

PACS numbers: 61.72.Mm, 62.20.de, 62.40.+i, 81.20.Ny, 81.40.Ef, 83.50.Uv

Внутреннее трение субмикроструктурной меди после комбинированной пластической деформации

В. А. Белошенко, С. Л. Василенко*, А. Н. Пилипенко, В. В. Чижко

*Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины,
просп. Науки, 46,
03028 Киев, Украина*
**Национальный педагогический университет имени М. П. Драгоманова,
ул. Пирогова 9,
01601 Киев, Украина*

Исследовано влияние комбинированной пластической деформации со сдвигом (угловая гидроэкструзия, комбинированная прокатка со сдвигом) и традиционных методов обработки металлов давлением, основанных на монотонном формоизменении (различные схемы прокатки, гидроэкструзия, волочение), в сочетании с термообработкой на температурные спектры внутреннего трения и динамического модуля сдвига меди марок М06 (99,99%), FRTP (99,95%) и М1 (99,9%). Установлено, что комбинированная пластическая деформация со сдвигом повышает величину внутреннего трения и динамического модуля сдвига меди, а также снижает температуру начала рекристаллизационных процессов в сравнении с образцами после деформации монотонным формоизменением.

Ключевые слова: медь, комбинированная пластическая деформация, рекристаллизация, внутреннее трение, динамический модуль сдвига.

Досліджено вплив комбінованої пластичної деформації зі зсувом (кутова

Corresponding author: Vyacheslav Valerievich Chishko
E-mail: chishko@ukr.net

*Donetsk Institute for Physics and Engineering Named After O. O. Galkin, N.A.S. of Ukraine,
46 Nauky Ave., UA-03028 Kyiv, Ukraine*
**National Pedagogical Dragomanov University,
9 Pyrogova Str., UA-01601 Kyiv, Ukraine*

Citation: V. A. Beloshenko, S. L. Vasylenko, A. N. Pilipenko, and V. V. Chishko,
Internal Friction of Submicrocrystalline Copper after Combined Plastic Deformation,
Metallofiz. Noveishie Tekhnol., 41, No. 8: 1055–1066 (2019) (in Russian),
DOI: [10.15407/mfint.41.08.1055](https://doi.org/10.15407/mfint.41.08.1055).

гідроекструзія, комбінована прокатка зі зсувом) і традиційних методів обробки металів тиском, заснованих на монотонній формозміні (різні схеми прокатки, гідроекструзія, волочіння), в поєднанні з термообробкою на температурні спектри внутрішнього тертя та динамічного модуля зсуву міді марок М0б (99,99%), FRTP (99,95%) та М1 (99,9%). Встановлено, що комбінована пластична деформація зі зсувом підвищує величину внутрішнього тертя та динамічного модуля зсуву міді, а також знижує температуру початку рекристалізаційних процесів в порівнянні зі зразками після деформації монотонною формозміною.

Ключові слова: мідь, комбінована пластична деформація, рекристалізація, внутрішнє тертя, динамічний модуль зсуву.

The effect of combined plastic deformation with shear (angular hydroextrusion, combined rolling with shear) and traditional methods of metal forming based on monotonic deformation (different schemes of rolling, hydroextrusion, drawing) is studied in combination with heat treatment on the temperature spectra of internal friction and dynamic shear modulus of M0b (99.99%), FRTP (99.95%) and M1 (99.9%) copper. As determined, the combined plastic deformation with shear increases the values of internal friction and dynamic shear modulus of copper, and also reduces the temperature of the beginning of recrystallization processes in comparison with the samples after forming by monotonic deformation.

Key words: copper, combined plastic deformation, recrystallization, internal friction (IF), dynamic shear modulus.

(Получено 12 мая 2019 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Материалы с мелкозернистой структурой представляют интерес из-за их уникального комплекса механических и физических свойств. Как известно, эффективным методом формирования такого состояния является пластическая деформация [1]. При этом комбинированная деформация, сочетающая различные схемы нагружения, включая сдвиг, позволяет интенсифицировать движение дефектов, приводящее к формированию структур, характеризующихся сочетанием высоких прочности и пластичности [2]. Наряду с механическими характеристиками, значительное внимание исследователей привлекают демпфирующие и упругие свойства указанных материалов [3]. Для их исследования применяется метод внутреннего трения (ВТ) [4]. На текущий момент накоплен значительный массив данных касательно влияния на спектр ВТ меди отжига и пластической деформации методами экструзии, волочения, прокатки, равноканального углового прессования (РКУП) и др. [3–6]. Также для мелкозернистой меди обнаружен ряд аномалий в поведении динамических модулей упругости: значительное (до 15 %) снижение их

величины при деформации методом РКУП [7–9], кардинальное отличие поведения модулей после обработки РКУП или гидроэкструзией с волочением [10], повышение (до 25 %) модуля сдвига с ростом температуры отжига [11–13]. Природа их до конца не ясна. В то же время сведения о динамических модулях упругости и ВТ меди при сочетании различных схем деформации крайне ограничены.

Целью данной работы являлось исследование температурных зависимостей ВТ и динамического модуля сдвига в субмикрокристаллической меди после комбинированной пластической деформации со сдвигом.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объектов исследования использовали образцы меди марок М06 (99,99%), FRTP (99,95%) и М1 (99,9%), которые деформировали по следующим схемам: 1) гидроэкструзия (ГЭ) + волочение, 2) угловая гидроэкструзия (УГЭ) [14] + ГЭ + волочение, 3) стандартная прокатка на гладких валках (СП), 4) прокатка в валках с продольными проточками, 5) прокатка в валках с поперечными проточками, 6) комбинированная прокатка со сдвигом (КП) [2]. В случае УГЭ заготовку выдавливали с помощью жидкости, сжатой до высокого давления, через два деформирующих канала одинакового сечения, пересекавшихся под углом 90°. При комбинированной прокатке со сдвигом образец был дополнительно деформирован в валках с гребенчатыми (поперечные и продольные проточки) поверхностями при смещении одного гребня относительно другого вдоль оси валков на расстояние 0,05–0,2 ширины гребня. Таким образом, за счет перетекания металла в поперечном направлении (относительно оси прокатки) создаются дополнительные сдвиговые напряжения.

Измерения динамического модуля сдвига G и ВТ осуществляли с помощью автоматизированной системы релаксационной спектроскопии [15]. О поведении динамического модуля сдвига судили по изменению частоты колебаний f , поскольку $G \sim f^2$. Исследуемые образцы имели диаметр 2,0 мм и длину рабочей части 90 мм. Амплитуда колебаний соответствовала амплитудонезависимой области и составляла $1 \cdot 10^{-5}$, частота — 60 Гц, скорость изменения температуры — 2 К/мин. Относительная погрешность измерений ВТ не превышала 2%. Термообработку (нагрев до заданной температуры со скоростью 2 К/мин с последующим охлаждением до комнатной) проводили в вакууме непосредственно в установке ВТ без перемонтажа образца.

Твердость медных образцов оценивали с помощью твердомера Виккерса HV-5 при нагрузке 200 г, при этом относительная погрешность измерений не превышала 5%.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 1 представлены температурные зависимости внутреннего трения (ТЗВТ) деформированных монотонным формоизменением (ГЭ и волочение) и отожженных образцов исследуемой меди. На кривых ТЗВТ деформированных образцов в интервале температур 550–1000 К присутствуют два максимума ВТ. Поскольку процессы, происходящие в меди в данном интервале температур, являются релаксационными [4], для оценки величины их энергии активации H использовали формулу Верта–Маркса:

$$H = RT_{\max} \ln(kT_{\max}/(hf_{\max})), \quad (1)$$

где R — число Авогадро, h — постоянная Планка, k — постоянная Больцмана, T_{\max} — температура максимума ВТ, f_{\max} — частота собственных колебаний образца, соответствующая максимуму ВТ.

Наблюдаемый при температуре 560–660 К пик ВТ асимметричный, ему соответствуют необратимые изменения на соответствующих зависимостях динамического модуля упругости (эффект Кёстера). Судя по величине энергии активации (табл. 1), данный пик обусловлен процессами рекристаллизации [4]. В случае меди FRTP наблюдается увеличение T_{\max} от 560 до 660 К (рис. 1, а, кривая 3). Такое поведение полностью укладывается в рамки традиционных представлений о влиянии примесей на процесс рекристаллизации. Выделение в металле легирующих примесей на дислокациях, мало- и высокоугловых границах зерен тормозит их перерас-

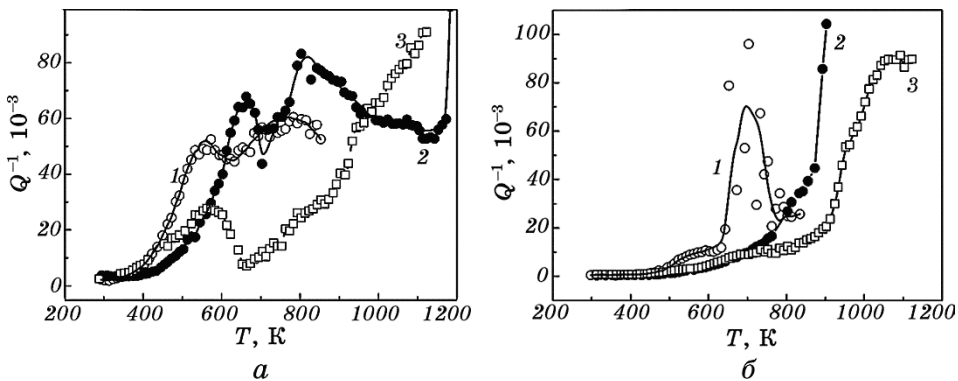


Рис. 1. ТЗВТ деформированных (а) и отожженных (б) образцов меди М0б (1), FRTP (2) и М1 (3), полученных ГЭ и волочением.

Fig. 1. Temperature dependences of internal friction (TDIF) of deformed (а) and annealed (б) copper samples M0b (1), FRTP (2) and M1 (3), obtained by hydroextrusion (HE) and drawing.

ТАБЛИЦА 1. Параметры максимумов ВТ образцов меди.

TABLE 1. Parameters of IF peaks of the copper samples.

Марка меди	Схема обработки	Состояние образца	T_{\max} , К	H , эВ
М06	ГЭ + волочение	Деформированное	560	1,28
		Отожженное	750	1,76
	УГЭ + ГЭ + волочение	Отожженное	700	1,6
		Деформированное	520	1,18
		Отожженное	655	1,48
		Отожженное	600	1,36
FRTP	ГЭ + волочение	Деформированное	660	1,49
		Отожженное	825	1,9
	УГЭ + ГЭ + волочение	Отожженное	815	1,89
		Деформированное	675	1,52
		Отожженное	700	1,6
		Отожженное	700	1,6
М1	ГЭ + волочение	Деформированное	565	1,3
		Отожженное	940	2,3
		Отожженное	1050	2,5
	СП	Деформированное	545	1,24
		Деформированное	665	1,54
		Отожженное	865	2,1
	Прокатка в валках с продольными проточками	Отожженное	560	1,29
		Деформированное	590	1,36
		Деформированное	650	1,5
	Прокатка в валках с поперечными проточками	Отожженное	920	2,17
		Отожженное	550	1,27
		Деформированное	530	1,21
КП	Деформированное	Деформированное	660	1,53
		Отожженное	850	1,99
	Отожженное	Отожженное	550	1,26
		Отожженное	535	1,23
		Отожженное	655	1,51
Отожженное	Отожженное	860	2,02	
	Отожженное	745	1,73	

пределение и миграцию, задерживая зарождение и рост центров рекристаллизации [16].

Исследования образца меди FRTP с помощью СЭМ и энергодисперсионной приставки для локального анализа химического состава показали [17], что при отжиге в нем происходит сегрегация примесей по границам зерен. Наблюдается перераспределение элемен-

тов, образец становится неоднородным по составу, формируются участки, обедненные Cu и обогащенные Fe (до 2%), Zn (до 4,5%), Pb (до 47%) и S (до 11%). Сера оказывает наиболее существенное влияние на рост зерен, повышая энергию активации диффузии. По-видимому, это и является основной причиной увеличения T_{\max} .

Исследование температурных зависимостей ВТ на примере меди FRTP, деформированной по схеме ГЭ + волочение, в течение четырех циклов нагрев–охлаждение показало следующее. Изменения ВТ при нагреве до температуры 360 К являются обратимыми (рис. 2) и соответствуют обратимым изменениям динамического модуля сдвига [18]. Нагрев образца до температуры 383 К вызывает необратимые изменения ВТ — уровень ВТ при комнатной температуре снижается.

Помимо рекристаллизационного, в деформированных образцах меди наблюдается второй пик ВТ при температурах выше 700 К (рис. 1). В образце меди М06 он расположен при 750 К, в FRTP — при 825 К, а в М1 проявляется в виде перегиба при 940 К. Такой разброс значений T_{\max} позволяет предположить различную природу указанного пика ВТ в исследуемых образцах. В меди М06 при 700 К регистрируется пик ВТ, обусловленный зернограницной релаксацией (табл. 1, [4]). В образце меди FRTP зернограницный пик вырождается (при 815 К обнаруживаются лишь его «следы»), что мо-

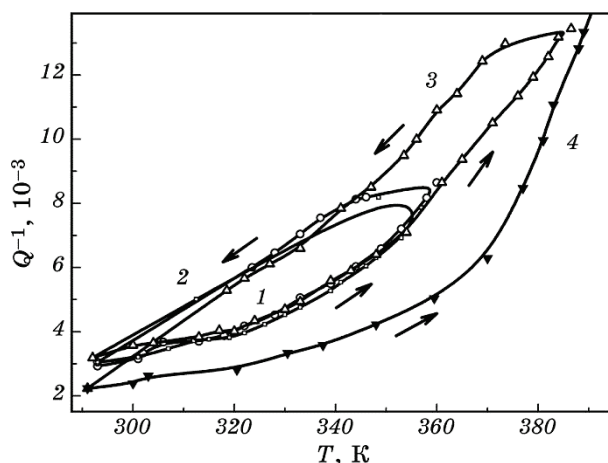


Рис. 2. Температурные зависимости ВТ меди FRTP, деформированной по схеме ГЭ + волочение: 1 — в исходном состоянии (нагрев–охлаждение), 2 — после нагрева до 360 К (нагрев–охлаждение), 3 — после 2 нагрева до 360 К (нагрев–охлаждение), 4 — после нагрева до 383 К (нагрев).

Fig. 2. TDIF of FRTP copper obtained by HE and drawing: 1—in the initial state (heating–cooling), 2—after heating to 360 K (heating–cooling), 3—after 2 heating to 360 K (heating–cooling), 4—after heating to 383 K (heating).

жет быть обусловлено сегрегацией при отжиге примесей на границах зерен, затрудняющих зернограницное проскальзывание. В образце М1 зернограницная релаксация не проявляется, а при $T > 1050$ К величина ВТ выходит на насыщение, что может быть связано с формированием в нем при отжиге «бамбуковой» структуры, о чем свидетельствуют данные СЭМ. Таким образом, исходя из существующих представлений [4, 5], пик ВТ, наблюдаемый в деформированных образцах М06 и FRTP при 750 и 825 К соответственно, можно идентифицировать как обусловленный специальными, а также малоугловыми границами зерен, формирующимися при деформационной обработке. Его природа в настоящее время однозначно не выяснена [5]. Пик ВТ, наблюдаемый при 940 К в деформированных образцах меди М1, по-видимому, связан с формированием в них «бамбуковой» структуры [5, 19].

На рисунке 3 на примере меди М1 продемонстрировано влияние степени разовой деформации при монотонном формоизменении (ГЭ + волочение, суммарная деформация одинакова) на температурные зависимости ВТ. Видно, что увеличение степени разовой деформации ГЭ от $e = 0,14-0,43$ до $e = 0,64-0,99$ незначительно повышает температуру рекристаллизационного пика ВТ, а также снижает его высоту. Эффект может быть обусловлен протекающим при деформации процессом динамической рекристаллизации, менее интенсивном в первом случае. Это предположение подтверждается данными измерения твердости — с ростом степени разовой деформации ее величина снижается от 137 до 133 НV. Отжиг нивелирует разли-

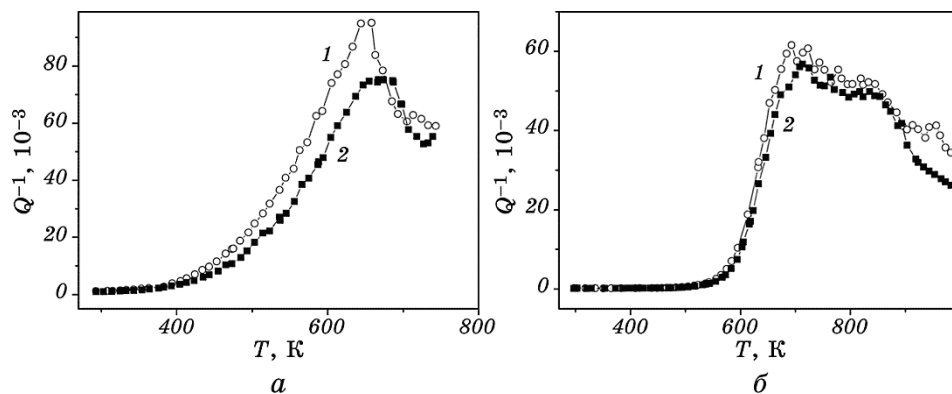


Рис. 3. ТЗВТ деформированных (а) и отожженных (б) образцов меди М1, полученных по схеме ГЭ + волочение с разовыми степенями деформации $e = 0,14-0,43$ (1) и $e = 0,64-0,99$ (2).

Fig. 3. TDIF of deformed (a) and annealed (б) copper samples M1 obtained according to the scheme angular hydroextrusion (HE) + drawing with single degrees of deformation $e = 0.14-0.43$ (1) and $e = 0.64-0.99$ (2).

чия в указанных зависимостях.

Включение в схему обработки знакопеременной деформации со сдвигом (УГЭ), как было показано нами ранее [17], приводит в случае меди М06 к понижению температуры рекристаллизационного максимума до 520 К, его сужению и уменьшению высоты, а также сдвигу кривой ТЗВТ влево. Такое поведение соответствует известным представлениям об изменении параметров рекристаллизационного пика с уменьшением размера зерен при интенсивной пластической деформации [4, 5]. В случае меди FRTP наблюдается увеличение высоты и температуры рекристаллизационного максимума на 15 К. Указанные различия определяются показанным ранее перераспределением примесей, а также формированием в меди FRTP при комбинированной пластической деформации с использованием УГЭ стопоров, влияющих на миграцию границ зерен, тем самым не позволяя зернам расти в результате динамической рекристаллизации, происходящей в меди в процессе пластической деформации [17].

Характер поведения ТЗВТ отожженных образцов меди, полученных комбинированной деформацией, аналогичен таковому для меди, подвергавшейся монотонному формоизменению, с тем отличием, что зернограничная релаксация в них происходит раньше. Это можно объяснить формированием при комбинированной деформации более мелкозернистой структуры с неравновесными границами зерен, на которых релаксация напряжений реализуется при более низких температурах [17].

В работах [13, 18] было показано, что отжиг субмикроструктурной меди М06 и FRTP, полученной с использованием ГЭ и волочения, приводит к аномальному увеличению динамического модуля сдвига, обусловленному возникновением двойников отжига и ростом их плотности. На рисунке 4 продемонстрировано влияние комбинированной пластической деформации со сдвигом и отжига на динамический модуль сдвига меди FRTP. Видно, что включение в схему обработки УГЭ приводит к росту G на 40 % в сравнении с монотонно деформированными образцами (рис. 4, а). Можно предположить, что данный факт обусловлен формированием более мелкозернистой структуры при комбинированной деформации со сдвигом. После отжига наблюдается значительное повышение величины G независимо от схемы деформирования (рис. 4, б). При этом характер температурных зависимостей динамического модуля сдвига сохраняется. Подобные закономерности наблюдаются и для меди М1, деформированной аналогичными способами.

На рисунке 5 представлены ТЗВТ образцов меди М1, полученных с использованием различных схем прокатки. На ТЗВТ деформированных образцов наблюдаются три пика ВТ (табл. 1). Судя по температурному положению и величине энергии активации, первые два из них соответствуют пику рекристаллизации, разделенному на два

близких максимума из-за анизотропии. В пользу данного предположения свидетельствуют данные СЭМ [2, 17].

Третий пик ВТ (рис. 5, а) имеет деформационную природу, на что указывает его исчезновение при повторном нагреве (рис. 5, б). По-

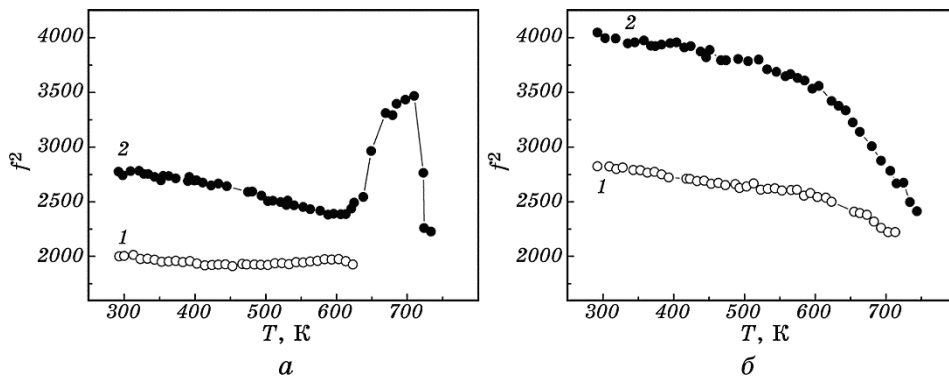


Рис. 4. Температурные зависимости динамического модуля сдвига деформированных (а) и отожженных (б) образцов меди FRTP, полученных по схемам ГЭ + волочение (1) и УГЭ + ГЭ + волочение (2).

Fig. 4. Temperature dependences of the dynamic shear modulus of deformed (а) and annealed (б) copper samples FRTP obtained according to the schemes HE + drawing(1) and angular hydroextrusion + HE + drawing (2).

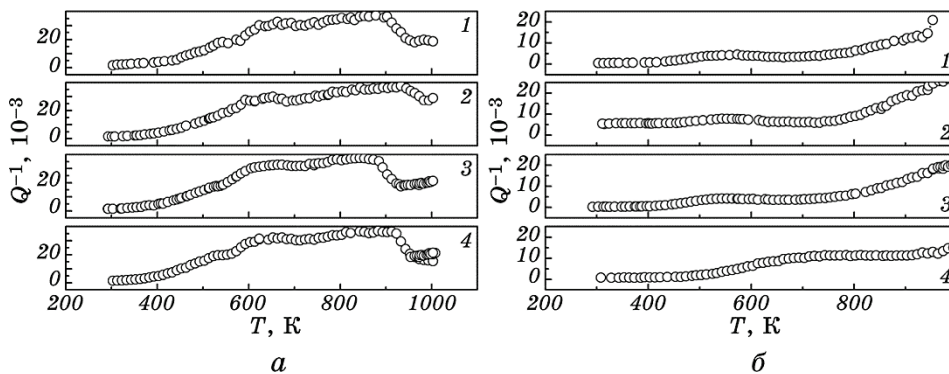


Рис. 5. ТЗВТ деформированных (а) и отожженных (б) образцов меди M1, полученных различными схемами: 1 — стандартная прокатка, 2 — прокатка в валках с продольными проточками, 3 — прокатка в валках с поперечными проточками, 4 — комбинированная прокатка со сдвигом.

Fig. 5. TDIF deformed (а) and annealed (б) copper samples M1, obtained by different schemes: 1—standard rolling, 2—rolling in rolls with longitudinal grooves, 3—rolling in rolls with transverse grooves, 4—combined rolling with shear.

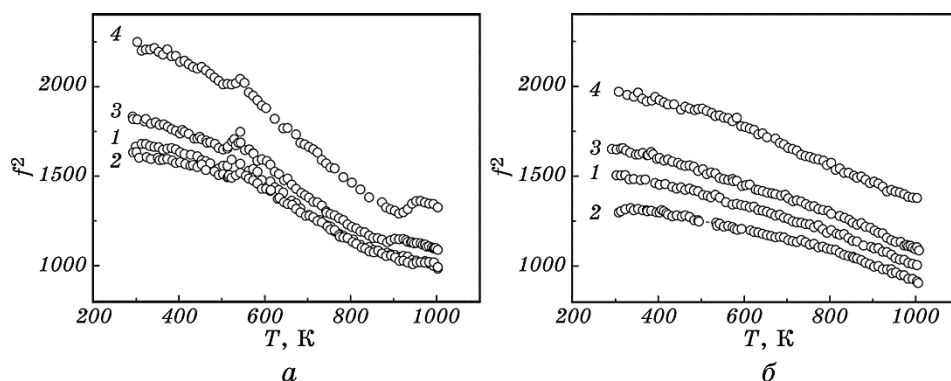


Рис. 6. Температурные зависимости динамического модуля сдвига деформированных (*а*) и отожженных (*б*) образцов меди М1, полученных по различным схемам: 1 — стандартная прокатка, 2 — прокатка в валках с продольными проточками, 3 — прокатка в валках с поперечными проточками, 4 — комбинированная прокатка со сдвигом.

Fig. 6. Temperature dependences of the dynamic shear modulus deformed (*a*) and annealed (*б*) copper samples M1, obtained by different schemes: 1—standard rolling, 2—rolling in rolls with longitudinal grooves, 3—rolling in rolls with transverse grooves, 4—combined rolling with shear.

сле отжига на ТЗВТ исследуемых образцов наблюдается только один пик ВТ, обусловленный зернограничной релаксацией (рис. 5, б). При этом T_{\max} в образце, деформированном комбинированной прокаткой, значительно выше таковой для образцов, полученных стандартной прокаткой и прокаткой в валках с продольными и поперечными проточками. Такое поведение может быть связано с тем, что при отжиге в образце, полученном комбинированной прокаткой, формируется структура с большим размером зерен, из-за чего релаксация напряжений реализуется при более высоких температурах [17].

Вследствие формирования при комбинированной прокатке со сдвигом в меди М1 более изотропной и мелкозернистой структуры [2, 17] достигается значительное (до 35%) повышение динамического модуля сдвига в сравнении со стандартными технологиями (рис. 6, а). Отжиг уменьшает величину G , не изменяя при этом характер зависимости $G(T)$ (рис. 6, б). Такое поведение коррелирует с описанными структурными изменениями при отжиге меди М1, полученной КП.

4. ВЫВОДЫ

Формирование в меди мелкозернистой структуры с неравновесны-

ми границами зерен при комбинированной пластической деформации со сдвигом понижает температуру начала рекристаллизационных процессов в сравнении с образцами, подвергнутыми монотонному формоизменению. К этому приводит и снижение разовой степени деформации при пластическом деформировании. Наличие примесей и их сегрегация на границах зерен при нагреве тормозят процесс рекристаллизации независимо от схемы деформирования.

При комбинированной пластической деформации со сдвигом наблюдается существенное (до 40%) увеличение динамического модуля сдвига. Эффект сохраняется и после термообработки (до 1000 К).

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Р. З. Валиев, И. В. Александров, *Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией* (Москва: Логос: 2000).
2. Е. Г. Пашинская, *Физико-механические основы измельчения структуры при комбинированной пластической деформации* (Донецк: Вебер: 2009).
3. И. С. Головин, *ФММ*, **110**, № 4: 424 (2010).
4. M. S. Blanter, I. S. Golovin, and H. Neuhauser, *Internal Friction in Metallic Materials* (Berlin: Heidelberg: 2007).
5. И. С. Головин, *Внутреннее трение и механическая спектроскопия металлических материалов* (Москва: Дом МИСиС: 2012).
6. R. R. Mulyukov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **40**, Nos. 7–8: 341 (1998).
7. N. A. Akhmadeev, N. P. Kobelev, R. R. Mulyukov, Y. M. Soifer, R. Z. Valiev, *Acta Met. Mat.*, **41**:1041 (1993).
8. A. B. Lebedev, Y. A. Burenkov, A. E. Romanov, V. I. Kopylov, V. P. Filonenko, V. G. Gryaznov, *Mater. Sci. Eng. A*, **203**: 165 (1995).
9. A. B. Lebedev, Y. A. Burenkov, V. I. Kopylov, A. E. Romanov, V. G. Gryaznov, *Phil. Mag. Lett.*, **73**: 241 (1996).
10. P. P. Pal-Val, Yu. N. Loginov, S. L. Demakov, A. G. Illarionov, V. D. Natsik, L. N. Pal-Val, A. A. Davydenko, A. P. Rybalko, *Mater. Sci. Eng. A*, **618**: 9 (2014).
11. N. Kobelev, E. Kolyvanov, Y. Estrin, *Acta Materialia*, **56**: 1473 (2008).
12. Н. В. Токий, В. В. Токий, А. Н. Пилипенко, Н. Е. Письменова, *ФТТ*, **56**, № 5: 966 (2014).
13. Н. В. Токий, А. Н. Пилипенко, В. В. Токий, *Металлофизика и новейшие технологии*, **36**, № 8: 1129 (2014).
14. В. З. Спусканюк, Т. Е. Константинова, А. А. Давиденко, И. М. Коваленко, Т. А. Закорецкая, Л. Ф. Сенникова, Н. Н. Белоусов, Л. В. Лоладзе, А. В. Завдоев, *Физико-механические проблемы формирования структуры и свойств материалов методом обработки давлением* (Краматорск: 2007).
15. А. Н. Пилипенко, *Физика и техника высоких давлений*, **23**, № 4: 135 (2013).
16. В. Е. Семененко, Д. В. Лысан, Т. А. Коваленко, *Вісник Харківського університету. Серія: фізична «Ядра, частинки, поля»*, **49**, № 1: 70 (2011).
17. В. А. Белошенко, А. Н. Пилипенко, В. В. Чишко, *Обработка материалов давлением*, **44**, № 1: 56 (2017).
18. В. А. Белошенко, А. А. Давиденко, В. Ю. Дмитренко, А. Н. Пилипенко, Н. Е. Письменова, В. В. Чишко, *Металлофизика и новейшие технологии*, **38**, № 3: 405 (2016).

19. J. T. A. Roberts, *Metal Science Journal*, **3**: 97 (1969).

REFERENCES

1. R. Z. Valiev and I. V. Aleksandrov, *Nanostrukturnye Materialy, Poluchennye Intensivnoy Plasticheskoy Deformatsiey* [Nanostructured Materials Obtained by Severe Plastic Deformation] (Moscow: Logos: 2000) (in Russian).
2. E. G. Pashinskaya, *Fiziko-Mekhanicheskie Osnovy Izmelcheniya Struktury pri Kombinirovannoy Plasticheskoy Deformatsii* [Physical and Mechanical Fundamentals of Structure Refinement Under Combined Plastic Deformation] (Donetsk: Veber: 2009) (in Russian).
3. I. S. Golovin, *FMM*, **110**, No. 4: 424 (2010) (in Russian).
4. M. S. Blanter, I. S. Golovin, and H. Neuhauser, *Internal Friction in Metallic Materials* (Berlin: Heidelberg: 2007).
5. I. S. Golovin, *Vnutrennee Trenie i Mekhanicheskaya Spektroskopiya Metallicheskih Materialov* [Internal Friction and Mechanical Spectroscopy of Metallic Materials] (Moscow: Dom MISiS: 2012) (in Russian).
6. R. R. Mulyukov, *Metal Science and Heat Treatment*, **40**, Nos. 7–8: 341 (1998).
7. N. A. Akhmadeev, N. P. Kobelev, R. R. Mulyukov, Y. M. Soifer, R. Z. Valiev, *Acta Met. Mat.*, **41**: 1041 (1993).
8. A. B. Lebedev, Y. A. Burenkov, A. E. Romanov, V. I. Kopylov, V. P. Filonenko, V. G. Gryaznov, *Mater. Sci. Eng. A*, **203**: 165 (1995).
9. A. B. Lebedev, *Phil. Mag. Lett.*, **73**: 241 (1996).
10. P. P. Pal-Val, Yu. N. Loginov, S. L. Demakov, A. G. Illarionov, V. D. Natsik, L. N. Pal-Val, A. A. Davydenko, A. P. Rybalko, *Mater. Sci. Eng. A*, **618**: 9 (2014).
11. N. Kobelev, E. Kolyvanov, Y. Estrin, *Acta Materialia*, **56**: 1473 (2008).
12. N. V. Tokij, V. V. Tokij, A. N. Pilipenko, N. E. Pismenova, *FTT*, **56**, No. 5: 966 (2014) (in Russian).
13. N. V. Tokiy, A. N. Pylypenko, V. V. Tokiy, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 8: 1129 (2014) (in Ukrainian).
14. V. Z. Spuskanyuk, T. E. Konstantinova, A. A. Davidenko, I. M. Kovalenko, T. A. Zakoretskaya, L. F. Sennikova, N. N. Belousov, L. V. Loladze, and A. V. Zavdoveev, *Fiziko-Mekhanicheskie Problemy Formirovaniya Struktury i Svoystv Materialov Metodrom Obrabotki Davleniem* (Kramatorsk: 2007) (in Russian).
15. A. N. Pilipenko, *Fizika i Tehnika Vysokikh Davleniy*, **23**, No. 4: 135 (2013) (in Russian).
16. V. E. Semenenko, D. V. Lyisan, and T. A. Kovalenko, *Visnik Kharkivskogo Universytetu. Seriya: Fizichna 'Yadra, Chastynky, Polya'*, **49**, No. 1: 70 (2011) (in Russian).
17. V. A. Beloshenko, A. N. Pilipenko, V. V. Chishko, *Obrabotka Materialov Davleniem*, **44**, № 1: 56 (2017) (in Russian).
18. V. A. Beloshenko, A. A. Davidenko, V. Yu. Dmitrenko, A. N. Pilipenko, N. E. Pismenova, and V. V. Chishko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 3: 405 (2016) (in Russian).
19. J. T. A. Roberts, *Metal Science Journal*, **3**: 97 (1969).