

УДК 539.4

Влияние интенсивной пластической деформации и ударно-волнового нагружения на прочность меди

Ю. В. Батьков, И. И. Ведерникова,
О. Н. Игнатова, А. И. Коршунов,
Е. В. Кошатова, И. Н. Кяжкина,
А. Н. Малышев, С. А. Новиков,
А. М. Подурец, В. А. Раевский,
В. И. Скоков, С. А. Финюшин

Исследовались прочностные свойства и микроструктура меди с различным размером зерна (от 110 до 0,5 мкм), подвергнутой воздействию высокоскоростного нагружения при различных начальных условиях. Исследования предварительно нагруженных медных образцов проводились при статическом, динамическом (метод Тейлора) и ударно-волновом деформировании (измерение упругого предвестника).

Введение

Воздействие на материалы сильных волн сжатия ($\sigma_x \geq 30$ ГПа), при которых реализуются высокие скорости деформирования $\dot{\epsilon}_i \sim 10^6 - 10^{10} \text{ с}^{-1}$ и напряжения сдвига, превышающие предельную прочность кристаллической решетки (предел Пайерлса $\sigma_{кр} \cong G/2\pi$ $\sigma_i > 5$ ГПа, приводит к значительным изменениям микроструктуры и механических свойств.

Исследование микроструктуры проводится с помощью металлографических исследований на оптическом и электронном микроскопах. С другой стороны, интересно и важно связать структурные изменения на микро- и мезоуровнях с изменением механических свойств металлов, подвергнутых высокоскоростному деформированию [1, 2].

Макроскопическая реакция на высокоскоростное деформирование оказывается весьма сложной – за довольно короткие времена ($\sim 0,1 - 0,2$ мкс) материал может претерпевать кратковременное падение прочности, затем прочность увеличивается в несколько раз по сравнению с первоначальной [1, 3, 4]. На микроуровне деформация в ряде случаев локализуется в виде параллельных квазипериодических полос сдвига, расположенных в каждом кристалле в плоскостях скольжения [5, 6]. Структура полос до последнего времени детально не рассматривалась.

В работе исследовались прочностные свойства и микроструктура меди с различным размером зерна (от 110 до 0,5 мкм), подвергнутой воздействию высокоскоростного нагружения при различных начальных условиях:

- ударно-волновое нагружение: $\sigma_x \sim 70\text{--}25$ ГПа и скорость деформации $\sim 10^8\text{--}10^9\text{ с}^{-1}$;
- квазиизэнтропическое нагружение: $\sigma_x \sim 30$ ГПа и скорость деформации $\sim 10^6\text{--}10^7\text{ с}^{-1}$;
- нагружение ударной волной при различной начальной температуре: нормальная (20°C) и охлаждение жидким азотом (-190°C);
- двойное нагружение ударными волнами интенсивностью $\sigma_x \sim 40$ и 35 ГПа.

Исследования предварительно нагруженных медных образцов проводились при статическом, динамическом (метод Тейлора) [7] и ударно-волновом деформировании (измерение упругого предвестника) [8].

Результаты проведенных исследований

На рис. 1 показаны условные $\sigma\text{--}\varepsilon$ -диаграммы сжатия при статическом деформировании крупнокристаллической меди (размер зерна 110 мкм) с предварительным нагружением до давлений примерно 70, 45, 35, 25 ГПа и охлаждением жидким азотом. (Диаграммы на рис. 1 построены с учетом полной деформации, которую претерпели образцы при высокоскоростном деформировании.) Аналогичные диаграммы получены и для других типов меди.

На рис. 2 сравниваются $\sigma\text{--}\varepsilon$ -диаграммы крупнокристаллической меди, подвергнутой различному предварительному нагружению, и ультрадисперсной с размером зерна 0,5 мкм. Ультрадисперсная медь получена при медленном интенсивном деформировании – метод всестороннейковки [9, 10]. Этот метод используется при создании микрокристаллических (ультрадисперсных) материалов. Такие материалы обладают уникальными свойствами – чрезвычайно высокой прочностью, достаточно высокой пластичностью, способностью к сверхпластичности при определенных режимах деформации [9, 10].

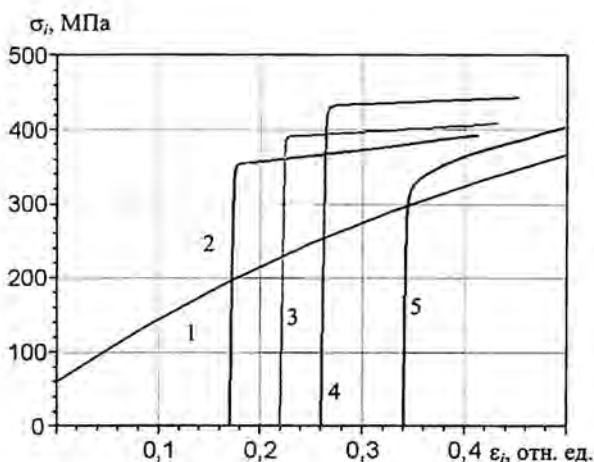


Рис. 1. $\sigma\text{--}\varepsilon$ -диаграммы сжатия крупнокристаллической меди: 1 – исходное состояние; 2 – $\sigma_x = 25$ ГПа; 3 – $\sigma_x = 35$ ГПа; 4 – $\sigma_x = 45$ ГПа; 5 – $\sigma_x = 70$ ГПа. Предварительное нагружение (кривые 2–5) с охлаждением азотом

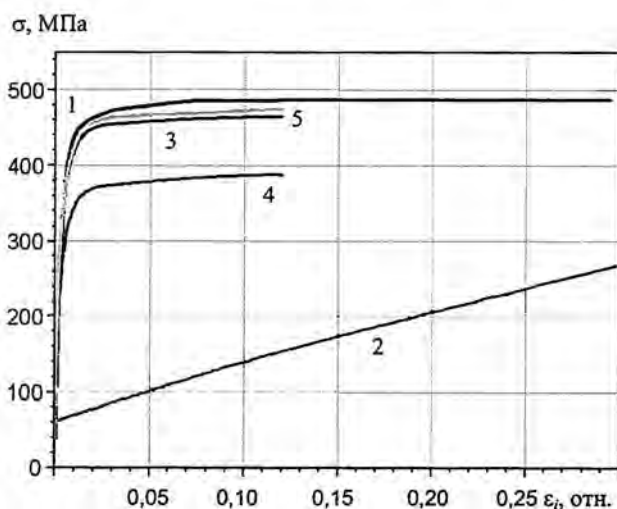


Рис. 2. $\sigma\text{--}\varepsilon$ -диаграммы сжатия меди: 1 – ультрадисперсная медь в исходном состоянии; 2 – крупнокристаллическая медь в исходном состоянии; 3 – медь, нагруженная двумя ударными волнами (40, 35 ГПа); 4 – медь после ударно-волнового нагружения до $\sigma_x \sim 30$ ГПа; 5 – медь после ударно-волнового нагружения до $\sigma_x \sim 30$ ГПа с охлаждением образцов до температуры жидкого азота

Воздействие ударной волны приводит к увеличению предела текучести на $\Delta\sigma_i$, связанного, по всей видимости, с изменением микроструктуры металла после воздействия на него высокоскоростного ударно-волнового деформирования (рис. 1). Условно можно представить напряжение течения в виде двух составляющих:

$$\sigma_i = \sigma_H + \Delta\sigma_i,$$

где σ_i – полная интенсивность напряжения при пластическом течении; σ_H – напряжение, связанное с накопленной (равномерной) деформацией; $\Delta\sigma_i$ – напряжение, связанное с изменением микроструктуры после воздействия ударной волны. Дополнительное упрочнение, связанное с ударной волной, довольно велико: $\Delta\sigma_i \approx 150$ МПа; $\frac{\sigma_H + \Delta\sigma_i}{\sigma_H} \approx 1,6$.

На рис. 3 показано влияние условий нагружения (интенсивность и начальная температура) на условный предел текучести ($\sigma_{-0,2}$) меди. Видно существенное влияние на ее прочностные свойства высокоскоростного деформирования (не менее 10^6 – 10^7 с⁻¹). Максимальная сдвиговая прочность достигается при предварительном нагружении до $\sigma_x \sim 30$ – 40 ГПа. Охлаждение до температуры жидкого азота на ~ 20 % повышает условный предел текучести.

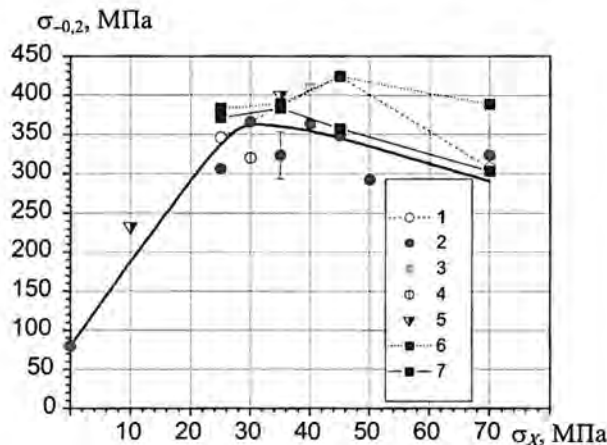


Рис. 3. Влияние условий нагружения (интенсивности σ_x и начальной температуры) на условный предел текучести меди: 1–5 – крупнокристаллическая медь; 6, 7 – медь с размером зерна 30 мкм; 1, 6 – нагружение с охлаждением жидким азотом; 2, 7 – нагружение при нормальных условиях; 3 – нагружение двумя волнами (40 и 35 ГПа); 4 – квазиизэнтропическое нагружение; 5 – работа [4]

Большой интерес представляет исследование воздействия сильных ударных волн ($\sigma_x \geq 10$ – 100 ГПа) на мелкокристаллические модификации металлов. В настоящее время известны только отдельные публикации о подобных исследованиях [11].

σ – ϵ -диаграммы сжатия при статическом деформировании ультрадисперсной меди (размер зерна 0,5 мкм) с предварительным нагружением до ~ 30 ГПа и скоростью деформирования 10^9 с⁻¹ (ударная волна) и 10^6 – 10^7 с⁻¹ (квазиизэнтропическое нагружение) сравниваются на рис. 4 (диаграммы нанесены с учетом накопленной деформации). Результаты исследований предварительно нагруженных образцов методом Тейлора показаны на рис. 5, а измерение σ_{HE} в зависимости от

пройденного волной интенсивностью ~ 12 ГПа пути X – на рис. 6 (цифры в скобках означают размер зерна, нижний индекс – условия нагружения; $\text{Cu}(110)_{40-60}$ означает, что ударно-волновому нагружению до давления 40–60 ГПа подвергается крупнокристаллическая медь с размером зерна 110 мкм; УВ – ударная волна; БУ – безударное (квазиизентропическое) нагружение.

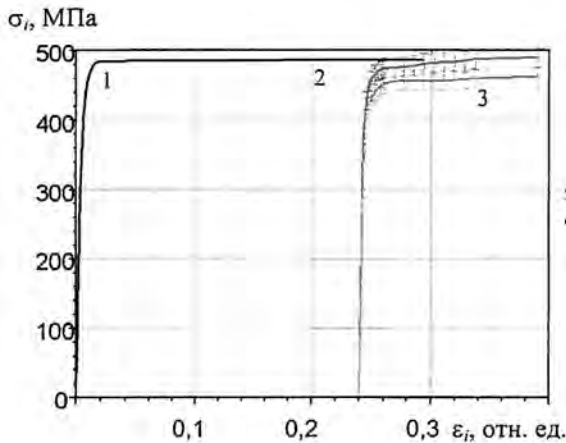


Рис. 4. σ – ε -диаграммы сжатия ультрадисперсной меди: 1 – исходный образец; 2 – $\text{Cu}(0,5)_{\text{УВ } 30}$; 3 – $\text{Cu}(0,5)_{\text{БУ } 30}$

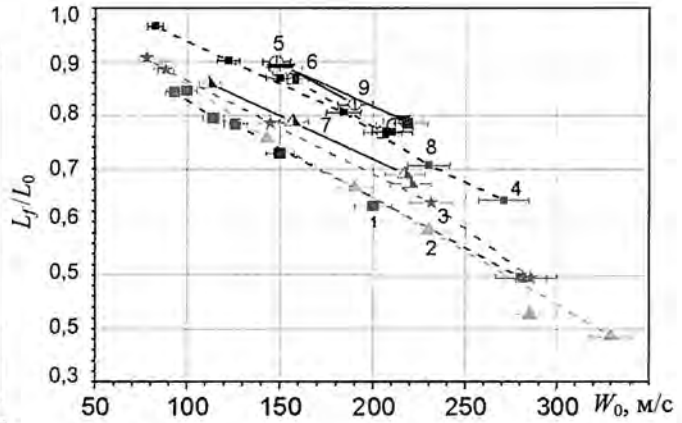


Рис. 5. Относительное изменение длины от скорости соударения о жесткую преграду медных цилиндрических образцов: 1 – $\text{Cu}(110)$; 2 – $\text{Cu}(30)$; 3 – $\text{Cu}(10)$; 4 – $\text{Cu}(0,5)$; 5 – $\text{Cu}(110)_{40}$; 6 – $\text{Cu}(110)_{50}$; 7 – $\text{Cu}(110)_{60}$; 8 – $\text{Cu}(0,5)_{30}$; 9 – $\text{Cu}(110)_{40+35}$. Предварительное нагружение (кривые 5–9) при нормальной температуре

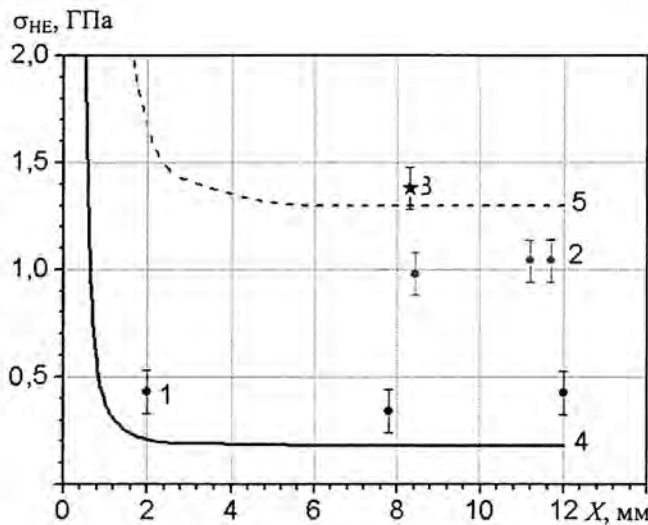


Рис. 6. Зависимость σ_{HE} от пройденного пути X (нагружение интенсивностью ~ 12 ГПа): 1 – $\text{Cu}(110)$; 2 – $\text{Cu}(0,5)$; 3 – $\text{Cu}(0,5)_{\text{УВ } 30}$; 4, 5 – расчет по модели РИНГ [12]

Таким образом, в ультрадисперсной меди после воздействия высокоскоростного деформирования значительного (в несколько раз) повышения прочности не происходит – прочность увеличивается на ~ 20 %.

В ударно нагруженной меди (как в монокристалле, так и в поликристалле) наблюдается большое количество полос сдвига с периодом, зависящим от интенсивности ударной волны 5–50 мкм [5, 6, 13]. Оценить плотность полос сдвига можно с помощью оптического микроскопа (рис. 7,а). Однако структуру полосы сдвига рассмотреть можно только с помощью просвечивающего электронного микроскопа (рис. 7,б). Обнаружено, что полосы сдвига состоят из большого количества (до 100) параллельных двойников с периодом 0,1–0,2 мкм ("пакет"). Механизм формирования такой сложной структуры (с двумя периодами) пока не ясен [14].

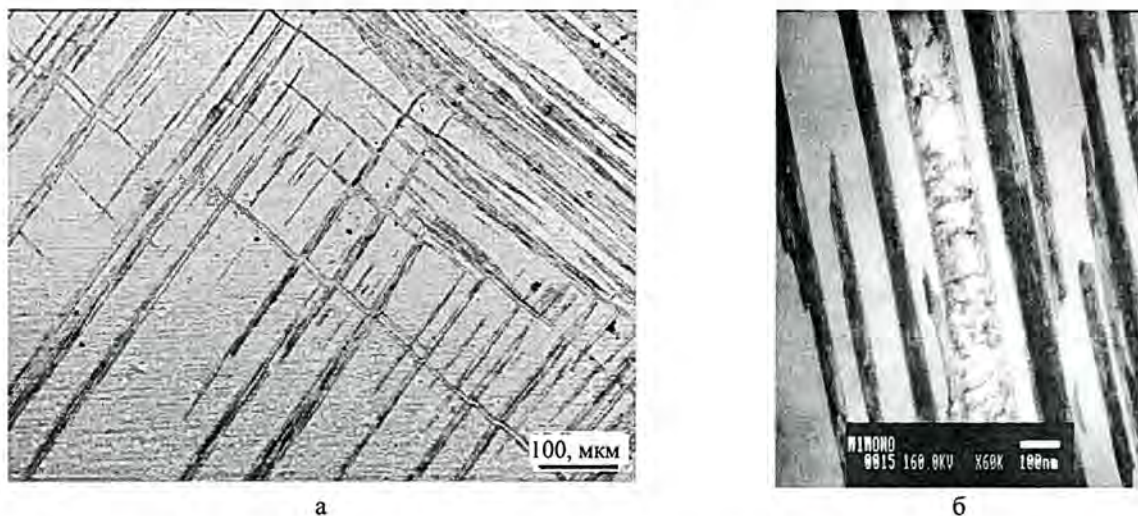


Рис. 7. Фотографии микрошлифов монокристалла меди после воздействия на нее ударной волны, сделанные с помощью оптического (а) и электронного (б) микроскопов

Зависимости условного предела текучести (при скорости деформации $\dot{\epsilon}_i \sim 10^{-3} - 10^3 \text{ с}^{-1}$) от размера зерна (D) качественно следуют закону Холла – Петча $\sigma_c = a + b(D)^{1/2}$, где D – размер зерна (рис. 8). Однако после ударно-волнового нагружения размер зерна не изменился, а прочность увеличилась в ~ 5 раз, т. е. эта точка не согласуется с законом Холла – Петча (см. рис. 1, 2). В работе [1] такое повышение прочности объясняется наличием большого числа двойников, которые являются квазиграницами для движения дислокаций.

Из [5] известно, что объемная плотность микродвойников после воздействия ударных волн в меди составляет $\alpha \sim 10 \%$. Толщина двойников в монокристалле меди $d \sim 0,1 \text{ мкм}$ (см. рис. 7). Среднее расстояние между двойниками оценивается как $\Delta \approx 2\alpha/d \approx 1 \text{ мкм}$. Это намного меньше среднего размера зерна (100 мкм). Если это значение принять за эффективный размер зерен в законе Холла – Петча, то значение предела текучести хорошо согласуется с кривой, полученной для меди с различным размером зерна (рис. 8).

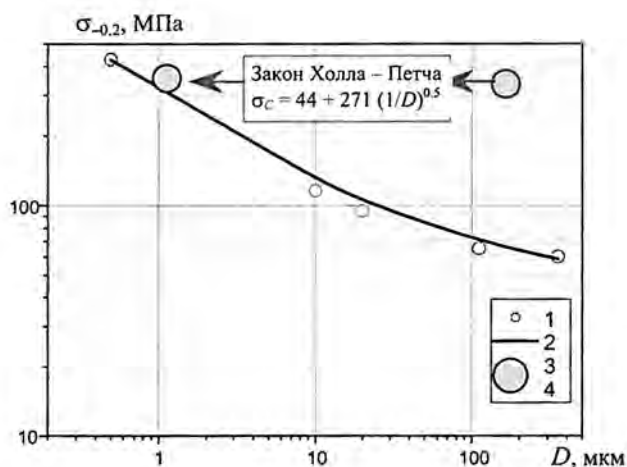


Рис. 8. Зависимость условного предела текучести меди от плотности границ зерен и двойников: 1 – медь с различным размером зерна, полученная низкоскоростным пластическим деформированием; 2 – зависимость $\sigma_c = a + b/(D)^{1/2}$ (закон Холла – Петча); 3 – крупнокристаллическая медь после ударно-волнового предварительного нагружения (эффективное расстояние между границами $\Delta \sim 1$ мкм); 4 – крупнокристаллическая медь после квазиизэнтропического предварительного нагружения ($P = 30$ ГПа, $\dot{\epsilon}_i \sim 10^6$ с⁻¹) (эффективное расстояние между границами $\Delta \sim 1$ мкм)

Выводы

1. Нагружение обычной крупнокристаллической меди марки М1 ударной волной интенсивностью 30–50 ГПа приводит к увеличению условного предела текучести в ~ 6 раз (до ~ 380 МПа), что всего на 20 % меньше, чем в наиболее прочной в настоящее время ультрадисперсной меди.
2. Ударно-волновое нагружение с охлаждением жидким азотом и двойное ударно-волновое нагружение позволяют достичь прочности до ~ 420 МПа, равной ультрадисперсной меди (в статических условиях деформирования).
3. Полученные образцы ударно нагруженной меди при высокой скорости деформации обладают прочностью ~ 580 МПа, что на 20 % превосходит прочность ультрадисперсной меди при таких же условиях испытания.
4. Ударно-волновое упрочнение осуществляется главным образом за счет генерации большого количества микродвойников, препятствующих движению дислокаций, что приводит к увеличению прочности. Полосы сдвига состоят из большого числа двойников с периодом $\sim 0,1-0,2$ мкм.
5. Ударно-волновое нагружение ультрадисперсной меди не приводит к значительному увеличению ее прочности. Прочность увеличивается на 20 % при высокой скорости деформации.

Список литературы

1. Petit J., Dequiedt J. L. Constitutive relations for copper with two mechanisms including twinning for a use under shock wave loading // J. Phys. IV Frances 110. 2003.
2. Эпштейн Г. Н., Кайбышев О. А. Высокоскоростная деформация и структура металлов. М.: Металлургия, 1971.
3. Новиков С. А., Глушак Б. Л., Игнатова О. Н. и др. Влияние размера зерна и типа нагружения на сдвиговую и откольную прочность меди // Сб. тезисов "Shock waves in condensed matter". S.-Petersburg, Russia, 18–23 July, 2004.
4. Rohatgi A., Vecchio K. S., G. T. Grady III. A systematic study of the role of stacking fault energy (SFE) on shock-hardening in Cu and Cu-Al alloys. Fundamental Issues and Applications of Shock Wave and High-Strain-Rate Phenomena, 2001.
5. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М. А. Мейерса и Л. Е. Мурра. М.: Металлургия, 1984. С. 110.
6. Meyers M. A., Gregori F., Kad B. K. et al. Laser-induced shock compression of monocrystalline copper: characterization and analysis // Acta Materialia. 2003. 51. P. 1211–1228.
7. The testing of materials at high rates of loading. Journ. Inst of Civil, Eng. Taylor J. 1946.
8. Финюшин С. А., Федоров А. В., Михайлов А. Л., Меньших А. В., Давыдов В. А., Назаров Д. В. Исследование релаксации упругого предвестника в Ст.3 при ударно-волновом нагружении лазерным интерферометрическим методом // Труды межд. конф. "V Харитоновские научные чтения", Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2003.
9. Валиев Р. З., Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией // М.: Логос, 2000.
10. Жеребцов С. В., Галеев Р. М., Валиахметов О. Р., Малышева С. П. и др. Формирование субмикроструктурной структуры в титановых сплавах интенсивной пластической деформацией и их механические свойства // КШП. № 7. 1999. С. 17–22.
11. Савиных А. С., Разоренов С. В., Канель Г. И. Влияние зерна и начальной температуры на механические свойства титана ВТ1-0 при ударно-волновом нагружении // Физика экстремальных состояний вещества – 2003. Черногоровка. 2003. С. 62.
12. Большаков А. П., Ведерникова И. И., Глушак Б. Л. и др. Влияние интенсивной пластической деформации и ударно-волнового нагружения на прочность меди // Труды межд. конф. "VII Харитоновские научные чтения", Саров: РФЯЦ-ВНИИЭФ, 2005.
13. Апрельков О. Н., Игонин В. В., Игнатова О. Н. и др. Гетерогенное деформирование меди в ударных волнах на субзеренном масштабном уровне // Сб. тезисов "Shock waves in condensed matter". S.-Petersburg, Russia, 18–23 July, 2004.
14. Influence of intensive plastic strain and shock-wave loading on copper strength // International Conference "New models and hydrocodes for shock wave processes in condensed matter" Bat'kov Yu. V., Raevskiy V. A., Ignatova O. N., Salishew G. A., Zocher M. et. al. Dijon. France 9–14. April. 2006. P. 17.

Influence of Intensive Plastic Strain and Shock-Wave Loading on Copper Strength

Yu. V. Bat'kov, I. I. Vedernikova, O. N. Ignatova, A. I. Korshunov,
E. V. Koshatova, I. N. Kyazhkina, A. N. Malyshev, S. A. Novikov,
A. M. Podurets, V. A. Raevsky, V. I. Skokov, S. A. Finyushin

This work was devoted to study of strength properties and microstructure of copper having various grain sizes from 110 to 0.5 μm subjected to effect of high-rate loading under various initial conditions. Studies of preliminarily loaded copper samples were performed at static, dynamic (the Taylor method) and shock-wave deformation (measurement of elastic precursor).