

Литература

1. Панов В. С. Режущий инструмент с покрытием из нитрида кремния //Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его применения: Сб. науч. Тр. – 2010. – Вып. 13. – С 441–445.
2. Coating of Cemented Carbide Cutting Tools with alumia by Chemical Vapour Deposition / R. Frunk et all. // J. Electrochem. Soc. – 1976. – V. – 123. – p. 236–243.
3. Sin-Shong Zin Mass // J. of Electrochem. Soc. – 1978. – V. 124. – N 12. – p. 1340–1346.
4. Шустер Л. Ш. Исследование износа режущего инструмента и формирование поверхности в связи с адгезионным взаимодействием. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Куйбышев, 1975 – 39 с.
5. Панов В. С., Чувилін А. М., Фальковский В. А. Технология и свойства спеченных твердых сплавов и изделий из них. – М.: МИСиС, 2004. – 462 с.

Поступила 28.04.11

УДК 669.018.25.002.35

В. П. Бондаренко, член-кор. НАН України;
Л. М. Мартинова, канд. хім. наук; **Н. В. Литошенко**, канд. техн. наук

Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, м. Київ

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ЛЕГУЮЧИХ ДОБАВОК НА ВЛАСТИВОСТІ ТВЕРДИХ СПЛАВІВ, ОТРИМАНИХ ДОШИХТУВАННЯМ ДО РЕГЕНЕРОВАНОЇ СУМІШІ ВК6Р СЕРІЙНОЇ СУМІШІ ВК6С

Изучение влияния легирующих добавок TaC и VC, введенных в твердосплавную смесь, полученную шихтовкой регенерированной смеси ВК6Р с серийной смесью ВК6С, на структурные параметры и физико-механические свойства спеченного твердого сплава.

Ключевые слова: *регенерированный твердый сплав ВК6Р, легирующие добавки TaC и VC, шихтовка, серийная смесь ВК6С, структурные параметры, физико-механические свойства.*

Останнім часом в ІНМ НАН України твердосплавні вироби виготовляються з регенованою твердого сплаву за технологією, запропонованою співробітниками інституту [1]. Переваги розробленої технології з точки зору економіки і екології, а саме: екологічна чистота, висока продуктивність, відсутність технологічних домішок, можливість використання існуючого на підприємствах, що виробляють тверді сплави, промислового обладнання, дозволяють ефективно вирішувати проблему повернення у виробництво відходів твердосплавного інструменту і оснастки. Проте в результаті тривалої експлуатації інструменту, виготовленого із регенованою твердого сплаву, що працює в умовах ударних навантажень, спостерігається його підвищена крихкість, знижена пластичність та міцність порівняно з твердосплавним інструментом, виготовленим із серійних сумішей.

Одним з перспективних напрямів поліпшення властивостей регенованих твердих сплавів є дошихтування до регенованої суміші серійних сумішей, але публікацій, що стосуються цього питання, практично немає. В той же час використання легуючих добавок при виробництві сплавів WC-6Co різними методами є актуальною темою сучасних публікацій. Так в роботі [2] наведено результати дослідження впливу добавок карбиду танталу (5 % за масою) і карбиду ванадію (0,4–10 % за масою) на мікроструктуру, міцність при згині, твердість HV5 і коерцитивну силу ультрадисперсних сплавів ВК6. В роботі [3] наведено дані про деякі властивості сплавів типу ВК6 з додаванням 0,24% VC. Сплави спікали при температурі 1400 °С у середовищі водню з гарячим ізостатичним пресуванням. Тут добавку VC використовували як інгібітор. Експериментальному дослідженню впливу добавки TaC на мікроструктуру і високотемпературну деформацію при згині сплаву з об'ємним вмістом зв'язки 10,2% (ВК6) присвячена стаття [4]. Сучасні тенденції легування вольфрамівих твердих сплавів, їх недоліки та переваги проаналізовані в статтях [5, 6]. В усіх дослідженнях легування призводило до позитивних результатів.

Враховуючи наведене вище, мета нашої роботи полягала в дослідженні впливу легуючих добавок TaC і VC, що вводилися в твердосплавну суміш, отриману шихтуванням регенованої суміші ВК6Р з

сумішшю ВК6С (виготовленою з високопластичного високотемпературного карбиду вольфраму WC), на структуру та фізико-механічні властивості твердого сплаву.

Методики експерименту

Для виготовлення зразків твердих сплавів в роботі використовувалися регенована суміш марки ВК6Р виробництва ДНВП „Алкон–твердосплав” (Україна), отримана термохімічним безсажовим методом [1], та серійна суміш марки ВК6С виробництва ВАТ „КЗТС” (Росія). В якості легуючих добавок застосовувалися карбіди ТаС і VC, виробництва ТОВ „Реактив” (Україна). Для запобігання утворенню нових фаз, які знижують міцність та пластичність твердого сплаву [7–9], використовувалась концентрація легуючих добавок, що не перевищує межі розчинності їх у кобальтовій фазі.

Знімки структури спечених твердих сплавів отримували за допомогою растрового електронного мікроскопу ZEISS EVO 50XVP з використанням фазочутливого детектора відбитих електронів CZ BSD при 5000-кратному збільшенні. Фотографування проводилося на шліфах, що попередньо піддавали стандартному металографічному обробленню. Поля зору вибиралися випадковим чином.

Визначення мікроструктурних параметрів отриманих сплавів ґрунтувалося на стандартизованому лінійному методі [10], хоча він займає багато часу і фактично є ”ручним” аналізом [11]. Процедура лінійного аналізу використовувалися в наступному порядку. На мікроструктурні знімки наносили 9 рівновіддалених горизонтальних січних. Скануючи кожну з них, підраховували кількість карбідних зерен N_{WC} та кобальтових включень N_{Co} , через які вони проходять. Далі, застосовуючи формули лінійного аналізу, обчислювали коефіцієнт суміжності карбідних зерен C , питомі площі міжзеренної S_{WC-WC} та міжфазової S_{WC-Co} поверхонь, а також середній розмір зерен WC d_{WC} на кожній з січних:

$$C=1- N_{Co}/ N_{WC}; \quad S_{WC-WC}=2(N_{WC} - N_{Co})/l; \quad S_{WC-Co}=4N_{Co}/l; \quad d_{WC}=2C \cdot V_{WC}/ S_{WC-WC},$$

тут l – довжина січної, що дорівнює 60,8 мкм; V_{WC} – об’ємний вміст карбідної фази, що становить в нашому випадку 0,9. Середній розмір прошарків кобальтової фази l_{Co} та коефіцієнт варіації розмірів карбідної фази V знаходили з формул

$$l_{Co} = d_{WC} \cdot V_{Co} / ((1-C) V_{WC}), \quad C=1-0,652 (1+2,574 \cdot V) \cdot V_{Co}^{0,783},$$

де об’ємний вміст кобальтової фази $V_{Co} = 0,1$. Остання формула є апроксимаційним виразом, похибка апроксимації становить 3–5% [12]. Усреднюючи отримані результати для кожної з січних, приймали ці дані за достовірні значення мікроструктурних параметрів твердого сплаву. Для оцінювання похибки кількість горизонтальних січних збільшували вдвічі. Крім того, вимірювання проводили використовуючи 15 та 30 вертикальних січних. При цьому значення коефіцієнта суміжності та середнього розміру зерен WC практично не змінилися (в залежності від напрямку та кількості січних відмінність становила 4 %).

Вміст Со і загального вуглецю $C_{заг}$ визначали за міжнародними стандартними методиками ISO 3907. Фізикомеханічні властивості твердих сплавів – густину ρ , твердість HRA , границю міцності при згині R_{bm} вивчали за методиками ГОСТ 20019–74. Коерцитивну силу H_{cm} визначали коерцитиметром ИКС–96М за ГОСТ 24916–81, міцність при стисканні R_{cm} – за допомогою універсальної тестової машини УТС–100 за ГОСТ 27034–86, коефіцієнт інтенсивності напружень K_{IC} – за ГОСТ 25.506–85.

Вміст Со у вихідних сумішах ВК6Р та ВК6С, становив відповідно 13 % та 6,01 %; а $C_{заг}$ – 6,09 %; та 5,76 %. Для проведення досліджень виготовили комбіновану твердосплавну суміш (ВК6Р+ВК6С) за допомогою сухого змішування регенованої ВК6Р та серійної ВК6С сумішей в пропорції 50:50 % (за масою) протягом 5 годин у твердосплавному барабані зі сталевими кулями. З комбінованої суміші виготовили чотири дослідні партії, використовуючи різні технологічні прийоми. Першу партію залишили без змін (ВК6Р+ВК6С); другу отримали мокрим розмелом суміші (ВК6Р+ВК6С) у середовищі спирту у твердосплавному барабані при співвідношенні суміш–твердосплавні кулі 1:3 протягом 24 годин (ВК6Р+ВК6С)Р; при виготовленні останніх двох партій до суміші (ВК6Р+ВК6С) перед мокрим розмелом вводили легуючі добавки 0,15 % (за масою) VC (ВК6Р+ВК6С+VC) і ТаС (ВК6Р+ВК6С+ТаС).

З отриманих дослідних партій сумішей спресували штапики розміром 5x5x35 мм, які нормалізували при температурі 1050–1070 °С, а потім спікали при 1420, 1450, 1470, 1500 °С зі швидкістю просування човника 5,6 мм/хв, після чого визначали вказані вище їх фізичні і фізико-механічні властивості.

Результати досліджень і їх обговорення

Результати дослідження фізико-механічних властивостей отриманих твердих сплавів наведені в табл. 1. Слід зазначити, що для сплавів (ВК6Р+ВК6С) при всіх температурних режимах отримані середні значення K_{IC} , R_{bm} та R_{cm} знаходяться в досить широких 95%-их довірчих інтервалах, тому не можуть вважатися надійними. Можливо, це пов’язано з недостатньою однорідністю комбінованої суміші.

Таблиця 1. Фізико-механічні властивості регенованих твердих сплавів, отриманих за різних умов спікання

Марка сплаву	ρ , г/см ³	H_C , кА/м	HRA	K_{IC} , МПа	R_{cm} , ГПа	R_{bm} , ГПа
$T_{сп} = 1420^\circ\text{C}$						
(BK6P+BK6C)	14,73	7,7	88,6	–	–	–
(BK6P+BK6C)P	14,68	8,0	88,7	13,6	3,68	–
(BK6P+BK6C+VC)P	14,76	8,1	89,2	13,1	3,67	–
(BK6P+BK6C+TaC)P	14,70	8,7	89,1	13,5	3,67	–
$T_{сп} = 1450^\circ\text{C}$						
(BK6P+BK6C)	14,61	8,85	88,5	–	–	–
(BK6P+BK6C)P	14,55	8,85	88,7	13,9	3,68	1,44
(BK6P+BK6C+VC)P	14,65	8,85	88,7	13,9	3,77	1,62
(BK6P+BK6C+TaC)P	14,62	9,85	88,8	13,1	4,14	1,57
$T_{сп} = 1470^\circ\text{C}$						
(BK6P+BK6C)	14,64	8,9	89,2	–	–	–
(BK6P+BK6C)P	14,59	9,1	88,8	13,7	3,57	1,54
(BK6P+BK6C+VC)P	14,66	9,0	88,8	13,6	3,77	1,62
(BK6P+BK6C+TaC)P	14,62	9,9	89,1	13,1	3,43	1,56
$T_{сп} = 1500^\circ\text{C}$						
(BK6P+BK6C)	14,57	8,55	89,0	13,2	3,38	–
(BK6P+BK6C)P	14,60	8,45	88,7	13,5	3,36	1,31
(BK6P+BK6C+VC)P	14,62	9,55	88,9	13,3	–	1,58
(BK6P+BK6C+TaC)P	14,61	9,55	89,0	12,9	3,51	1,32
ГОСТ 3882 для BK6	14,6–15,0	–	88,5	–	–	$\geq 1,52$

Як видно з таблиці, при температурі $T_{сп}=1420^\circ\text{C}$ вплив легуючих добавок на властивості сплавів практично відсутній. За температури спікання 1450°C встановлено підвищення границь міцності при згині і стиску та тріщиностійкості сплавів, спечених з використанням зазначених технологічних прийомів (табл. 1). При введенні 0,15% (по масі) добавки VC в спеченому сплаві при цій температурі R_{bm} підвищується від 1,44 до 1,61 ГПа (приблизно на 12 %), значення R_{cm} змінюється з 3,68 на 3,77 ГПа (збільшується на 3%), а K_{IC} не змінюється. При цьому формується середньозерниста структура (рис. 1в), що нагадує структуру сплаву BK6C. Ступінь пористості значно зменшується.

При введенні в такій самій кількості TaC R_{bm} зростає до 1,57 ГПа (на 9 %), а R_{cm} складає 4,14 ГПа (збільшується на 13%), коефіцієнт тріщиностійкості K_{IC} зменшується на 6%. При цьому структура стає більш дрібнозернистою (рис. 1г), але ступінь пористості не знижується.

Підвищення температури спікання до 1470°C практично не впливає на значення досліджуваних властивостей. Спікання ж при температурі 1500°C призводить до зменшення значення тріщиностійкості та границь міцності.

Аналізуючи представлені в табл. 2 параметри мікроструктури отриманих при температурі спікання 1450°C твердих сплавів, можна зазначити наступне. В сплавах, легованих карбідом танталу, середній розмір карбідного зерна \bar{d}_{WC} зменшився на 8% в порівнянні зі сплавом (BK6P+BK6C)P, при цьому коефіцієнт варіації розмірів карбідних зерен незначно зменшився, а коефіцієнт суміжності зерен WC збільшився. Водночас легування карбідом ванадію призвело до збільшення коефіцієнта суміжності C на 25 %, і зменшення коефіцієнта варіації розмірів карбідних зерен на 28 %, тобто сплав став значно однорідніший. Збільшення середнього розміру зерна при цьому (на 5 %), ймовірно, пов'язане з похибкою розрахунків.

В статті [13] також відзначено підвищення суміжності карбідної фази в стандартних сплавах BK6, легованих VC. Цей факт пояснюється тим, що змочуваність WC розплавом, який містить VC погіршується. Розмір зерна в такому сплаві змінюється незначно.

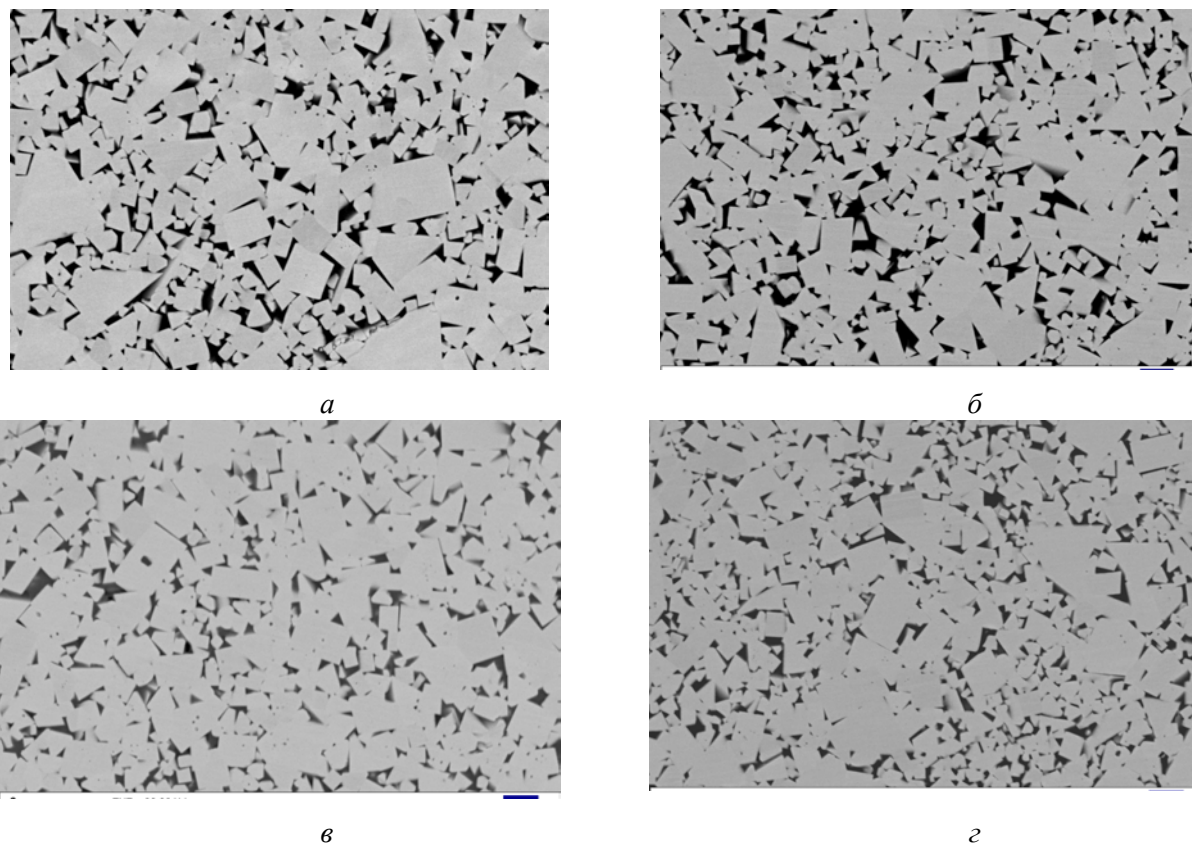


Рис. 1. Структура твердых сплавів, спечених при температурі 1450 °С: а – (BK6P+BK6C); б – (BK6P + K6C)P; в – (BK6P+BK6C+VC)P; г – (BK6P+BK6C+TaC)P при збільшенні у 5000 разів

Таблиця 2. Структурні параметри регенованих твердих сплавів, спечених при температурі 1450 °С

Марка сплаву	N_{WC}	N_{Co}	d_{WC} , мкм	l_{Co} , мкм	V	C	S_{WC-WC} , мкм ⁻¹	S_{WC-Co} , мкм ⁻¹
(BK6P+BK6C)	585	270	2,19	0,52	1,36	0,53	0,44	0,77
(BK6P+BK6C)P	616	314	2,04	0,44	1,48	0,49	0,43	0,91
(BK6P+BK6C+VC)P	588	236	2,15	0,61	1,06	0,61	0,51	0,61
(BK6P+BK6C+TaC)P	679	642	1,88	0,44	1,40	0,52	0,50	0,91

Узагальнюючи дані табл. 1 і 2, слід відзначити також наступне:

1. Густина всіх сплавів практично не залежить від температури спікання і знаходиться на нижній границі значень, наведених в ГОСТ 3882, для сплаву BK6.

2. Коерцитивна сила має найбільші значення у легованих сплавах. При цьому у випадку легування добавкою TaC високе значення H_c спостерігається у більш широкому інтервалі зміни температури спікання (1450–1500 °С), ніж у сплавів, легованих VC (1470–1500 °С).

3. Підвищення H_c у легованих сплавах не зумовлює підвищення твердості. Вона незначно перевищує мінімальні значення HRA за ГОСТ 3882, для сплаву BK6 і практично не залежить ні від способу приготування сплаву, ні від температури спікання. Тобто твердість HRA меншою мірою чутлива до структурних змін, що відбуваються при легуванні, ніж коерцитивна сила.

4. Легування добавками TaC і VC по-різному впливає на тріщиностійкість. Найменші значення K_{1C} (12,9–13,1 МПа) мають сплави, леговані TaC. У сплавів, легованих VC, тріщиностійкість практично співпадає з K_{1C} нелегованих сплавів (див. табл.1).

5. Легування найістотніше впливає на міцність при стиску та згині за умов спікання при температурі спікання 1450 °С.

6. Змішування сумішей BK6P і BK6C призводить до зменшення S_{WC-WC} і коефіцієнта суміжності C порівняно з серійним сплавом BK6. Водночас значення S_{WC-Co} значно більші, ніж у сплавів BK6 і BK6C. Такі результати свідчать про те, що при змішуванні BK6P і BK6C формується

деякою мірою специфічна структура. Наявність у комбінованій суміші вихідної суміші ВК6С призводить до зменшення S_{WC-WC} , а наявність ВК6Р до збільшення S_{WC-Co} , утворенню міжкарбідних контактів заважають розподілені крупніші зерна WC із суміші ВК6С. Легування карбідом ТаС хоча і призводить до деякого зменшення d_{WC} , але не впливає на площі питомих поверхонь S_{WC-WC} і S_{WC-Co} . Легування карбідом VC навпаки зумовлює збільшення середнього розміру зерна WC і суттєве зниження коефіцієнта варіації V і S_{WC-Co} . Такі результати, можливо, пояснюються тим, що легуючі добавки по-різному впливають на зерна WC, що знаходяться в регенованій суміші ВК6Р і серійній суміші ВК6С.

Висновки

Встановлено, що шихтування регенованої і серійної сумішей з використанням легуючих добавок дозволяє впливати на структуру і фізико-механічні властивості твердого сплаву ВК6Р. Для виготовлення твердосплавного інструменту, що працює в умовах циклічного і ударного навантажень, можна рекомендувати до регенованої суміші ВК6Р додавати суміш серійного сплаву ВК6С в кількості 50% (за масою) та легуючі добавки VC чи ТаС (0,15% за масою). В таких сплавах, спечених за оптимальною температурою (1450–1470 °С), зерна високотемпературного та високопластичного карбиду WC, що містяться у ВК6С, більшу частину навантаження перебирають на себе. Це сприяє підвищенню як міцності, так і пластичності твердого сплаву. Легуючі добавки розчиняються в рідкій фазі і при охолодженні “заліковують” дефекти субмікрорівня, які знаходяться в зернах регенованого WC, призводячи, таким чином, до додаткового підвищення міцності сплаву в цілому.

Дослідження впливу легуючих добавок ТаС і VC, уведених в твердосплавну суміш, отриману шихтуванням регенованої суміші ВК6Р із серійною сумішшю ВК6С, на структурні параметри та фізико-механічні властивості спеченого твердого сплаву.

Ключові слова: регенований твердий сплав ВК6Р, легуючі добавки ТаС і VC, шихтування, серійна суміш ВК6С, структурні параметри, фізико-механічні властивості.

The effect of alloying micro-additions of VC and TaC to the WC-6Co regenerated alloy on the structure and properties has been studied.

Key words: WC-6Co regenerated alloy, micro-additions of VC and TaC, structure, properties.

Література

1. Патент 2624, Україна, МПК В22 Г 9/16, с. 22, В 7/00. Спосіб переробки вольфрамокобальтових твердих сплавів /В.П. Бондаренко, Е.Г. Павлоцька, Л.М. Мартинова та ін. – Опубл. 26.12.94, Бюл. № 5–1. – С. 285.
2. Multi-carbide hardmetals/ V. A. Falkovsky. et al.// Proc. 15th int. Plansee Seminar. – 2001. – V.2.– P. 29–34.
3. Grain growth control in microwave sintering of ultrafine WC–Co composite powder compacts/D.Agraval et al. // Proc. Europ. Conf. on Advances in Hard Mater. Prod. – 1999. – P. 151–158.
4. Effect of TaC on plastic deformation of WC–Co and Ti(C,N)–WC–Co / G.Osterg et al. // Int. J. Refr. Met. Hard Mater. – 2006. –V. 24.– P. 145–154.
5. Бондаренко В.П., Мартынова Л.М., Галков А.В. Современные тенденции легирования вольфрамовых твердых сплавов добавками карбидов (Обзор) //Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: /Сб. науч. тр.– К.: Ин-т сверхтвердых матер. НАН Украины, Вып. 9. – 2006. – С. 310–317.
6. Бондаренко В.П., Лошак М.Г., Александрова Л.И. и др. Влияние легирующих макродобавок на долговечность вольфрамовых твердых сплавов //Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения: /Сб. науч. тр.– К.: Ин-т сверхтвердых матер. НАН Украины, Вып. 10.– 2007. – С. 478–481.
7. Сафронов И.И. Основы рационального легирования сплавов./– Ин-т приклад. физики АН МССР, – Кишенев; Штинца, 1991. – 278 с.
8. Приходько Э.В. Металлохимия комплексного легирования. – М.: Металлургия, 1983. – 184 с.
9. Приданцев М.В. Влияние примесей и редкоземельных элементов на свойства сплавов. – М.: Металлургиздат, 1962. – 208 с.
10. ISO 449–2:2008.Hardmetal-metallographic determination of microstructure P.2. Measurement of WC grain size// –Intarn. standart Organization, Geneva. – 2008.
11. A straightforward method for analyzing the grain-size distribution in WC-Co hardmetals/ M.Brieseck, B.Gneis, K.Wagner, et. al. –7-th Plansee Seminar, Tyrol, Austr. –2009. – PAT13/1–9.

12. Литошенко Н.В. Закономірність впливу залишкових термічних мікронапружень та дисперсії розмірів карбідних зерен на деформаційні характеристики твердих сплавів WC-Co: Автореф. Дис.- К.:ІНМ ім.В.М.Бакуля НАН України, 2002.
13. Исследование механизма разрушения твердосплавных деталей камер высокого давления //Исследование и разработка твердых сплавов. Сб. науч. т./ И.В. Кобицкой, В.И. Третьяков, Т.А. Емельянов и др. –К.: ВНИИЕС, 1988.– С. 14–18.

Надійшла 28.04.11

УДК 621.9

К. В. Баннов, А. В. Градобоев, д-р техн. наук, В. С. Матвеев

*Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета,
Российская Федерация*

ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О НАПРАВЛЕННОМ РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ ПРИ РЕЗАНИИ ТВЕРДОСПЛАВНЫМ ИНСТРУМЕНТОМ

Предложена физическая модель направленного разрушения металлов резанием. Оценены скорость деформации металла и температура, развивающиеся в зоне разрушения.

Ключевые слова: *направленное разрушение, скорость деформации, резание металлов, стружка.*

Результаты анализа многочисленных исследований по деформированию и разрушению металлов позволяют убедиться в следующем:

- любые твердые тела при воздействии на них больших давлений и температуры приобретают высокую пластичность, а в отдельных случаях сверхпластичность;
- если в процессе воздействия скорость деформации металла превышает пороговое значение $\dot{\epsilon}_i \geq 10^3 \text{ с}^{-1}$, поведение металла в зоне воздействия можно описать с позиций гидродинамики;
- при определенной критической температуре, давлении и скорости деформации могут происходить фазовые превращения и изменения агрегатного состояния металла.

Проблема разрушения металлов довольно актуальна. Поскольку процесс резания является ярким примером управляемого разрушения, перечисленные явления наблюдаются и в этом случае.

Цель настоящей работы – на основе наблюдаемых при разрушении металлов гидродинамических представлений, [1; 2], разработать физическую модель разрушения металлов резанием.

В целях проверки возможности применения такого подхода оценивали скорость деформации металла $\dot{\epsilon}_i$ и температуры, развивающиеся в зоне разрушения. Решение этой задачи позволит разработать корректную теплофизическую модель разрушения металлов резанием, а также оценить коэффициент полезного действия этого процесса.

Процесс резания металлов следует рассматривать как *направленное разрушение*, происходящее по поверхностям резания, определяемых кинематикой процесса [1]. Процесс разрушения происходит в две стадии:

- накопление энергии в зоне направленного разрушения металла;
- разрушение доведенного до псевдожидкого состояния металла, при котором происходит взрывной сброс накопленной энергии.

Под псевдожидким состоянием металла следует понимать его состояние в виде жидкости высокой вязкости, с фрагментами твердого тела.

Схема примененного для расчетов сливного стружкообразования показана на рис. 1. Принципиальное отличие этой схемы от схемы, представленной в [2] состоит в том, что стружка движется от зоны направленного разрушения под углом $\Delta\gamma_{\text{хв}}$ (точки 15–11–13, на рис. 1) к передней поверхности металлорежущего инструмента. Кроме того, очертания контактной пластической области содержат лобовой и хвостовой участки. При этом положение лобового участка задается углом $\nu\gamma$, а хвостового – углом $\Delta\gamma_{\text{хв}}$. Максимальная высота лобового участка, отсчитываемая по перпендикуляру к передней поверхности, определяется величиной h_{Σ} , толщина модифицированного слоя в стружке задается как h_n .