



Microstrutture, proprietà meccaniche e meccanismi di frattura di leghe di cobalto

G. Scavino, P. Matteis, G.M.M. Mortarino, D. Firrao

Politecnico di Torino, Dip. Scienza dei Materiali ed Ingegneria Chimica; giorgio.scavino@polito.it

RIASSUNTO. Campioni di lega di cobalto (stellite 6), prodotti per microfusione, sono stati sottoposti a prove di trazione e di fatica a differenti temperature.

La microstruttura è risultata essere dendritica, costituita da una matrice ricca in cobalto e da zone interdendritiche lamellari composte da miscele eutettiche ad alto contenuto di carburi. Non sono state notate variazioni, indotte dal mantenimento alla temperatura di prova, nella forma, dimensioni e distribuzione delle dendriti e dei carburi.

L'effetto della temperatura sulle proprietà meccaniche è, nell'intervallo esplorato, abbastanza limitato. Non sono stati osservati cambiamenti nel meccanismo di frattura al variare della temperatura. La frattura, nella prova di trazione e nella parte di schianto della prova di fatica, procede mediante scollamenti interdendritici con fratture a basso assorbimento di energia. Il completamento della frattura avviene nella dendrite per quasi clivaggio. Nelle prove di fatica la cricca si propaga all'interno delle dendriti. La frattura avviene lungo i piani cristallografici, nei quali, a causa della bassa energia dei difetti di impilamento, possono avvenire scorrimenti planari su aree estese, conferendo alla superficie di frattura la caratteristica morfologia a gradini.

PAROLE CHIAVE. Stellite; Temperatura; Frattura; Fatica.

INTRODUZIONE

La riduzione dei consumi di carburante e delle emissioni inquinanti da parte dei propulsori hanno condotto allo sviluppo di motori con una maggiore efficienza. Il raggiungimento di questo obiettivo comporta l'incremento della pressione di iniezione del carburante nei cilindri. Conseguentemente la sollecitazione meccanica di questi componenti aumenta progressivamente.

La resistenza a fatica dei materiali con cui vengono realizzati questi manufatti destinati al contenimento di fluidi in pressione diventa pertanto un fattore limitante l'efficienza dei motori. Tali componenti risultano inoltre soggetti a sollecitazioni di fatica in temperatura. Gli acciai per impieghi in temperatura, della famiglia di quelli per stampi o lavorazioni a caldo, non sempre sono in grado di offrire una resistenza adeguata; è pertanto necessario ricorrere a leghe più pregiate, e quindi più costose, quali le leghe a base di cobalto (stelliti), che si contraddistinguono per la loro elevata resistenza meccanica in ambienti usuranti e chimicamente aggressivi anche ad elevata temperatura, [1].

Queste leghe furono proposte agli inizi del secolo scorso sotto forma di brevetti riguardanti i sistemi cobalto-cromo e cobalto-cromo-tungsteno da E. Haynes. Nei primi anni '30 si svilupparono le leghe cobalto-cromo-molibdeno, utilizzate anche in odontoiatria, oltre che in applicazioni motoristiche e nel 1943 R.H. Thielemann brevettò le leghe cobalto-nichel-cromo-tungsteno: la maggior parte di queste leghe, con l'aggiunta in piccole quantità di altri elementi, sono quelle attualmente utilizzate [2]. In queste leghe il cobalto rappresenta l'elemento principale costituente la matrice nella quale sono presenti altri elementi quali il cromo, tungsteno, molibdeno che, oltre ad esercitare un rafforzamento per soluzione solida, in presenza di carbonio formano carburi. Pertanto queste leghe morfologicamente risultano costituite da una matrice ricca di cobalto nella quale sono presenti i carburi degli elementi leganti, i quali garantiscono la necessaria durezza e resistenza all'usura soprattutto in temperatura [1]. La distribuzione, la forma ed il numero dei carburi dipendono dalla



composizione chimica della lega, dai trattamenti termici e dalle modalità di produzione. In generale questi carburi sono del tipo M_7C_3 (avente struttura esagonale), $M_{23}C_6$ e M_6C (aventi struttura cubica a facce centrate); nei primi due prevale il cromo e nel terzo il tungsteno. La quantità di carburi è di circa il 13%, in presenza dell'1% di carbonio [1]. Poiché il cobalto può sussistere in due differenti configurazioni allotropiche: presentare un reticolo del tipo esagonale compatto sotto i 417 °C, oppure superata questa temperatura, un reticolo cubico facce centrate, gli elementi sopra citati possono influenzare l'energia dei difetti di impilamento e quindi la stabilità delle forme allotropiche del cobalto stesso [3]. Gli elementi carburigeni abbassano l'energia dei difetti di impilamento, tendendo pertanto a stabilizzare la forma esagonale compatta. Essendo preferibile per la tenacità e la stabilità in temperatura la forma cubica, in queste leghe è presente un 2-3% di nichel, il quale aumentando l'energia dei difetti di impilamento, garantisce la necessaria stabilità alla fase cubica, anche alle temperature non elevate [3, 4]. La presenza di elementi leganti può anche permettere la formazione di composti intermetallici, del tipo Co_2M , i quali sebbene possano avere un benefico effetto nei confronti della resistenza all'usura, possono presentare problemi di stabilità alle temperature più elevate ed un effetto infragilente alle basse temperature [2].

Le leghe di cobalto sono principalmente utilizzate per resistere a sollecitazioni di usura e a corrosione, anche in temperatura; si trovano, quindi, in letteratura molti lavori concernenti tali aspetti. E' stato studiato il comportamento ad usura sia dolce che severa, evidenziando i tipi di ossidi che si formano nella fase ossidativa di tale processo ed i fattori che controllano la velocità di usura [5]. La aggiunta di carburi di cromo su ricoprimenti a base di stellite, pur favorendo una maggiore protezione all'usura dovuta ad un incremento della formazione di strati ossidati può generare, in seguito a fatica termica dei componenti, cricche che si dipartono dall'interfaccia dei carburi stessi [6]. La presenza di silicio aumenta la durezza della stellite e la resistenza all'usura a bassa temperatura [7, 8]. Il silicio è infatti in grado di modificare la morfologia delle dendriti delle stelliti e di formare inoltre il composto $CoSi_2$, con relativo aumento della durezza [9]. La resistenza alla corrosione, dovuta alla elevata quantità di cromo in queste leghe, è condizionata dalla presenza dei carburi. Infatti i fenomeni corrosivi si innescano sempre all'interfaccia tra i carburi e la matrice. Un benevolo effetto è svolto dalla pressatura isostatica a caldo (ippatura), in quanto tale processo è in grado di creare strutture chimicamente più stabili, nelle quali i carburi presentano un tenore di cromo più elevato ed in definitiva una maggiore passività [10]. La superiorità delle leghe sottoposte a pressatura isostatica a caldo risulta anche nella resistenza ai fenomeni di erosione-corrosione: le stelliti nei confronti di tali fenomeni hanno mostrato una migliore affidabilità degli acciai inossidabili austenitici e duplex [11].

Poche informazioni sono riscontrabili sul comportamento a fatica in temperatura delle stelliti. In particolare, uno studio riferentesi alla stellite 4, con la quale si erano realizzati inserti utilizzati per l'estrusione a caldo di ottoni, e pertanto tali componenti erano stati sottoposti a fatica-usura in temperatura, ha evidenziato la possibilità di nucleazione di cricche di fatica già a basso numero di cicli, dovuto all'infragilimento del materiale in seguito ad invecchiamento. E' stato infatti osservato che la microstruttura iniziale era costituita da dendriti ricche in cobalto nella forma cubica con grossi carburi del tipo M_7C_3 , presenti anche sotto forma di fini dispersioni nelle zone interdendritiche, e con carburi η (ad alto tenore di tungsteno). L'effetto della sollecitazione meccanica e della temperatura (600-650 °C) ha provocato la trasformazione del carburo M_7C_3 in $M_{23}C_6$ ed η , i quali sono segregati costituendo un reticolo continuo intorno alle zone dendritiche, con relativo aumento della durezza ma anche della fragilità [12].

Poiché la ricerca bibliografica ha evidenziato che la maggior parte dei lavori è rivolta allo studio della fatica, anche in temperatura, dovuta e connessa a fenomeni di usura, erosione, e corrosione, la presente ricerca ha lo scopo di valutare il comportamento a fatica, in assenza di usura, della stellite 6 a due differenti temperature.

PARTE SPERIMENTALE

I campioni, sotto forma di provette di trazione del diametro di 8 mm, sono stati fabbricati con una lega di cobalto, prodotta per fusione, appartenente alla famiglia delle stelliti 6, la cui composizione chimica, determinata per via quantometrica, è riportata in Tab. 1.

| C | Cr | W | Ni | Si | Mn | Fe | V | Nb | Co |
|------|-------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|
| 1,19 | 25,54 | 5,21 | 1,99 | 1,56 | 0,69 | 0,85 | 0,028 | 0,034 | Resto |

Tabella 1: composizione chimica della stellite 6, (% in peso).

Sulla sezione trasversale dei campioni, dopo opportuna preparazione con levigatura su carte abrasive e panni con pasta diamantata ed attacco con reattivo $CuSO_4$ in HCl (soluzione acquosa saturata), sono state effettuate osservazioni

metallografiche, mediante microscopia ottica, e si è determinata le durezza delle fasi presenti. La struttura metallografica è stata analizzata anche con l'utilizzo di SEM equipaggiato con dispositivi di microanalisi EDS e WDS per la valutazione della distribuzione degli elementi nelle varie fasi. La stessa apparecchiatura è stata utilizzata per l'osservazione delle superfici di frattura originatesi dalle prove meccaniche, in seguito specificate.

Mediante diffrazione di raggi X, con anticatodo al Co, sono state determinate le fasi costituenti la lega.

Le caratteristiche meccaniche a 250 e 500 °C sono state determinate con una macchina di prova idraulica avente una cella di carico di 50 kN, dotata di un forno riscaldatore a resistenza.

La stessa apparecchiatura è stata utilizzata anche per l'esecuzione delle prove di fatica, condotte alle temperature sopra citate. I campioni preventivamente riscaldati alle temperature scelte, sono stati mantenuti in temperatura per circa 1 ora, al fine di assicurare l'omogeneizzazione termica prima dell'inizio delle prove meccaniche. Le prove di fatica sono state condotte alla frequenza di 30 Hz, mantenendo il carico minimo a livello di poche decine di N, sufficienti al controllo della apparecchiatura e progressivamente aumentando o diminuendo il carico massimo, con un rapporto carico min/carico max tendente a zero, e ponendo come limite della durata della prova $2 \cdot 10^6$ cicli.

RISULTATI

L'analisi metallografica effettuata sulla sezione trasversale dei campioni ha evidenziato la presenza di grosse dendriti, con carburi segregati nello spazio interdendritico, Fig.1.

Non sono stati riscontrate significative differenze nella struttura metallografica dei campioni sottoposti a prove condotte alle differenti temperature, Fig. 2. Per quanto riguarda il campione sottoposto a riscaldamento a 500° C, è stata osservata la presenza di zone contenenti dendriti di notevoli dimensioni, Fig. 2d.

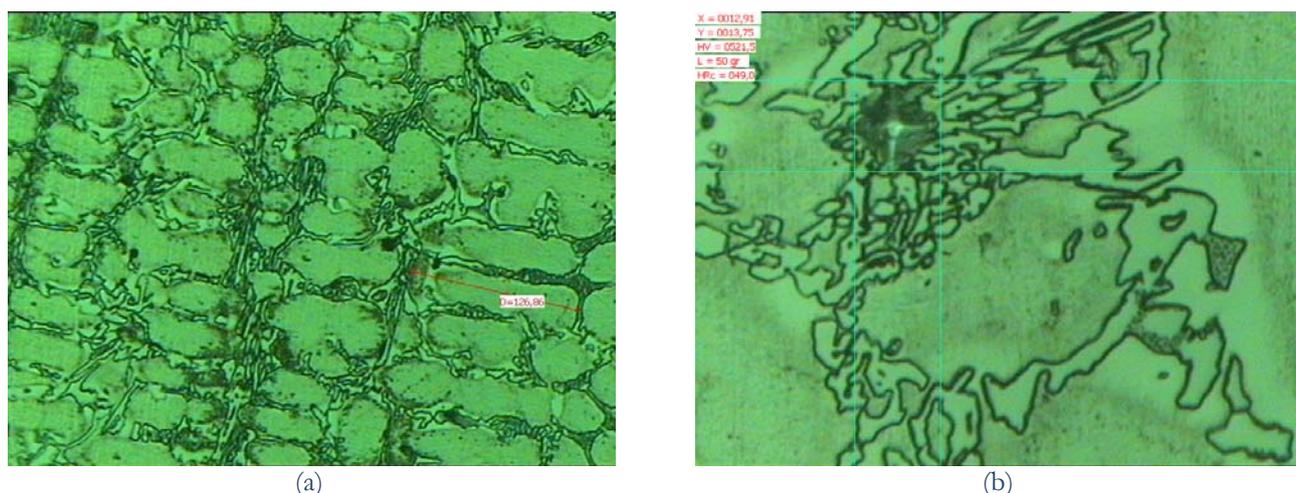


Figura 1: Campione di stellite non sottoposto a riscaldamento; a) grosse dendriti con carburi segregati nello spazio interdendritico.100x in originale b) carburi interdendritici. 500x in originale.

I carburi negli spazi interdendritici sono prevalentemente disposti in forma lamellare. In tali spazi sono anche presenti carburi sotto forma di placchette, Fig. 3.

I valori delle prove di durezza Vickers (carico 50 kg) e di microdurezza Vickers (carico 50 g) sono riportati in Tab. 2.

| Campione | Macro durezza Vickers | Micro durezza Vickers Zone dendritiche | Micro durezza Vickers Zone ricche in carburi |
|------------------------|-----------------------|---|---|
| Non riscaldato | 370 | 400-430 | 530-1100 |
| Riscaldamento a 250 °C | 395 | 390-410 | 550-1000 |
| Riscaldamento a 500 °C | 385 | 380-400 | 800-1100 |

Tabella 2: Campioni di stellite prodotti per fusione. Valori di macrodurezza Vickers (50 kg) e microdurezza Vickers (50 g) misurati nei campioni sottoposti a differenti temperature.



I campioni non presentano sensibili variazioni di macrodurezza, al pari delle loro zone dendritiche. Il forte intervallo di durezza osservato nelle zone di precipitazione dei carburi è dovuto alla presenza di carburi in quantità e con dimensioni tali da non sempre permettere l'esecuzione della prova in assenza dell'effetto della matrice. Ovviamente nei casi in cui l'intera impronta risultava essere solo sui carburi si riscontravano i valori più elevati.

Le prove di macrodurezza hanno anche indotto meccanismi di deformazione plastica nelle zone adiacenti l'impronta stessa, con la formazione di geminati nelle zone dendritiche, Fig. 4.

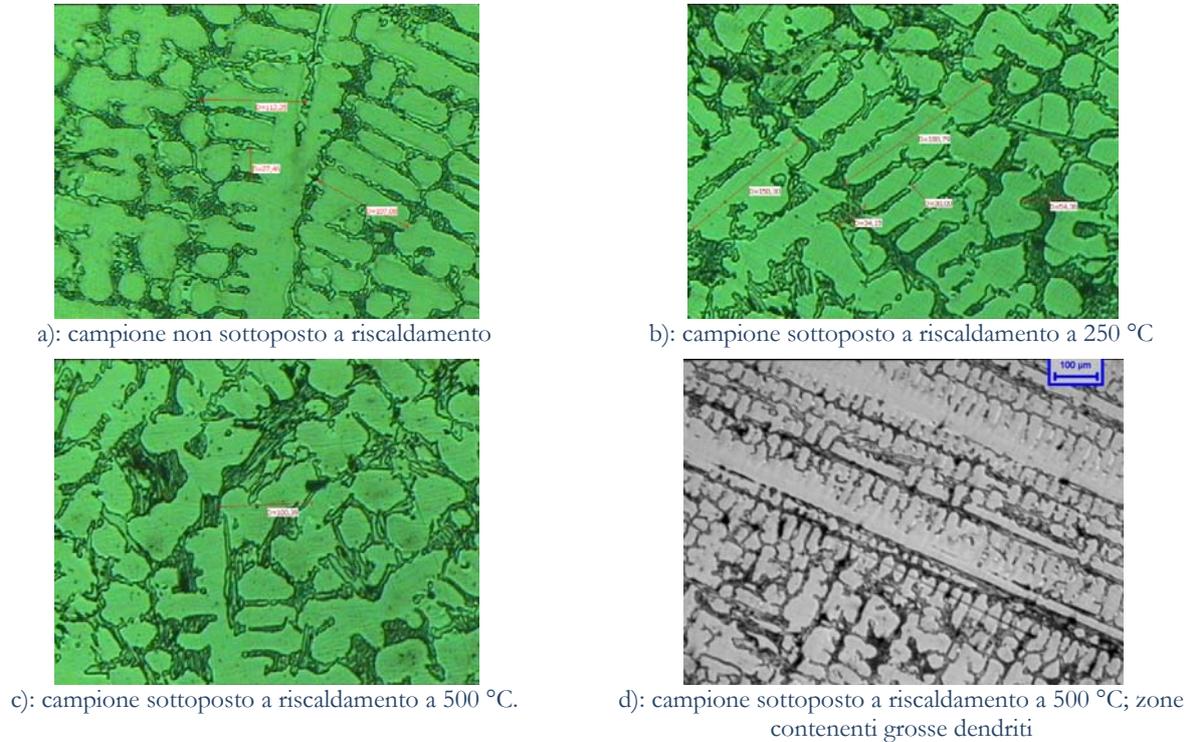


Figura 2: Campioni di stellite prodotti per fusione. Zone dendritiche dei campioni sottoposti a prove alle differenti temperature, 100x in originale.

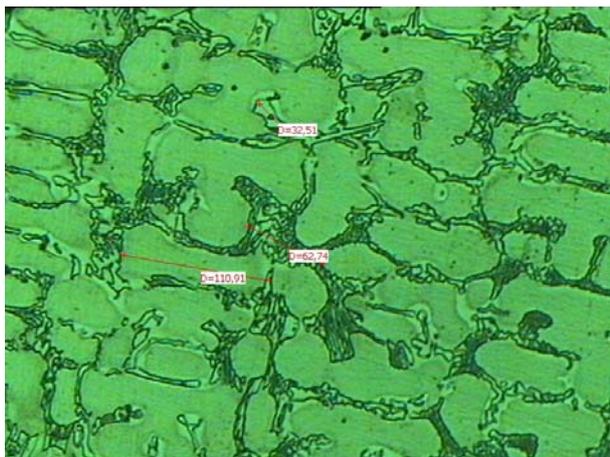


Figura 3: Campione non sottoposto a riscaldamento. Carburi lamellari e placchette di carburi negli spazi interdendritici, 100X in originale.

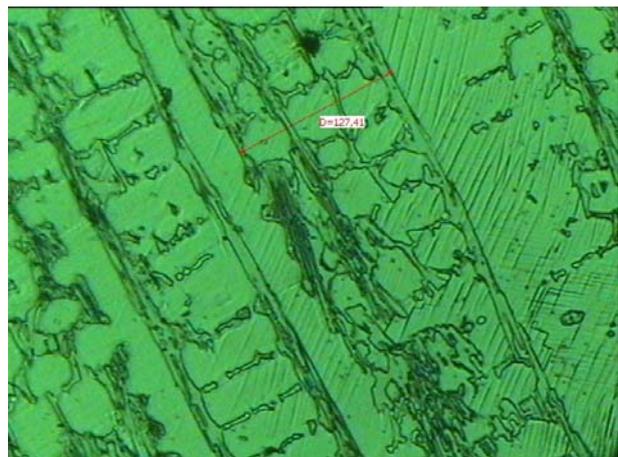


Figura 4: Campione sottoposto a riscaldamento a 500 °C. Geminati indotti dalle prove di durezza. 100X in originale.

I diffrattogrammi delle analisi roentgenografiche effettuate sulla sezione dei campioni, sono riportati in Fig. 5. In tali diffrattogrammi sono presenti tre tipologie di fasi: soluzioni solide contenenti un'elevata quantità di Co, carburi, composti intermetallici. Le principali fasi presenti nella stellite sono quelle i cui diffrattogrammi sono stati riportati in Fig.



6. Tali diffattogrammi sono stati ricavati dalle schede di identificazione delle fasi mediante roentgenografia del "JCPDS - International Centre for Diffraction Data, release 1999" [13].

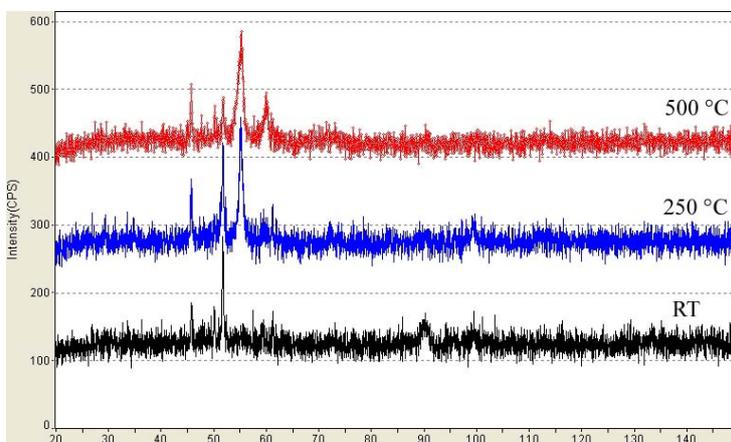
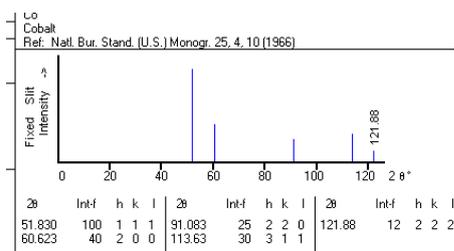
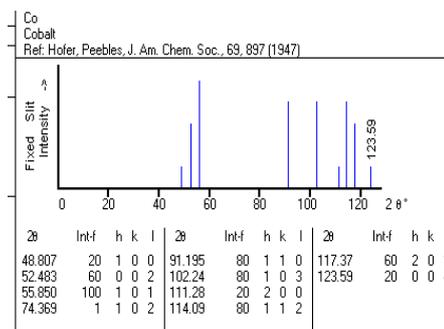


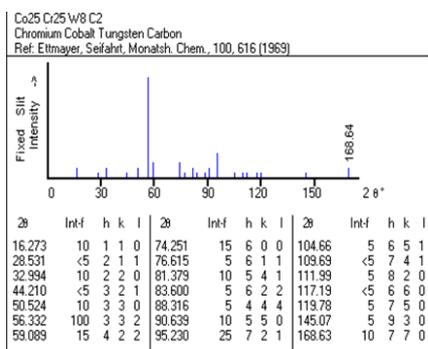
Figura 5: Diffattogrammi ricavati sui campioni riscaldati alle differenti temperature.



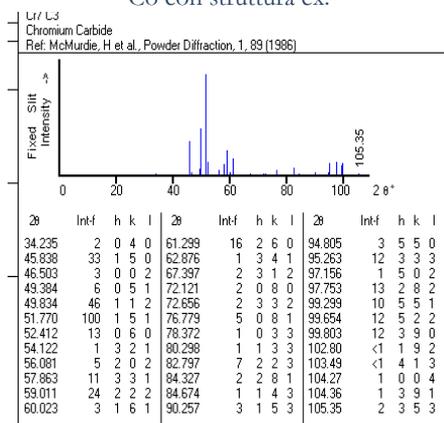
Co con struttura c.f.c.



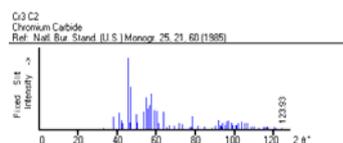
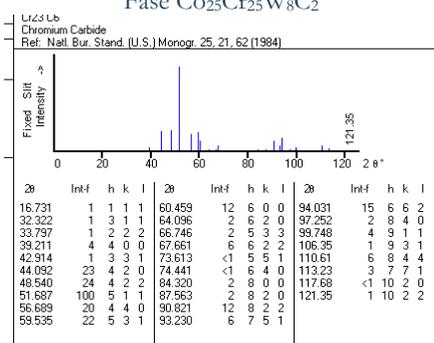
Co con struttura ex.



Fase Co₂₅Cr₂₅W₈C₂



Carburo Cr₇C₃



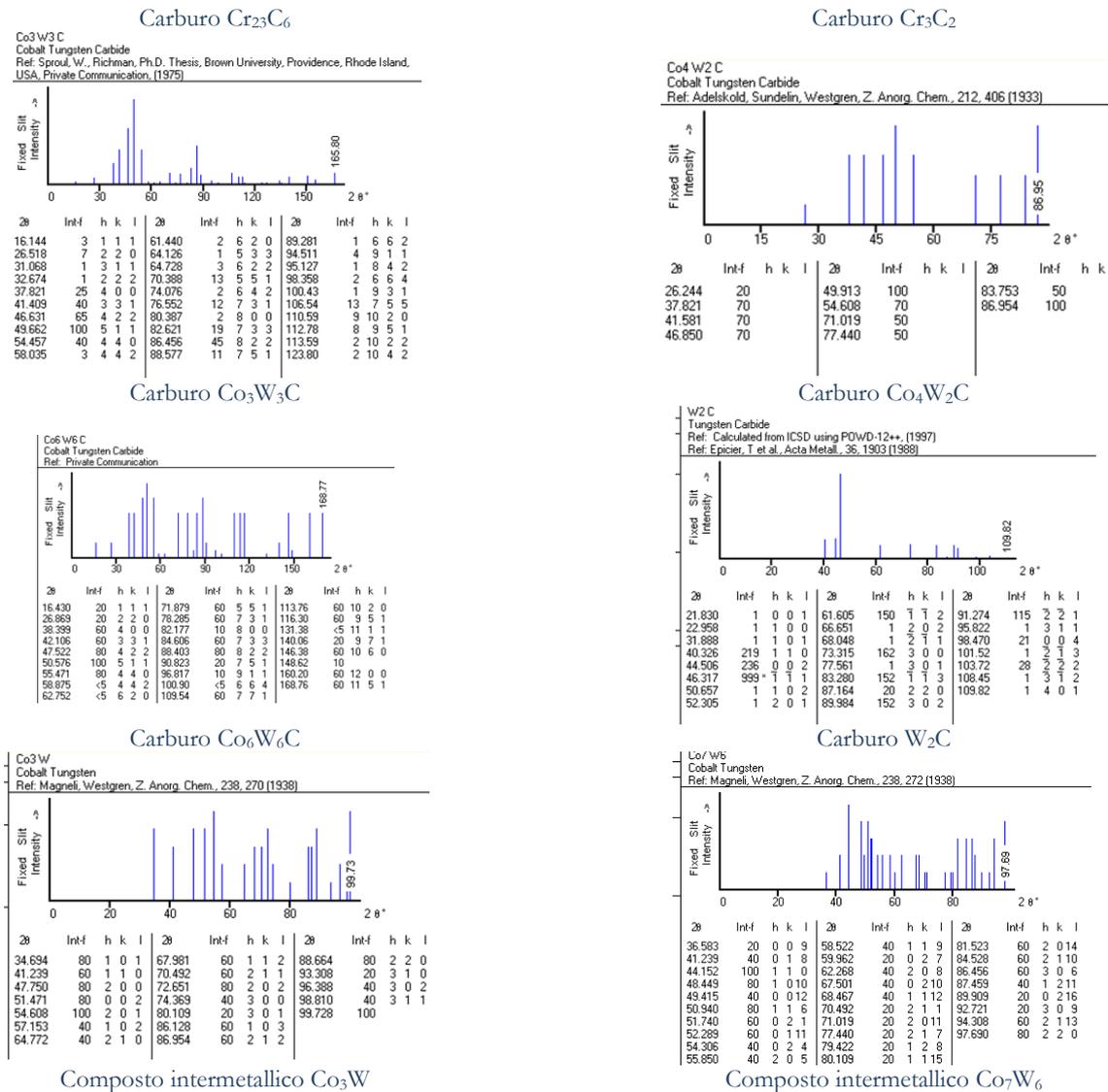


Figura 6: Diffattogrammi delle principali fasi presenti nella stellite [13].

Si può osservare che tali fasi posseggono un'elevata quantità di riflessi concentrata nell'intervallo $2\theta = 40-65^\circ$. Pertanto i picchi dei diffattogrammi di Fig. 5 risultano verosimilmente essere la risultante dei riflessi di più fasi, come già segnalato da altri autori [10]. Si può inoltre osservare che il Co, elemento predominante nelle dendriti, è presente prevalentemente nella forma cubica, sebbene non possa escludersi anche la presenza della forma esagonale. All'aumentare della temperatura compare un importante riflesso intorno ai 55° , attribuibile sia ad una maggiore presenza di Co nella forma esagonale, ma anche alla formazione di una fase del tipo $Co_{25}Cr_{25}W_8C_2$.

Le osservazioni effettuate con il SEM, utilizzando la tecnica degli elettroni retrodiffusi, ha evidenziato la presenza, oltre della matrice dendritica, anche di due tipologie di carburi, Fig. 7, di cui una prevalentemente costituita da elementi a minor peso atomico (e quindi nella micrografia appare più scura), l'altra avente elementi con maggior peso atomico (e quindi nella micrografia appare più chiara)

Le analisi microanalitiche, effettuate mediante sonda EDS, hanno confermato quanto già posto in evidenza con le analisi roentgenografiche. Le dendriti risultano essere costituite da una soluzione solida il cui elemento predominante è il Co, mentre il tenore di carbonio è basso. Infatti sono anche state effettuate analisi WDS per determinare la distribuzione del carbonio nelle varie fasi. Tale analisi non ha evidenziato accumuli di carbonio nelle fasi dendritiche, mentre questo elemento è risultato presente in notevole quantità nelle fasi più scure e chiare, a riprova del fatto che tali fasi sono da ritenersi dei carburi. I carburi più scuri presentano un elevato tenore di Cr e quindi appartengono alla famiglia dei carburi Cr_7C_3 , $Cr_{23}C_6$ e Cr_3C_2 , mentre i carburi più chiari contengono un elevato tenore di W ed appartengono alla famiglia M_6C .



Le analisi sono state ripetute su campioni trattati alle differenti temperature, senza riscontrare differenze sostanziali.

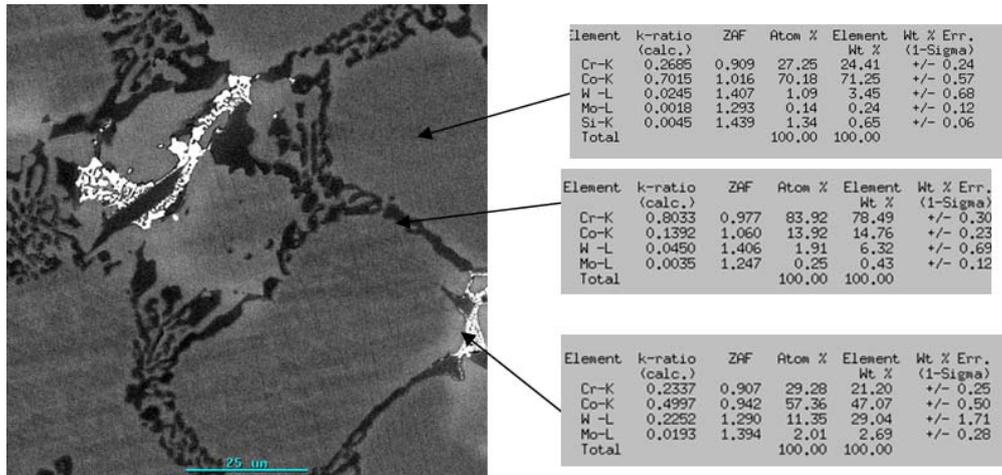


Figura 7: Micrografia ottenuta mediante retrodiffusione di elettroni ed analisi microanalitica EDS delle fasi presenti.

Le prove di trazione effettuate alle differenti temperature indicano una diminuzione del carico di rottura e del carico di scostamento dalla proporzionalità ed un aumento dell'allungamento a rottura, incrementando la temperatura di prova, Fig. 8. Si nota tuttavia che la diminuzione dei valori di resistenza meccanica con la temperatura, sebbene contenuta a riprova delle buone prestazioni tensili di questo materiale in temperatura, è comunque sensibile, mentre l'allungamento, ancorché presenti un aumento del 30%, in valore assoluto è quasi nullo. Infatti, come risulta dalla Fig. 9 riferendosi al campione sottoposto a trazione a 500 °C, non sono visibili deformazioni macroscopiche, né strizioni, né labbra duttili di taglio sulla superficie del campione.

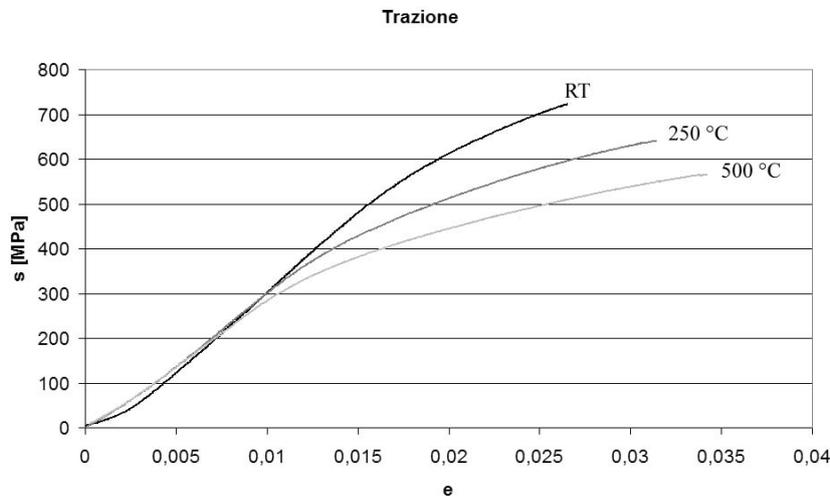


Figura 8: Curve di trazione per i campioni riscaldati alle varie temperature.

L'esecuzione di alcune prove di fatica alle differenti temperature (250 e 500 °C) ed arrestate a $2 \cdot 10^6$ di cicli è stata condotta con un numero di prove (una quindicina per ogni temperatura) tale da non consentire un'analisi statistica corretta al punto da condurre ad una attendibile definizione del limite di fatica. I primi risultati non evidenzierebbero una importante differenza di resistenza a fatica per i campioni provati alle due temperature. Risulta, tuttavia, un comportamento lievemente migliore per i campioni provati alla temperatura inferiore. A parità di tensione massima applicata l'eventuale rottura è avvenuta per un numero di cicli maggiore, nel caso della prova condotta alla temperatura più bassa. Tali risultati risultano coerenti con quanto evidenziato nelle prove di trazione.

Le frattografie della superficie dei campioni sottoposti a prova di trazione condotta a 500 °C sono riportate in Fig. 10. Si conferma l'assenza di zone ad elevata deformazione plastica, anche nelle isole dendritiche, osservate ad elevati



ingrandimenti. La superficie di frattura, osservata a basso ingrandimento, conserva ancora la struttura dendritica, caratteristica di questi materiali. La frattura si sviluppa in primo luogo in modo interdendritico, con scollamento delle dendriti stesse le une dalle altre per fratture a basso assorbimento di energia. Il completamento della frattura avviene nella dendrite per quasi clivaggio con piccoli accenni di formazione di microvuoti attorno alle fasi secondarie e fratture duttili del costituente metallografico continuo che contorna zona a frattura fragile. Il completamento della frattura avviene per rottura delle diramazioni secondarie, anch'essa caratterizzata da basso assorbimento di energia per rottura fragile, Fig.11.

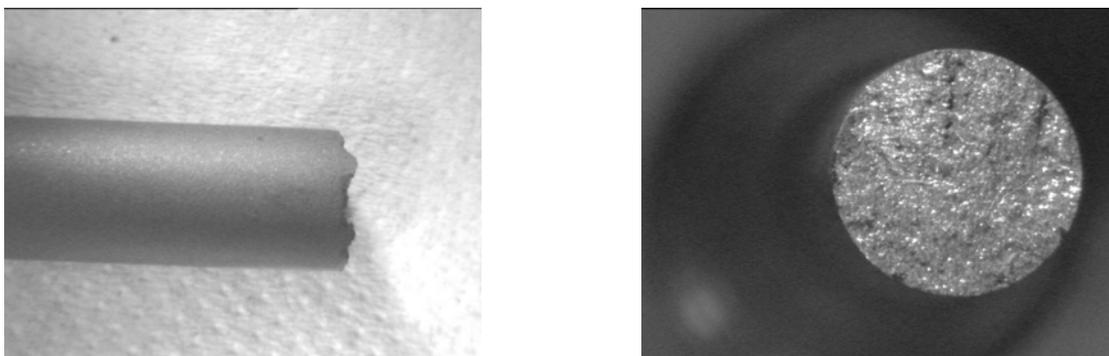


Figura 9: Provetta sottoposta alla prova di trazione a 500 °C. Assenza di fenomeni macroscopici di deformazione plastica e di strizione.

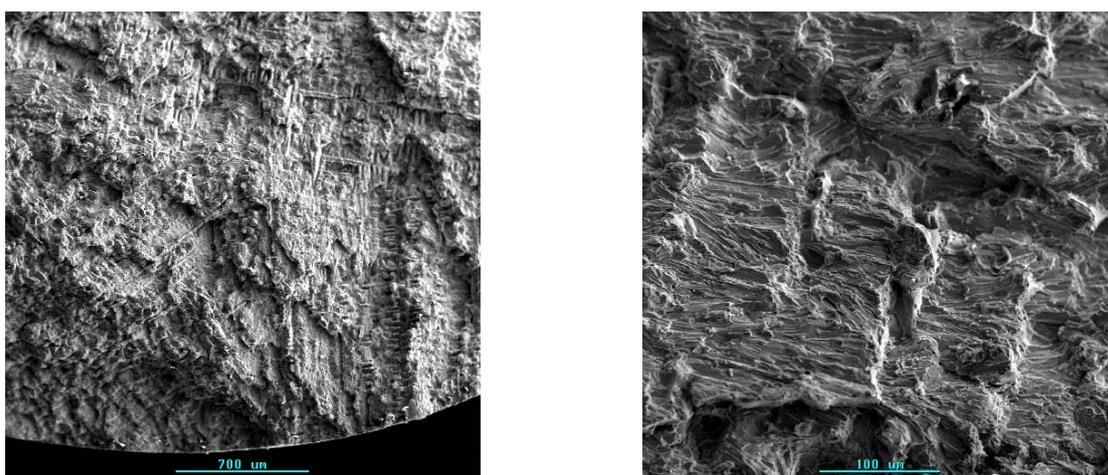


Figura 10: superficie di frattura del campione di trazione provato a 500 °C a differenti ingrandimenti.

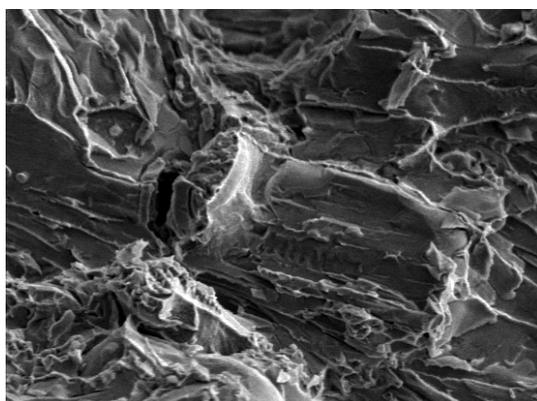


Figura 11: Ramo secondario della dendriti, spezzato nel corso della prova di trazione a 500 °C.

Tale comportamento è risultato essere analogo anche per i campioni provati alle altre temperature.



Le frattografie delle superfici dei campioni sottoposti alle prove di fatica condotte alla temperatura di 250 °C sono riportate in Fig. 12.

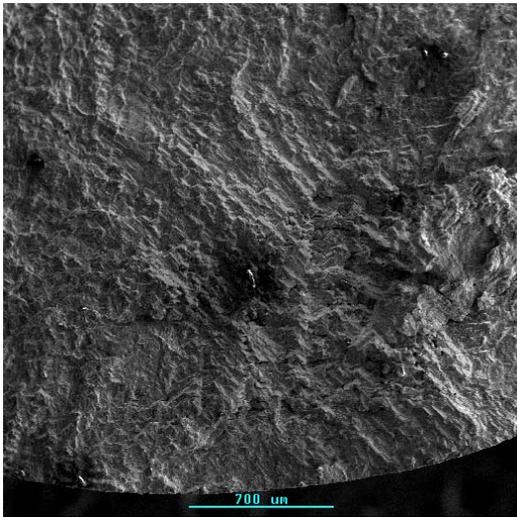


Figura 12a: Campione sottoposto a fatica a 250 °C, è visibile la zona di innesco della fatica.

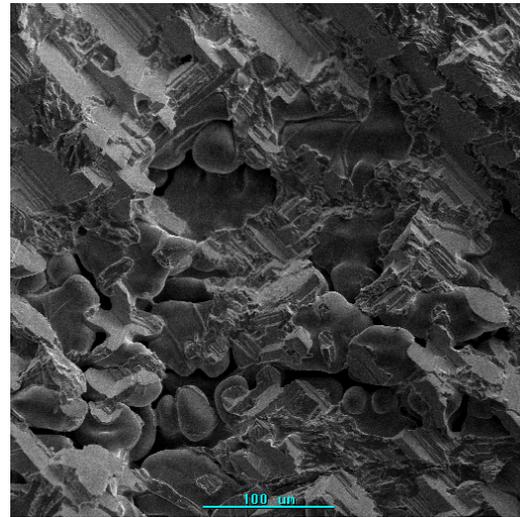


Figura 12b: Ingrandimento dell'innesco di fatica del campione sottoposto a 250 °C.

La zona di innesco è contraddistinta dall'assenza della frattura interdendritica evidenziata nelle prove di trazione e nelle zone di rottura di schianto delle prove di fatica. In particolare la zona di innesco della frattura trae origine dalla presenza di una pregressa porosità interdendritica: infatti in Fig. 12b è riportato l'ingrandimento frattografico di tale zona, dove è possibile notare i bordi dendritici che sono rimasti pressoché inalterati dalla frattura, a testimonianza dell'assenza di materiale in tale zona. La frattura per fatica si propaga quindi all'interno delle dendriti con una morfologia a gradini, tipica per queste leghe, Fig. 13a. La propagazione delle cricche di fatica induce infine una rottura per schianto con le modalità già espresse nel caso delle prove di trazione, Fig. 13b.

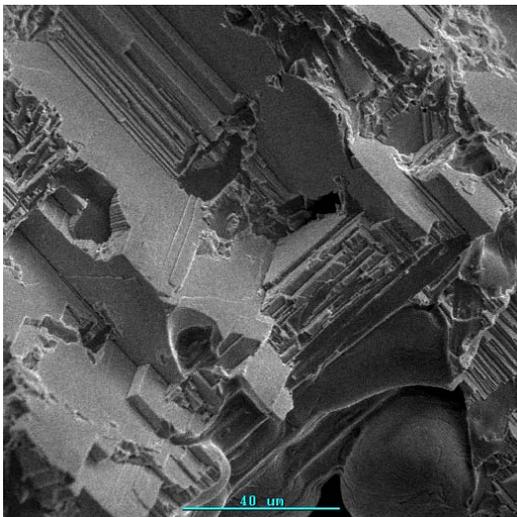


Figura 13a : Propagazione delle cricche di fatica all'interno delle dendriti con formazione di gradini. Campione sottoposto a riscaldamento a 250 °C nel corso della prova di fatica.

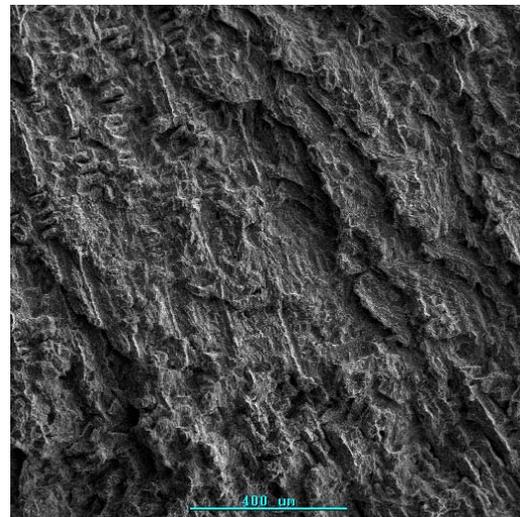


Figura 13b: Zona della frattura di schianto del campione della Fig. 13°.

Un comportamento analogo è stato riscontrato anche sui campioni sottoposti alla prova di fatica condotta a 500 °C. In presenza di porosità o difetti preesistenti si ha la nucleazione della cricca che procede all'interno delle dendriti con una tipologia di avanzamento a gradini, Fig. 14, fino alla rottura di schianto dovuta al meccanismo di frattura già descritto per i



campioni di trazione.

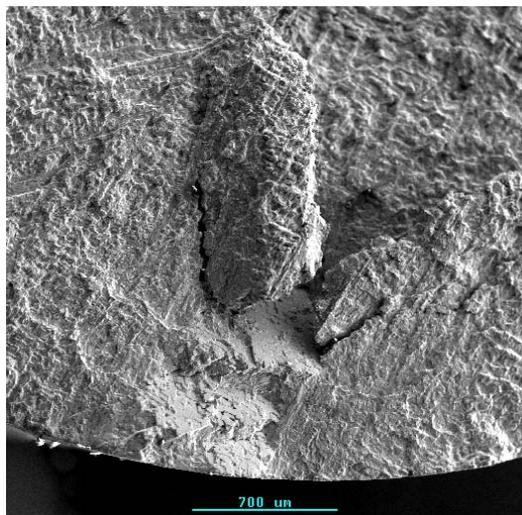


Figura 14a: Campione sottoposto a fatica a 500 °C, è visibile la zona di innesco e propagazione della fatica.

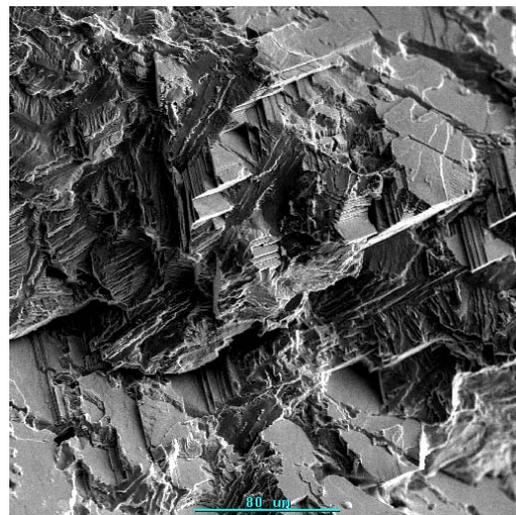


Figura 14b: Dettaglio della zona di propagazione di fatica del campione di Fig. 14a

In tutti i campioni è stato notato che la zona interessata dalla propagazione a fatica è risultata di modesta entità rispetto alla zona interessata dalla frattura di schianto, a riprova dell'intrinseca fragilità di questo materiale.

DISCUSSIONE

I campioni ottenuti mediante microfusione presentano una struttura dendritica, costituita da una matrice ricca in cobalto, la quale si è formata come prima fase solida nel corso della solidificazione del liquido e da zone interdendritiche lamellari che risultano essere miscele eutettiche ad alto contenuto di carburi. Tale struttura è tipica per queste leghe, come già evidenziato da altri autori [14]. Sebbene i trattamenti termici possano influenzare la tipologia, la forma e la distribuzione delle fasi costituenti la lega [8, 15], non sono state notate variazioni nella forma, dimensioni e distribuzione delle dendriti e dei carburi, presenti nei campioni sottoposti a riscaldamenti alle differenti temperature, ad eccezione della esistenza di macrodendriti, osservate nei campioni riscaldati a 500 °C. Tale fenomeno è da attribuirsi alle condizioni di colata che verosimilmente hanno permesso la formazione di tali dendriti che pertanto risultavano già presenti prima del riscaldamento a 500 °C e non quindi imputabili a tale processo.

L'analisi roentgenografica ha tuttavia evidenziato che il riscaldamento dei campioni dopo colata, già a basse temperature, provoca modificazioni tra le fasi costituenti la stellite. In particolare appare un importante riflesso intorno a $2\theta = 55^\circ$. Tale riflesso potrebbe appartenere a fasi ricche in Co nella forma esagonale. In tale caso la forma cubica di questo elemento, riscontrata roentgenograficamente sui campioni non sottoposti a riscaldamento, si troverebbe in condizioni di metastabilità, ed il successivo riscaldamento, unito all'azione meccanica delle prove tensili e di fatica, permetterebbe la trasformazione reticolare da cubico in esagonale, stabile per le basse temperature [3, 15]. La trasformazione da fase cubica in fase esagonale è favorita dalla presenza di grani grossi, come nel caso delle dendriti [15]. La presenza degli elementi carburigeni esercita inoltre una funzione stabilizzatrice nei confronti della fase a struttura esagonale, seppure bilanciata dalla presenza del Ni che presenta un'opposta influenza [2]. La presenza di elementi leganti, tuttavia, rallenterebbe la velocità della trasformazione della fase cubica in quella esagonale [1, 15]. Nonostante la presenza del riflesso ad intensità maggiore, risulterebbero comunque assenti i restanti riflessi che contraddistinguono la fase esagonale nei diffrattogrammi. Inoltre, dopo l'esecuzione delle prove di macrodurezza dove è stata indotta una deformazione plastica, è stata osservata la formazione di geminati, nella zona circostante l'impronta, Fig. 4. La presenza di geminati indotti da deformazione meccanica è osservabile prevalentemente in grani di strutture con reticolo cubico [16]. Pertanto le dendriti anche dopo riscaldamento sono formate essenzialmente da una soluzione solida di Co nella forma cubica e la trasformazione evidenziata dall'analisi roentgenografica potrebbe consistere nella formazione di una nuova fase del tipo $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{W}_8\text{C}_2$. È stato inoltre segnalato da più autori [8, 15], che, mediante esperienze di calorimetria condotte al di sotto della temperatura di trasformazione allotropica del cobalto, avvengono nelle stellite trasformazioni complesse non ancora completamente



chiarite.

L'effetto della temperatura sulla proprietà tensili, nell'intervallo esplorato, è abbastanza limitato, come logico attendersi per materiali il cui impiego è previsto in temperatura. Non sono stati osservati cambiamenti nel meccanismo di frattura al variare della temperatura. Poiché la frattura si manifesta prevalentemente con scollamenti interdendritici, la forma delle dendriti, e dei carburi, la loro distribuzione e tipologia possono notevolmente influenzare la resistenza meccanica. Prove meccaniche effettuate dagli autori, di cui si riferirà in altra nota, condotte su stelli di ugual composizione chimica, ma contenenti carburi e dendriti di dimensioni molto più ridotte, hanno evidenziato una resistenza meccanica decisamente maggiore. Sebbene le zone dendritiche possano subire deformazioni plastiche ed originare geminati, incrementando in tale modo la loro resistenza meccanica, Fig. 4, non sono stati osservati fenomeni macroscopici di deformazione plastica nelle dendriti nel corso della rottura, per cui la frattura avviene e si propaga per lo scollamento delle dendriti prima che le stesse si possano deformare plasticamente, completandosi nelle dendriti stesse per quasi clivaggio. Come in precedenza accennato, carburi di dimensioni più ridotte e tali comunque da garantire una maggiore adesione con la matrice, evitando pertanto l'insorgere di vuoti interdendritici che ingrossando provocano il collasso della struttura, potrebbero portare a notevoli miglioramenti della resistenza meccanica. In tale senso l'aggiunta di altri elementi leganti, quale il molibdeno, in grado di trasformare la struttura dei carburi, dalla forma lamellare a quella di fini granuli, contribuisce all'incremento della resistenza meccanica, come già dimostrato dall'aumento di durezza delle stelli contenenti tenori più elevati di molibdeno [15]. Il carbonio, pertanto, consentendo la formazione di carburi, e quindi delle zone interdendritiche, risulta essere l'elemento più importante nel condizionare le modalità di comportamento e di frattura nel corso della prova di trazione. Infatti, a differenza di quanto da noi osservato con questi campioni, le soluzioni solide c.f.c. di Co, prive di carbonio, presentano un'elevata deformabilità plastica, fortemente dipendente dalla temperatura. Tale parametro, in aggiunta all'effetto composizionale, è in grado di influenzare l'energia dei difetti di impilamento, determinando il meccanismo di deformazione plastica: alle basse temperature si assiste all'effetto "TRIP, transformation induced plasticity" dovuto alla formazione di "martensite ϵ ", alle medie temperature all'effetto "TWIP, twinning induced plasticity" dovuto alla formazione di geminati, alle alte temperature allo scorrimento in assenza di martensite e geminati [16].

Nelle prove di fatica, invece, la cricca si propaga all'interno delle dendriti, pur nucleandosi in prossimità di difetti preesistenti (quali, ad esempio, porosità da colata). In queste dendriti di grosse dimensioni, la frattura avviene lungo i piani cristallografici, nei quali, a causa della bassa energia dei difetti di impilamento, possono avvenire scorrimenti planari su aree estese, conferendo alla superficie di frattura la caratteristica morfologia a gradini. Sebbene altri autori abbiano segnalato la presenza di zone duttili contraddistinte dalla presenza di "dimples" in leghe simili a quelle da noi esaminate, nei nostri campioni, impiegati sia nelle prove di trazione che in quelle di fatica, tali zone non sono mai state osservate.

CONCLUSIONI

Campioni di leghe di cobalto, della famiglia delle stelli 6, prodotti mediante la tecnica della microfusione, sono stati sottoposti a prove di trazione uniassiale e di fatica a differenti temperature.

L'osservazione metallografica ha evidenziato la presenza di una struttura dendritica, costituita da una matrice ricca in cobalto e da zone interdendritiche lamellari che risultano essere miscele eutettiche ad alto contenuto di carburi.

Non sono state notate variazioni, indotte dal mantenimento alla temperatura di prova, nella forma, dimensioni e distribuzione delle dendriti e dei carburi.

Mediante analisi roentgenografica sono state notate tre tipologie di fasi: soluzioni solide contenenti un'elevata quantità di Co, carburi, composti intermetallici. La matrice dendritica risulta costituita da Co nella forma cubica facce centrate con in soluzione gli altri elementi leganti. Pur potendo essere presenti molte tipologie di carburi, le analisi microanalitiche EDS-WDS, hanno mostrato l'esistenza di due specie di carburi: l'una con un altissimo tenore di Cr, l'altra con un elevato tenore di W. Nei diffrattogrammi dei campioni mantenuti in temperatura sono comparse nuovi riflessi compatibili con una fase del tipo $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{W}_8\text{C}_2$.

L'effetto della temperatura sulla proprietà tensili, nell'intervallo esplorato, è abbastanza limitato. Non sono stati osservati cambiamenti nel meccanismo di frattura al variare della temperatura. La frattura, nel corso della prova di trazione, procede mediante scollamenti interdendritici con fratture a basso assorbimento di energia. Il completamento della frattura avviene nella dendrite per quasi clivaggio.

Nelle prove di fatica la cricca si propaga all'interno delle dendriti. La frattura avviene lungo i piani cristallografici, nei quali, a causa della bassa energia dei difetti di impilamento, possono avvenire scorrimenti planari su aree estese, conferendo alla superficie di frattura la caratteristica morfologia a gradini.



BIBLIOGRAFIA

- [1] D. Klarstrom, P. Crook, *Metals Handbook*, XI edition, 2 (2001).
- [2] D. Klarstrom, P. Crook, *Encyclopedia of Materials: science and technology*, Elsevier Science, (2001) 1279.
- [3] C.T. Sims, W.C. Hagel, *The superalloys*, ed. John Wiley & Sons, (1972) 145.
- [4] H.M. Tawancy, V.R. Ishwar, B.E. Lewis, *J. Mater. Sci. Lett.*, 5 (1986) 336.
- [5] H. So, C.T. Chen, Y.A. Chen, *Wear*, 192 (1996) 78.
- [6] J.N. Aoh, J.C. Chen, *Wear*, 250 (2001) 611.
- [7] H. Celik, M. Kaplan, *Wear*, 257 (2004) 606.
- [8] V. Kuzucu, M. Ceylan, H. Celik, I. Aksoy, *J. Mat. Proc. Tech.*, 79(1998) 47.
- [9] A. Osmar, E.S. Kayali, M.L. Ovecoglu, *J. Mat. Sci.*, 31 (1996) 4603.
- [10] A. Malayoglu, A. Neville, H. Lovelock, *Corr. Sci.*, 47 (2005) 1911.
- [11] A. Malayoglu, A. Neville, *Wear*, 255 (2003) 181.
- [12] L. Bourithis, V. Gontzes, G.D. Papadimitriou, *J. Mat. Proc. Tech.*, 182 (2007) 608.
- [13] JCPDS - International Centre for Diffraction Data, 12 Campus Boulevard, Newtown Square, PA 19073-3273 U.S.A.
- [14] S. Atamert, H.K.D.H. Bhadeshia, *Metall. Trans.*, 20A (1989) 1037.
- [15] V. Kuzucu, M. Ceylan, H. Celik, I. Aksoy, *J. Mat. Proc. Tech.*, 69 (1997) 257.
- [16] L. Rémy, A. Pineau, *Mater. Sci. and Eng.*, 26 (1976) 123.