УДК 621.762.4:620.18.539.4

Контактоутворення при імпульсному гарячому пресуванні в порошкових двокомпонентних системах Cu—Ni та Ag—Ni

Ю. М. Подрезов, А. В. Лаптєв, О. І. Толочин, Я. І. Євич

Запропоновано оригінальну методику визначення якості контакту гетерокомпонентних матеріалів, що заснована на аналізі законів розповсюдження тріщини, яка введена в межу розділу. Абсолютні значення тріщиностійкості є кількісним показником якості контакту, а напрямок розповсюдження тріщини виявляє найслабший структурний елемент в системі контакт—матриця. Проведені дослідження впливу температури імпульсного гарячого пресування на якість контакту в гетерокомпонентних композитах систем Cu—Ni та Ag—Ni показали, що в обох системах якість контакту суттєво підвищується із збільшенням температури. Якісний контакт в системі Cu—Ni утворюється при температурі 820 ^oC, а в системі Ag—Ni — при 730 ^oC.

Ключові слова: *контактоутворення, тріщиностійкість, імпульсне пресування.*

Вступ

У попередніх роботах [1, 2] нами проаналізовано закономірності контактоутворення в однокомпонентних порошкових системах (порошковий титан) при імпульсному гарячому пресуванні (ІГП) і продемонстровано принципову можливість отримання якісних виробів за дуже короткий час — в декілька мілісекунд. Також було показано, що при ІГП високоякісний фізичний контакт формується при нижчих температурах, ніж при пресуванні і подальшому спіканні. Термомеханічна обробка в оптимальних умовах призводить до перекристалізації матеріалу в області міжчастинкових границь. Отримані за таких умов зразки руйнуються по тілу зерна, демонструючи ямковий механізм руйнування. Матеріали, отримані за цією технологією, практично не поступаються за механічними характеристиками їх аналогам, що отримують традиційними методами.

Подальший розвиток цього напрямку передбачає створення гетерокомпонентних композицій, для яких умови формування контакту зумовлено взаємодією різнорідних атомів в області міжчастинкових границь. В даній роботі розглядаються закономірності утворення контакту на межі розділу різнорідних матеріалів, отриманих з використанням схеми ІГП. Досліджено умови контактоутворення в системах Cu—Ni, Ni—Ag30Ni і порошковому композиті Ag30Ni при різних температурах ІГП.

Матеріали та методика

Умови виготовлення вказаних різнорідних матеріалів, а також структура і механічні властивості композита Ag—30Ni, отриманого ударним пресуванням у вакуумі при різних температурах, викладені в роботі [3]. Зазначимо, що досліджувані зразки були комбіновані і спочатку складалися з трьох окремих частин: двох кілець з міді та нікелю

© Ю. М. Подрезов, А. В. Лаптєв, О. І. Толочин, Я. І. Євич, 2012

а *б*

Рис. 1. Вихідні комбіновані зразки Cu—Ni—Ag30Ni (*а*) та після ІГП (*б*).

а *б*

Рис. 2. Комбіновані зразки Cu—Ni—Ag30Ni, отримані ударним пресуванням при температурі 730 ^{o}C та досліджені на триточковий згин (*а*) і розтяг (*б*).

і центральної частини з композита Ag—30Ni (рис. 1, *а*). Після зібрання цих частин в одну заготовку проводилося її ущільнення методом ІГП при різних температурах з енергією удару 6—8 кДж. При такому процесі тривалість ущільнення складала 0,001—0,003 с. В результаті пресування отримано якісні комбіновані зразки (рис. 1, *б*), з яких були вирізані зразки для механічних випробувань (рис. 2).

З практичної точки зору, отримані зразки можуть слугувати прикладом цікавого технічного рішення в ресурсозберігаючих технологіях. З наукової — отриманий зразок можна розглядати як класичний модельний об'єкт для дослідження якості контакту після ударного спікання гетерокомпонентних матеріалів. Це в рівній мірі важливе для оптимізації властивостей порошкового композита Ag30Ni, міцність і пластичність якого залежать від досконалості контакту між різнорідними порошинками, і для оцінки якості зв'язку в зовнішніх шарах на межах розділу мідь—нікель і нікель—композит Ag30Ni. Важливо, що експерименти виконувалися в широкому інтервалі температур ІГП, оскільки, як було показано нами в попередніх роботах [4], досконаліть контакту залежить від температури пресування.

Згідно з розвиненою нами в роботах [5—7] методологією, оцінки якості контакту в однокомпонентних системах, ступінь його досконалості можна визначити за результатами випробувань на тріщиностійкість крихких та квазікрихких матеріалів [5, 6] або при в'язкому руйнуванні — за величиною граничної деформації [7]. Ці механічні характеристики різко зростають з підвищенням температури спікання, а схильність до міжчастинкового руйнування зменшується. Враховуючи це, запропоновано харак-

теризувати схильність матеріалу до формування якісного контакту температурою, при якій тріщиностійкість досягає 50% від максимального значення.

Для гетерокомпонентних систем це завдання ускладнюється тим, що, окрім контактів між однокомпонетними складовими порошкової системи, необхідно враховувати закони контактоутворення на межі розділу між різнорідними складовими. У випадку, що розглядається нами, область межі розділу добре помітна візуально і введення тріщини в цю область не ускладнюється малим розміром окремих порошинок.

Із розглянутих підходів до методу оцінки якості контакту в порошкових матеріалах в цій роботі нами обрано випробування зразків на тріщиностійкість. Випробування проводили по схемі триточкового згину. Тріщину вводили електроерозійним методом в межу розділу між структурними складовими. Електроерозійний метод введення тріщини забезпечив її атомну гостроту. Незважаючи на відносно малий розмір зразків для випробувань, завдяки низькоенергетичному міжчастинковому характеру руйнування і прямолінійному шляху поширення тріщини вимоги механіки руйнування до розмірів зразків [8] надійно виконувались для пресовок, отриманих при низьких і середніх температурах ІГП. Але по мірі формування досконалого контакту тріщиностійкість різко підвищувалась і при досягненні значень $K_{1c} > 20$ МПа вимоги механіки руйнування не виконувались. Тому для оцінки тріщиностійкості використовували критерій Хана—Розенфілда [9], згідно з яким тріщиностійкість може бути розрахована за результатами випробувань на одновісний розтяг з використанням формули

$$K_{1c} = n[3E\,\sigma_т\,e_г\,d/2]^{1/2}, \qquad (1)$$

де n — показник деформаційного зміцнення (для ГЦП матеріалів $n \approx 1$); E і $\sigma_т$ — модуль пружності і границя плинності матеріалу; $e_г$ — деформація до руйнування; d — розмір порошку 60 мкм.

Для порівняльного аналізу механічної поведінки порошкових міді та нікелю і межі розділу мідь—нікель додатково проведено механічні випробування на розтяг, згин та тріщиностійкість пресовок з порошків чистих металів після їх обробок за технологією ІГП. Методика подібних досліджень детально описана раніше у роботах [4—7], де вивчали порошкові залізо і титан. Для аналізу закономірностей розповсюдження тріщини використовували оптичну металографію та скануючу електронну мікроскопію.

Результати експериментів та їх обговорення

Дослідження якості контакту в системі Cu—Ni

Дані про вплив температури ІГП на механічні властивості міді та нікелю представлено у табл. 1 і 2.

За результатами експериментів на тріщиностійкість та за даними табл. 1 та 2 побудовано залежності тріщиностійкості від температури випробувань для міді та нікелю (рис. 3). Обидві залежності мають чітко виражений *S*-подібний характер. На представлених даних видно, що для міді температура ІГП, при якій спостерігається різке зростання тріщиностійкості, приблизно на 200 °С нижче, ніж для нікелю. Зменшення міжчастинкового руйнування в міді відбувається після пресування при 300 °С, а у нікеля — при 500 °С. Слід зазначити, що після високотемпературного ІГП пресовки

Таблиця 1. Механічні властивості міді при випробуванні на згин та розтяг

t, °C	Згин		Розтяг	
	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	e_r
20	600	0,9	—	—
200	580	1,7	—	—
450	557	>11	326	0,49
650	246	>12	176	1,33
750	180	>12	164	1,21
850	190	>12	155	1,32
950	236	>12	145	1,16
1050	138,5	>12	136,5	1,36

Таблиця 2. Механічні властивості нікелю при випробуванні на згин та розтяг

t, °C	Згин		Розтяг	
	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	e_r
250	720	0,8	—	—
450	700	1,4	—	—
550	650	>11,5	435	0,31
650	452	>11,6	312	0,76
730	359	>14,4	327	1,03
810	329	>14,6	333	1,16
890	305	>12	308	1,59

нікелю і міді демонструють ямковий характер руйнування, тріщиностійкість нікелю, розрахована за рівнянням (1), виявляється помітно вищою, ніж у міді, завдяки більш високому модулю пружності і границі плинності.

На рис. 3 наведено дані про тріщиностійкість межі розділу мідь—нікель, які отримані за результатами випробування зразків з тріщиною, що введена в межу розділу між міддю та нікелем. Тріщиностійкість межі розділу також збільшується зі зростанням температури ІГП. При низькій температурі ІГП (450 °С)

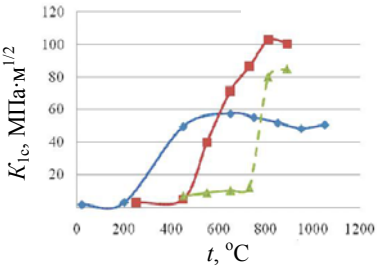


Рис. 3. Залежність тріщиностійкості міді (♦) і нікелю (■) та межі розділу Cu—Ni (▲) від температури ІГП.

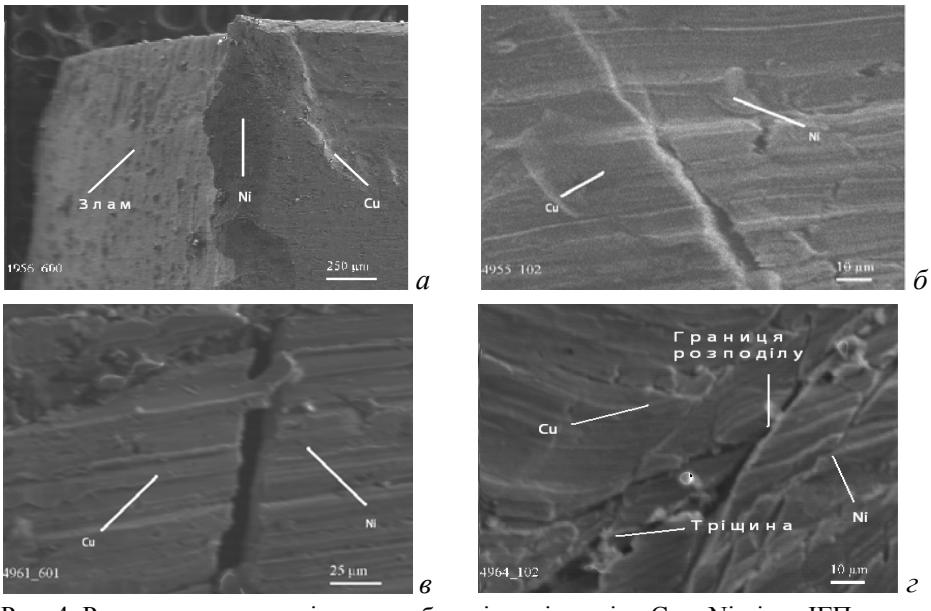


Рис. 4. Розповсюдження тріщини в області межі розділу Cu—Ni після ІГП при температурах 450 (*а*), 550 (*б*), 730 (*в*) та 830 °С (*г*).

тріщиностійкість межі розділу значно нижче тріщиностійкості міді, але практично співпадає з такою для нікелю. Тому з боку міді на зламі спостерігаються фрагменти, що містять нікель (рис. 4, *а*). В досить широкому інтервалі температур (550—730 °С) тріщиностійкість межі розділу помітно поступається за величиною тріщиностійкості пресовок з міді та нікелю. Внаслідок цього після таких режимів ІГП тріщина поширюється строго уздовж межі розділу, про що свідчать результати растрової електронної мікроскопії, що наведені на рис. 4, *б*, *в*.

При температурах ІГП вище 830 °С формується досконалий контакт між пресовками міді та нікелю. Тріщина, введена в область межі розділу, огинає її і повільно поширюється по мідній пресовці. Руйнування носить ямковий характер (рис. 4, *г*). Отже, при вказаній температурі фізичний контакт на межі розділу між порошинками міді та нікелю має більш високі властивості, ніж контакт між однорідними порошинками міді.

Дослідження якості контакту в системі Ni—Ag30Ni

Властивості межі розділу між порошком нікелю і композитом Ag30Ni досліджували за методикою, за якою вивчали контакти у системі Cu—Ni. В табл. 3 наведено результати випробування на одновісний розтяг пресовок композита Ag30Ni після ІГП при різних температурах. Також для порівняння в таблиці наведено результати випробування пресовок срібла та нікелю після ІГП при 730 °С.

Результати експериментів по дослідженню тріщиностійкості композита та Ag30Ni наведено на рис. 5. Тріщиностійкість композита визначали як прямим експериментом, так і за розрахунком за рівнянням (1) за даними, що отримані після випробування на одновісний розтяг. Для порівняння також наведено дані про зміну тріщиностійкості нікелю. Як видно з графіка, практично для усіх температур пресування тріщиностійкість нікелю значно вища, ніж у композита Ag30Ni. Ця відмінність виявилася настільки значною, що не дозволила визначити тріщиностійкість межі розділу між Ni і Ag30Ni, оскільки тріщина, введена

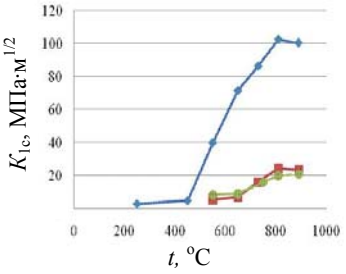


Рис. 5. Залежність тріщиностійкості Ni—Ag30Ni від температури ІГП, розрахована за формулою (1) (■) та прямим методом (▲): ♦ — дані для Ni.

Т а б л и ц я 3. Механічні властивості композита Ag30Ni при випробуванні на розтяг

Матеріал	t, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	ε, %	Ψ	e_r
Ag30Ni	550	349	360	1	1	0,01
Ag30Ni	650	266	308	2,2	3	0,03
Ag30Ni	730	219	288	6,2	18	0,19
Ag30Ni	810	197	281	9,8	32,5	0,37
Ag30Ni	890	178	273	10	35,5	0,43
Ag	730	123	161	19,5	78,9	1,46
Ni	730	357	515	15,7	69,7	1,13

в область межі розділу, відхилялася від прямолінійної траєкторії і поширювалася по композиційному матеріалу.

Для оцінки якості контакту в системі Ag—Ni нами була виготовлена пресовка, серцевина якої була з чистого срібла, а периферійне кільце — з нікелю. Пресовку піддали ІГП при 730 °С, після чого з неї вирізано зразки для випробування порошкового срібла на розтяг, а також межі розділу срібло—нікель на тріщиностійкість. Експерименти показали, що, як і у випадку високотемпературної деформації системи Cu—Ni, в системі Ag—Ni при високих температурах формується досконалий контакт і введена в межу розділу тріщина не поширюється уздовж площини, що розділяє різнорідні метали, а рухається по тілу більш м'якої срібної пресовки. Руйнування носить ямковий характер (рис. 6).

Враховуючи, що залежність тріщиностійкості від температури в композиті Ag30Ni має *S*-подібний вигляд, як і для чистих матеріалів, та при цьому різке збільшення тріщиностійкості спостерігається при температурі 730 °С, можна зробити висновок, що вище цієї температури в композиційному матеріалі формується досконалий контакт, як між частинками порошку одного металу, так і між різнорідними порошинками. Утворення якісного контакту суттєво поліпшує комплекс механічних властивостей композита. За результатами механічних випробувань композита Ag30Ni побудовано залежності впливу температури ІГП на міцність та пластичність (рис. 7).

На рис. 7, *а* наведено залежність границі текучості від температури ІГП. Видно, що вона з підвищенням температури поступово знижується. При цьому можна виділити два інтервали температур: при низьких температурах границя текучості пресовок складає ~350—300 МПа, а при температурах вище 730 °С — ~200 МПа. Це можна пояснити впливом температури на процеси перекристалізації, що відбуваються під час високотемпературної деформації. При низьких температурах формується деформаційна субструктура, яка не встигає кристалізуватись в зеренну. При більш високих температурах спостерігається динамічна рекристалізація матеріалу. Цей процес сприяє, з одного боку, отриманню достатньо мілких зерен, з іншого — утворенню досконалого

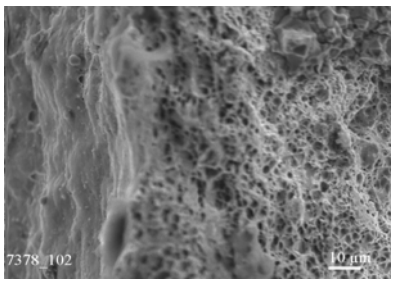
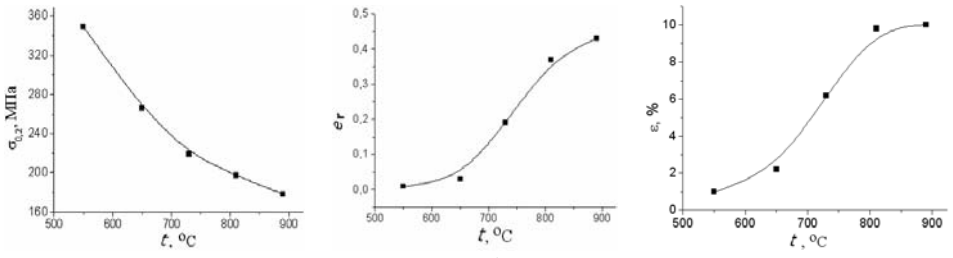


Рис. 6. Ямковий характер руйнування по матриці срібла.



а *б* *в*

Рис. 7. Вплив температури ІГП на: границю текучості (*а*), відносну деформацію (*б*) та пластичність (*в*).

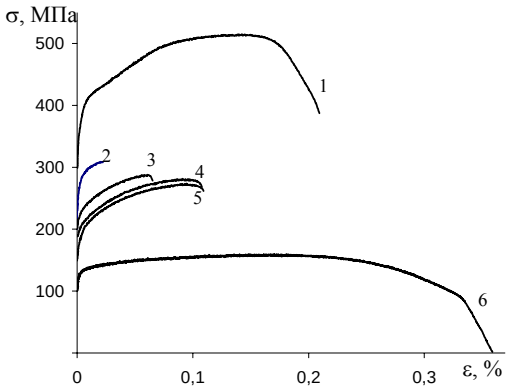


Рис. 8. Умовні діаграми навантаження Ni (1 — 730 °С), Ag30Ni (2 — 650 °С, 3 — 730 °С, 4 — 810 °С, 5 — 890 °С) та Ag (6 — 730 °С).

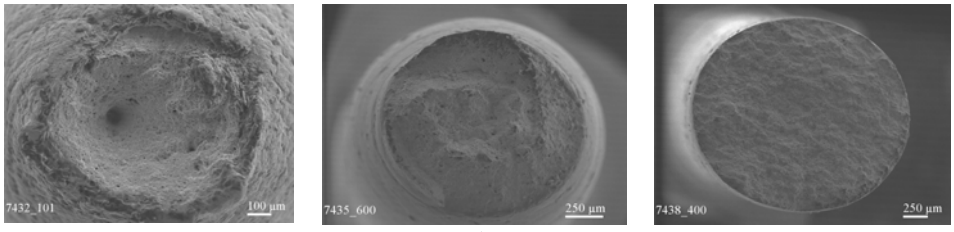
контакту. Як зазначалось раніше, формування досконалого контакту веде до різкого збільшення пластичності. Результати вимірюваня пластичності та її залежність від температури ІГП (рис. 7, *б*, *в*) показують, що значне підвищення пластичності починається з температури 730 °С. Таким чином, інтервал температур пресування 730—810 °С є найбільш оптимальним для отримання матеріалів з високою міцністю та пластичністю.

Однак слід зазначити, що композит Ag30Ni, створений з порошків Ag та Ni, демонструє більш низьку пластичність в порівнянні з заготовками срібла і нікелю при оптимальних режимах ІГП. Це видно з умовних діаграм навантаження, наведених на рис. 8.

Як випливає з табл. 3, матеріали з вихідних порошків демонструють надзвичайно високу пластичність ($e > 1$), яка приблизно в 3 рази більша, ніж у композиційного матеріалу. Оскільки, як відзначалось, пластичність або деформація до руйнування найбільш суттєво впливають на конструкційні властивості виробів (тріщиностійкість та ударну вязкість), можна зробити висновок, що композиційний матеріал по цих характеристиках значно поступається однокомпонентним пресовкам. Для встановлення причин цього ефекту додатково проводили фрактографічні дослідження зразків пресовок Ni, Ag та Ag30Ni, отриманих методом ІГП при температурі 730 °С.

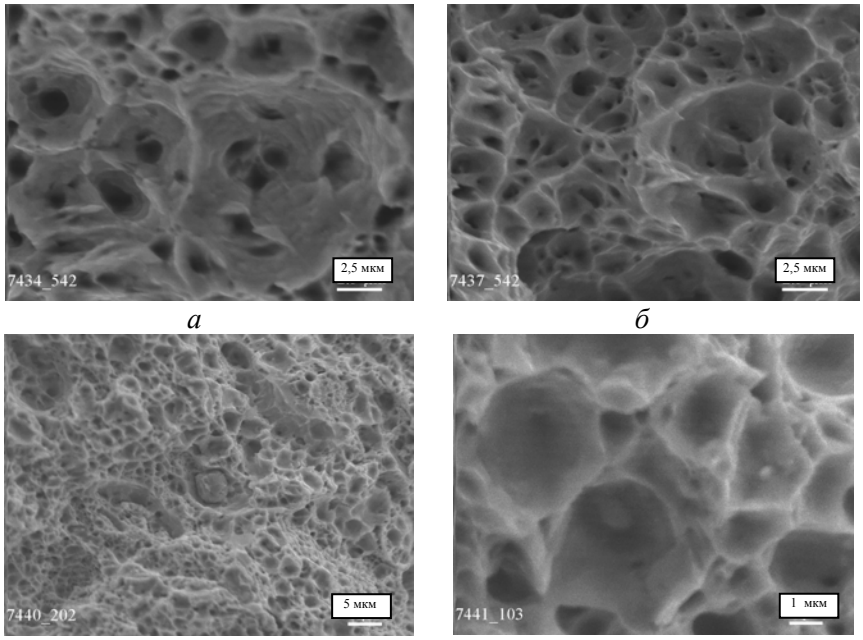
Загальний вигляд поверхні зруйнованих зразків наведено на рис. 9. Спостерігається характерний для ямкового руйнування макрорельєф з загальною назвою “чашка—конус”. У зразку з пресовки Ag руйнування відбувається з утворенням великої шийки, а центральна частина зразка формує глибокий отвір (рис. 9, *а*). Пресовка з Ni також руйнується з утворенням великої шийки (рис. 9, *б*), але за межами приповерхневої частини зламу, де виявлено фрагменти зсувного руйнування, в центральній частині зламу суттєвих нерівностей поверхні не видно. Пресовка композита Ag30Ni демонструє незначну шийку (рис. 9, *в*) з ознаками нерівностей поверхні розповсюдження тріщини.

Аналіз досліджених зразків показав, що в усіх трьох випадках руйнування носить ямковий характер (рис. 10). Розмір ямок у всіх зразках



а *б* *в*

Рис. 9. Загальний вигляд зламів зразків Ag (*а*), Ni (*б*) та Ag—Ni (*в*).



а *б*

в *г*

Рис. 10. Ямкове руйнування пресовок Ag (*а*), Ni (*б*), Ag—Ni (*в*, *г*) після ІГП.

знаходиться в межах 5—0,5 мкм. В окремих ямках спостерігаються частинки, які слугують джерелом зародження пор. У зразку композиційного матеріалу Ag30Ni на фоні ямкового руйнування виникає макрорельєф, який свідчить про складний шлях розповсюдження ямкової тріщини. Ця особливість руйнування композита зумовлена значною відмінністю структурних складових (Ag—Ni) по параметрах міцності. Як випливає з табл. 3, границя текучості Ag складає 123 МПа, Ni — 357 МПа. Така невідповідність механічних властивостей структурних складових веде до того, що в процесі навантаження пластична деформація переважно концентрується в більш м'якому Ag. Це призводить до поступової деградації композита і його руйнування по матриці Ag в обхід нікелевих порошинок. Ці особливості руйнування суттєво зменшують деформацію композита в порівнянні з однокомпонентними матеріалами.

Для пояснення отриманих значень напруження та деформації в композиті використовували модель М. Б. Штерна з співробітниками, запропоновану в роботі [10]. У відповідності до розвинутих в цій роботі уявлень деформуюче напруження в композиті може бути визначено з урахуванням деформування, що відбувається у кожному структурному елементі композиції. Згідно з цією концепцією, розрахункова формула для максимального напруження може бути представлена у вигляді

$$\frac{\sigma_{\text{ком}}^{\ 2}}{0{,}3G_{\text{Ni}} + 0{,}7G_{\text{Ag}}} = 0{,}7\frac{\sigma^2{}_{\text{Ag}}}{G_{\text{Ag}}} + 0{,}3\frac{\sigma^2{}_{\text{Ni}}}{G_{\text{Ni}}}. \qquad (2)$$

Підставляючи в формулу (2) відповідні значення з табл. 3 та враховуючи, що модуль зсуву G для Ni складає 80 ГПа, а для Ag — 30 ГПа, отримуємо максимальне напруження для композита $\sigma_{\text{в}}$ = 280 МПа, що добре узгоджується з результатами експерименту.

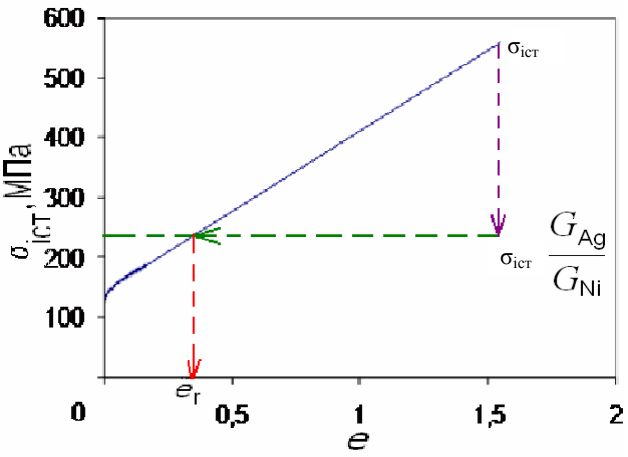


Рис. 11. Істинна крива деформаційного зміцнення срібла.

Значно складніше пояснити отримані експериментальні значення граничної деформації. В більшості моделях, що описують ямкове руйнування композитів, припускається наявність слабкої межі розділу між елементами композита (наприклад, моделі Герланда [11, 12], Штерна [10]) і, як наслідок, виникнення тріщин чи пор на таких межах. В наших дослідженнях межа розділу міцніша за структурні складові композита. В цьому випадку пришвидшене утворення пор, що передує ямковому руйнуванню, відбувається не на самій межі, а в приграничній зоні збоку більш м'якого срібла. Така поведінка матеріалу зумовлена концентрацією напруження та деформації в цій зоні через різницю модулів зсуву та деформуючої напруги складових композита. Для точного вирішення цієї проблеми необхідно провести складний комп'ютерний розрахунок розділу напружень та деформації в приконтактній зоні, як це зроблено, наприклад, у роботі [13].

Значення деформації в момент руйнування композита можна визначити, якщо врахувати, що концентрація напружень для границі структурних елементів композита приблизно дорівнює відношенню модулів зсуву. Оскільки, як уже було вказано, модуль зсуву нікелю в 2,5 рази більший за модуль срібла, слід очікувати саме таку концентрацію напруги на межі розділу. Для кількісного розрахунку граничної деформації в момент руйнування композита скористуємось істинною кривою навантаження срібла (рис. 11). Її початкова ділянка розраховується з умовної діаграми, а кінцева — з урахуванням значення істинних руйнуючої напруги та деформації в момент руйнування. Якщо врахувати, що в момент руйнування в приграничних зонах концентрація напруги в 2,5 рази перевищує прикладене напруження, значення деформації в момент руйнування композита можна визначити на істинній кривій з урахуванням цього перенапруження. Як видно на рис. 11, це значення складає e_r = = 0,35. Розраховане значення звуження в момент руйнування Ψ = 28% добре узгоджується з даними експерименту (табл. 3) і свідчить про працездатність вибраних моделей.

Висновки

Проведені дослідження впливу температури імпульсного гарячого пресування на якість контакту в гетерокомпонентних системах Cu—Ni, Ni—Ag показали, що в обох системах якість контакту суттєво підвищується зі збільшенням температури. Якісний контакт у випадку системи Cu—Ni утворюється при температурі 820 °C, а в системі Ni—Ag — при 730 °C.

Запропоновано оригінальну методику визначення якості контакту гетерокомпонентних матеріалів, що основана на аналізі законів розповсюдження тріщини, яка введена в межу розділу. Абсолютні значення тріщиностійкості є кількісним показником якості контакту, а напрямок розповсюдження тріщини виявляє найслабший структурний елемент в системі контакт—матриця.

Показано, що залежність тріщиностійкості від температури ІГП має *S*-подібний характер, точка перегину відповідає моменту утворення якісного контакту. В системі Cu—Ni точка перегину для чистих компонентів знаходиться при значно нижчих температурах, ніж для композита. При високих температурах ІГП тріщиностійкість контакту в композиті виявляється вищою, ніж у Cu, і, як наслідок, тріщина розповсюджується в мідну матрицю.

В композитах Ni—Ag30Ni при всіх температурах ІГП найслабшою ланкою є композиція Ag30Ni. Тріщина розповсюджується по композиту, оминаючи межу розділу Ni—Ag30Ni.

Температурна залежність тріщиностійкості композита Ag30Ni також має *S*-подібний характер, що свідчить про утворення досконалого контакту між окремими порошинками при температурі 730 ^{o}C. Фрактографічний аналіз межі розділу Ni—Ag показав, що при цій температурі ІГП тріщина розповсюджується в більш м'яку срібну матрицю, яка руйнується по ямковому механізму.

Запропоновано фізико-механічну модель формування механічних властивостей в композиті Ni—Ag30Ni. Зниження механічних властивостей композита у порівнянні з однокомпонентними матеріалами не є свідченням утворення недосконалого контакту, а зумовлено перерозподілом напруження та деформацій в приконтактній зоні. Проведені розрахунки напруження та деформації добре узгоджуються з результатами експериментів.

1. *Подрезов Ю. Н., Назаренко В. А., Лаптев А. В. и др.* Механические свойства порошкового титана на разных стадиях его получения. IV. Физико-механические свойства и закономерности контактообразования в порошковом титане, полученном горячим динамическим прессованием // Порошковая металлургия. — 2009. — № 5/6. — С. 60—68.
2. *Подрезов Ю. Н., Назаренко В. А., Лаптев А. В. и др.* Закономерности контактообразования в порошковом титане при горячей деформации // Физика и техника высоких давлений. — Донецк, 2009. — **19**, № 3. — С. 12—23.
3. *Лаптев А. В., Крячко Л. А., Толочин А. И. и др.* Сравнение структуры и механических свойств обычного и ультрадисперсного композитов Ag30Ni, полученных методом ударного спекания // Металлофизика и новейшие технологии. — 2012. — В печати.
4. *Борисовская Е. М., Назаренко В. А., Подрезов Ю. Н. и др.* Механические свойства порошкового титана на разных стадиях его получения. II. Механическое поведение пористых титановых прессовок // Порошковая металлургия. — 2008. — № 9/10. — С. 45—54.
5. *Фирстов С. А., Иващенко Ю. Н., Подрезов Ю. Н. и др.* Межчастичное разрушение железных порошковых материалов // Там же. — 1991. — № 4. — С. 71—79.
6. *Фирстов С. А., Демидик А. Н., Иванова И. И. и др.* Структура и прочность порошковых материалов / Под ред. С. А. Фирстова, М. Шлесара. — К.: Наук. думка, 1993. — 175 с.

7. *Подрезов Ю. М., Назаренко В. А., Евич Я. И., Вдовиченко А. В.* Механические свойства порошкового титана на разных стадиях его получения. III. Влияние технологических и структурных параметров порошкового титана на закономерности контактообразования // Порошковая металлургия. — 2009. — № 3/4. — С. 100—113.
8. *Нотт Дж. Ф.* 0сновы механики разрушения. — М.: Металлургия, 1978. — 255 с.
9. *Hahn G. T., Rosenfield A. R.* The influence of fine dispersion on the cleavage // Trans. AIME. — 1967. — **239**. — P. 668—674.
10. *Кудела С., Штерн М. Б., Ивлев Ю. А.* Модель нелинейно-упругого поведения порошкового композиционного материала. II. Определяющие соотношения // Порошковая металлургия. — 1995. — № 3/4. — С. 85—89.
11. *Gurland J., Plateau J. //* Trans. Amer. Soc., Metals. — 1963. — **56**. — 442 p.
12. *Герланд Дж.* Разрушение композитов с дисперсными частицами в металлической матрице // Композиционные материалы. — М.: Мир, 1976. — С. 105—130.
13. *Штерн М. Б., Кузьмов А. В., Фролова О. Г., Вдовиченко А. В.* Моделирование упругого поведения порошковых материалов при наличии обьемных и плоских пор // Математические модели и вычислительный эксперимент в материаловедении. — К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. — 2005. — Вып. 7. — С. 11—16.

Контактообразование при импульсном горячем прессовании в порошковых двухкомпонентных системах Cu—Ni и Ag—Ni

Ю. Н. Подрезов, А. В. Лаптев, А. И. Толочин, Я. И. Евич

Предложена оригинальная методика определения качества контакта гетерокомпонентных материалов, которая основана на анализе законов распространения трещины, введенной в границу раздела. Абсолютные значения трещиностойкости являются количественным показателем качества контакта, а направление распространения трещины определяет слабейший структурный элемент в системе контакт—матрица. Проведенные исследования влияния температуры импульсного горячего прессования на качество контакта в гетерокомпонентных композитах в системах Cu—Ni и Ag—Ni показали, что в обеих системах качество контакта существенно увеличивается с повышением температуры. Качественный контакт в системе Cu—Ni создается при температуре 820 ^{0}C, а в системе Ag—Ni — при 730 ^{o}C.

Ключевые слова: *контактоообразование, трещиностойкость, импульсное прессование.*

Contact formation of pulsed hot pressing powders geterokomponent systems Cu—Ni and Ag—Ni

Yu. N. Podrezov, A. V. Laptev, A. I. Tolochin, Y. I. Yevich

An original method for determination of contact quality in geterokomponent materials is proposed. This method based on an analysis of cracks propagation in the interface. The absolute values of crack resistance are quantitative indicators of the quality contact, and the direction of the crack propagation determines the weakest structural element in the contact matrix. The investigations of the influence of impulse hot pressing temperature on the quality of contact in geterokomponent system Cu—Ni, Ag—Ni showed that in both systems the quality of contact increases considerably with rise temperature. High-quality contact for Cu—Ni system is created at 820 ^{o}C, and for system Ag—Ni —730 ^{o}C.

Keywords: *contact formation, crack resistance, impulse pressing.*