

## Прочность конденсированных материалов на основе меди при повышенных температурах

Н. П. Рудницкий

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, Киев, Украина

*Определены температурные зависимости микротвердости по Виккерсу, предела прочности и условного предела текучести в диапазоне температур 290...1070 К в трансверсальном направлении композиционных материалов систем Cu–Zr–Y–Mo, Cu–Cr, Cu–C и Cu–W на основе меди. Материалы, полученные методом электронно-лучевого испарения-конденсации, используют для изготовления токосъемных устройств, которые подвергаются не только интенсивному износу и электрической эрозии, но и механическим нагрузкам при повышенных температурах. Данный метод обеспечивает особую слоистую структуру композиционных материалов с чередованием слоев меди с дисперсными частицами других слоев металлов. Описаны методики проведения испытаний на микротвердость по Виккерсу и на растяжение при высоких температурах. Выполнен общий термодинамический активационный анализ полученных зависимостей твердости и прочности композитов различных систем на основе меди в диапазоне (0,2...0,8)T<sub>пл</sub> меди. Анализ и сравнение полученных значений энергии активации пластической деформации меди и композиционных материалов на ее основе, а также теоретических и экспериментальных данных по оценке процессов деформации, внутреннего трения, ползучести и самодиффузии меди позволяют утверждать, что в широком диапазоне температур наблюдается существенное изменение энергии активации пластической деформации при переходе от одной температурной области к другой. Это свидетельствует о последовательной смене действующих (контролирующих) термически активированных механизмов пластической деформации. Подтверждено, что изменение характеристик прочности (твердость, предел прочности, условный предел текучести) изученных композитов при нагреве контролируется одними и теми же механизмами пластической деформации, температурные области действия которых совпадают.*

**Ключевые слова:** твердость, прочность, температура, конденсированные слоистые материалы, термодинамический активационный анализ.

**Введение.** Современные технологии высокоскоростного электронно-лучевого испарения-конденсации дают возможность получить разные микрослойные композиционные материалы с заданными структурой и свойствами на основе меди, которые используются для изготовления электрических контактов различного назначения. Электронно-лучевая технология обеспечивает особую слоистую структуру композиционных материалов с чередованием слоев меди с дисперсными частицами других слоев металлов [1]. В процессе работы материалы, используемые для токосъемных устройств, подвергаются не только интенсивному износу и электрической эрозии, но и механическим нагрузкам при повышенных температурах. Поэтому актуальными являются исследования их механических свойств в широком диапазоне рабочих температур с целью улучшения эксплуатационных характеристик. Представляет интерес и изучение общих механизмов деформации материалов на основе меди. Для этого используется термодинамический активационный анализ, основанный на том, что в интервале температур действия процесса, контролирующего пластическую деформацию, прочность уменьшается по экспоненциальному закону, а энергия активации пластической деформации не изменяется [2].

**Результаты исследования и их обсуждение.** Исследуются характеристики прочности композиционных материалов на основе меди, полученных методом электронно-лучевого испарения-конденсации в трансверсальном направлении. К ним отно-

ются: Cu–Zr–Y–Mo (11,4 мас.% Mo) (далее – композит МДК-3) [3], Cu–40 мас.% Cr (композит системы Cu–Cr) [4], Cu–3,5 мас.% C (Cu–C) [5], Cu–10 мас.% W (Cu–W) [6]. Кроме того, для сравнения приведены механические свойства технической чистой меди (ГЦК-металл 1В группы), полученные в [7].

Микротвердость по Виккерсу измеряли на образцах в виде цилиндра диаметром 8 мм и высотой 5 мм методом вдавливания индентора, представляющего правильную четырехгранную пирамиду. В качестве наконечника использовали монокристалл синтетического корунда – окиси алюминия. Нагрузка на образец, передаваемая через пирамиду, составляла 10 Н. Испытания осуществляли в вакууме при давлении не более 0,7 МПа на установке УВТ-2 [8] по методике, описанной в [9]. Значения твердости композитов получены в диапазоне температур 290...1070 К с интервалом 50...100 градусов при скорости деформирования  $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Скорость нагрева образца до температуры испытания находилась в пределах 5...20 град/мин, выдержка во времени перед внедрением индентора составляла 10 мин.

Механические характеристики при растяжении материалов определяли по результатам механических испытаний на растяжение стандартных плоских пятикратных пропорциональных образцов размером  $15 \times 3 \times 2$  мм на установке 1246-P [10] при комнатной температуре (на открытом воздухе) [11] и повышенных температурах до 870 К (в вакууме не ниже 0,7 МПа) [12]. Образцы вырезали из композиционного материала толщиной  $\sim 2$  мм после вакуумного отжига при 1170 К в течение 3 ч. При каждой температуре испытывали от трех до пяти образцов. Скорость деформации составляла 2 мм/мин, что соответствовало относительной скорости деформации  $\sim 2,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . В процессе испытаний записывали диаграммы деформирования для определения условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  и предела прочности  $\sigma_b$ . Размеры образца до и после испытаний измеряли на оптическом микроскопе МИР-12 с точностью  $\pm 0,01$  мм.

Температурные зависимости твердости и прочности представлены на рис. 1, 2. Как видно, с повышением температуры характеристики твердости и прочности в основном монотонно понижаются.

Результаты экспериментальных исследований по оценке влияния температуры на механические характеристики металлических материалов обобщали с помощью термодинамического активационного анализа по методикам [2, 13].

Для установления основных закономерностей изменения прочностных свойств кристаллических материалов в широком диапазоне температур исходили из следующих экспоненциальных уравнений, описывающих температурные зависимости прочности и твердости [13]:

$$\sigma = A' \exp\left(\frac{U}{3kT}\right); \quad (1)$$

$$H = cA' \exp\left(\frac{U}{3kT}\right), \quad (2)$$

где  $\sigma$  – прочность, МПа;  $H$  – твердость по Виккерсу, МПа;  $T$  – термодинамическая температура, К;  $U$  – энергия (энтальпия) активации пластической деформации, эВ;  $k$  – постоянная Больцмана;  $A'$  – постоянная, являющаяся функцией параметров материала и скорости деформации;  $c$  – константа пропорциональности,  $c = H/R$ ;  $R$  – газовая постоянная.

Для описания температурных зависимостей механических характеристик композитов выбран экспоненциальный закон, поскольку он носит достаточно общий характер и многократно опробован для широкого круга металлических материалов различ-

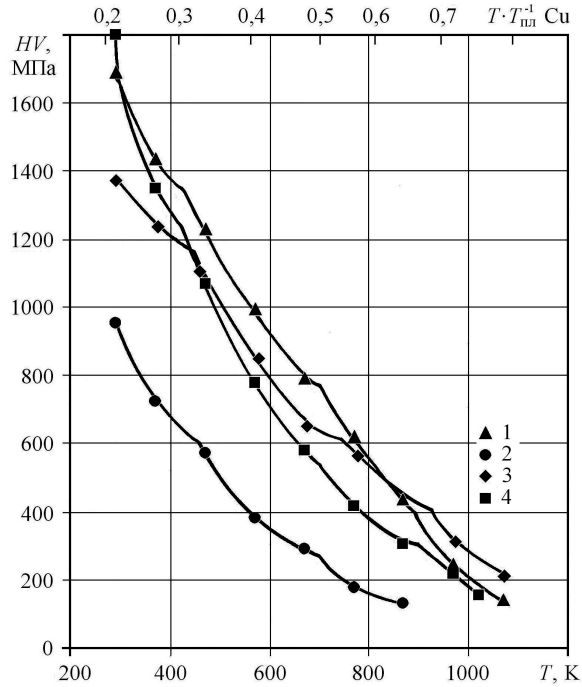


Рис. 1. Зависимость твердости конденсированных слоистых композиционных материалов на основе меди от температуры (1 – композит системы Cu–Cr; 2 – Cu–C; 3 – Cu–W; 4 – МДК-3).

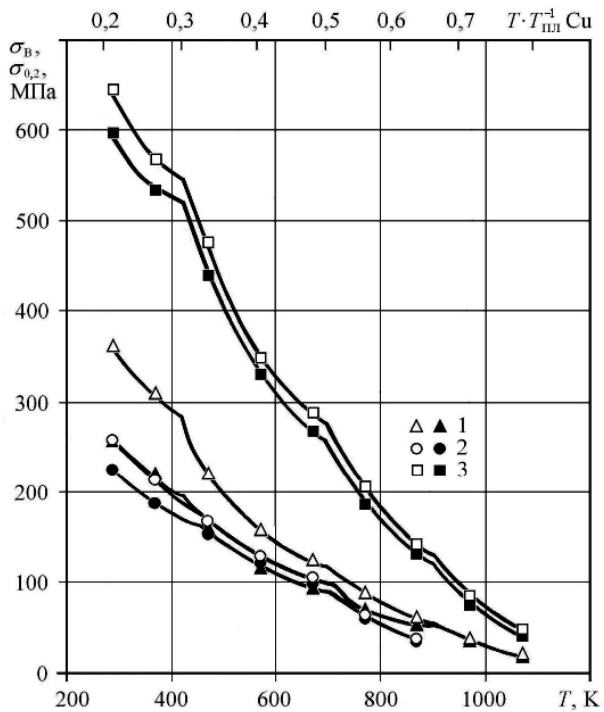


Рис. 2. Зависимость предела прочности  $\sigma_B$  (светлые точки) и условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (темные точки) конденсированных слоистых композиционных материалов на основе меди от температуры (1 – композит системы Cu–Cr; 2 – Cu–C; 3 – МДК-3).

ного класса. Кроме того, в отличие от некоторых других моделей, он имеет серьезное физическое обоснование [14–16].

На рис. 3 полученные экспериментальные данные представлены в координатах  $\ln \sigma_{0,2}$ ,  $\ln \sigma_B$ ,  $\ln HV - T^{-1}$ . При построении зависимостей (1) и (2) в полулогарифмических координатах более резко проявляются характерные особенности влияния температуры на механические свойства материалов.

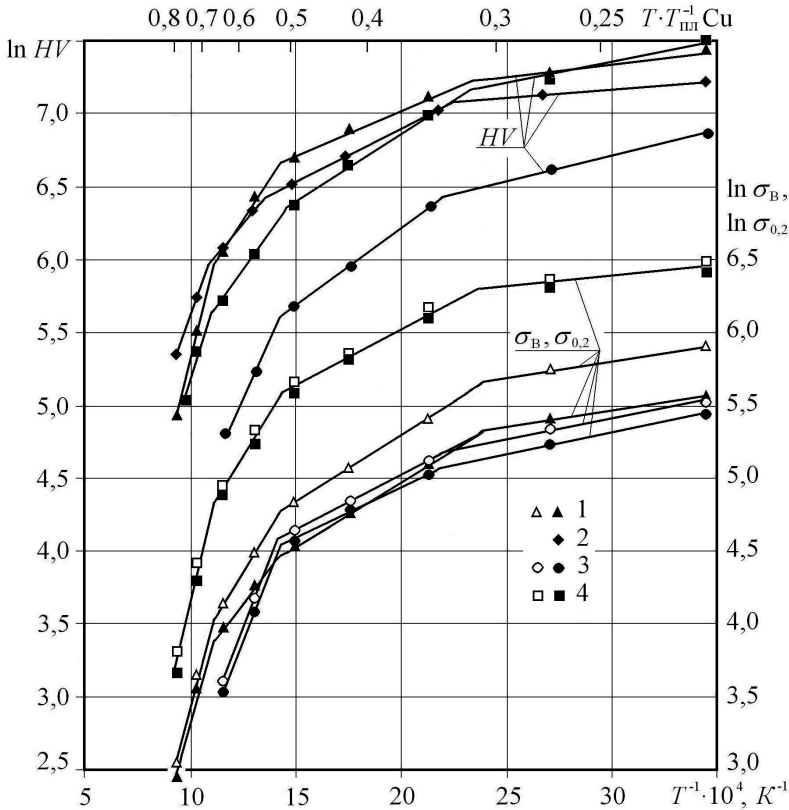


Рис. 3. Зависимость твердости  $HV$ , предела прочности  $\sigma_B$  (светлые точки) и условного предела текучести  $\sigma_{0,2}$  (темные точки) конденсированных слоистых композиционных материалов на основе меди от температуры (1 – композит системы Cu–Cr; 2 – Cu–W; 3 – Cu–C; 4 – МДК-3).

Как видно, температурные зависимости прочности и твердости исследуемых материалов, как правило, имеют вид ломаной линии, состоящей из нескольких прямолинейных участков. Переломы на графиках, сопровождающиеся изменением наклона кривых, могут быть обусловлены изменением механизмов пластической деформации, последовательно сменяющих друг друга по мере повышения температуры. Для ГЦК-металлов (группа IV), применяемых в качестве электроконтактных (медь, серебро, золото), переломы на графиках температурных зависимостей механических характеристик наблюдаются при  $\sim 0,35; 0,5$  и  $0,65T_{пл}$  [2, 13].

В этом смысле графики температурных зависимостей представляют собой диаграммы деформационных механизмов Эшби [14, 15]. Согласно Эшби, в исследованных условиях для ГЦК-металлов действуют механизмы дислокационного скольжения при температурах ниже  $0,5T_{пл}$  и дислокационной ползучести при более высоких температурах. Концепция термически активированного движения дислокаций через

локальные барьеры общепринята в качестве механизма, контролирующего скорость процесса многих типов пластического течения в кристаллических твердых телах. При деформировании технической чистой меди в диапазоне температур  $(0,2...0,3)T_{пл}$  происходит процесс блокировки движущихся дислокаций примесями. В диапазоне средних температур  $((0,2...0,5)T_{пл})$  прочность меди контролируется процессами разблокировки примесных атмосфер Котрелла и Сузуки.

В высокотемпературной области  $((0,5...0,8)T_{пл})$  отмечается существенное пере-сщещение вакансиями, а скорость диффузии примесных атомов становится значи-тельной, и они уже не сдерживают движение дислокаций. Поэтому при температурах  $(0,5...0,7)T_{пл}$  пластическая деформация происходит вследствие миграции вакансий и диффузии вдоль дислокаций. В области предплавильных температур  $((0,7...0,8)T_{пл})$  вследствие высокой диффузионной подвижности атомов деформация происходит при концентрации вакансий, близкой к равновесной, и, следовательно, с энергией актива-ции, равной энергии активации самодиффузии [7, 13].

Из рис. 3 видно, что температурные зависимости предела прочности, условного предела текучести и твердости композитов в исследованном диапазоне температур состоят из четырех областей, в пределах которых их характер линейный и они удовлетворяют уравнениям (1) и (2). Переломы на графиках температурных зависи-мостей для композитов систем МДК-3 и Cu–Cr наблюдаются при 420, 700 и 900 К, что соответствует  $0,31; 0,52$  и  $0,66T_{пл}$  Cu; для Cu–C – при 460, 710 и 900 К, что соответствует  $0,34; 0,52$  и  $0,65T_{пл}$  Cu; для Cu–W – при 450, 740 и 930 К, что соответствует  $0,33; 0,54$  и  $0,68T_{пл}$  Cu.

На основании уравнений (1) и (2) с использованием экспериментальных данных прочности и твердости для температурных областей  $(0,2...0,8)T_{пл}$  Cu были опреде-лены величины энергии активации пластической деформации композитов (таблица).

**Энергия активации пластической деформации исследуемых композиционных материалов и технической чистой меди, рассчитанная по различным характеристикам прочности**

Материал	Характеристика	$U$ (эВ) в интервале температур (К)			
		290...420	420...700	700...900	900...1070
Cu–Zr–Y–Mo (МДК-3)	$HV$	0,11	0,19	0,67	0,93
	$\sigma_B$	0,04	0,19	0,66	2,97
	$\sigma_{0,2}$	0,04	0,18	0,66	3,26
Cu–40 мас.% Cr	$HV$	0,06	0,17	0,56	1,56
	$\sigma_B$	0,06	0,24	0,64	1,62
	$\sigma_{0,2}$	0,06	0,20	1,06	1,61
		290...460	460...710	710...900	–
Cu–3,5 мас.% C	$HV$	0,03	0,12	0,30	–
	$\sigma_B$	0,02	0,07	0,33	–
	$\sigma_{0,2}$	0,02	0,06	0,32	–
		290...450	450...740	740...930	930...1070
Cu–10 мас.% W	$HV$	0,01	0,07	0,17	0,44
		290...470	470...720	720...920	920...1030
Cu	$HV$	0,05	0,22	0,91	1,85
	$\sigma_B$	0,03	0,14	0,93	–
	$\sigma_{0,2}$	0,03	0,13	0,90	–

Полученные значения энергии активации соответствуют условиям деформации металлов с умеренными скоростями  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  под действием приложенных напряжений, которые превышают  $10^{-4} G$  (модуль сдвига).

Большой вклад в экспериментальные исследования внес Бухановский В. В.

**Заключение.** Анализ и сравнение полученных значений энергии активации пластической деформации меди [2, 7] и композиционных материалов на ее основе, а также расчетных и экспериментальных данных по оценке деформации, внутреннего трения, ползучести и самодиффузии меди [2, 13] свидетельствуют о том, что в широком диапазоне температур наблюдается существенное изменение энергии активации пластической деформации при переходе от одной температурной области к другой. Это говорит о последовательной смене действующих (контролирующих) термически активированных механизмов пластической деформации. Зависимости прочности и твердости представленных композитов аналогичны и подчиняются общим закономерностям изменения свойств с повышением температуры.

Эти выводы справедливы и для дисперсно-упрочненных материалов, исследованных ранее [17].

## Резюме

Визначено температурні залежності мікротвердості за Віккерсом, границі міцності й умовної границі текучості в діапазоні температур 290...1070 К в трансверсальному напрямку композиційних матеріалів систем Cu–Zr–Y–Mo, Cu–Cr, Cu–C і Cu–W на основі міді. Матеріали, які отримані методом електронно-променевого випарювання-конденсації, використовують для виготовлення струмознімальних пристроїв, що піддаються не тільки інтенсивному зносу й електричній ерозії, а й механічним навантаженням при підвищених температурах. Даний метод забезпечує особливу шарувату структуру композиційних матеріалів із чергуванням шарів міді з дисперсними частинками інших шарів металів. Описано методики проведення випробувань на мікротвердість за Віккерсом і на розтяг при високих температурах. Виконано загальний термодинамічний активаційний аналіз отриманих залежностей твердості і міцності композитів різних систем на основі міді в діапазоні  $(0,2...0,8)T_{\text{пл}}$  міді. Аналіз і порівняння отриманих значень енергії активації пластичної деформації міді і композиційних матеріалів на її основі, а також теоретичних і експериментальних даних щодо оцінки процесів деформації, внутрішнього тертя, повзучості і самодифузії міді дозволяють стверджувати, що в широкому діапазоні температур спостерігається суттєва зміна енергії активації пластичної деформації при переході від однієї температурної області до іншої. Це свідчить про послідовну зміну діючих (контролюючих) термічно активованих механізмів пластичної деформації. Підтверджено, що зміна характеристик міцності (твердість, границя міцності, умовна границя текучості) вивчених композитів при нагріванні контролюється одними і тими ж механізмами пластичної деформації, температурні області дії яких збігаються.

1. Гречанюк Н. И., Минакова Р. В., Копылова Г. Е. Современное состояние и перспективы применения технологии высокоскоростного электронно-лучевого испарения и последующей конденсации в вакууме металлов и неметаллов для получения материалов электрических контактов и электродов. *Порошк. металлургия*. 2013. № 3/4. С. 139–150.
2. Borisenko V. A. and Krashchenko V. P. Temperature dependences of hardness of group IB metals. *Acta Metall.* 1977. **25**, N 3. P. 251–256.

3. Борисенко В. А., Бухановский В. В., Гречанюк Н. И. и др. Температурные зависимости статических механических свойств микрослойного композиционного материала МДК-3. *Пробл. прочности*. 2005. № 4. С. 113–120.
4. Бухановський В. В., Рудницький М. П., Харченко В. В., Мамузич І. Зв'язок між твердістю і характеристиками міцності мікрошаруватого композиційного матеріалу системи мідь–хром за високих температур. *Пробл. прочности*. 2010. № 2. С. 80–92.
5. Bukhanovsky V., Rudnytsky M., Grechanyuk M., et al. Vapour-phase condensed composite materials based on copper and carbon. *Mater. Technol.* 2016. **50**, No. 4. P. 523–530.
6. Бухановський В. В., Рудницький М. П., Харченко В. В. та ін. Взаємозв'язок між складом, структурою і механічними властивостями конденсованого композиційного матеріалу системи мідь–вольфрам. *Пробл. прочности*. 2011. № 4. С. 87–102.
7. Кращенко В. П., Стаценко В. Е. Влияние температуры и скорости деформирования на основные процессы, контролирующие прочность меди. *Пробл. прочности*. 1981. № 4. С. 78–83.
8. Алексюк М. М., Борисенко В. А., Кращенко В. П. Механические испытания при высоких температурах. Киев: Наук. думка, 1980. 208 с.
9. ДСТУ 2434-94. Метод визначення високотемпературної твердості вдавлюванням пірамідального та біциліндричного індентора. В. О. Борисенко, О. Б. Оксаметна. Чинний з 01.01.95.
10. Испытательная техника: Справ. В 2 т. Под ред. В. В. Клюева. М.: Машиностроение, 1982. Т. 2. 570 с.
11. ISO 6892: 1998(E). Metallic Materials – Tensile Testing at Ambient Temperature, 1998.
12. ISO 783:1999(E). Metallic Materials – Tensile Testing at Elevated Temperature, 1999.
13. Борисенко В. А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. Киев: Наук. думка, 1984. 212 с.
14. Ashby M. F. A first report on the deformation mechanism maps. *Acta Metall.* 1972. **20**, No. 7. P. 887–897.
15. Ashby M. F. and Frost H. J. The kinetics of inelastic deformation above 0 K. *Constitutive Equations in Plasticity*. Ed. A. S. Argon. MIT Press, Cambridge, 1975. P. 117–147.
16. Maugis D. Creep, hot hardness and sintering in the adhesion of metals at high temperature. *Wear*. 1980. **62**, No. 2. P. 349–386.
17. Борисенко В. А., Рудницький Н. П. Твердость дисперсно-упрочненной меди в диапазоне температур 290...1070 К. *Пробл. прочности*. 2003. № 4. С. 77–81.

Поступила 15. 01. 2018