты согласуются с данными работы [7], где в опытах со сталью 304 SS наблюдаются аналогичные результаты.

### Численное моделирование процесса

Моделировался эксперимент, в котором образец из меди М1 в состоянии поставки диаметром 10 мм и высотой 5 мм нагружался ударником длиной 420 мм со скоростью 5,3 м/с. Расчеты проводились по трехмерной версии программы LSD/ДИНАМИКА-3. На рис. 8 показана расчетная сетка экспериментальной сборки. Конечно-элементное разбиение для нагружающих стержней и ударника выполнено неравномерно, со сгущением сетки в направлении оси симметрии сборки.

На рис. 9 показаны полученные в расчете поля напряжений в различные моменты времени в процессе деформирования образца. Из рисунка следует, что использование трехмерной методики позволило качественно рассчитать процесс деформирования образца. По результатам получено удовлетворительное согласие между экспериментом и расчетом по величине нагружающего импульса и значению конечной деформации медного образца. Расчетные напряжения сдвига несколько превышают экспериментальные. Здесь, очевидно, более лучшее согласие можно достигнуть при использовании более сложных моделей упруго-пластического деформирования, например, модель Джонсона – Кука [12] или модель МТС [13], которые учитывают зависимость пластических свойств материала от деформации и температуры.

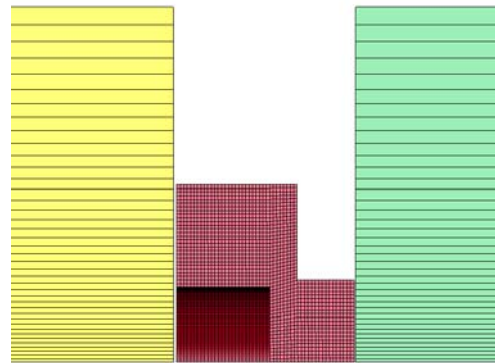
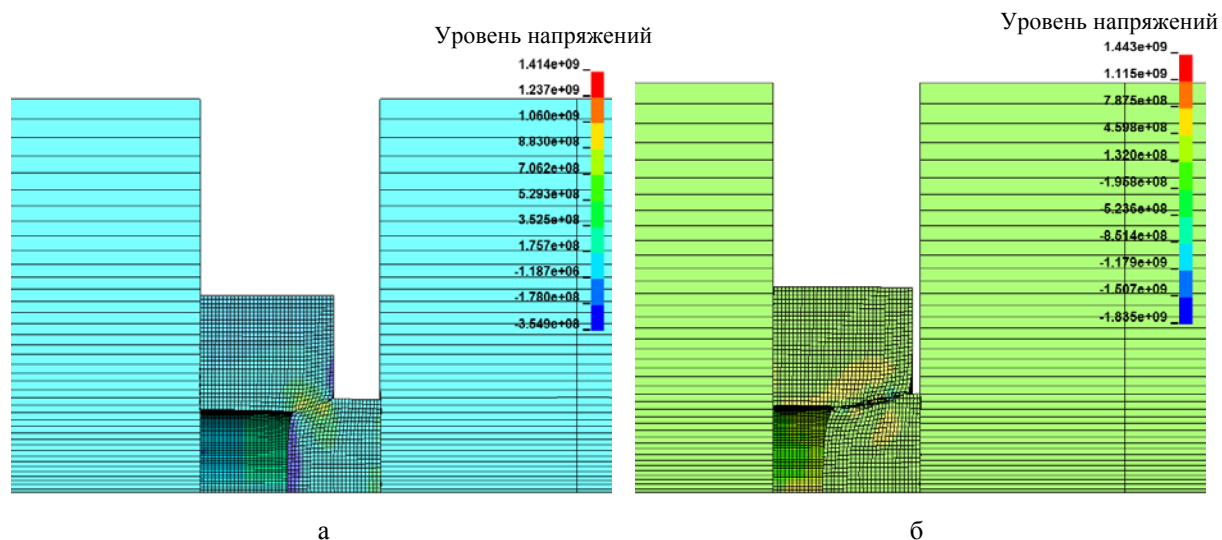


Рис. 8. Расчетная схема эксперимента

Рис. 9. Поля напряжений при  $t = 120$  (а) и  $200$  мкс (б)

## Заключение

В исследованиях методом SHPB адиабатического локализованного сдвига в меди в состоянии поставки и после высокоскоростного квазиизэнтропического 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: являясь более высокопрочными, но имея меньшую степень деформационного упрочнения, предварительно нагруженные металлы проявляют более высокую склонность к образованию полос адиабатического сдвига [7]. Модельное описание процесса деформирования удовлетворительно согласуется с экспериментальными данными.

Для более качественного описания локализованного сдвига в моделях необходимо учитывать такие данные, как начальную плотность дефектов структуры, температуру и микротвердость в полосе сдвига, изменения в зеренной структуре в полосе сдвига.

## Список литературы

1. Molinari A., Clifton R. J. Analytical characterization of shear localization in thermoviscoplastic materials // Trans. ASME. E. J. Appl. Mech. 1987. Vol. 54. P. 806–812.
2. Rogers H. C. Adiabatic plastic deformation // Ann. Rev. Mater. Sci. 1979. Vol. 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. Vol. 35. P. 283–301.
4. Shawki T. G., Clifton R. J. Shear band formation in thermal viscoplastic materials // Mech. Mater. 1989. Vol. 8. P. 13–43.

5. Chae D., Bandstra J. P., Koss D. A. The effect of pre-strain and experiment and computational strain-path changes on ductile fracture: modeling // Mater. Sci. Eng. A. 2000. Vol. A285. 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. Vol. 26A. 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 // Metallurgical and Materials Transactions A. 2005. Vol. 36A. P. 1471–1486.
8. Hartman K. H., Kunze H. D., Meyer L. W. Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals // Plenum Press. 1981. P. 325–337.
9. Xue Q., Gray III G. T. Development of adiabatic shear bands in annealed 316L stainless steel: Part I. Correlation between evolving microstructure and mechanical behavior // Metallurgical and Materials Transactions A. 2006. Vol. 37A. P. 2435–2446.
10. Pushkov V. A., Yurlov A. V., Bol'shakov A. P. et al. Study of adiabatic localized shear in metals by split Hopkinson pressure bar method // Proc. of the 9th DYMAT International Conference, Belgium, Brussels, EDP Science, 2009. Vol. 1. P. 395–400.
11. Подурец А. М., Раевский В. А., Ханжин В. Г. и др. Двойниковые структуры в меди после ударного и безударного высокоскоростного нагружения // ФГВ. 2011. Т. 47, № 5. С. 123–131.
12. Johnson G. R., Cook W. H. // Proc. 7th Intern. Symp. Ballistics, Am. Def. Prep. Org. (ADPA), Netherlands, 1983.
13. Follansbee P. S., Kocks U. F. A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable // Acta Metall. 1988. Vol. 36. P. 81–93.

## **Influence of Preliminary Loading on Formation of Adiabatic Localized Shift in Copper**

V. A. Pushkov, A. V. Yurlov, A. M. Podurets, A. N. Tsibikov, K. P. Novikov

*This paper is devoted to results of investigation of localized shift in as-received copper M1, and which was subjected to preliminary quasi-isentropic shock loading by the pressure of 30 GPa. Tests were performed with hat-shaped samples by the Split Hopkinson Pressure Bar method (SHPB). For these two kind of copper was obtained dynamical pressure diagrams under strain rates 2100–2500 s<sup>-1</sup>. The paper includes data of metallographic investigations of the tested samples, and an estimate of influence of preliminary shock deformation on materials dynamical mechanical properties. It is showed that pre-strained materials, which have high strengths and low ability for strain hardening, are more tending to formation of localization of adiabatic shear bands. Also the authors made an attempt of numerical simulation of stress field change during formation.*