

## **Зв'язок між твердістю і характеристиками міцності мікрошаруватого композиційного матеріалу системи мідь–хром за високих температур**

**В. В. Бухановський<sup>а</sup>, М. П. Рудницький<sup>а</sup>, В. В. Харченко<sup>а</sup>, І. Мамузич<sup>б</sup>**

<sup>а</sup> Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України, Київ, Україна

<sup>б</sup> Металургійний факультет Загребського університету, Сісак, Хорватія

*Досліджено структуру, твердість, міцність, пластичність і характер руйнування мікрошаруватого композита системи мідь–хром із заданими мікрошаруватою структурою і хімічним складом для електричних контактів у діапазоні температур 290...1070 К. Установлено кореляційні зв'язки між твердістю і характеристиками міцності композита.*

**Ключові слова:** мікрошаруватий композит системи мідь–хром, механічні властивості, характер руйнування, кореляція, термодинамічний активаційний аналіз.

### **Позначення**

- $\sigma_v$  – границя міцності, МПа
- $\sigma_{0,2}$  – умовна границя текучості, МПа
- $\delta$  – відносне подовження, %
- $\delta_p$  – відносне рівномірне подовження, %
- $\psi$  – відносне звуження, %
- $HV$  – твердість за Віккерсом, МПа
- $T$  – термодинамічна температура, К
- $U$  – енергія (ентальпія) активації пластичної деформації, еВ
- $A'$  – константа, що є функцією матеріалу і швидкості деформації
- $c$  – коефіцієнт пропорційності,  $c = H/\sigma$
- $H$  – твердість, МПа
- $\sigma$  – характеристика міцності, МПа
- $k$  – постійна Больцмана
- $G$  – модуль зсуву, МПа
- $HV_c$  – середнє значення твердості за Віккерсом, МПа
- $S$  – середньоквадратичне відхилення, МПа
- $w$  – коефіцієнт варіації, %
- $\Delta HV$  – надійна оцінка з 0,95%-ною ймовірністю, МПа
- $a, b$  – коефіцієнти регресії

**Вступ.** У даний час композити на основі міді і хрому використовуються як найбільш ефективні електроконтактні матеріали для розривних контактів дугогасильних камер вакуумних вимикачів. Окрім традиційних методів порош-

кової металургії ці матеріали отримують високошвидкісним електронно-променевим випаровуванням–конденсацією міді і хрому з окремих тиглів, охолоджуваних водою і пошаровою конденсацією на металеву підкладку (сталевий диск, що обертається). Електронно-променева технологія дозволяє за один технологічний цикл отримати листові композиційні матеріали системи мідь–хром із заданими мікр шаруватою структурою і хімічним складом та конденсати з вмістом газоподібних домішок не вище, ніж у вихідному матеріалі, навіть у разі випаровування таких активних металів, як хром. Ще однією особливістю даного методу є можливість створення комбінованих контактів із робочим шаром, що виготовляється з дугогасильного композиційного матеріалу, який отримують шляхом осадження з парової фази когезивно з мідною основою, яка забезпечує тепловідведення від робочого шару.

Оптимальний вміст хрому в даних композитах, що забезпечує найбільш вигідне поєднання електричних, механічних і хімічних характеристик матеріалу, складає 30...40 мас.%. При цьому границя міцності композитів становить 400...550 МПа, твердість – 1600...1800 МПа, питомий електроопір не перевищує  $2,5 \cdot 10^{-8}$  Ом · м. Високотемпературний відпал конденсованих матеріалів Cu–(30...40 мас.%)Cr зумовлює зниження до 30% їхньої міцності та питомого електроопору, але практично не впливає на твердість. Завдяки специфічній структурі цих матеріалів формуються їх унікальні фізико-механічні та службові характеристики. На сьогодні мікр шаруваті конденсовані матеріали системи Cu–Cr у вигляді дослідних партій виробляються на Науково-виробничому підприємстві “Геконт” (Вінниця, Україна) [1–7].

У процесі експлуатації матеріали контактних пар сильнострумівих вакуумних вимикачів піддаються не тільки інтенсивній корозії, але й механічним навантаженням за підвищених температур. У зв'язку з цим дослідження їхніх механічних характеристик за робочих температур має науковий і практичний інтерес.

У роботі представлено результати експериментальних досліджень структури, міцності, твердості і пластичності електроконтактних конденсованих матеріалів системи Cu–Cr у діапазоні температур 290...1070 К.

**Матеріал, методика випробувань.** Об'єктом досліджень служили отримані за електронно-променевою технологією листові конденсовані композиційні матеріали системи Cu–Cr товщиною 1,2–1,3 мм із вмістом хрому  $40,0 \pm 0,5$  мас.% [5, 6].

Структуру композиційного матеріалу вивчали методами оптичної і сканувальної електронної мікроскопії. Для металографічного аналізу структури використовували як хімічне травлення зразків у 40%-ному розчині соляної кислоти, так і іонне травлення в жевріючому розряді.

Механічні характеристики визначали на установці 1246-Р [8] згідно з ISO 783 [9] за результатами механічних випробувань на розтяг у вакуумі стандартних п'ятикратних плоских зразків із розрахунковою довжиною робочої ділянки 15 мм, шириною 3 мм і товщиною 1,2–1,3 мм (рис. 1). Зразки вирізували з листового композиційного матеріалу в стані постачання (після вакуумного відпалу при 1170 К протягом трьох годин для зняття внутрішніх напружень і стабілізації структури). При кожній температурі випробовували від трьох до шести зразків з інтервалом 100 К. Швидкість деформації склада-

ла 2 мм/хв, що відповідало відносній швидкості деформації  $\sim 2,2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . У процесі випробувань записували діаграми деформації для визначення умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$ , границі міцності  $\sigma_B$ , відносного подовження після розриву  $\delta$  і відносного рівномірного подовження  $\delta_p$ . Окрім того, визначали відносне звуження зразка  $\psi$  після руйнування.

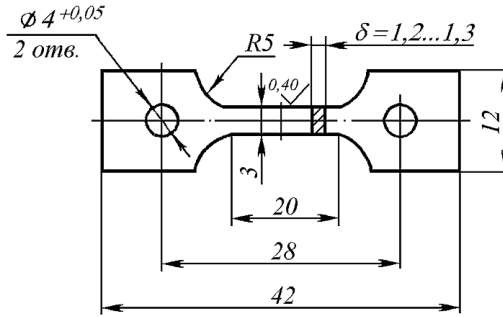


Рис. 1. Зразок для випробувань на розтяг.

Твердість визначали методом вдавлювання індентора у вигляді правильної чотиригранної піраміди (метод Віккерса), за наконечник слугував монокристал синтетичного корунду (сапфір). Навантаження на зразок передавалося через піраміду і складало 10 Н. Випробування проводили у вакуумі за тиску не більше 0,7 МПа на установці УВТ-2 [10] згідно з ДСТУ 2434-94 [11].

Обробку отриманих експериментальних даних проводили за допомогою стандартних методів математичної статистики. При цьому обчислювали середнє вибіркоче значення (математичне очікування)  $x$ , вибіркоче середньоквадратичне відхилення  $S$ , коефіцієнт варіації  $w$  і довірчі інтервали  $\Delta x$  для математичного очікування за рівня значущості  $\alpha = 0,05$ .

**Обговорення результатів.** Використання пошарової конденсації міді і хрому та видалення металевої підкладки із зони парового потоку в процесі її обертання дозволяє провести гартування з пари і отримати матеріал зі структурними елементами, які властиві наноматеріалам [12]. Композит Cu–40 мас.% Cr характеризується специфічною мікросхаруватою градієнтною структурою з шарами на основі переважно міді і хрому, що чергуються, товщиною 0,2–0,8 мкм (рис. 2). Розмір зерна міді в композиті знаходиться в межах 0,1...0,3 мкм, хрому – 0,05...0,1 мкм. Таким чином, у поперечному перерізі конденсату товщиною 1,2–1,3 мм знаходяться збагачені переважно міддю та хромом шари (від 2,5 до 3 тисяч), що змінюють один одного. Шари композиційного градієнтного матеріалу мають хвилеподібний характер із тим же періодом, що і рельєф зовнішньої поверхні сталеві підкладки. Це пов'язано з особливостями формування хвилеподібної поверхні підкладки в процесі її виготовлення шляхом механічної обробки різанням. Іншими словами, в процесі технологічного циклу виготовлення листового композиційного матеріалу рельєф підкладки відтворюється кожним шаром конденсату і передається в його об'єм, що дозволяє визначити особливості формування хвилеподібного профілю фронту конденсації.

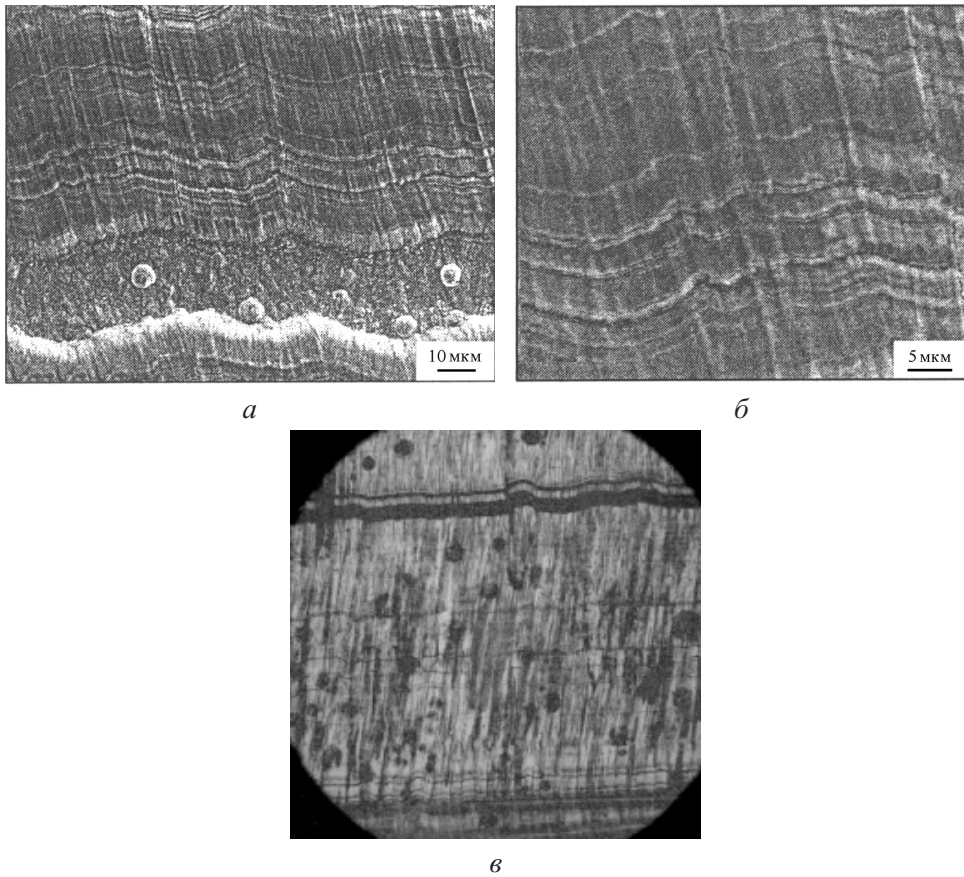


Рис. 2. Мікроструктура композита Cu–40 мас.% Cr після іонного (а, б) і хімічного (в) травлення: а, б – сканувальна електронна мікроскопія; в – оптична мікроскопія (×100).

Іонне травлення зразків у жевріючому розряді дозволяє встановити, що для даного композита властива складна ієрархія рівнів шаруватої структури: спостерігаються макро-, мікро- і субмікрорівні. Два останніх рівні можуть бути об'єднані анізотропією нормального зростання кристалів, яка сприяє формуванню стовпчастості, що зберігається в межах декількох шарів (рис. 2, а, б). Металографічний аналіз мікроструктури конденсату після хімічного травлення для виявлення границь складової на основі хрому також дозволяє встановити особливості стовпчастості в шаруватому конденсаті (рис. 2, в).

Характеристики міцності і пластичності композита системи мідь–хром у діапазоні температур 290...1070 К представлено в табл. 1. Як видно, зменшення композита при нагріванні носить монотонний характер. Границя міцності і умовна границя текучості матеріалу монотонно знижуються з 362 і 257 МПа за кімнатної температури до 21 і 19 МПа за  $T = 1070$  К відповідно.

Температурні залежності характеристик пластичності носять складніший характер. Із підвищенням температури від кімнатної до 570...670 К відносне подовження  $\delta$  і відносне звуження  $\psi$  композита зростають з 10,5 і 28,8% до 48,5 і 65,0% відповідно. При подальшому підвищенні температури до 1070 К значення  $\delta$  і  $\psi$  монотонно зменшуються до 22,0 і 35,0%.

## Т а б л и ц я 1

Характеристики міцності і пластичності композита Cu–40 мас.% Cr  
у діапазоні температур 290...1070 К

$T, K$	$\sigma_b, MPa$	$\sigma_{0,2}, MPa$	$\delta, \%$	$\delta_p, \%$	$\psi, \%$
290	362	257	10,5	8,7	28,8
370	310	220	27,3	21,5	55,5
470	220	160	38,6	30,7	64,5
570	157	116	45,0	29,0	65,0
670	125	93	48,5	15,3	56,0
770	88	70	39,0	7,2	45,4
870	62	53	25,7	4,3	38,3
970	38	35	23,3	2,5	37,5
1070	21	19	22,0	2,2	35,0

Фрактографічні дослідження зломів випробуваних зразків дозволяють виявити особливості зміни характеру руйнування і розкид механічних характеристик, а також встановити вплив основних видів дефектів структури на характер руйнування матеріалу. До них відносяться, зокрема, ослаблені домішками границі макро- і мікрошарів, стрижні, утворені при конденсації парів на викидах тугоплавкої складової і пронизуючі частково або повністю товщину конденсату та ін. [7].

Аналіз мікроструктури зломів свідчить, що основним видом руйнування в досліджуваних умовах є відрив. Структурними типами руйнування є в'язке інтеркристалітне (по границях шарів) і в'язке транскристалітне (шляхом виникнення і злиття пор).

За кімнатної температури спостерігається шаруватість злому зразків у результаті виникнення східчастого скидання руйнівної напруги. Має місце в'язке інтеркристалітне руйнування вздовж границь шарів конденсату з в'язким сколюванням шарів (рис. 3,а). При цьому поверхня горизонтальної твірної сходинки, що перпендикулярна осі розтяжного навантаження, формується внаслідок в'язкого інтеркристалітного руйнування по границях шарів із суттєвим зменшенням розміру пор (рис. 3,б). Для вертикальної твірної сходинки, що паралельна осі прикладання навантаження, також характерно в'язке інтеркристалітне руйнування, але з анізотропією пористості, що зумовлена розшаруванням стовпців (рис. 3,в). За наявності дефектів структури у вигляді стовпців розвиваються додаткові джерела руйнування, що знижують як міцнісні, так і пластичні характеристики конденсату (рис. 3,г). При температурі 370 К, незважаючи на підвищення пластичних властивостей, характер руйнування матеріалу суттєво не змінюється.

Подальше підвищення температури випробувань зумовлює не тільки зростання пластичних властивостей матеріалу (табл. 1), але й змінює характер його руйнування. У діапазоні температур 470...670 К зразки деформуються з утворенням шийки і наступним руйнуванням із витягуванням на ніж. При цьому спостерігається в'язке інтеркристалітне руйнування вздовж гра-



ниць шарів із в'язким інтеркристалітним руйнуванням самих шарів. Характер поверхні злому як для макро-, так і мікрошарів з елементами зсуву в них – в'язкий інтеркристалітний (рис. 4,а, б).

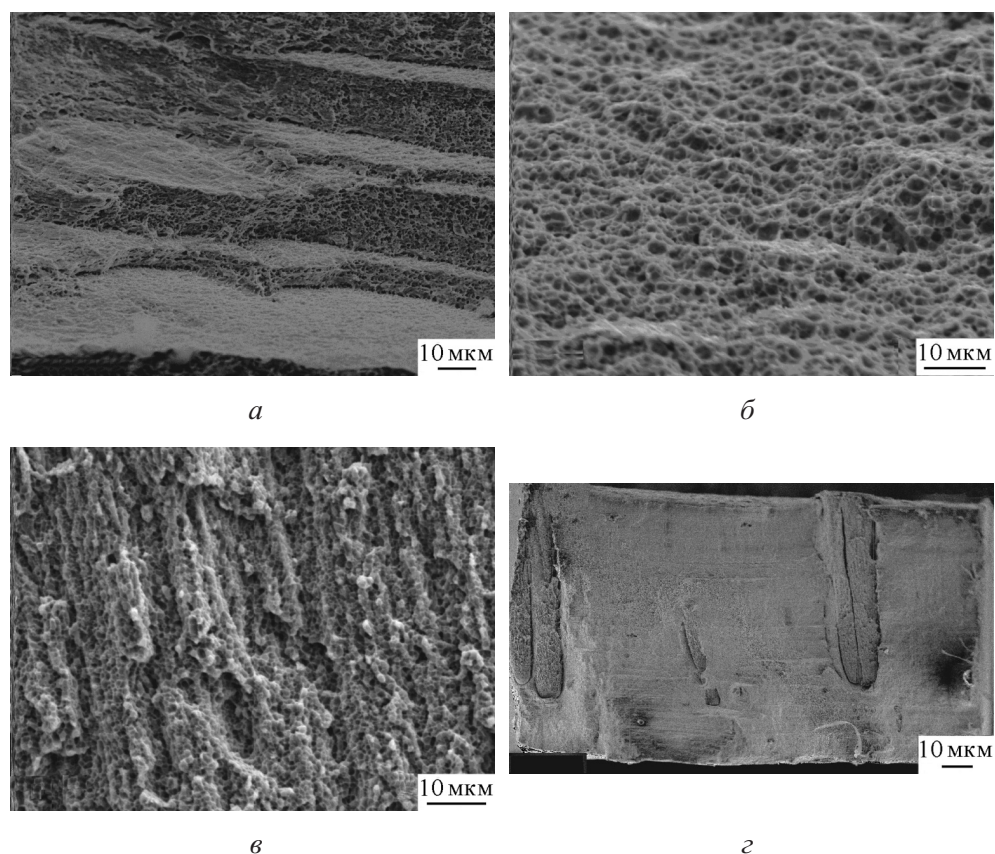


Рис. 3. Характер руйнування композита Cu–40 мас.% Cr за кімнатної температури.

За температур випробувань вище 770 К характер руйнування композита змінюється докорінно (рис. 4,б). При різкому зниженні характеристик міцності малі значення відносного рівномірного подовження і відносного звуження свідчать не тільки про вплив дефектів структури, що спостерігаються на поверхні злому, але й про зміну фізичної природи формування характеристик міцності і пластичності конденсату за даної температури. Такий характер зміни властивостей композита і особливостей його руйнування можна пояснити відомим для міді і виявленим у конденсованого композиційного матеріалу на основі міді і молібдену провалом пластичності і міцності в інтервалі температур 770...870 К, який пов'язують із впливом домішок проникнення на процеси деформації і руйнування [6, 7].

Підвищення температури випробувань до 970 і 1070 К зумовлює подальше зниження характеристик міцності і пластичності матеріалу. Поверхня руйнування формується шляхом квазів'язкого руйнування шарів і приграничних зон та утворення і злиття пор всередині шарів (рис. 4,г).

Зміну твердості досліджуваного композита при нагріванні наведено в табл. 2.

Т а б л и ц я 2

Твердість композита Cu–40 мас.% Cr у діапазоні температур 290...1070 К

$T, K$	$NV_{cp}, MPa$	$S, MPa$	$w, \%$	$\Delta HV, MPa$
290	1690	131,2	7,8	$\pm 65,9$
370	1436	115,5	8,0	$\pm 82,6$
470	1229	159,2	13,0	$\pm 113,9$
570	993	180,6	18,2	$\pm 129,2$
670	789	152,5	19,3	$\pm 109,0$
770	618	147,9	23,9	$\pm 105,8$
870	434	133,4	30,7	$\pm 95,4$
970	244	75,9	31,0	$\pm 54,1$
1070	138	42,1	30,6	$\pm 28,7$

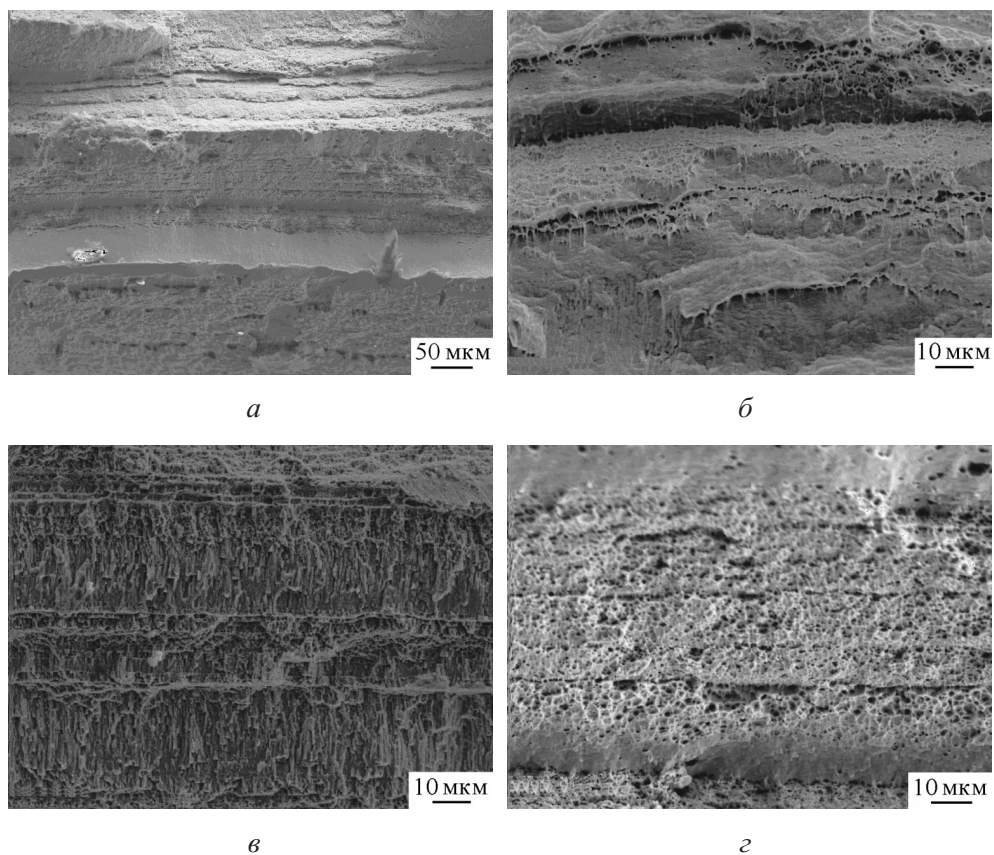


Рис. 4. Характер руйнування композита Cu–40 мас.% Cr за температур 570 (а, б), 870 (в) і 1070 К (г).

Із підвищенням температури твердість композита монотонно знижується від максимальних значень ( $1690,0 \pm 65,9$  МПа) за кімнатної температури до мінімальних ( $138,0 \pm 28,7$  МПа) за 1070 К.

У плані наукового узагальнення результатів експериментальних досліджень щодо впливу температури на механічні характеристики металевих матеріалів на даний час не існує загальноновизнаної і достатньо універсальної теорії міцності. У зв'язку з цим для обробки експериментальних даних використовується декілька фізичних моделей. Незважаючи на те, що ці моделі іноді суперечать одна одній, всі вони дозволяють у тій чи іншій мірі задовільно описувати отримані емпіричним шляхом температурні залежності механічних властивостей металів і сплавів [13, 14].

Термодинамічний активаційний аналіз залежностей міцності і твердості композита від температури проводили за методикою, викладеною в [13, 15]. Для встановлення основних закономірностей зміни властивостей міцності у досліджуваному діапазоні температур виходили з таких експоненціальних рівнянь, що описують температурні залежності міцності і твердості:

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

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

де  $T$  – термодинамічна температура, К;  $U$  – енергія (ентальпія) активації пластичної деформації, еВ;  $k$  – постійна Больцмана;  $A'$  – постійна, що є функцією параметрів матеріалу і швидкості деформації;  $c$  – константа пропорційності,  $c = H/R$ .

Про переваги вибраного експоненціального закону для опису температурних залежностей механічних характеристик композита свідчить те, що він має досить загальний характер і пройшов багаторазову експериментальну апробацію для багатьох металевих матеріалів. Окрім того, на відміну від деяких інших моделей даний закон фізично обґрунтований [13, 14].

На рис. 5 отримані експериментальні дані представлено в координатах  $\ln \sigma_{0,2}$ ,  $\ln \sigma_B$ ,  $\ln HV - T^{-1}$ . При побудові залежностей (1) і (2) в напівлогарифмічних координатах більш чітко проявляються характерні особливості впливу температури на механічні властивості матеріалу. Графіки температурних залежностей міцності і твердості металів і сплавів, що побудовані у вищезазначених координатах, як правило, мають вигляд ламаних ліній, що складаються з декількох прямолінійних ділянок. Переломи на графіках, що супроводжуються зміною нахилу кривих, пов'язують із послідовною зміною механізмів пластичної деформації по мірі підвищення температури. Для ГЦК-металів групи ІВ періодичної таблиці, що використовуються як електроконтактні матеріали (мідь, срібло, золото), переломи на графіках температурних залежностей механічних характеристик спостерігаються при  $\sim 0,35; 0,5$  і  $0,65T_{пл}$  [13, 15].



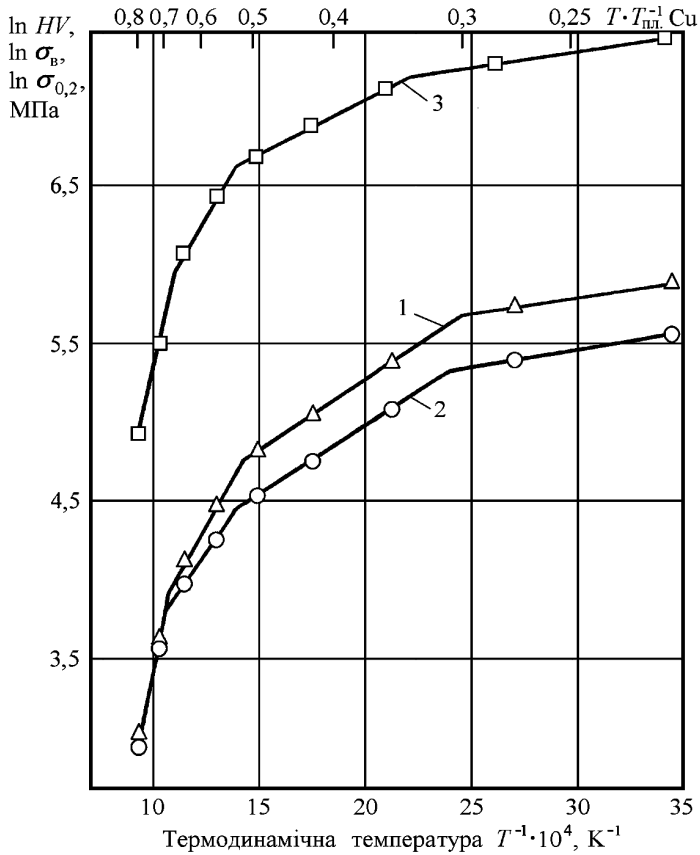


Рис. 5. Температурні залежності границі міцності  $\sigma_B$  (1), умовної границі текучості  $\sigma_{0,2}$  (2) і твердості  $HV$  (3) композита в діапазоні температур 290...1070 К.

У такому вигляді графіки температурних залежностей міцності і твердості є діаграмами деформаційних механізмів Ешбі [16]. Згідно з Ешбі, в досліджуваних умовах для ГЦК-металів групи ІВ діють механізми дислокаційного ковзання при температурах, які нижчі за  $0,5T_{пл}$ , і дислокаційної повзучості за вищих температур. Концепція термічно активованого руху дислокацій через локальні бар'єри є загальноприйнятою як така, що контролює швидкість процесу для багатьох типів пластичної течії в кристалічних твердих тілах. При деформації технічно чистої міді в діапазоні температур  $(0,2...0,3)T_{пл}$  відбувається процес блокування рухомих дислокацій домішками. У діапазоні середніх температур  $((0,3...0,5)T_{пл})$  міцність міді контролюється процесами розблокування домішкових атмосфер Коттрелла і Сузукі.

У високотемпературній області  $((0,5...0,8)T_{пл})$  має місце значне пересичення вакансіями, швидкість дифузії домішкових атомів стає значною і вони вже не стримують рух дислокацій. Тому при температурах  $(0,5...0,7)T_{пл}$  пластична деформація відбувається внаслідок міграції вакансій і дифузії уздовж дислокацій. В області передплавильних температур (вище за  $(0,7...0,8)T_{пл}$ ) у результаті високої дифузійної рухливості атомів деформація проходить при концентрації вакансій, що наближається до рівноважної, і з енергією активації, яка дорівнює енергії активації самодифузії [13, 17].

Із рис. 5 видно, що температурні залежності границі міцності, умовної границі текучості і твердості композита в досліджуваному діапазоні складаються з чотирьох областей, в межах яких вони носять лінійний характер і задовольняють рівняння (1) і (2). Переломи на графіках температурних залежностей мають місце при  $\sim 420, 700$  і  $900$  К, що відповідає  $\sim 0,32; 0,52$  і  $0,68T_{пл}^{Cu}$ .

На підставі рівнянь (1) і (2) за експериментальними даними міцності і твердості для різних температурних областей в діапазоні  $(0,2...0,8)T_{пл}^{Cu}$  було визначено величини енергії активації пластичної деформації композита (табл. 3). Отримані значення відповідають умовам деформації металів із помірними швидкостями ( $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ) під дією прикладеної напруги, яка перевищує  $10^{-4} G$ .

Т а б л и ц я 3

Енергія активації пластичної деформації композита Cu–40 мас.% Cr і технічно чистої міді [15, 17], що розрахована за різними характеристиками міцності

Матеріал	Характеристика	$U$ (eV) в інтервалі температур (K)			
		290...420	420...700	700...900	900...1070
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...470	470...720	720...920	920...1030
Cu	$HV$	0,05	0,22	0,93	1,85

Аналіз і зіставлення отриманих значень енергії активації пластичної деформації міді [15, 18] і композиційних матеріалів на її основі (табл. 3), а також теоретичних і експериментальних результатів щодо вивчення процесів деформації, внутрішнього тертя, повзучості і самодифузії міді, узагальнених в [13, 15], дозволяють зробити такий висновок.

У широкому діапазоні температур спостерігається істотна 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. Можливі основні механізми деформації для ГЦК-металів групи ІВ, що систематизовані в [13–18], описано вище. Зазначимо, що в межах температурних діапазонів дії домінуючих механізмів пластичної деформації зберігається притаманний кожному з них характер руйнування матеріалу. Температурні залежності міцності і твердості композита подібні і відповідають загальним закономірностям зміни механічних властивостей металевих матеріалів із підвищенням температури.

Аналіз експериментальних і розрахункових результатів показує, що вказані характеристики міцності досліджуваного матеріалу контролюються одними і тими ж механізмами пластичної деформації, і температурні області їх дії

збігаються. Тому пошук кореляційних співвідношень між характеристиками міцності необхідно проводити в тому температурному діапазоні, де міцність контролюється однаковими механізмами або принаймні не відбувається їх зміна (для даного композита це 290...420 К, 420...700 К, 700...900 К і 900...1070 К).

Метою кореляційного аналізу є встановлення функціонального зв'язку між твердістю, з одного боку, і іншими характеристиками міцності досліджуваного матеріалу, зокрема границею міцності і умовною границею текучості, – з другого. Емпіричний розподіл цих величин (рис. 6) є сукупністю точок на площині, координати яких відповідають значенням вказаних характеристик, отриманих за різних фіксованих температур.

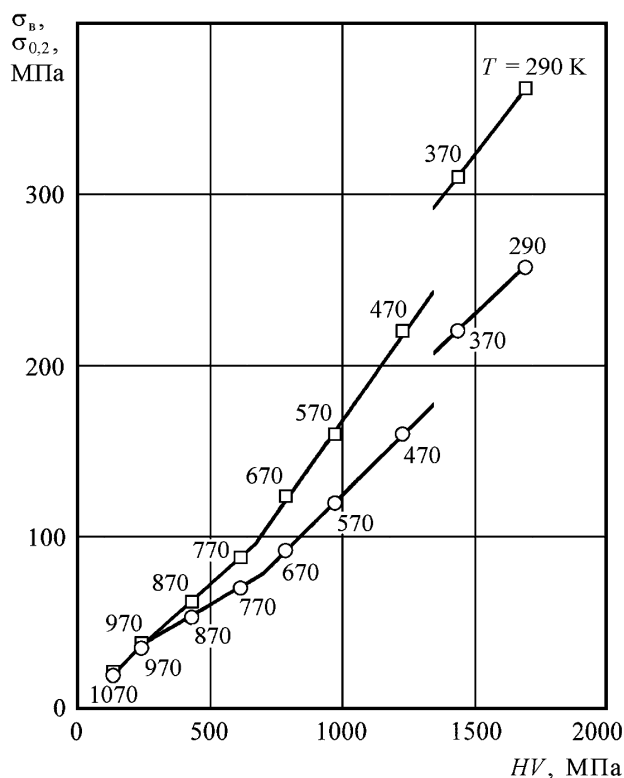


Рис. 6. Поле кореляції і лінії регресії характеристик міцності на твердість композита Cu–40 мас.% Cr за різних температур: □ –  $\sigma_b \rightarrow HV$ ; ○ –  $\sigma_{0,2} \rightarrow HV$ .

Із рис. 6 видно, що поля кореляції мають декілька ділянок, кожна з яких досить добре описується лінійною функцією регресії. Причому такий вид функції повністю задовольняє теоретичні припущення про лінійну залежність між твердістю і характеристиками міцності. Температурні інтервали для цих ділянок, як і слід було очікувати, збігаються з температурними інтервалами окремих механізмів і процесів пластичної деформації.

Результати розрахунку коефіцієнтів кореляції і коефіцієнтів регресії лінійної функції вигляду  $y = ax + b$ , що описує окремі ділянки емпіричного розподілу, наведено в табл. 4.

Т а б л и ц я 4

Емпіричні коефіцієнти регресії  $a$  і  $b$  характеристик міцності на твердість композита Cu–40 мас.% Cr

Вид зв'язку	$T, K$	$a$	$b$	Коефіцієнт кореляції
$\sigma_B \rightarrow HV$	290...420	0,205	16	1,0
	420...700	0,218	50	0,995
	700...900	0,141	1	1,0
	900...1100	0,160	–1	1,0
$\sigma_{0,2} \rightarrow HV$	290...420	0,146	11	1,0
	420...700	0,154	–30	0,996
	700...900	0,092	13	1,0
	900...1100	0,151	–2	1,0

## В и с н о в к и

1. Експериментально встановлено закономірності зміни статичної міцності, твердості і характеру руйнування конденсованого мікрошаруватого композиційного матеріалу системи мідь–хром у широкому діапазоні температур, а також кореляційні зв'язки між ними.

2. Показано, що на характер руйнування конденсату, окрім температури суттєвий вплив мають дефекти структури, зумовлені технологічними факторами.

3. Зміна характеристик міцності (границя міцності, умовна границя текучості і твердість) при нагріванні контролюється одними і тими ж механізмами, що працюють в одних температурних областях. У межах таких областей зберігається типовий характер руйнування матеріалу.

4. Визначено коефіцієнти рівнянь регресії, що пов'язують твердість з іншими характеристиками міцності композита Cu–40 мас.% Cr для кожного інтервалу температур.

Автори висловлюють щире подяку М. І. Гречанюку і Р. В. Мінаковій за надані матеріали для досліджень та допомогу при проведенні металографічних робіт.

## Р е з ю м е

Исследованы структура, твердость, прочность, пластичность и характер разрушения микрослоистого композита системы медь–хром с заданными микрослоистой структурой и химическим составом для электрических контактов в диапазоне температур 290...1070 К. Установлены корреляционные связи между твердостью и характеристиками прочности композита.

1. Хоменко Е. В., Минакова Р. В., Осокин В. А., Гречанюк Н. И. Структура и свойства медно-хромовых конденсаторов и перспективы их использования в качестве вакуумных контактов // Электрические контакты и электроды. – Киев: Ин-т пробл. материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, 2001. – С. 12 – 22.



2. Курочкин В. Д., Кравченко Л. Ф., Минакова Р. В. и др. Структура конденсированного композиционного материала Cu–Cr. Моделирование. Эксперимент // Электрические контакты и электроды. – Киев: Ин-т пробл. материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, 2004. – С. 4 – 19.
3. Хоменко Е. В., Минакова З. В., Лаптев А. В., Шатских С. К. О факторах оптимизации структуры и свойств при изготовлении композиционных материалов Cu–Cr для электрических контактов // Там же. – С. 125 – 134.
4. Мовчан Б. А., Малащенко И. С. Жаростойкие покрытия, осаждаемые в вакууме. – Киев: Наук. думка, 1983. – 230 с.
5. Grechanyuk N., Mamuzic I., and Shpak P. Modern electron-beam technologies of melting and evaporation of materials in vacuum, used by Gekont Company, Ukraine // *Metalurgija*. – 2002. – **41**, No. 2. – P. 125 – 128.
6. Grechanyuk N. I., Mamuzic I., and Bukhanovsky V. V. Production technology and physical, mechanical, and performance characteristics of Cu–Zr–Y–Mo finely-dispersed microlayer composite materials // *Ibid.* – 2007. – **46**, No. 2. – P. 93 – 96.
7. Grechanyuk N. I., Mamuzic I., and Minakova R. V. Peculiarities of the structure, its deformation and destruction of condensed Cu–Mo–Zr–Y composite material of commercial purity // *Ibid.* – 2008. – **47**, No. 2. – P. 99 – 102.
8. Испытательная техника. Справочник в 2 т. / Под общ. ред. В. В. Клюева. – М.: Машиностроение, 1982. – Т. 2. – 570 с.
9. ISO 783:1999(E). Metallic Materials – Tensile Testing at Elevated Temperature, 1999.
10. Алексюк М. М., Борисенко В. А., Кращенко В. П. Механические испытания при высоких температурах. – Киев: Наук. думка, 1980. – 208 с.
11. ДСТУ 2434-94. Метод визначення високотемпературної твердості вдавлюванням пірамідального та біциліндричного індентора / В. О. Борисенко, О. Б. Оксамитна. – Чинний з 01. 01. 95.
12. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. II. Механические и физические свойства // *Физика металлов и материаловедение*. – 2000. – **89**, № 1. – С. 91 – 112.
13. Борисенко В. А. Твердость и прочность тугоплавких материалов при высоких температурах. – Киев: Наук. думка, 1984. – 212 с.
14. Maugis D. Creep, hot hardness and sintering in the adhesion of metals at high temperature // *Wear*. – 1980. – **62**. – P. 349 – 386.
15. Borisenko V. A. and Krashenko V. P. Temperature dependences of hardness of group IB Metals // *Acta Met.* – 1977. – **25**, No. 3. – P. 251 – 256.
16. Ashby M. F. and Frost H. J. // A. S. Argon (Ed.), *Constitutive Equations in Plasticity*. – Cambridge (Mass.): MIT Press, 1975. – P. 117 – 147.
17. Кращенко В. П., Стаценко В. Е. Влияние температуры и скорости деформирования на основные процессы, контролирующие прочность меди // *Пробл. прочности*. – 1981. – № 4. – С. 78 – 83.
18. Печковский Э. П. Физическое обоснование диаграммы истинная деформация – температура поликристаллических ОЦК-металлов // Там же. – 2000. – № 4. – С. 104 – 118.

Поступила 21. 06. 2009