

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ ПУТЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ И ЕЕ ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Цз.-С. Ван¹, Н. Чжо¹, Б.-М. Ли¹, Цз.-Ш. Цянь¹, Чж. Чжао²

¹Научно-технологическая лаборатория физики переходных процессов, Нанкинский университет науки и технологии, Нанкин 210094, КНР, wjxdlut@sina.com

²Колледж энергетики, Нанкинский университет науки и технологии, Нанкин, КНР

Образцы нанокристаллической меди получены путем интенсивного пластического деформирования при взрывном нагружении крупнокристаллической меди. Динамические механические свойства нанокристаллической меди исследованы методом разрезного стержня Гопкинсона. Результаты экспериментов показывают, что размер зерна при взрывном нагружении крупнокристаллической меди может быть меньше 100 нм. Двойникование и образование дислокаций являются основными механизмами измельчения зерен. Динамический предел текучести нанокристаллической меди возрастает с уменьшением среднего размера зерна и ростом скорости деформирования.

Ключевые слова: взрывное нагружение, нанокристаллическая медь, измельчение зерна, предел текучести.

ВВЕДЕНИЕ

Нанокристаллические материалы — с типичным размером зерна меньше 100 нм — известны своими замечательными механическими свойствами, такими как высокий предел текучести [1–4], чувствительность к скорости деформирования [5], сверхпластичность при низкой температуре [6] и др. Опубликовано множество работ по методам получения [7–11] и механическим свойствам [1–4, 12–14] нанокристаллических материалов.

В данной работе нанокристаллическая медь получена путем взрывного пластического деформирования со скоростью $10^3 \div 10^4 \text{ с}^{-1}$. Такой способ получения нанокристаллических материалов по сравнению с обычными методами, такими как жесткое [10] и динамическое [11 и др.] пластическое деформирование, более экономичен благодаря простоте оборудования.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Схема эксперимента приведена на рис. 1. Образец крупнокристаллической меди помеща-

ли в паз стальной пластины-основания. Диаметр образца 20 мм, высота 25 мм, начальный размер зерен меди $50 \div 60 \text{ мкм}$. Стальной ударник диаметром 100 мм и толщиной 20 мм ускорился продуктами детонации взрывчатого вещества (ВВ) до скорости несколько сотен метров в секунду и соударился с образцом. В ка-

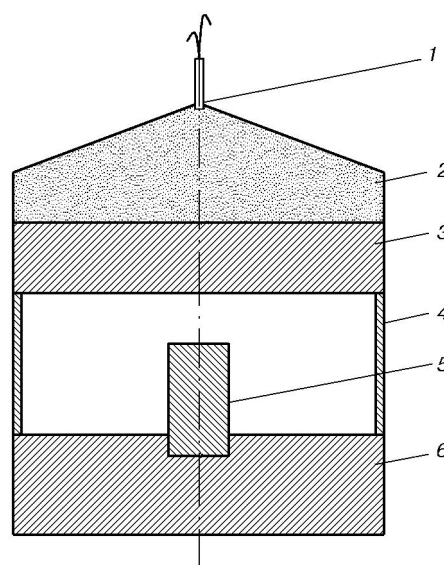


Рис. 1. Экспериментальная схема:

1 — детонатор, 2 — ВВ, 3 — ударник, 4 — алюминиевая оболочка, 5 — образец крупнокристаллической меди, 6 — основание

Wang Jin-Xiang¹, Zhou Nan¹, Li Bao-Ming¹, Qian Ji-Sheng¹, Zhao Zheng².

¹Science and Technology on Transient Physics Laboratory, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, Jiangsu, P. R. China.

²College of Power Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Jiangsu, P. R. China.

Таблица 1
Параметры эксперимента

Номер образца	l_e , мм	l_0 , мм	l_f , мм
1	20	20	8.5
2	25	20	7.5
3	30	20	6.5
4	35	20	4.5

Примечание. l_e — толщина слоя ВВ, l_0 — высота исходного образца, l_f — высота образца после нагружения.

честве ВВ использовалась смесь нитрата аммония с индустриальным маслом. Эксперименты проведены при четырех толщинах слоя ВВ и одном и том же диаметре ударника. Параметры эксперимента представлены в табл. 1.

Тесты на сжатие с высокой скоростью выполнены методом разрезного стержня Гопкинсона. Профили падающей, отраженной и прошедшей волн регистрировались тензодатчиками, размещенными на каждом стержне. Чтобы избежать возможных искажений, использовались два датчика деформации в конфигурации полумост. Напряжение, деформацию и скорость деформирования образца получали по уравнениям Гопкинсона [15]:

$$\sigma(t) = E_0 \frac{A_0}{A} \varepsilon_T(t), \quad (1)$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_R(t) dt, \quad (2)$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2C_0}{L} \varepsilon_R(t), \quad (3)$$

$$\varepsilon_I(t) = \varepsilon_R(t) + \varepsilon_T(t), \quad (4)$$

где $\sigma(t)$, $\varepsilon(t)$, $\dot{\varepsilon}(t)$ — средние напряжение, деформация и скорость деформирования соответственно; E_0 , A_0 , C_0 — модуль упругости, площадь поперечного сечения и скорость звука в стержне соответственно; A и L — площадь поперечного сечения и длина образца; $\varepsilon_I(t)$, $\varepsilon_R(t)$ и $\varepsilon_T(t)$ — деформация в падающей, отраженной и прошедшей волнах соответственно.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Средний размер зерна образцов нанокристаллической меди определяли методом рентгенодифракционного анализа на установке D/Max2500VL/PC. Согласно формуле Шеррера [16] соотношение между средним размером зерен и физическим уширением пиков брэгговского отражения выражается следующим образом:

$$D_{hkl} = k\lambda / (\beta_{hkl} \cos \theta). \quad (5)$$

Здесь D_{hkl} — толщина зерен в направлении $\langle hkl \rangle$; k — константа, связанная с шириной пика и принятая равной 0.89; λ — длина волны излучения; θ — центр положения пика; β_{hkl} — интегральная ширина пика, определяемая соотношением $\beta_{hkl} = (1/I_p) \int I(2\theta) d\theta$, где I_p — интенсивность вершины пика, а $I(2\theta)$ — интенсивность при положении $2\theta_{hkl}$.

На рис. 2 представлена дифрактограмма образца 1 при комнатной температуре. Она соответствует центру области 2 на рис. 3. Согласно относительной максимальной интенсивности брэгговских пиков в образцах нанокристаллической меди присутствует слабая (111) структура. Хорошо видно уширение брэгговских пиков, которое может свидетельствовать о малых размерах зерен и/или о наличии микродеформаций в полученном образце нанокристаллической меди. Средний размер зерен образца 1 равен 31.4 нм, а образцов 2–4 — 28.2, 27.5, 26.1 нм соответственно.

Размер зерен и их распределение в образце определяли методом просвечивающей элек-

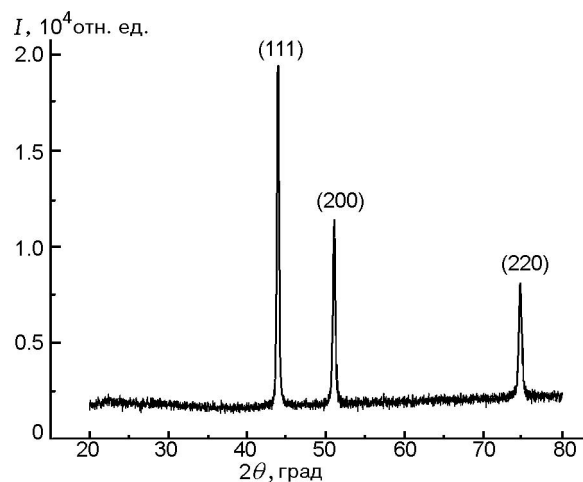


Рис. 2. Дифрактограмма образца 1 после нагружения

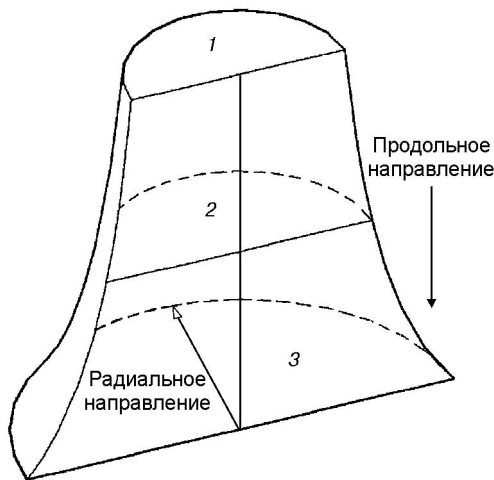


Рис. 3. Местоположение областей 1–3 рентгенодифракционного анализа образца

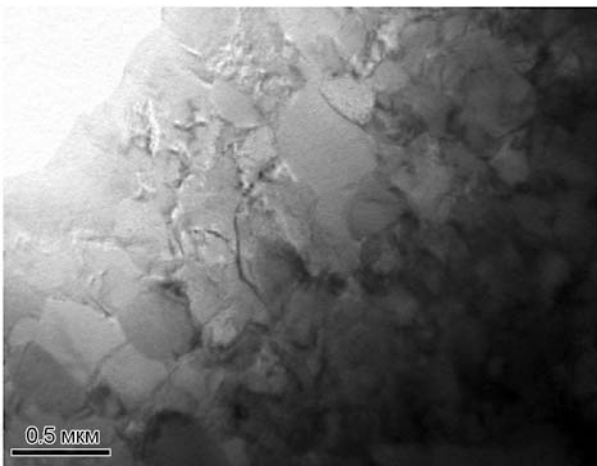


Рис. 4. Светлопольное изображение образца 2, полученное на электронном микроскопе в радиальном направлении

тронной микроскопии с использованием микроскопа JEM-3000 фирмы JEOL. Образцы диаметром 3 мм вырезали из центра поперечного сечения полученных образцов.

На рис. 4 показано светлопольное электронное изображение образца 2 в радиальном направлении. Видно, что образец нанокристаллической меди состоит из ультрамелких кристаллов, приблизительно равноосных по форме, и распределение зерен по размеру однородно.

На рис. 5 приведен электронный снимок образца 2, сделанный вдоль направления на-

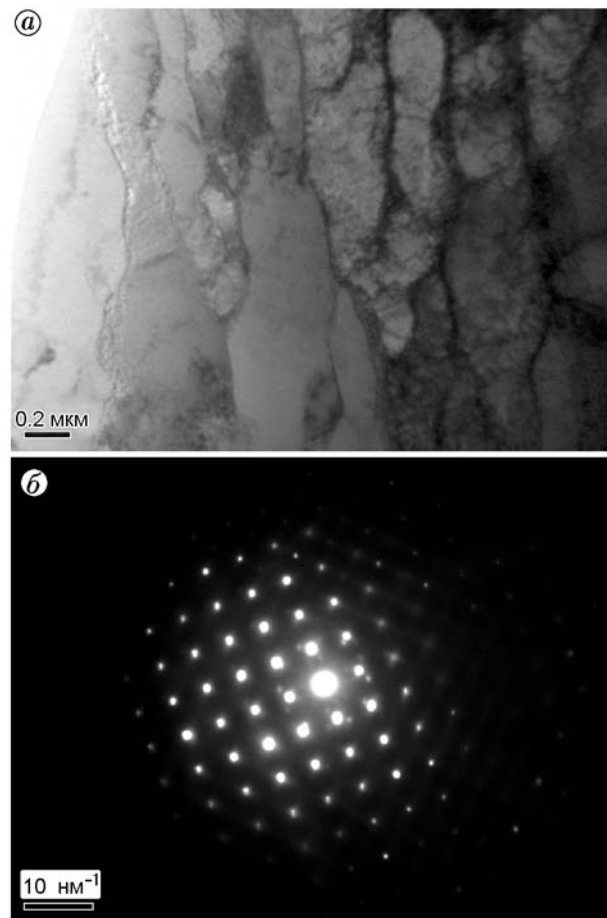


Рис. 5. Изображение образца 2, полученное на электронном микроскопе в продольном сечении (а), и дифракционное изображение (б)

гружения. Ясно видна слоистая структура. Дифракционный снимок на рис. 5,б показывает образование двойников.

На начальной стадии деформирования плотность дислокаций возрастает и постепенно образуется низкоэнергетическая стенка дислокаций. С ростом пластической деформации дислокационная стенка и включения трансформируются в малоугловую границу субзерен, а затем в высокоугловую границу зерна, т. е. субзерно превращается в зерно. В то же время рост плотности дислокаций в субзерне приводит к их взаимодействию и образованию двойников. В результате зёрна измельчаются до наноразмерного масштаба.

Таким образом, размножение дислокаций и формирование двойников являются основными механизмами измельчения зерен. Совместный эффект взаимодействия этих процессов со-

провождает пластическую деформацию образца. Когда и плотность дислокаций, и деформации становятся достаточно большими для того, чтобы превысить критические напряжения, часть двойников деформируется, как показано на рис. 5.

Динамические характеристики образцов нанокристаллической меди изучались при помощи стержня Гопкинсона на образцах диаметром 5.6 мм и высотой 6.0 мм с размером зёрен 26.1 ÷ 31.4 нм. Диаметр стальных стержней из мартенситной стали составлял 14.5 мм. Динамические тесты на сжатие выполнены в диапазоне скоростей деформирования 1800 ÷ 6300 с⁻¹. Результаты экспериментов приведены в табл. 2.

Изменение динамического предела прочности на сжатие нанокристаллической меди с различными размерами зерна в зависимости от скорости деформирования представлено на рис. 6. С ростом скорости деформирования динамический предел прочности материалов увеличивается (для нанокристаллической меди со средним размером зерна 26.1 нм при скорости деформирования 1864, 3690 и 6247 с⁻¹ предел прочности равен 833, 856 и 882 МПа соответственно). Из данных рис. 6 следует, что с уменьшением среднего размера зерна динамический предел прочности возрастает.

Таблица 2

Параметры и результаты экспериментов на стержне Гопкинсона

Номер образца	d_a , нм	p , МПа	v , м/с	$\dot{\epsilon}$, с ⁻¹	σ_y , МПа
1	26.1	0.15	18.19	1864	833
		0.30	29.28	3690	856
		0.60	44.90	6247	882
2	28.2	0.15	17.89	1871	792
		0.30	29.26	3737	814
		0.60	40.43	5571	833
3	31.4	0.15	17.93	1908	771
		0.30	29.30	3775	791
		0.60	40.55	5618	809

Примечание. d_a — средний размер зерна, p — давление в ускоряющей пушке, v — скорость стержня-ударника, $\dot{\epsilon}$ — скорость деформирования, σ_y — динамический предел прочности на сжатие.

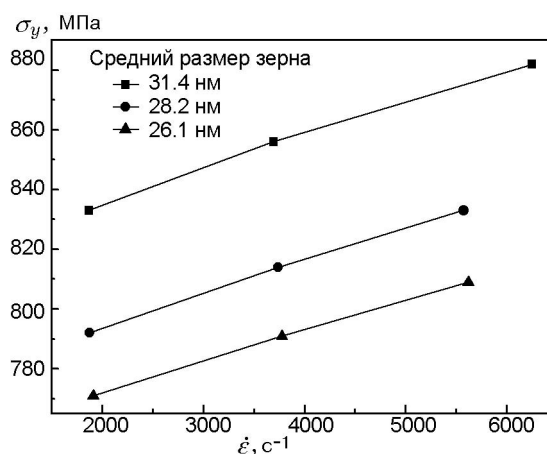


Рис. 6. Зависимость динамического предела прочности на сжатие от скорости деформирования образцов нанокристаллической меди с разным размером зерна

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Нанокристаллическая медь получена путем динамического нагружения крупнокристаллической меди. По результатам рентгенодифракционного анализа средний размер зерна в центре образца равен 26.1 ÷ 31.4 нм. Формирование двойников и образование дислокаций являются основными механизмами измельчения зерен. Динамический предел прочности на сжатие нанокристаллической меди повышается с уменьшением среднего размера зерна и ростом скорости деформирования. В последующих работах необходимо улучшить оборудование и параметры нагружения; выяснить, как измерять скорость деформирования в ходе процесса, и проанализировать ее влияние на измельчение зерен; поскольку процесс деформации крупнокристаллической меди можно рассматривать как адиабатический, необходимо контролировать рост температуры, чтобы избежать рекристаллизации.

Работа поддержана Национальным фондом естественных наук Китая (гранты № 10902054, 10802038), Специальным исследовательским фондом по программе поддержки докторантов высшего образования (грант № 200802881013), фондом Национальной государственной лаборатории науки и технологии по баллистике (грант № 9140С3008030806) и фондом перспективных проектов Нанкинского университета науки и технологии.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Wang H. T., Yang W.** Mechanical behavior of nanocrystalline metals // *Adv. in Mechanics*. — 2004. — V. 34, N 8. — P. 314–326.
2. **Wu X. J. et al.** Synthesis and tensile property of nanocrystalline metal copper // *Nanostructured Materials*. — 1999. — V. 12, N 1–4. — P. 221–224.
3. **Sanders P. G., Eastman J. A., Weertman J. R.** Elastic and tensile behavior of nanocrystalline copper and palladium // *Acta Materialia*. — 1997. — V. 45, N 10. — P. 4019–4025.
4. **Wang Y. M., Wang K., Pan D., Lu K., Hemker K. J., Ma E.** Microsample tensile testing of nanocrystalline copper // *Scripta Materialia*. — 2003. — V. 48, N 12. — P. 1581–1586.
5. **Lu L., Li S. X., Lu K.** An abnormal strain rate effect on tensile behavior in nanocrystalline copper // *Scripta Materialia*. — 2001. — V. 45, N 10. — P. 1163–1169.
6. **Lu L., Sui M. L., Lu K.** Superplastic extensibility of nanocrystalline copper at room temperature // *Science*. — 2000. — V. 287, N 5457. — P. 1463–1466.
7. **Li A. M., Zhang X. Y., Zhao X. C., et al.** Progress in preparation technology and mechanical properties of nanocrystalline bulk metals // *Materials Rev.* — 2007. — V. 21, N 4. — P. 111–116.
8. **Gleiter H.** Nanostructured materials: state of the art and perspectives // *Nanostructured Materials*. — 1995. — V. 16. — P. 3–14.
9. **Wen Y. H., Zhou F. X., Liu Y. W.** Molecular dynamics simulation of the uniaxial tensile deformation of nanocrystalline copper // *Acta Mechanica Sinica*. — 2002. — V. 34, N 1. — P. 29–36.
10. **Morris D. G.** Mechanical behavior of nanostructured materials. — Geneva: Trans. Techn. Publication Inc., 1998.
11. **Zhang L. D., Mou J. M.** Nanocrystalline Materials and Nanocrystalline Structures. — Beijing: Science Press, 2001.
12. **Kumar K., Van Swygenhoven H., Suresh S.** Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // *Acta Materialia*. — 2003. — V. 51. — P. 5743–5774.
13. **Chen F., Yang L. M., Zhang M. H.** Producing nano-structured copper specimens under the high strain rate load and severe plastic deformation // *J. Ningbo Univ.* — 2006. — V. 19, N 4. — P. 481–485.
14. **Zhao W. S., Tao N. R., Guo J. Y., Lu Q. H., Lu K.** High density nano-scale twins in Cu induced by dynamic plastic deformation // *Scripta Materialia*. — 2005. — V. 53, N 6. — P. 745–749.
15. **Van Sligtenhorsta C., Cronina D. S., Brodland G. W.** High strain rate compressive properties of bovine muscle tissue determined using a split Hopkinson bar apparatus // *J. Biomechanic*. — 2006. — V. 39. — P. 1852–1858.
16. **Qian L. H., Wang S. C., Zhao Y. H., Lu K.** Microstrain effect on thermal properties of nanocrystalline Cu // *Acta Materialia*. — 2002. — V. 50. — P. 3425–3434.

*Поступила в редакцию 2/IV 2010 г.,
в окончательном варианте — 20/IX 2010 г.*