

Modifiche delle caratteristiche meccaniche del metallo duro interpretate in funzione della microstruttura e dello stato tensionale residuo

G. M. La Vecchia, F. D'Errico

Sinterizzati tipo WC-Co, contraddistinti da un tenore di lega metallica variabile tra il 12 ed il 17,5% in volume e da differente dimensione dei carburi di tungsteno (0,7-2,2 μm), sono stati studiati sia dal punto di vista microstrutturale sia sotto il profilo delle proprietà meccaniche (durezza, resistenza flessionale e tenacità). In particolare, per quanto attiene la tenacità, questa proprietà è stata misurata sia facendo ricorso a prove di indentazione sia utilizzando l'approccio della meccanica della frattura. I risultati della caratterizzazione meccanica sono stati interpretati anche in base alle misure di tensione residua ricavate sottoponendo a prova campioni in differenti condizioni di finitura (hippatura, rettifica e lucidatura). L'insieme dei risultati acquisiti consente di suggerire l'impiego di metallo duro con carburi di ridotta dimensione (sia pure non così fini da poter essere identificati come particelle di dimensione nanometrica) per tutte quelle applicazioni per le quali, oltre ad un prefissato grado di durezza, e, quindi, di resistenza all'usura, sia richiesta anche una elevata resistenza flessionale, non disgiunta da una sufficiente tenacità, in modo tale da escludere rotture imputabili a sovraccarichi o cedimenti riconducibili ad una eccessiva fragilità.

Parole chiave: sinterizzazione, metallurgia delle polveri, caratterizzazione materiali, meccanica della frattura

INTRODUZIONE

Con la denominazione di metallo duro si intende, tradizionalmente, contraddistinguere quella famiglia di sinterizzati caratterizzati da una matrice tenace di cobalto e da un rinforzante sotto forma di carburi di tungsteno. Le principali applicazioni di tale famiglia di materiali spaziano dagli utensili da taglio, agli stampi e, più in generale, alla componentistica che richiede elevate proprietà di resistenza all'usura quale, ad esempio, parti destinate all'industria mineraria e petrolifera [1-2].

Sebbene nella sua forma tradizionale (WC-Co) il metallo duro non possa più essere considerato un materiale innovativo, numerose sono state, negli ultimi anni, le pubblicazioni concernenti proprio i sinterizzati di prima generazione. Questi sono stati investigati con lo scopo di ottenere incrementi delle proprietà meccaniche intervenendo o sulla composizione chimica [3-7], o sulla dimensione dei carburi. In particolare quest'ultima grandezza è stata fatta variare grazie all'impiego di polveri ultrafini e di appositi additivi introdotti per limitare i fenomeni di crescita dei diversi costituenti strutturali in fase di sinterizzazione [8-12].

Nel presente lavoro sono stati caratterizzati utensili realizzati in WC-Co destinati ad operazioni di deformazione plastica a freddo per applicazioni per le quali il metallo duro garantisce, innanzitutto, un buon comportamento antiusura. Per questo motivo il materiale sottoposto a prova è caratterizzato da una percentuale di cobalto pari o inferiore al 17,5 % in vo-

lume, soglia considerata critica per il raggiungimento di valori di durezza compatibili all'impiego. Fondamentale per il tipo di applicazione preso in esame risulta, oltre ad una buona resistenza all'usura, anche il controllo del grado di fragilità del materiale sinterizzato, in modo da escludere disservizi durante l'esercizio imputabili ad una tenacità eccessivamente bassa.

Partendo da questi presupposti si è deciso di caratterizzare, sotto il profilo della resistenza flessionale e della tenacità alla frattura, quattro materiali sinterizzati differenti per il tenore di cobalto o per la dimensione dei carburi. In particolare, per quanto riguarda la misura della tenacità, si fatto ricorso sia a prove di meccanica della frattura, sia a prove di indentazione (metodo Palmqvist) [13-14]. Essendo caratterizzata da una notevole semplicità di esecuzione, quest'ultima metodologia di prova, ancor oggi, risulta la tecnica di maggior impiego per la definizione del grado di fragilità di un metallo duro [15-17].

In tal senso il dato di K_{Ic} , sebbene facilmente ottenibile mediante una serie di prove di durezza condotte con diverso carico applicato al penetratore, risulta estremamente dipendente dalle modalità di effettuazione delle prove ed, in particolare, dalle operazioni di finitura del campione. Al variare della tecnica di finitura e/o della rugosità superficiale si rileva, infatti, una diversa distribuzione dello stato tensionale residuo superficiale [19-22], tale da influenzare la lunghezza delle cricche nucleatesi ai vertici delle impronte stesse, modificando così la tenacità calcolata attraverso l'utilizzo delle equazioni empiriche che coinvolgono tale parametro [23-24].

I risultati di tenacità ottenuti sperimentalmente sono stati infine correlati con la microstruttura dei sinterizzati analizzati (dimensione e distribuzione dei carburi di tungsteno) e con lo stato tensionale residuo, misurato in superficie dei campioni, in modo da ricavare informazioni utili per il metallo duro prodotto industrialmente.

G. M. La Vecchia (lavecchi@ing.unibs.it)
Università di Brescia, Dipartimento di Ingegneria Meccanica

F. D'Errico (fabrizio.derrico@polimi.it)
Politecnico di Milano, Dipartimento di Meccanica

Memoria presentata al 29° Convegno Nazionale AIM, Modena 13-15 novembre 2002

QUADRO DELLE PROVE

Il metallo duro sottoposto ad analisi è stato fornito dal produttore sotto forma di barrette prismatiche di dimensione 5x20x6 mm, realizzate utilizzando il ciclo produttivo standard dedicato all'ottenimento di stampi per processi di deformazione plastica a freddo. Proprio al fine di garantire un elevato livello delle proprietà meccaniche (buona resistenza all'usura, limitate zone di sovrassollecitazioni locali indotte da porosità), tali componenti richiedono l'esecuzione della fase di hippatura a caldo destinata alla densificazione del metallo duro. Sono state fornite dal produttore sia barrette nella condizione di hippatura, sia barrette sottoposte, in ultimo, ad operazioni di rettifica, fase quest'ultima in genere richiesta dagli utilizzatori degli stampi realizzati in metallo duro.

Sui diversi tipi di materiale sinterizzato analizzati sono state effettuate misure diffrattometriche per escludere la presenza di fasi fragili (es. fase η), pesate in acqua ed in aria per misurare la densità, analisi microstrutturali al microscopio ottico ed elettronico a scansione. Per quanto riguarda in particolare le analisi eseguite al SEM, esse sono state elaborate con l'ausilio di un sistema di analisi d'immagine finalizzato alla valutazione della distribuzione e della dimensione dei carburi. L'impiego di una microsonda EDS ha permesso di individuare i principali elementi che costituiscono i precipitati (sotto forma di particelle inquinanti) presenti nel sinterizzato sottoposto ad indagine.

Le misure di tensione residua sono state condotte per mezzo di un diffrattometro a raggi X, tecnica che limita la profondità massima di penetrazione del fascio a 10 μm . E' stato in tal modo rilevato lo stato tensionale residuo presente in superficie per le diverse condizioni di fornitura (hippatura, hippatura + rettifica, hippatura + rettifica + lucidatura).

Per quanto riguarda la resistenza flessionale si è proceduto in accordo con la norma UNI EN 23327. Relativamente alla tenacità, sono state innanzitutto eseguite una serie di prove di indentazione correate dalla misura dell'estensione delle cricche formatesi a partire dai vertici delle impronte lasciate dal penetratore di tipo Vickers (carico tra i 15 ed i 150 kg). I dati così ricavati sono stati interpolati con l'impiego di formule empiriche o semi-empiriche, messe a punto specificatamente per i sinterizzati WC-Co, consentendo, quindi, di effettuare una valutazione previsionale del dato di tenacità alla frattura espresso tramite il fattore critico di intensità delle sollecitazioni, K_{Ic} . Le prove sono state condotte in corrispondenza della superficie laterale (5x20 mm) delle provette di flessione. L'elevata dispersione dei dati connessa sia con le diverse modalità di produzione dei campioni da analizzare (presenze/assenza della finitura per rettifica), sia con il tipo di formula utilizzata, ha suggerito di realizzare anche una serie di prove meccanica della frattura utilizzando provette di flessione su tre punti (campioni SENB) per verificare se, con l'impiego di una diversa tecnica di prova, la variabilità del dato di tenacità, a parità di materiale esaminato, potesse essere più contenuta. Le prove di meccanica della frattura sono state effettuate utilizzando provini con intaglio di raggio di fondo finito di dimensione nota (elettroerosione a filo). Tra i vantaggi delle prove di meccanica della frattura vi è la pressoché totale assenza dell'effetto delle operazioni di finitura per rettifica in quanto le superfici laterali delle provette costituiscono una porzione trascurabile del fronte di avanzamento della rottura e l'innesco della frattura non è risultato localizzato in corrispondenza con tali zone dei campioni.

E' peraltro da segnalare che l'assenza di un difetto severo (quale una cricca di fatica contraddistinta da un raggio di fondo intaglio tendente a zero), per via dell'utilizzo di un intaglio di raggio di fondo finito ($\rho = 0,18 \text{ mm}$) di dimensione notevolmente superiore a quella dei carburi, porta inevitabilmente a sovrastimare il valore di tenacità alla frattura

espresso mediante il dato critico del fattore di intensità delle sollecitazioni K_{Ic} . Avendo, peraltro, quale obiettivo del presente lavoro il confronto tra diversi lotti di metallo duro, tutti sottoposti a prova con la medesima geometria della provetta (campioni prismatici intagliati in mezzeria con analoga geometria di intaglio), i dati del fattore di intensità delle sollecitazioni sono fra loro direttamente confrontabili, sebbene siano da relazionare alla dimensione del raggio di fondo intaglio impiegato.

MATERIALI ESAMINATI

In tabella I sono riportate le principali grandezze caratterizzanti i quattro materiali sinterizzati sottoposti a prova. Le aggiunte di carburi di Ta nei materiali 3 e 4 sono state volontariamente effettuate dal produttore per limitare la crescita dei carburi.

	Co [% vol.]	TaC [% vol.]	Densità [g/cm ³]	HRA
Materiale 1	12	--	14,57	88
Materiale 2	17,5	--	14,11	86
Materiale 3	12	0,2	14,25	91
Materiale 4	15	0,2	13,99	89,6

Tabella I - Principali elementi chimici caratterizzanti il metallo duro testato di cui si riportano anche i valori della massa volumica e di durezza.

Table I - Chemical composition (Vol.%), density, and hardness data characterising the different examined hardmetals.

RISULTATI E DISCUSSIONE

Nelle figure 1 e 2 sono messi a confronto gli andamenti della distribuzione dimensionale dei carburi per i diversi metalli duri sottoposti ad indagine.

Come può essere facilmente rilevato osservando tali figure le aggiunte di Ta sono sicuramente risultate efficaci ai fini dell'affinamento della dimensione dei carburi di tungsteno; si passa infatti dalla dimensione media dell'ordine di 2 μm (materiale 1 e 2) a carburi di dimensione media pari a circa la metà del valore sopra citato (materiale 3 e 4).

Sulle figure è riportato, inoltre, il valore del libero cammino medio λ del legante cobalto, calcolato mediante l'espressione $\lambda = (1 - V_{Co})/N_{WC}$, dove V_{Co} è la frazione in volume occupata dalla fase metallica misurato sulle superfici lucidate dei diversi campioni con un sistema di analisi di immagine e N_{WC} è il numero delle particelle di carburo di tungsteno per unità di lunghezza considerata.

Per valutare quanto l'affinamento della microstruttura sia in grado di intervenire sulle proprietà meccaniche ed, in particolare, sui meccanismi che governano le rotture per sovraccarico, sono state effettuate sia prove di resistenza flessionale con barrette prismatiche non intagliate, sia prove dedicate alla misura della tenacità.

In tabella II sono riportati i risultati delle prove di resistenza flessionale ottenuti sottoponendo a prova i quattro materiali sinterizzati.

Il ricorso al metallo duro con carburi di dimensione più contenuta ha portato ad un netto incremento della resistenza flessionale, grandezza che, come peraltro è noto da letteratura, è influenzata anche dal tenore di cobalto [25]. Avendo riscontrato un forte effetto della concentrazione delle sollecitazioni associabile alla presenza degli spigoli vivi, determinati dall'operazione di rettifica (figura 3), si è voluto approfondire l'influenza che tale operazione di finitura ha sull'innesco del cedimento.

Fig.1 - Materiale 1 e 2: dimensione media dei carburi di tungsteno e loro distribuzione

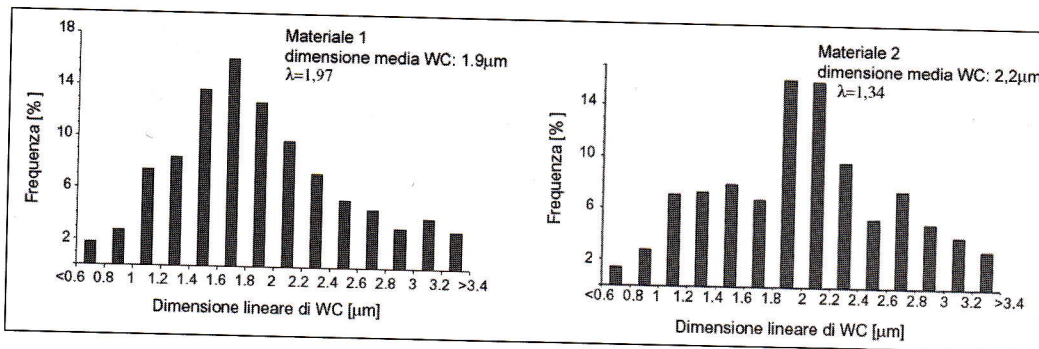


Figure 1. Cemented carbides: grade 1 and grade 2 - WC grain size and distribution.

Fig.2 - Materiale 3 e 4: dimensione media dei carburi di tungsteno e loro distribuzione

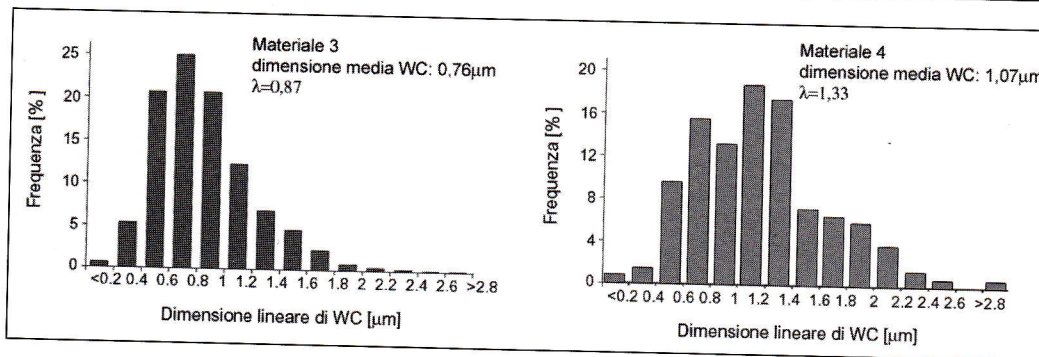


Figure 2. Cemented carbides: grade 3 and grade 4 - WC grain size and distribution.

	Mater. 1 [MPa]	Mater. 2 [MPa]	Mater. 3 [MPa]	Mater. 4 [MPa]
Retticato	2470	2785	3398	3644
Hippato	--	--	1837	1837

Tabella II - Carico unitario di rottura a flessione al variare della condizione di finitura dei campioni e del tipo di sinterizzato esaminato.

Table II - Flexural strength as function both of the finishing procedures and the type of hardmetal considered.

	T - rettif. [MPa]	L - rettif. [MPa]	T - hippato [MPa]	L - hippato [MPa]
Mat. 1	- 60	- 1330	- 120	- 24
Mat. 2	- 60	+ 105	- 263	+ 502
Mat. 3	+ 1244	- 498	+ 351	+ 234
Mat. 4	+ 1456	- 357	+ 239	+ 479

Tabella III - Valori di tensioni residue superficiali.

Table III - Surface residual stress data detected for the different hardmetal grades: T=transversal direction (orthogonal to grinding direction); L = longitudinal direction (parallel to grinding direction).

Il confronto tra provette solo hippate e provette hippate + rettificata ha evidenziato un netto miglioramento delle proprietà flessionali del materiale, condizione, questa, solo in parte giustificabile con la differente rugosità superficiale indotta dal ciclo produttivo prescelto. Per il metallo duro, contraddistinto da una ridotta capacità di redistribuzione delle sollecitazioni applicate a causa della limitata plasticizzazione che contraddistingue tale famiglia di materiali, un diverso grado di rugosità superficiale può, infatti, determinare diversi livelli di sovrasollecitazioni locali. Avendo peraltro ottenuto dei risultati sperimentali che sono risultati estremamente sensibili al tipo di finitura superficiale dei campioni si è deciso di misurare anche lo stato tensionale residuo superficiale indotto dalle operazioni di finitura dei provini in modo tale da considerare questa variabile aggiuntiva come concausa in grado di intervenire sul dato di resistenza flessionale.

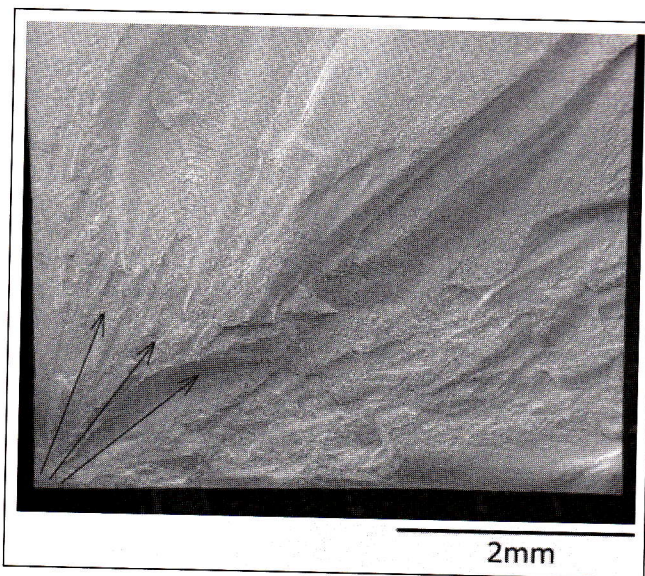


Fig. 3 - Superficie di frattura di un campione rettificato utilizzato per il calcolo della resistenza flessionale. Le frecce indicano la direzione di propagazione della frattura.

Figure 3. Fracture surface of grinded sample used to flexural strength characterization. Arrows show the propagation front of the rupture.

In tabella III sono sintetizzati i risultati relativi alle misure delle tensioni residue rilevate lungo due giaciture (L=dimensione maggiore della provetta, T= dimensione minore, misure effettuate in corrispondenza della superficie 5x 20 mm). Il ciclo produttivo di sinterizzazione e di densificazione del metallo duro causa uno stato tensionale residuo che, indipendentemente dal materiale analizzato, presenta valori che dipendono dalla giacitura considerata. L'operazione di rettifica modifica ulteriormente lo stato tensionale residuo dei campioni, introducendo una componente a trazione lungo la direzione trasversale ed una a compressione lungo quella longitudinale. Il notevole incremento dello stato di compressione rilevato lungo la direzione longitudinale (confrontando la condizione di hippatura con quella di rettifica), giustifica il netto miglioramento del comportamento a flessione che si determina a seguito della operazione di rettifica.

	K_{Ic} ricavato con [14]* [MPa√m]	K_{Ic} ricavato con [26]* [MPa√m]	K_{Ic} ricavato con SENB [MPa√m]
Materiale 1	14,7	11,4	13,7 ± 0,2
Materiale 2	28,5	26,2	15,7 ± 0,3
Materiale 3	12,3	12,4	19,1 ± 0,2
Materiale 4	18,6	17,9	24,5 ± 0,4

Tabella IV – Valori di K_{Ic} ricavati con il metodo dell'indentazione e con prove di meccanica della frattura. I valori ottenuti sono la media di 5 prove effettuate in analoghe condizioni.

* [14] $K_{Ic} = 0,0319 (P/al)^{1/2}$, [26] $K_{Ic} = 0,0824 (P/c)^{3/2}$

Table IV – K_{Ic} data obtained by means of indentation techniques or fracture mechanics procedure. The data are the mean of five tests carried out for each harmful grade examined.

* [14] $K_{Ic} = 0,0319 (P/al)^{1/2}$, [26] $K_{Ic} = 0,0824 (P/c)^{3/2}$

In tabella IV sono posti a confronto i dati del fattore critico di intensificazione degli sforzi relativi alla tenacità dei quattro sinterizzati sottoposti a prova. I valori riportati in tabella sono stati ottenuti sia utilizzando il metodo dell'indentazione ed in particolare le equazioni proposte da Shetty e da Evans, equazioni frequentemente impiegate in letteratura per misurare la tenacità del metallo duro [13-14, 26], sia l'approccio della meccanica della frattura.

I risultati ottenuti applicando il metodo dell'indentazione hanno richiesto, per limitare l'eccessiva variabilità che caratterizzava i dati sperimentali ($\pm 20\%$ rispetto al dato medio), il ricorso a campioni sottoposti a lucidatura automatica realizzata con l'impiego di dischi con inserti diamantati. I campioni dopo lucidatura e prima delle prove di indentazione sono stati sottoposti a controlli dello stato tensionale residuo che è risultato compreso tra -30 MPa e + 30 MPa. Le fasi di lucidatura hanno portato quindi ad una sensibile riduzione delle sollecitazioni residue presenti in superficie dei campioni analizzati anche se non è stato possibile ottenere identici valori dello stato tensionale pur operando con una procedura totalmente automatizzata.

Relativamente alle prove di meccanica della frattura è necessario ricordare che i risultati acquisiti sovrastimano il dato critico poiché si è fatto uso di un intaglio acuto ($\rho_{\text{effettivo}} = 0,18 \text{ mm}$) e non, come richiesto dalla normativa vigente, di una precricca di fatica. L'impiego di geometria di filo di diametro prefissato e di parametri di taglio per elettroerosione costanti al variare del tipo di metallo duro analizzato garantisce, peraltro, la possibilità di un confronto diretto tra i risultati ottenuti. La variabilità del dato di tenacità rispetto al valor medio è risultata contenuta, sintomo questo di un buon livello di omogeneità del materiale sinterizzato esaminato. La riproducibilità del dato di tenacità al variare del campione analizzato (si ricorda che per ogni dato di K_{Ic} ottenuto con le prove di meccanica della frattura sono stati sottoposti a prova 5 diversi provini) è la riprova che tale metodo di misura della tenacità è in grado di caratterizzare diversi tipi di metallo duro escludendo effetti sulla misura riconducibili alle modalità di finitura delle superfici laterali delle provette, condizione questa che ha invece una forte influenza sulle misure di tenacità acquisibili con le metodiche di indentazione.

Fermo restando l'incremento della tenacità associato all'incremento della percentuale di cobalto (responsabile di una riduzione della durezza e, quindi, di un peggioramento nel comportamento ad usura), la separazione delle famiglie di sinterizzati in funzione dei parametri microstrutturali (dimensione media dei carburi di tungsteno e libero cammino medio del legante) porta, per quanto attiene i risultati delle prove di meccanica della frattura, all'individuazione di un legame tra affinamento della microstruttura e tenacità del metallo duro. Alla stessa conclusione non si sarebbe potuti pervenire considerando i risultati delle prove di indentazione molto probabilmente a causa della diversa distribuzione

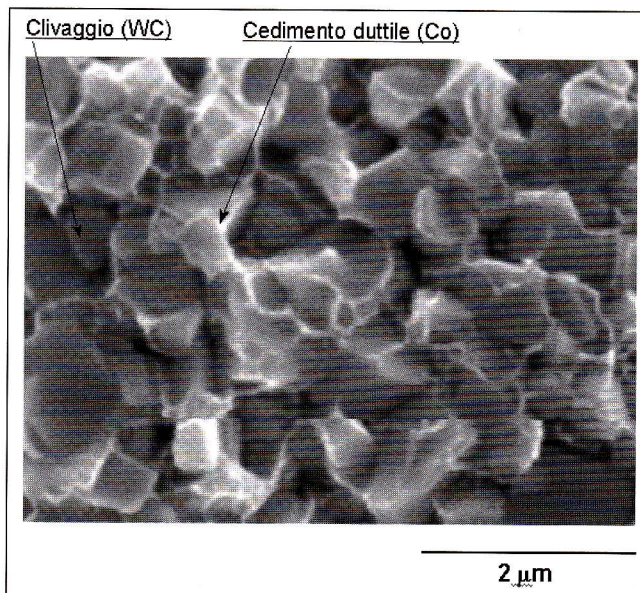
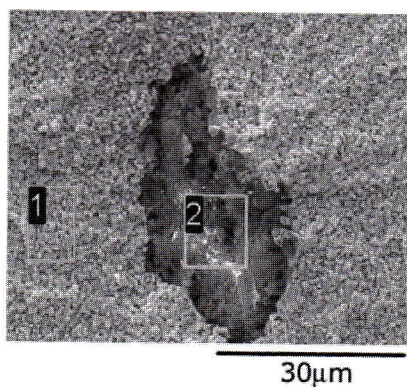


Fig. 4 – Esempio di superficie di frattura corrispondente ad una porzione di sinterizzato in prossimità dell'apice dell'intaglio realizzato nelle provette SENB.

Figure 4. Fracture mechanics sample: morphology of the fracture surface in the zone ahead of the notch. On the fractography are shown the two-fracture mechanism of rupture: ductile at the metal binder and cleavage at the WC carbide particles.

dello stato tensionale residuo presente in superficie dei campioni che, malgrado la presenza della fase di lucidatura delle superfici sottoposte a prova di durezza, ha continuato ad evidenziare differenze al variare del metallo duro esaminato. La possibilità di utilizzare direttamente i risultati acquisiti dalle prove di meccanica della frattura per classificare il grado di tenacità del metallo duro analizzato è giustificata, inoltre, dall'analogo meccanismo di cedimento che contraddistingue i quattro materiali studiati: rottura di tipo duttile in corrispondenza delle isole di matrice e cedimento fragile per clivaggio in corrispondenza dei carburi (figura 4). Il meccanismo di cedimento riscontrato, che porta alla rottura quasi di schianto delle provette una volta raggiunto il carico critico (carico di rottura delle particelle di WC), può essere chiamato in causa per giustificare gli incrementi di tenacità ottenuti al diminuire delle dimensioni dei carburi. Infatti, con l'affinarsi delle particelle indurenti ed a parità di legame rinforzo/matrice metallica, si assiste in genere ad un incremento delle sollecitazioni di trazione che devono essere applicate al componente per indurre la rottura. Per ottimizzare i valori di tenacità è peraltro necessario operare in modo da ottenere sinterizzati il più possibile esenti da inquinanti (figura 5) che, in perfetta analogia con quanto sopra visto per i fattori geometrici quali gli spigoli vivi, operano nel compo-



30µm

	C [%]	O [%]	Al [%]	Ca [%]	Ti [%]	Co [%]	W [%]
Posizione 1	5.02	2.86				16.75	75.37
Posizione 2		52.76	35.72	0.55	1.75	3.12	6.10

Fig. 5 - Discontinuità di rilevante dimensione riscontrata nel sinterizzato 3 ed analizzata con microsonda EDS (analisi posizione 2).

Figure 5. Example of large defect observed in cemented carbide grade 3. The defect was analysed by EDS spectrum (see data referring to position 2).

mente come zone di sovrassollecitazione locale causando inneschi di rotture a basso carico applicato.

CONCLUSIONI

Nella presente ricerca sono stati caratterizzati dal punto di vista delle proprietà meccaniche (durezza, resistenza flessionale e tenacità) quattro materiali sinterizzati appartenenti alla famiglia del metallo duro, ottenuti per hipatura isostatica a caldo e contraddistinti da diverse percentuali di Co (elemento presente in lega in tenori compresi tra il 12 ed il 17,5%) o da differente dimensione dei carburi (dimensione media delle particelle di WC compresa tra 0,76 e 2,2 µm), grandezza quest'ultima controllata anche grazie all'introduzione in lega di carburi di Ta, oltre che da diversa dimensione del libero cammino medio del legante cobalto (λ compreso tra 0,87 e 1,97 mm). L'impiego di carburi di piccola dimensione è risultato estremamente positivo per la resistenza flessionale ed ha, nel contempo, portato ad un incremento della tenacità alla frattura. Relativamente a quest'ultima grandezza è stata evidenziata la forte dipendenza dei dati di K_{IC} (ottenuti in modo indiretto a partire da prove di indentazione) dallo stato tensionale residuo indotto dal ciclo di produzione del sinterizzato ed, in modo particolare, dalle operazioni di finitura per rettifica.

L'insieme delle considerazioni sopra esposte suggerisce di utilizzare con particolare cautela i risultati di tenacità acquisiti con prove di indentazione che, per limitare la variabilità dei dati sperimentali, richiedono preventive operazioni destinate al rilassamento delle tensioni residue presenti nella zona superficiale delle provette che verrà sottoposta alle prove di indentazione.

La tenacità del metallo duro ha presentato valori progressivamente crescenti al crescere del tenore di cobalto e insieme oltre dei parametri microstrutturali dimensioni dei carburi di tungsteno e libero cammino medio del legante cobalto. Pertanto, interventi volti ad un affinamento delle particelle aderenti, sembrano essere la strada da intraprendere per allontanarsi da accidentali condizioni di rottura dovute a sovraccarichi senza influire negativamente sulla durezza e, quindi, sulla resistenza all'usura dei pezzi prodotti con sinterizzati tipo WC-Co.

RINGRAZIAMENTI

Si ringrazia la ditta F.I.L.M.S. S.p.A. di Anzola d'Ossola per la fornitura del materiale, l'ing. Paolo Marconi della 2effe Engineering di Manerba per l'esecuzione delle misure di tensione residua e l'ing. Eliseo Galli della Dalmine per i proficui scambi di opinione.

BIBLIOGRAFIA

1. D. MARI, S. BOLOGNINI, G. FEUSIER, T. VIATTE, W. BENOIT, Int. J. Refractory & Hard Mater., 17 (1999), p.209.
2. G. QUERCIA, I. GRIGORESCU, H. CONTRERAS, C. DI RAUSO, D. GUTIÉRREZ-CAMPOS, Int. J. Refractory & Hard Mater., 19 (2001), p.359.
3. G.S. UPADHYAYA, Materials & Design, 22 (2001), p.483.
4. T.L. SHING, S. LUYCKX, I.T. NORTHROP, I. WOLFF, Int. J. Refractory & Hard Mater., 19 (2001), p.41.
5. H.-O. ANDRÉN, Mater. Design, 22 (2001), p.491.
6. F. ARENAS, I.B. DE ARENAS, J. OCHOA, S. -A. CHO, Int. J. Refractory & Hard Mater., 17 (1999), p.91.
7. R.SEPULVEDA, F. ARENAS, Int. J. Refractory & Hard Mater., 19, (2001), p.389.
8. K. JIA, T.E. FISCHER, B. GALLOIS, Nanostructured Mater., 10, No5, (1998), p.875.
9. W.D. SCHUBERT, H. NEUMEISTER, G. KINGER, B. LUX, Int. J. Refractory & Hard Mater., 16 (1998), p.133.
10. S. I. CHA, S. H. HONG, G. H. HA, B. K. KIM, Scripta Mater., 44 (2001), p.1535.
11. A.UPADHYAYA, D.SARATHY, G.WAGNER, Mater. Design, 22 (2001), p.511.
12. C. ALLEN, M. SHEEN, J. WILLIAMS, V.A. PUGSLEY, Wear, 250 (2001), p.604.
13. D.K. SHETTY, I.G. WRINGHT, P.N. MINCER, A.H. CLAUSER, J. Mater. Sci., 20 (1985), p.1873.
14. D.K. SHETTY, I.G. WRINGTH, J. Mater. Sci. Letters, 5 (1986), p.365.
15. Y. SHIN, W. CAO, G. SARGENT, H. CONRAD, Mater. Sci. Engin. A105 (1988), p.377.
16. C.B. PONTON, R.D. RAWLINGS, Mater. Sci. Techn., 5 (1989), p.865.
17. C.B. PONTON, R.D. RAWLINGS, Mater. Sci. Techn., 5 (1989), p.961.
18. J. ACALA, A.C. BARONE, M. ANGLADA, Acta Mater. (2000), p.3451.
19. W. BOGDAN, W. KRUSZYNSKI, R. WOJCIK, J. Mater. Proc. Techn., 109 (2001), p.254.
20. J.B.J.W. HEGELMAN, J. TH.M. DE HOSSON, G. DE WITH, Wear, 248 (2001), p.187.
21. P. KOSHY, V.K. JAIN, G.K. LAL, J. Mater. Proc. Techn., 72 (1997), p.61.
22. L.LLANES, E. IDANEZ, E. MARTINEZ, B. CASAS, J. ESTEVE, Int. J. Refractory Metals & Hard Mater., 19 (2001), p.35.
23. Y. TORRES, D. CASELLAS, M. ANGLADA, L. LLANES, Int. J. Refractory & Hard Mater., 19 (2001), p.27.
24. B. ROEBUCK, E. BENNET, L. LAY, R. MORRELL, Palmqvist toughness for hard and brittle materials, The National Physic Laboratory, 9 (1998), Teddington, U.K.
25. J.A. KENNETH, Hardmetals and other hard materials, Int. Carbide Data, 1998.
26. A.G. EVANS, E.A. CHARLES, J. American Ceramic Soc., 63 (1980), p. 63.

**MECHANICAL BEHAVIOUR OF CEMENTED CARBIDES
INTERPRETED BY MEANS OF MICROSTRUCTURE
AND SURFACE RESIDUAL STRESS DISTRIBUTION**

KEYWORDS:

powder metallurgy, materials characterisation,
fracture mechanics

WC-Co cemented carbides having cobalt metal binder ranging between 12 and 17.5 Vol.% and different carbide grain size (0.7-2.2 μm) were investigated in terms both of microstructure and mechanical behaviour (hardness, flexural strength and fracture toughness).

Although high hardness occurs to match the best performance in terms of wear resistance, consequence of a proper choice of percentage of cobalt vs. WC carbide, the absence of cracks nucleating during the life of a generic hardmetal component is a further side improving the reliability of such a family of materials. For such a reason, the evaluation of the toughness behaviour characterizing the different commercial hardmetals is becoming more and more frequently requested along with the traditional mechanical characterization carried out by hardness, wear resistance or flexural strength tests.

In the present paper four cemented carbide grades, different in the cobalt binder percentage, or in the average WC carbide size d , or in the mean free path in the binder phase λ , were investigated. In particular the presence of 0.2% of TaC acting as grain-growth inhibitor characterises hardmetal grade 3 and 4. That alloying addition strongly increases the flexural strength, but does not adversely affect the toughness. Such a result (different from that expected from the literature [3-4]), was interpreted by means of the influence of testing procedure on the critical intensity factor, K_{Ic} determination. In fact, usually for the cemented carbides, the critical fracture mechanics parameter is calculated by means of indentation tests in which radial cracks are induced applying different loads to an indenter apparatus for the Vickers hardness measurements (in the present paper minimum applied load=15 kg, maximum applied load=150 kg).

Considering that indentation fracture behaviour of cemented carbides is extremely sensitive to the surface sample preparation [19-22], and knowing that usually the tested samples are grounded and polished, it is important to define the influence of the surface residual stress data on the fracture toughness behaviour evaluated by means of indentation techniques. Consequently, residual stress data were measured by means of an X-ray diffractometer both in the hipped condition and after grinding or grinding plus automatic polishing. Tensile residual stresses in the transversal direction and significant compressive residual stress values in the longitudinal direction are the results of the grinding.

Applying the fracture mechanics approach instead of the indentation technique allows to limit the effects of surface finishing on data results. On contemporary, researchers are dispensed from choosing one of the empirical equation fitting the experimental results, avoiding a further method variable which also would affect the toughness data. By this way, the result is, therefore, effectively representative of the tested material.

Increasing the percentage of the metal binder, evident increasing in the fracture toughness was obtained, but an effect on the fracture toughness at prefixed cobalt percentage must be furthermore related to the microstructural parameters: both the carbide grain size and the mean free path in the binder phase are effective in the variation of mechanical properties. No changing in the fracture mechanism was detected in presence or absence of TaC: ductile fracture characterizes the areas in which metal binder is present, while brittle fracture mechanism (cleavage) is active in correspondence of tungsten carbides.

Adding TaC to the chemical composition of cemented carbides, at a fixed percentage of cobalt, improves hardness and flexural strength, but this is not a circumstance, which automatically reduce the toughness behaviour of the sintered hardmetals. Such a result must be carefully considered in all those applications in which, not only wear behaviour are important, but (for instance the case of dies) also the presence of cracks due to an accidental overload can cause the discarding of the tool produced using cemented carbides.

MEMORIE

6/2003