

Effetti della diluizione sulla microstruttura e comportamento ad usura di una lega Fe-C-B-Cr-Mo

L. Rovatti, J. N. Lemke, M. Colombo, O. Stejskal, M. Vedani

Generalmente tra le leghe hardfacing a base ferro quelle ipereutettiche, composte da carburi primari in una struttura eutettica, offrono le migliori prestazioni ad usura. L'ottimizzazione della composizione chimica di tali leghe, però, deve tener conto del fenomeno della diluizione. Durante la deposizione, la diffusione di elementi di lega e la fusione del substrato possono modificare la sequenza di solidificazione della lega. Ciò porta ad una diminuzione della frazione dei carburi primari e alla variazione delle proprietà del rivestimento.

Lo scopo della ricerca è stato quello di analizzare gli effetti della diluizione. In un primo approccio la diluizione viene simulata tramite la fusione di una lega ipereutettica Fe-C-B-Cr-Mo con aggiunte crescenti di ferro puro. Successivamente è stata analizzata la fusione della lega direttamente in crogioli di acciaio. I risultati derivanti dalla simulazione sono infine messi a confronto con quelli ottenuti dalla deposizione della lega tramite un processo industriale di spin casting. L'evoluzione microstrutturale dopo diluizione è stata studiata tramite microscopia ottica, elettronica, diffrazione dei raggi X, misure DSC e di microdurezza, mentre la resistenza ad usura è stata analizzata attraverso prove pin-on-disc.

Parole chiave: Rivestimenti - Tribologia - Microscopia elettronica - Ghisa- Fusione e Rifusione

INTRODUZIONE

La metodologia hardfacing consente di aumentare le proprietà di resistenza ad usura di utensili e parti meccaniche tramite la deposizione di un rivestimento duro e ad elevate proprietà tribologiche senza alterare la tenacità del substrato [1]. Le leghe hardfacing sono generalmente costituite da fasi dure come composti intermetallici, carburi e boruri dispersi in una matrice metallica più duttile. Tra le leghe hardfacing a base ferro quelle ad alto contenuto di elementi di lega come Cr, Mo, V e Nb sono impiegate per applicazioni industriali in cui è richiesta elevata resistenza a corrosione e ad usura. Alcune tra le principali applicazioni si trovano nel settore minerario, lavorazione del calcestruzzo o nel processo di estrusione dei polimeri [2-4].

I processi di deposizione adatti a produrre rivestimenti hardfacing con spessori rilevanti che possono raggiungere alcuni millimetri sono le tecnologie di *Laser cladding*, *Plasma Transferred Arc cladding*, processi di *Spin Casting* o altre tecnologie di saldatura ad arco [5,6]. Oggi il con-

trollo della diluizione sta acquisendo importanza per tutte le tecniche di deposizione, al fine di ottenere rivestimenti di elevata qualità [6,7]. Se un minimo livello di diluizione è richiesto per assicurare la continuità tra rivestimento e substrato, un alto livello di diluizione non consente di preservare l'omogeneità della microstruttura e delle proprietà tribologiche del rivestimento [8]. La diluizione è causata dall'interdiffusione degli elementi di lega e da una parziale fusione del substrato. Specialmente in leghe ad alto contenuto di C e B che diffondono nel modo interstiziale, la diluizione può modificare sensibilmente la sequenza di solidificazione della lega hardfacing riducendo la frazione delle fasi dure del rivestimento [8, 9].

In letteratura sono presenti pochi esempi di studi sistematici sugli effetti della diluizione sulla microstruttura e sulle proprietà di leghe hardfacing a base ferro e ad alto contenuto di B e C [8,10]. Considerando che la diluizione chimica può essere definita come percentuale di materiale base nel rivestimento [7], in questa ricerca sono stati analizzate le conseguenze della diluizione in una lega hardfacing Fe-C-B-Cr-Mo attraverso graduali aggiunte di Fe puro. In un secondo stadio, per realizzare condizioni di diluizione più rappresentative, le polveri hardfacing sono state fuse direttamente in crogioli di acciaio. Questo approccio è stato sviluppato per simulare gli effetti del processo di spin casting, un processo di deposizione di rivestimenti a basso punto di fusione sulla superficie interna di cilindri usati nel campo industriale dell'estrusione dei polimeri.

L. Rovatti, J. Lemke, M. Colombo, M. Vedani

*Politecnico di Milano,
Dipartimento di Meccanica, Milano*

O. Stejskal

*Bernex Bimetallic Sro, Modrice bei Brno,
Czech Republic*

Come ultima fase dello studio è stata analizzata la microstruttura di un *inlay* prodotto da spin casting industriale mettendola a confronto con quella ottenuta dalla simulazione sperimentale.

MATERIALI E PROCEDURA SPERIMENTALE

Nel presente studio sono stati investigati gli effetti della diluizione su una lega ipereutettica la cui composizione è riportata in tabella 1. La lega contiene un alto tenore di C, B, Cr e di altri elementi di lega che formano carburi e boruri stabili in modo da garantire un'elevata resistenza a corrosione e a usura.

C+B	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Fe
5.5-6	1.9-2.4	0.2-0.5	9-10	3.5-4.5	5-6	0.07-0.1	1-1.5	Bal.

Tab. 1 Composizione della lega base (% in peso)

Table 1 - Chemical composition of the reference alloy (wt.%)

Le polveri della lega hardfacing, (granulometria 45-355 μm) sono state miscelate con quelle di ferro puro (grado di purezza del 99%, granulometria 50-150 μm) e poste in crogioli di allumina (dimensioni di 30 x 15 x 10 mm) per la fusione all'interno di un forno in atmosfera controllata sotto flusso di argon. Nella seconda modalità di indagine in laboratorio, le polveri non diluite sono state portate a fusione in crogioli di acciaio (dimensioni di 40 mm x 30 mm x 45 mm e qualità C60) per riprodurre le reali condizioni di diluizione.

I crogioli utilizzati per le fusioni sono riportati in figura 1. Nella figura 1b è riportata la sezione trasversale dei crogioli di acciaio dopo fusione della lega base. A seguito dei processi di fusione i campioni sono stati sezionati e caratterizzati tramite prove DSC per misurare l'intervallo di solidificazione. Il ciclo termico imposto nelle rampe DSC ha previsto una velocità di 30°C/min fino a 1250°C, un mantenimento alla temperatura massima di 15 min, seguito da un raffreddamento con la stessa velocità fino a temperatura ambiente. Analisi di diffrazione ai raggi X (XRD) sono state condotte tramite una strumentazione PANalitical X-Pert PRO utilizzando la radiazione $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 0,15418 \text{ nm}$) per determinare le fasi presenti. Le analisi microstrutturali al microscopio ottico (OM) ed elettronico (SEM) sono state realizzate dopo levigatura con carte abrasive, pulitura ai panni con paste diamantate ed attacco chimico con reagenti Nital 3% e Marble. La durezza dei provini è stata misurata tramite macrodurometro Vickers (294.3 N), mentre i profili di microdurezza nei depositi sono stati realizzati utilizzando un carico di 19.6 N. Le prove di usura sono state realizzate tramite un tribometro pin-on-disc (CSM Instruments) utilizzando una sfera di Si_3N_4 (diametro di 6 mm), ad una velocità lineare di 0.1 m/s per circa 9000 giri per una lunghezza di 300 m. Le tracce di usura sono state osservate al SEM e il loro profilo è stato misurato tramite un profilometro a contatto da cui è stato ricavato il volume di usura.

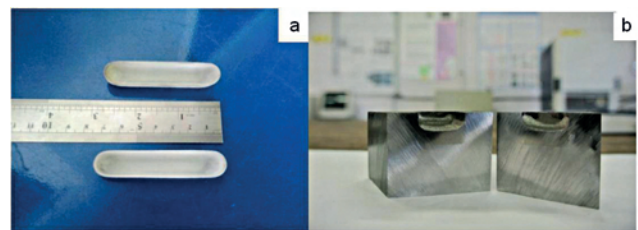


Fig.1 - Crogioli di allumina (a) e di acciaio utilizzati per la fusione delle polveri (b)

Fig.1 Alumina and steel crucibles (a,b) used for melting the alloy powders

RISULTATI E DISCUSSIONE

Microstruttura della lega base

La lega base fusa e risolidificata nei crogioli di allumina è caratterizzata da un'elevata percentuale di fasi dure (84 \pm 4.65% in volume) in una matrice metallica, come mostrano le micrografie riportate in figura 2.

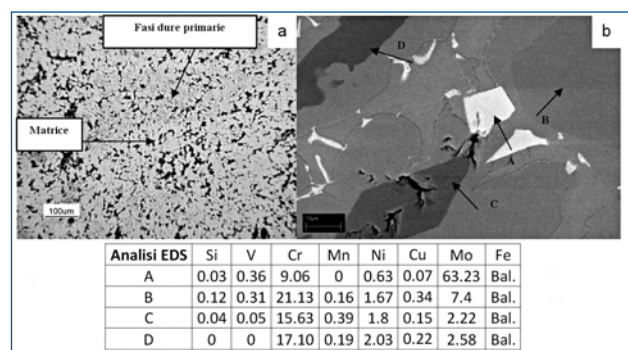


Fig. 2 - Microstruttura della lega base as cast

Fig. 2 - Microstructure of the as cast alloy: OM (a) and SEM BSE micrograph (b). The table contains the EDS microanalysis related to the point analysis of figure b

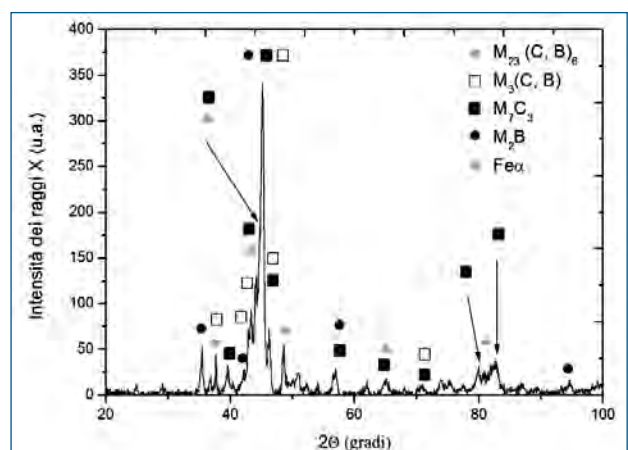


Fig. 3 - Spettro XRD della lega base

Fig. 3 - XRD spectrum of the reference alloy

Dalla caratterizzazione tramite microanalisi EDS e dalla diffrazione ai raggi X (figura 3), nella microstruttura della lega

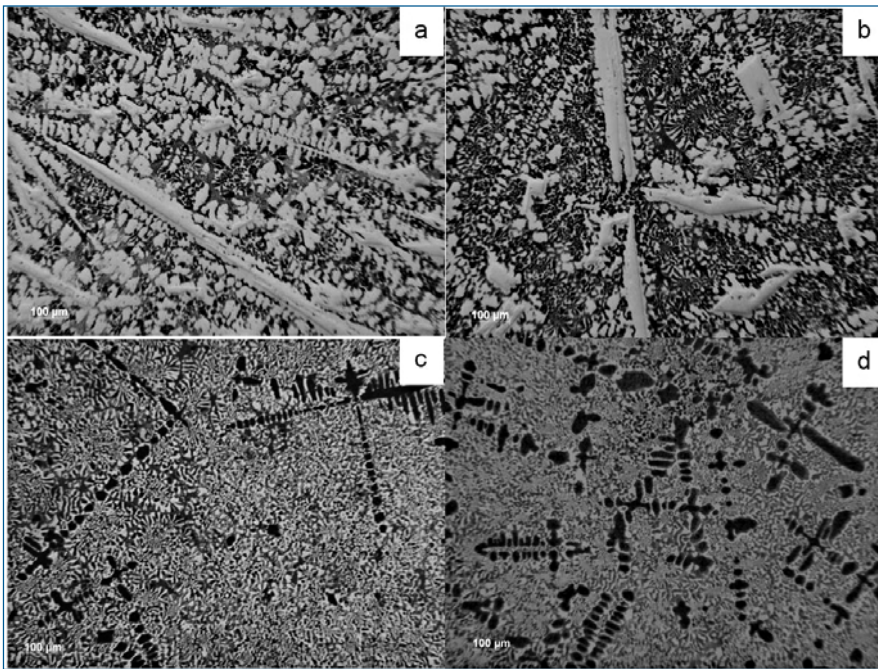


Fig. 4 - Micrografie ottiche della lega diluita con 20% (a), 30% (b), 40% (c) e 50% (d) di polvere di ferro puro

Fig. 4 - Optical micrographs of the diluted alloys with different Fe addition: 20 wt. % Fe (a), 30 wt. % Fe (b), 40 wt. % Fe (c), 50 wt. % Fe (d)

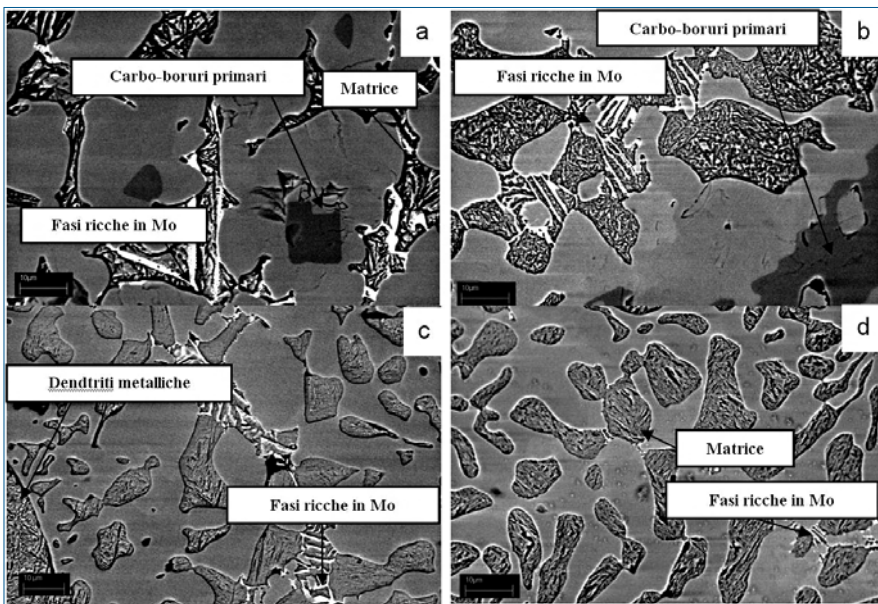


Fig. 5 - Micrografie SEM-BSE della lega diluita con 20% (a), 30% (b), 40% (c) e 50% (d) di polvere di ferro puro

Fig. 5 - SEM-BSE micrographs of the diluted alloys: 20 wt. % Fe (a), 30 wt. % Fe (b), 40 wt. % Fe (c), 50 wt. % Fe (d)

base si evidenzia la presenza di boruri M_2B e carburi M_7C_3 primari (corrispondenti alle fasi più scure in figura 2b), di carbo-boruri $M_{23}(C,B)_6$ e $M_3(C,B)$ di forma sferoidale e di fasi ricche in Mo di forma lamellare e *blocky-shape*.

Come riportato in letteratura, la presenza di boruri M_2B e carburi M_7C_3 si osserva in leghe hardfacing FeCrMoCB con alto rapporto $B/(B+C)$ come quella in esame [11]. In aggiunta, Röttger et al. hanno attribuito la presenza di una struttura lamellare ricca di Mo in questa classe di leghe hardfacing alla fase eutettica M_3B_2 [11].

Microstruttura della lega dopo diluizione

Per verificare ed analizzare l'influenza della diluizione sulla microstruttura della lega hardfacing su substrati di acciaio, le polveri della lega base sono state miscelate con diverse

aggiunte di polvere di ferro puro. Le micrografie ottiche di figura 4 illustrano le variazioni microstrutturali della lega per crescenti livelli di diluizione. E' possibile individuare una transizione dalla solidificazione ipereutettica a quella ipoeutettica in corrispondenza di un'aggiunta di ferro superiore al 30% vista l'alta concentrazione di C+B della lega. Come è possibile osservare in figura 4, solo in corrispondenza dell'aggiunta del 40% di Fe si possono notare le prime dendriti metalliche primarie, mentre la microstruttura della lega diluita al 50% di Fe risulta essere chiaramente ipoeutettica.

In figura 5 a-d sono riportate micrografie SEM-BSE rappresentative della struttura delle leghe diluite. Si evidenzia che aggiunte di ferro superiori al 20% riducono la percentuale di carburi e boruri primari M_2B e M_7C_3 . Inoltre, nelle leghe ad elevata diluizione, il Mo è presente prevalentemente nella fase a struttura lamellare e non più nella for-

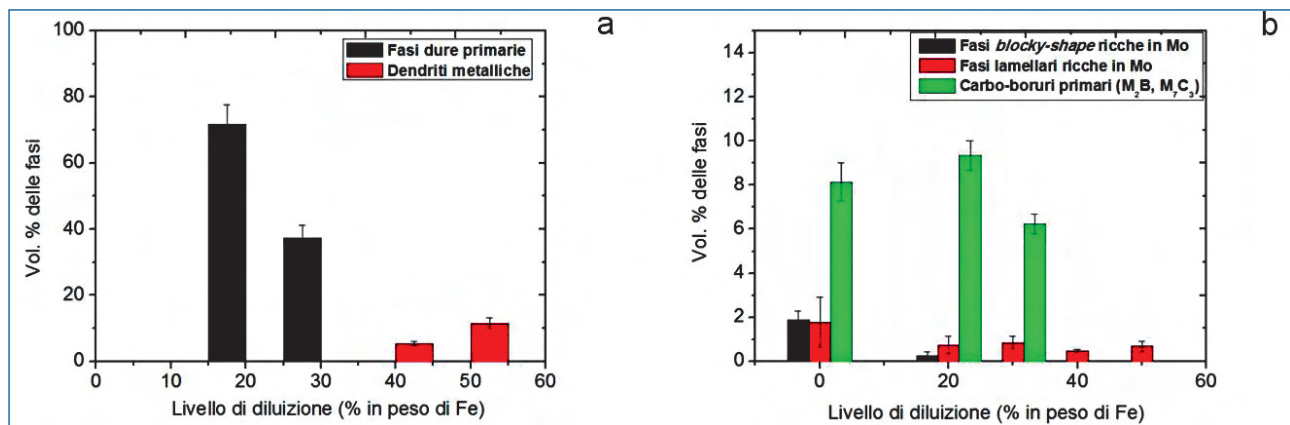


Fig. 6 - Evoluzione delle fasi primarie (a) delle frazioni dei carbo-boruri e delle fasi ricche in Mo (b) con livelli crescenti di diluizione

Fig. 6 - Primary phase evolution with increasing dilution rate (a), fraction of the carbo-borides and Mo-rich phases in the diluted alloys (b)

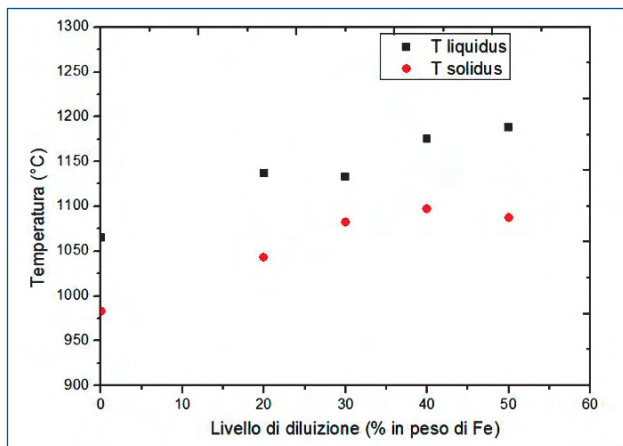


Fig. 7 - Intervallo di solidificazione della lega base e delle leghe diluite

Fig. 7 - Solidification ranges of the reference alloy and of the diluted alloys

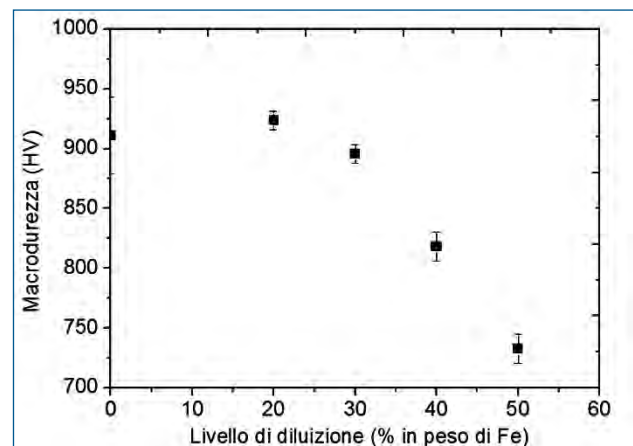


Fig. 8 - Andamento della durezza della lega base e delle leghe dopo diluizione

Fig. 8 - Macrohardness of the reference alloy and of the diluted alloys

ma blocky-shape (Figura 2b). A seguito della diluizione si osserva inoltre che la matrice metallica risulta caratterizzata da una struttura bainitico-martensitica (figura 5a-d). Per monitorare l'evoluzione microstrutturale dopo diluizione è stato misurato il contenuto delle fasi presenti nelle leghe diluite. In figura 6 sono riportate rispettivamente le frazioni in volume delle fasi primarie totali, dei carbo-boruri primari M_7C_3 e M_2B e delle fasi ricche in Mo in funzione del livello di diluizione. Come già illustrato, la transizione alla solidificazione ipoeutettica si osserva in corrispondenza di una diluizione tra il 30% e il 40% (figura 6a).

In figura 7 sono riportati i risultati delle prove DSC per i diversi livelli di diluizione considerati. Per aggiunte crescenti di ferro le temperature di inizio e fine solidificazione aumentano.

In corrispondenza della composizione prossima al punto eutettico della lega con aggiunte di 30%Fe l'intervallo di solidificazione raggiunge, come atteso, un valore minimo

di 51°C. Nel campo della solidificazione ipoeutettica l'intervallo di solidificazione ha un nuovo ampliamento di circa il 23% in corrispondenza del massimo livello di diluizione. È importante ricordare che all'aumentare dell'intervallo di solidificazione aumenta la tendenza delle leghe a manifestare fessurazione a caldo durante la solidificazione, rendendo molto critico il processo di produzione di manufatti integri [12].

L'evoluzione della durezza è stata analizzata per livelli crescenti di diluizione. I risultati delle misure di durezza sono riportati in figura 8.

Come si può osservare dal grafico, la durezza rimane stabile per bassi livelli di diluizione, mentre si ottiene una diminuzione pari al 20% in corrispondenza di una diluizione del 50%. Tale andamento può essere associato alla diminuzione della frazione di fasi dure primarie e dei carburi blocky-shape ricchi in Mo nelle leghe diluite.

La resistenza ad usura rappresenta uno dei parametri chia-

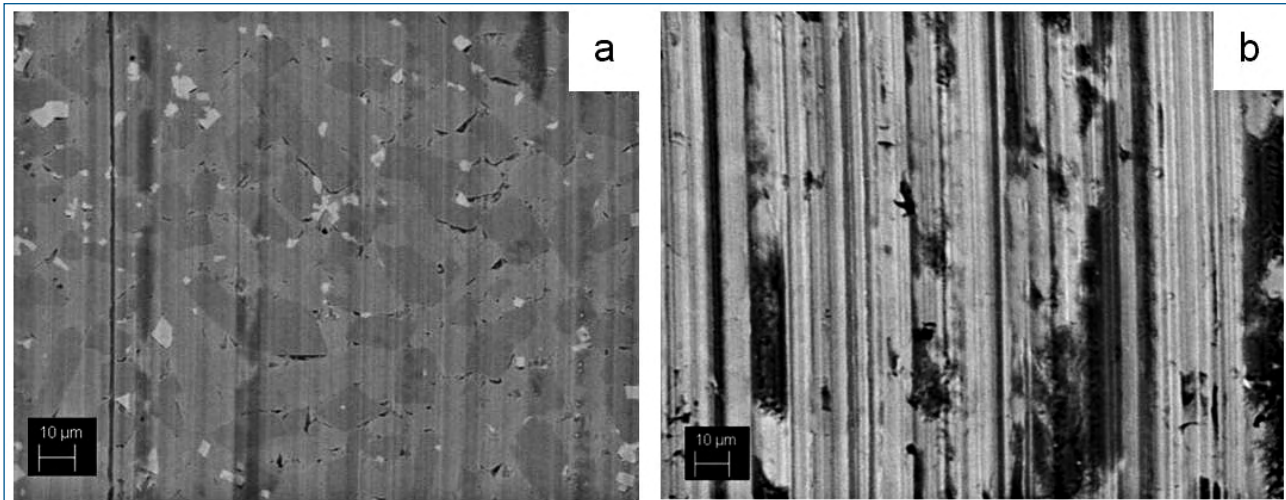


Fig. 9 - Microstrutture SEM delle tracce di usura dopo prove pin-on-disc di 300 m sulla lega base (a) e sulla lega base + 30%Fe (b)

Fig. 9 -SEM micrographs obtained by SEM-BSE of the wear tracks of the reference alloy (a) and of the diluted alloy with 30% of Fe (b)

Materiale	Volume di usura (x 10 ⁴ µm ³)
lega base	442 ± 55
lega base + 30%Fe	1304 ± 47,2

Tabella 2 - Volume di usura dopo prove pin-on-disc per una lunghezza di strisciamento di 300 m delle leghe studiate

Table 2 Volume loss of the investigated alloys after pin-on-disc wear tests (sliding distance 300 m)

ve delle leghe hardfacing. Per questa ragione è stata simulata un livello di elevata diluizione tipico di un inlay dopo spin casting di una lega hardfacing con alto contenuto di elementi interstiziali. Le perdite di volume misurate dopo prove di usura per lunghezze di strisciamento pari a 300 m sono riportate in tabella 2.

Dai risultati ottenuti si può dedurre che alti livelli di diluizione portano ad una marcata diminuzione della resistenza ad usura. In particolare, la perdita di volume misurata aumenta del 195% in corrispondenza di una diluizione del 30%.

In figura 9 è possibile osservare le tracce di usura della lega base e del materiale diluito del 30% a seguito del test pin-on-disc per una distanza di 300 m. La lega base non mostra particolari segni di modificazioni morfologiche sulla superficie, mentre la lega diluita presenta marcati segni di usura e di ossidazione.

MICROSTRUTTURA DELLA LEGA FUSA NEL CROGIOLO DI ACCIAIO

In figura 10a-f è illustrato l'effetto della diluizione dovuto dalla fusione della lega base direttamente in crogioli di acciaio.

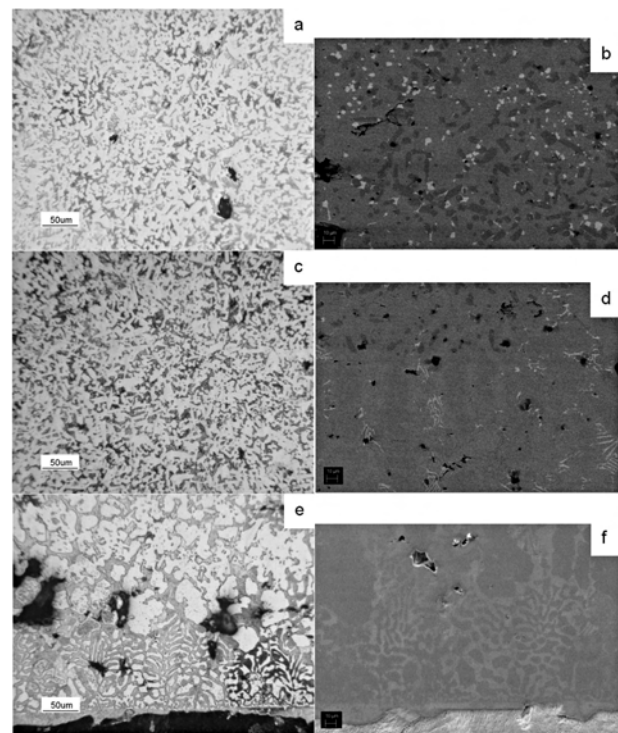


Fig.10 - Micrografie ottiche e SEM della lega base fusa nel crogiolo di acciaio in posizioni differenti: nella parte alta (a,b), nella parte centrale (c,d) e all'interfaccia con il crogiolo (e,f)

Fig. 10 - Optical and SEM micrographs the hardfacing alloy melted in the steel crucible at different positions on cross sectioned samples: top (a, b), middle (c, d) and bottom part (close to interface with the substrate) (e, f)

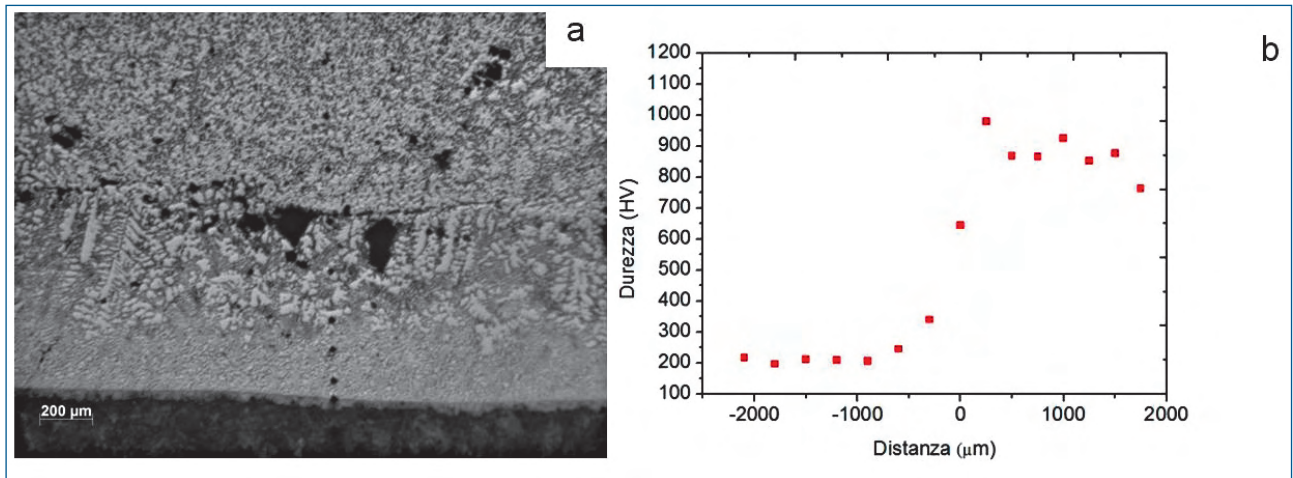


Fig.11 - Sezione della lega base fusa nel crogiolo di acciaio (a) e profilo di durezza corrispondente (b)

Fig. 11- Cross section (a) and corresponding hardness profile of the reference alloy cast in the steel crucible (b)

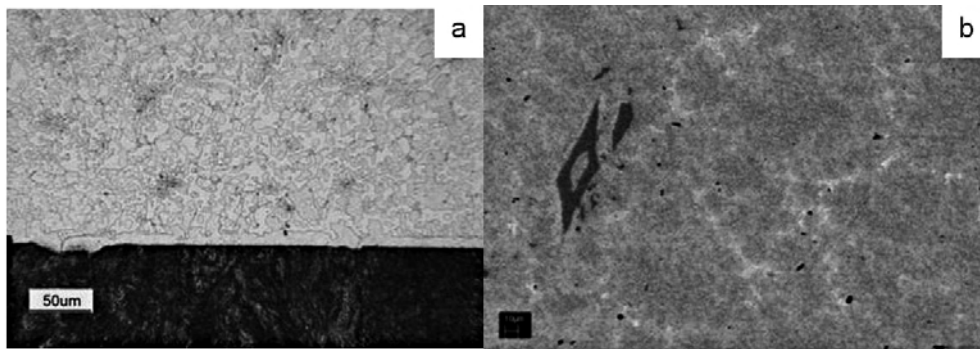


Fig.12 - Microstruttura della lega base dopo spin casting

Fig.12 - Optical and SEM-BSE micrographs of the reference alloy after spin casting process

Dalle micrografie di figura 10 si nota che la parte centrale (1.5 mm dall'interfaccia) e alta del crogiolo (3 mm dall'interfaccia) mostrano una struttura ancora ipereutettica del tutto simile a quella osservata nella lega base fusa nei crogioli di allumina (figura 2). All'interfaccia con il substrato si osserva uno strato di circa 300 μm caratterizzato da una struttura eutettica. Sulla base dei precedenti risultati della simulazione della diluizione (figura 4), si può dedurre che quest'area ha una struttura caratterizzata da una diluizione superiore al 30%. In particolare, come mostra la micrografia SEM-BSE di figura 10d, nella parte bassa del crogiolo non si osservano carbo-boruri primari e fasi blocky-shape ricche in Mo. Inoltre, si è osservata una parziale fusione del substrato che è passato allo stato liquido miscelandosi con la lega hardfacing provocando una variazione microstrutturale nella parte bassa del crogiolo (figura 10e-f). Evidenti porosità si individuano in corrispondenza della struttura eutettica della lega all'interfaccia con il substrato. Una possibile spiegazione di tale fenomeno può essere la variazione della sequenza di solidificazione della lega dopo diluizione. Come mostrano i risultati DSC in corrispondenza della composizione eutettica, si osserva un aumento delle temperature di liquidus e solidus e un valore minimo dell'intervallo di solidificazione (figura 7). Il profilo di durezza misurato nella sezione della lega fusa nel crogiolo di acciaio è riportato in figura 11. I risultati

ottenuti sono coerenti con i precedenti dati di durezza misurati dopo diluizione (figura 8). Nella parte centrale a circa 1.5 mm dall'interfaccia e nella parte alta della sezione, a circa 3 mm, la durezza presenta un valore prossimo a quello misurato nella lega base (figure 8 e 11). All'interfaccia si può invece osservare un valore minimo di durezza del rivestimento dovuto all'elevata diluizione in quest'area.

Microstruttura della lega base dopo spin casting

Le micrografie riportate in figura 12 sono relative al rivestimento depositato attraverso processo di spin casting in un impianto industriale. Sulla base dei risultati ottenuti tramite simulazione, è possibile stimare che l'inlay analizzato mostra una struttura eutettica e un livello di diluizione del 30%. Come mostrano le micrografie 12a-b è quasi completamente soppressa la presenza dei boruri M_2B e dei carburi M_7C_3 e delle fasi blocky-shape ricche in Mo. È possibile osservare inoltre la presenza della fase lamellare ricca in Mo (figura 12b).

Lo spettro XRD riportato in figura 13 conferma i risultati precedentemente discussi. Nella lega base dopo spin casting si individua la presenza dei carbo-boruri ortorombici $M_3(C,B)$ e di quelli cubici $M_{23}(C,B)_6$ e dei picchi relativi alla fase Fe- α . Dai risultati ottenuti si può dedurre che, con la

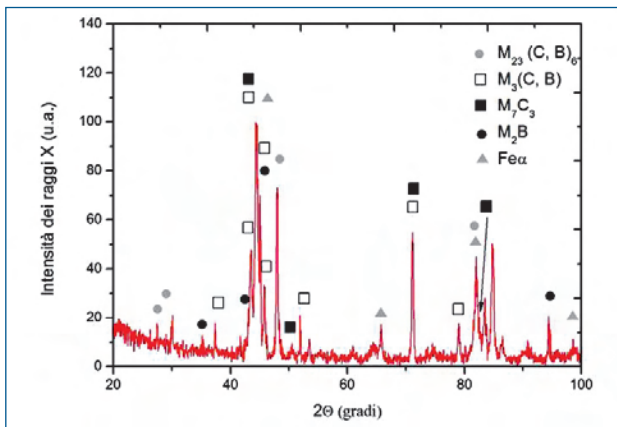


Fig.13 - Spettro XRD della lega base dopo spin casting

Fig. 13 - XRD spectrum of the reference alloy after spin casting

diminuzione di carbonio e boro disponibili, viene stabilizzata l'eutettico contenente le fasi $M_3(C,B)$ e $M_{23}(C,B)_6$. Tale risultato è concorde con quanto mostra il diagramma di stato Fe-C-B e come confermano le prove DSC (figura 7) [13]. In corrispondenza di un'aggiunta del 30% di ferro, infatti, si osserva un minimo del range di solidificazione (51°C), corrispondente ad una solidificazione eutettica. Poiché la microstruttura dell'inaly è influenzata dai parametri del processo di spin casting, un approccio sistematico di analisi della diluizione può rappresentare un importante strumento di controllo della qualità del rivestimento.

CONCLUSIONI

La presente ricerca ha studiato gli effetti microstrutturali legati alla diluizione di una lega hardfacing ad alto contenuto di elementi di lega quali: C, B, Cr e Mo. In particolare, la transizione microstrutturale iper-ipoeutettica è stata individuata per un livello di diluizione superiore al 30%. L'influenza della diluizione sulla durezza non è così marcata come atteso. Nelle leghe diluite la durezza rimane stabile per livelli di diluizione inferiori del 30%, mentre diminuisce di circa il 20% solo per un'aggiunta di Fe del 50% in peso. La resistenza ad usura subisce, al contrario, una marcata diminuzione per alti livelli di diluizione. A seguito di prove pin-on-disc i volumi di usura nelle leghe diluite sono aumentati del 195% rispetto a quelli misurati nelle leghe base. La variazione dell'intervallo di solidificazione a seguito di diluizione raggiunge un valore minimo per composizioni prossime a quelle eutettiche, mentre subisce un incremento in campo ipoeutettico. Tale allargamento può avere influenza sulla tendenza alla formazione di difetti in fase di solidificazione.

Il rivestimento a seguito del processo di spin casting considerato in questa sperimentazione risulta caratterizzato da un livello di diluizione di circa il 30%. I risultati della ricerca hanno permesso di individuare un approccio sistematico per l'analisi della diluizione di leghe hardfacing a seguito di

deposizione su substrati di acciaio. Il metodo sperimentale utilizzato può rappresentare uno strumento di ottimizzazione non solo per il processo di spin casting, ma per tutte le tecniche di deposizione di rivestimenti spessi.

RINGRAZIAMENTI

Il presente studio è stato sviluppato per il progetto di ricerca DEBACOAT- Development of high-performance barrels with innovative gradient coatings, finanziato dalla Commissione Europea nel FP7-SME-2012 (id del progetto: 315417). Gli autori ringraziano il Dr. Tuissi (CNR.IENI Italia) per l'analisi XRD.

BIBLIOGRAFIA

- 1] M.F. Buchely, J.C. Gutierrez, L.M. Leon, A. Toro, *Wear*, 259 (2005) 52-61
- 2] E.O. Correa, N.G. Alcantara, D.G. Tecco, R.V. Kumar, *Metall. Mater. Trans.*, 38A (2007) 1671-1680
- 3] C.-H. Lin, C.-M. Chang, J.-H. Chen, W. Wu, *J. Alloys and Comp.*, 498 (2010) 30-36.
- 4] R.J. Chung, X. Tang, D.Y. Li, B. Hinckley, K. Dolman, *Wear* 301 (2013) 695-706
- 5] A. A. Sorour, R. R. Chromik, M. Brochu, *Metallogr. Microstruct. Anal.*, 2 (2013) 223-233
- 6] L. St-Georges, *Wear* 263 (2007) 562-566
- 7] B. Valsecchi, B. Previtali, E. Gariboldi, *International Journal of Structural Integrity* 3 (2012) No.4 377-395
- 8] I. Hemmati, V. Ocelík, J. Th. M. De Hosson, *Materials Letters* 84 (2012) 69-72
- 9] C. R. Das, S. K. Albert, A. K. Bhaduri and R. Nithya, *Materials Science and Technology* 23 (2007) No. 7, 771-779
- 10] L. Rovatti, J. N. Lemke, N. Lecis, O. Stejskal, and M. Vedani Effect of dilution on microstructure and wear resistance of a Fe-based hardfacing alloy with high amount of carbide-forming elements, *Conference Papers in Science*, Article ID 276374.
- 11] A. Röttger, S. Weber, W. Theisen, *Materials Science and Engineering A* 532 (2012) 511- 521
- 12] J. Campbell, *Castings*, Second ed., Butterworth Heinemann Publisher, Oxford (2003)
- 13] L. Brewer and S.-G. Chang, *Metallography, Structures and Phase Diagrams*, Vol 8, *Metals Handbook*, 8th ed., American Society for Metals, Metals Park, OH (1973).

Dilution effects on microstructure and wear resistance of a Fe-C-Cr-Mo hardfacing alloy

Keywords: Dilution - Fe-based hardfacing alloys - Microstructure - Casting - Wear resistance

Hardfacing is the application of a hard, wear-resistant material to the surface of a component to reduce loss of material by abrasion, impact, erosion and corrosion. Fe-based alloys containing high amount of carbide-forming elements can be utilized like as-cast products or as hardfacing alloys for producing thick deposits. The main industrial application fields of hardfacing alloys are mining and mineral processing, cement industry and polymer extrusion. Suitable deposition processes are welding-based techniques (e.g. Tungsten Inert Gas deposition, Plasma Transferred Arc), laser cladding or spin casting of the molten alloy inside barrels. The chemical composition of the hardfacing alloys has to be tuned considering the dilution effects with the substrate. In fact, the diffusion of interstitial elements at the deposition temperature is not negligible.

In the present paper, the effects of dilution on a hypereutectic Fe-C-B based alloy containing Cr and Mo was investigated. The microstructural evolution was studied by XRD (X-ray diffraction), differential scanning calorimetry (DSC), optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), while mechanical behaviour was analysed by hardness measurements and wear resistance by pin-on disc tests.

The dilution on the reference alloy was simulated by producing laboratory castings with an increased amount of Fe, up to 50 wt. %. For Fe addition higher than 30 wt. % the microstructure shifted from a fully hypereutectic to an hypoeutectic structure with notable differences in alloy properties. In correspondence of the eutectic structure the solidification range reached a minimum value. Moreover, the hardness and wear properties of the diluted alloys decreased when the Fe level increased over 30 wt. %.

The obtained results were compared in a first step with the dilution of the hardfacing alloy cast on steel substrates and secondly with the inlay microstructure produced by a real industrial process. In particular the Fe-C-B-Cr-Mo hardfacing alloy produced by the spin casting process showed a dilution level higher than 30 %.

Considering that the deposition parameters can highly influence the final microstructure of the inlay, the methodological analysis of the dilution can represent an useful instrument for the quality and the property optimization of the hardfacing alloys.