



Analisi della tenacità a frattura di un acciaio inossidabile bifasico in regime di transizione

R. Roberti, G. Cornacchia, M. Faccoli

Università degli Studi di Brescia, Dipartimento di Ingegneria Meccanica e Industriale; roberti@ing.unibs.it

RIASSUNTO. Gli acciai inossidabili duplex vanno soggetti a transizione di frattura da duttile a fragile al diminuire della temperatura di prova; influenzano la transizione la composizione chimica e le modalità di solubilizzazione, la conseguente ripartizione fra struttura austenitica e ferritica, la loro morfologia, dimensione e distribuzione in funzione della deformazione plastica a caldo, ecc. Tale transizione è conseguenza della fragilità intrinseca della ferrite alto legata che presenta temperature di transizione duttile-fragile anche superiori alla temperatura ambiente; al di sotto di tale temperatura la duttilità della ferrite è talmente bassa che la frattura avviene con un meccanismo di puro clivaggio transgranulare. Pur essendo il meccanismo di innesco della frattura differente da quello degli acciai ferritici da costruzione al carbonio o basso legati, le metodologie di analisi della dispersione dei risultati sviluppate per questi ultimi sono state applicate nel presente lavoro anche alla analisi del comportamento a frattura in regime di transizione di un acciaio inossidabile duplex, sia per analizzare la distribuzione statistica dei risultati che per prevedere la variazione con la temperatura della tenacità a frattura.

PAROLE CHIAVE. Transizione di frattura duttile-fragile; Acciai inossidabili bifasici.

INTRODUZIONE

Il comportamento della tenacità alla frattura in funzione della temperatura negli acciai che vanno soggetti a transizione duttile-fragile è da decenni oggetto di un gran numero di lavori di ricerca per molteplici finalità: la definizione di una specifica temperatura di transizione, lo sviluppo di modelli a livello microscopico per la transizione da clivaggio a rottura duttile, la elevata dispersione statistica dei dati di tenacità, l'influenza delle dimensioni dei campioni o delle strutture e della velocità di applicazione del carico sulla transizione duttile-fragile.

Particolare attenzione è stata rivolta soprattutto agli acciai strutturali a basso carbonio a matrice ferritica per i quali il rischio di un cedimento catastrofico dovuto a frattura per clivaggio rimane un elemento chiave nella analisi della stabilità strutturale di componenti cui si richiedono elevate prestazioni e affidabilità.

In tali acciai il meccanismo di frattura per clivaggio transgranulare è concordemente riconosciuto essere la conseguenza della frattura indotta da slittamento delle particelle di carburo presenti a bordo grano alla quale segue una propagazione instabile nella adiacente matrice ferritica. L'osservazione delle superfici di frattura ha messo in evidenza che a livello microstrutturale tale processo di frattura è generalmente controllato da un singolo evento e che la frattura di un singolo carburo rappresenta di conseguenza il momento scatenante per l'intera frattura instabile per clivaggio transgranulare [1-3].

L'elevata dispersione statistica dei dati di tenacità, soprattutto nella regione di transizione, è la diretta conseguenza di tale meccanismo di frattura. Infatti, affinché un carburo possa diventare l'elemento micro strutturale da cui inizia il processo di frattura è necessario che si venga a trovare in un campo di tensione sufficientemente elevato, che la sua orientazione cristallina risulti favorevole per la nucleazione di una cricca e che la formazione di tale cricca generi un rilascio di energia locale sufficiente a sostenerne la propagazione nella adiacente matrice ferritica [4-5].

Le intrinseche disomogeneità microstrutturali che caratterizzano la distribuzione dei carburi, le loro forme, dimensioni ed orientazioni, e gli effetti correlati con le dimensioni del volume di materiale ricompreso nel campo di sforzi e deformazioni ove si realizza la fenomenologia del processo di frattura giocano un ruolo fondamentale nel determinare quantitativamente



la dispersione dei valori di tenacità a frattura misurati. In regime di transizione il campo di sforzi e deformazioni che si sviluppa all'apice di una cricca inizialmente acuta subisce significativi cambiamenti mano a mano che si verificano fenomeni di tipo plastico anticipatamente all'istante di innesco della frattura instabile per clivaggio; con la progressiva crescita dei fenomeni di plasticizzazione all'apice di una cricca, e quindi con la progressiva perdita di costrizione plastica e di stato di deformazione piana, cambia anche la dimensione del volume di materiale sede dei fenomeni che presiedono al meccanismo di innesco del clivaggio e questo può avere influenza sui fenomeni alla base del modello di frattura.

Prendendo in considerazione gli acciai inossidabili bifasici o duplex, è noto che essi traggono una peculiare combinazione di proprietà di resistenza meccanica, di tenacità e di resistenza alla corrosione dalla combinazione microstrutturale delle due fasi, ferrite ed austenite, che ne caratterizzano la struttura in conseguenza della bilanciata composizione chimica fra cromo, nichel, molibdeno ed azoto e del trattamento di solubilizzazione con il quale vengono messi in opera.

La positiva influenza della combinazione di ferrite ed austenite su molteplici proprietà degli acciai inossidabili duplex non può tuttavia non essere compromessa in alcune circostanze da talune delle proprietà negative proprie di una delle due fasi; così, per quanto riguarda la tenacità a frattura, mentre a temperatura ordinaria tale caratteristica presenta valori particolarmente elevati in virtù della specifica duttilità e tenacità a frattura della fase austenitica, a temperature inferiori rispetto a quella ordinaria la tenacità a frattura risente delle caratteristiche intrinseche di fragilità della fase ferritica.

E' noto infatti che la ferrite alto legata presenta temperature di transizione duttile-fragile anche superiori alla temperatura ambiente e che al di sotto di tale temperatura la duttilità è talmente bassa che la frattura avviene con un meccanismo di puro clivaggio transgranulare. E' altresì noto che tali caratteristiche negative vengono in gran parte annullate negli acciai inossidabili ferritici a bassissimo contenuto di interstiziali (inox ferritici ELI – Extra Low Interstitials), nei quali il contenuto di carbonio ed azoto è mantenuto complessivamente inferiore ad alcune decine di ppm.

Negli acciai inossidabili duplex, nonostante l'austenite funga da fase drenante per gli elementi austenitizzanti, e che quindi carbonio ed azoto si trovino prevalentemente in soluzione solida interstiziale all'interno di tale fase, il tenore residuo di tali elementi nella fase ferritica non è comunque sufficientemente basso per poter evitare l'intrinseca fragilità di tale fase, in particolare al diminuire della temperatura di esercizio.

Per tale motivo gli acciai inossidabili duplex vanno inevitabilmente soggetti a transizione di frattura da duttile a fragile al diminuire della temperatura di prova; influenzano la transizione la composizione chimica e le modalità di solubilizzazione, la conseguente ripartizione fra struttura austenitica e ferritica, la loro morfologia, dimensione e distribuzione in funzione della deformazione plastica a caldo, ecc.

Come per gli acciai strutturali a basso carbonio a matrice ferritica anche nel caso degli acciai duplex la tenacità a frattura nella regione di transizione e in campo di frattura fragile è caratterizzata da una ampia variabilità.

Il presente lavoro intende studiare il comportamento a frattura in transizione per un acciaio inossidabile duplex rivolgendo la propria attenzione ad un approfondimento degli aspetti microstrutturali e microfrattografici, alla possibilità di applicare metodi statistici per la descrizione della variabilità dei dati di tenacità alla frattura ed alla possibilità di applicare metodi di previsione di comportamento al variare della temperatura e delle dimensioni del campione di prova e/o della struttura.

PARTE SPERIMENTALE

La composizione chimica dell'acciaio inossidabile duplex utilizzato nel presente lavoro è indicata nella Tab. I.

La barra da cui sono stati ricavati i campioni per le prove è stata fabbricata a partire da una colata di acciaio ottenuta al forno elettrico ad arco per fusione di una carica selezionata di rottame e per affinazione in un convertitore AOD da 25 t, forgiando successivamente uno dei lingotti colati ad un diametro finale di 166 mm. Al termine della forgiatura è stato poi eseguito un trattamento termico di solubilizzazione a 1050 °C per circa 6 h di permanenza con successivo raffreddamento in acqua fortemente agitata. La microstruttura finale ottenuta è risultata costituita da 50% di ferrite ed austenite con una buona omogeneità fra cuore e superficie.

Dalla barra sono stati quindi ricavati in direzione longitudinale provini 1/2T SENB (single end notch bend) con intaglio in direzione circonferenziale e perpendicolare alla direzione di allungamento in forgiatura. Tutti i campioni sono stati ricavati da posizioni comprese fra 1/4 R e 3/4 R.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	B	Cu	N
0.012	0.41	1.54	0.21	0.001	22.23	3.26	5.33	0.009	0.0025	0.188	0.171

Tabella I: Composizione chimica in % in peso dell'acciaio inossidabile duplex



Per le prove di tenacità alla frattura si è fatto riferimento alla normativa ESIS P1-92. Le prove sono state condotte a temperature di 0 °C, -20 °C, -40 °C e -60 °C, e per ognuna temperatura si sono utilizzati 7 campioni, fatta eccezione per la prova a 0°C per la quale si è impiegata la tecnica monocampione.

Le superfici di frattura sono state osservate mediante un microscopio elettronico a scansione Cambridge Leo Evo 360 dotato di microsonda a dispersione di energia Link.

RISULTATI E DISCUSSIONE

I valori J_i ottenuti dalle prove di tenacità sono mostrati in Fig. 1, in funzione della temperatura di prova. J_i è uguale a $J_{pop\ in}$ nei campioni per i quali si è avuto un innesco di frattura per clivaggio, cui è sempre corrisposta una percepibile diminuzione del carico, “pop in”; per i campioni che invece hanno mostrato un comportamento duttile J_i è stato considerato pari al valore di $J_{0.2}$.

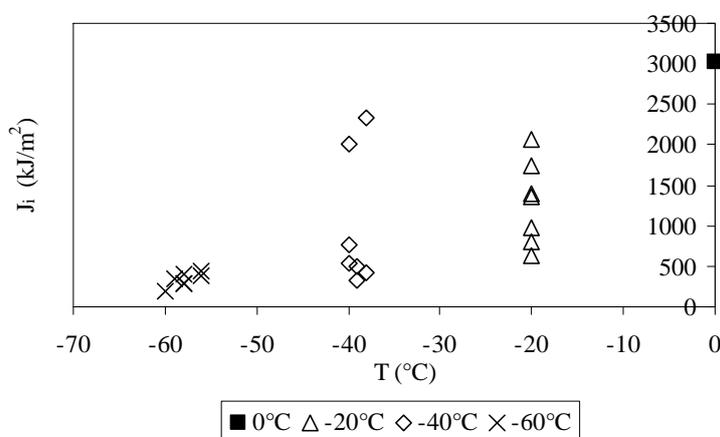


Figura 1: Valore di integrale J all’innesco, J_i , al variare della temperature di prova.

In questo caso non si tratta di campioni che nella dispersione di comportamento a frattura presentano una rottura di tipo duttile, bensì sono campioni che presentano comunque un innesco di frattura per clivaggio seguito da un immediato arresto, al quale non è associata una rilevazione palese dell’evento attraverso una diminuzione del carico repentina, e che procedono nel processo di frattura attraverso continui inneschi per clivaggio seguiti da immediati arresti dovuti al ruolo tenacizzante giocato dalla fase austenitica microscopicamente interconnessa con quella ferritica.

I valori di tenacità a frattura mostrano una rilevante variabilità nell’intervallo di transizione, in particolar modo a -20 °C e -40 °C; in corrispondenza del pianerottolo inferiore, a -60 °C, i valori sono meno dispersi e pur essendo all’estremo inferiore dell’intervallo di transizione, risultano in valore assoluto ancora piuttosto alti. Ciò significa che pur in presenza di un innesco per clivaggio, la deformazione della fase meno resistente, l’austenite, che precede tale momento è piuttosto estesa col risultato che la corrispondente tenacità a frattura arriva ad assumere valori elevati.

Alla temperatura superiore dell’intervallo di transizione, a 0°C, la tenacità a frattura risulta particolarmente elevata e corrisponde ad un comportamento completamente duttile dell’acciaio inossidabile duplex.

Per una analisi della distribuzione statistica dei valori di tenacità nella regione della transizione, in accordo con la norma ASTM E 1921-03 si è calcolato un valore di K_{Jc} in corrispondenza della nucleazione della frattura di clivaggio a partire dal corrispondente valore misurato di J_i , facendo ricorso all’equazione

$$K_{Jc} = \sqrt{J_i \frac{E}{1-\nu^2}}$$

nella quale E = modulo elastico e ν = modulo di Poisson.

Nonostante fosse già implicito nella formulazione proposta da Pineau e Beremin [6, 7], si riconosce a Wallin [8] il merito di aver mostrato che per un materiale statisticamente omogeneo, se si procede dai seguenti presupposti:

a) per la nucleazione iniziale di una microcricca di clivaggio assistita dalla deformazione plastica della matrice circostante è applicabile una ipotesi “weakest link”,



b) i campi di sforzi e deformazioni attorno all'apice della cricca sono geometricamente simili, e
 c) possono essere normalizzati facendo ricorso all'integrale J (o a K_J^2),
 si ottiene una distribuzione della tenacità alla frattura secondo la funzione di Weibull a due parametri, incrementati poi a tre per introdurre un valore di tenacità minimo:

$$F(K_{J_c}) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{K_{J_c} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^m\right] \quad \text{o} \quad F(J_c) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{J_c - J_{\min}}{J_0 - J_{\min}}\right)^m\right]$$

nella quale i tre parametri m (o m'), K_0 (o J_0) e K_{\min} (o J_{\min}) sono rispettivamente il modulo di Weibull (o parametro di forma o di dispersione dei dati), la tenacità a frattura caratteristica (o parametro di scala), e la tenacità a frattura minima o di soglia, ovvero il valore dell'intensità del campo al di sotto del quale la probabilità di frattura è pressoché nulla. Dalla relazione fra K e J risulta che $m = 2 m'$.

$F(K_{J_c})$ (o $F(J_c)$) rappresentano la distribuzione della probabilità per la tenacità alla frattura.

Questa distribuzione di Weibull a tre parametri è stata adottata nella normativa ASTM E1921 - 98 [9]. La E1921 ha anche recepito il concetto di "master curve", derivata su base empirica da Wallin [10, 11] per descrivere la dipendenza dalla temperatura della tenacità a frattura degli acciai da costruzione ferritici nella regione di transizione duttile-fragile.

La master curve definisce la tenacità a frattura media ad ogni temperatura nell'intervallo di transizione in condizioni di snervamento su piccola scala; la curva della tenacità a frattura K_{J_c} media, $K_{J_c(\text{med})}$, per campioni di spessore $1T$ (1 pollice = 25,4 mm) è descritta dalla equazione:

$$K_{J_c(\text{med})} = 30 + 70 \exp[0.019(T - T_0)]$$

nella quale T = temperature di prova ($^{\circ}\text{C}$) e T_0 = temperatura di riferimento ($^{\circ}\text{C}$).

Nel caso lo spessore dei campioni, o se del caso della struttura, non sia pari ad $1T$, la rispettiva tenacità a frattura va normalizzata allo spessore $1T$ per mezzo dell'equazione:

$$K_{J_c(x)} = K_{\min} + [K_{J_c(0)} - K_{\min}] \cdot \left(\frac{B_0}{B_x}\right)^{\frac{1}{4}}$$

nella quale $K_{J_c(0)}$ è il valore di K_{J_c} per il campione (struttura) che spessore B_0 , e $B_x = 1T$.

K_0 lo si calcola attraverso l'equazione:

$$K_0 = \sum_{i=1}^N \left[\frac{(K_{J_c(i)} - K_{\min})^4}{N} \right]^{\frac{1}{4}} + K_{\min}$$

Infine, la temperature di riferimento è data dall'equazione:

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0.019}\right) \ln \left[\frac{(K_{J_c(\text{med})} - 30)}{70} \right]$$

nella quale $K_{J_c(\text{med})} = K_{\min} + (K_0 - K_{\min})(\ln 2)^{1/4}$.

Un esempio delle regressioni lineari utilizzate per analizzare i dati sperimentali ottenuti alla temperatura di prova $T = -60^{\circ}\text{C}$ al fine di calcolare il valore di K_0 e la distribuzione della probabilità di frattura per la stessa temperatura è mostrato in Fig. 2.

Come si può osservare dalla Fig. 2, la regressione porta ad ottenere un valore differente da dal valore teorico pari a 4 per l'esponente m della distribuzione alla Weibull dei valori di tenacità.

La medesima osservazione si applica anche ai dati ottenuti alle altre temperature. Sulla influenza di vari fattori sul valore dell'esponente m sono stati pubblicati molti lavori nel recente passato [12-18]; uno degli effetti maggiori è giocato dal livello di "constraint", oltre che dall'effettivo ruolo giocato dai differenti parametri microstrutturali, dal relativo meccanismo di innesco della frattura per clivaggio, e dall'eventuale propagazione subcritica di frattura duttile.

L'indagine sull'influenza dei vari parametri sul valore assunto dal coefficiente m per la distribuzione dei dati di tenacità alle tre temperature di prova (Fig. 3) è ancora in corso e sarà oggetto di una futura comunicazione; va comunque fin d'ora rilevato che per i dati sperimentali ottenuti nel presente lavoro, m è più prossimo al valore teorico di 4 per quelli relativi ai



campioni portati a rottura a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, vale a dire alla temperatura alla quale si è certamente più lontani dalle condizioni di snervamento su piccola scala e per la quale le condizioni di constraint sono certamente inferiori.

Sia nelle Fig. 2 che nella Fig. 3 sono mostrate anche le distribuzioni descritte imponendo nella regressione $m = 4$. Il valore di m inferiore a 4 ottenuto per i dati a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ sembra potersi collocare con la distribuzione dei dati che vede due valori di tenacità piuttosto elevati rispetto al resto della popolazione; va al riguardo comunque messo in evidenza che non si tratta di due “run out”, bensì di valori che corrispondono al medesimo meccanismo di frattura degli altri campioni. Quanto osservato fa ritenere che rispetto alla descrizione statistica dei dati di tenacità a frattura in transizione degli acciai inossidabili duplex si debba ancora indagare più a fondo sia sui meccanismi di frattura che sull’influenza delle condizioni di constraint.

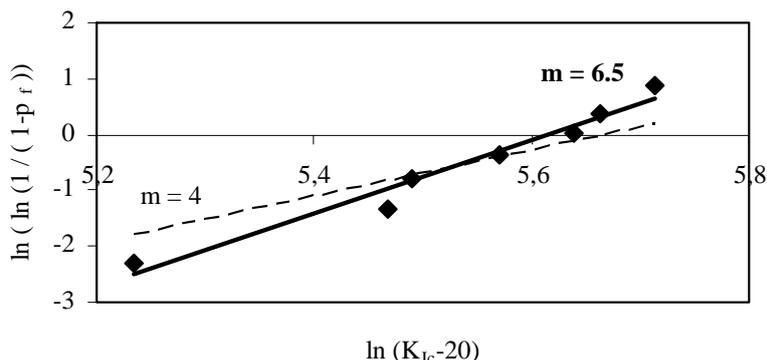


Figura 2: Esempio di analisi dei dati mediante regressione dei valori ottenuti a $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$.

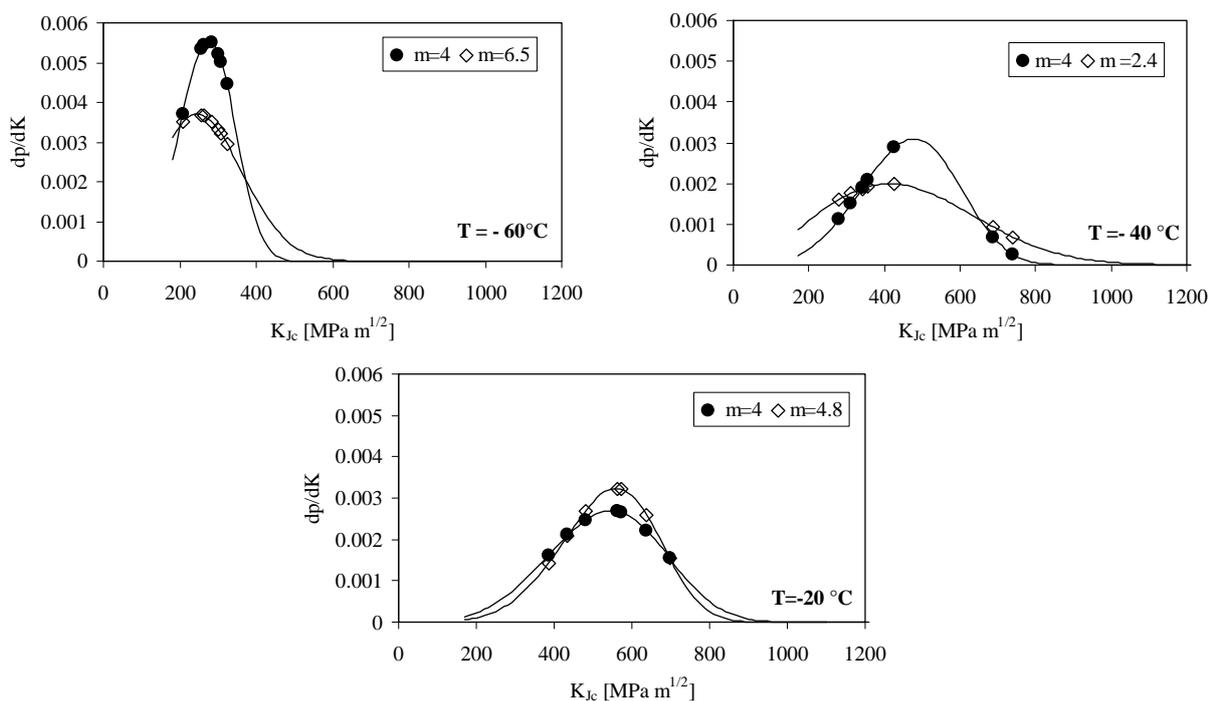


Figura 3: Probabilità di frattura in corrispondenza di $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

La temperatura di riferimento calcolata a partire dai dati sperimentali ottenuti alla temperatura di prova di $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ è $T_0 = -125\text{ }^{\circ}\text{C}$; dai dati sperimentali ottenuti a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ si calcola un valore di $T_0 = -136\text{ }^{\circ}\text{C}$ mentre per i dati ottenuti a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ T_0 è risultato pari a $-124\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Come si può osservare la temperatura di riferimento non risente della differente descrizione dalla distribuzione della probabilità di frattura data dall’esponente m ; questo si traduce anche in una buona corrispondenza delle Master curve ottenute a partire rispettivamente dai dati sperimentali ottenuti a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, come mostrato in Fig. 4.

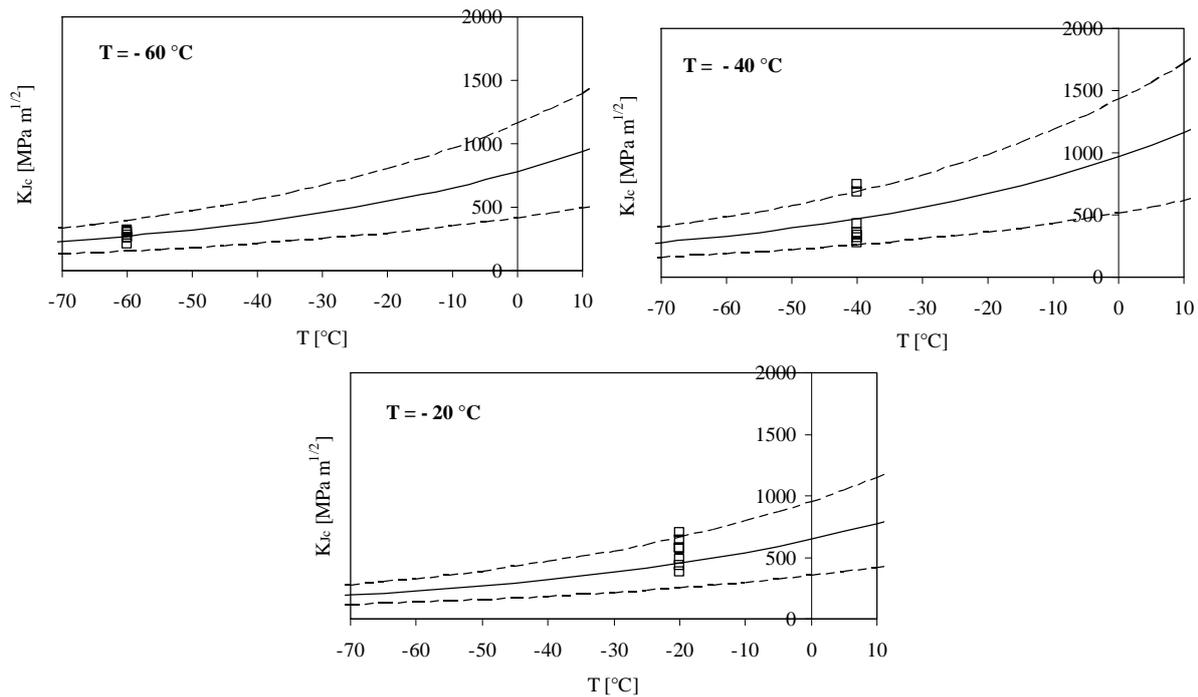


Figura 4: Master Curve ottenute a partire dai dati di tenacità a frattura misurati sperimentalmente alle temperature di -60 °C, -40 °C e -20 °C

Nella Fig. 5 sono infine riportate le caratteristiche microstrutturali e microfrattografiche; la microstruttura presenta i due costituenti, austenite (bianca) e ferrite (scura), estremamente interconnessi fra di loro, con la ferrite caratterizzata da una continuità pressoché completa. Il libero cammino medio all'interno di tali costituenti è attorno a qualche decina di micrometri, mentre la zona plastica che si sviluppa all'apice della cricca ha dimensioni molto più elevate (si consideri che per tutte le tre temperature di prova, pur subendo l'acciaio una transizione duttile-fragile con una rilevante diminuzione di tenacità alla frattura, l'innesco per clivaggio avviene sempre dopo il superamento dello snervamento generalizzato del legamento).

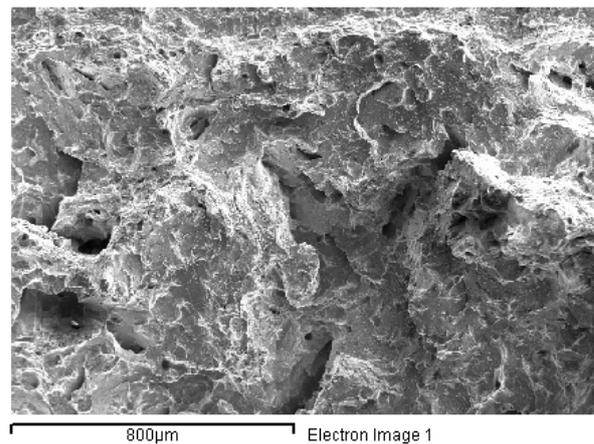


Figura 5: Aspetto metallografico dell'acciaio inossidabile duplex sperimentato e superficie di frattura di un campione sottoposto a prova alla temperatura di -60 °C

Il meccanismo di innesco del clivaggio che si può ipotizzare prevede che nella prima fase di carico si verifichino intensi fenomeni di plasticizzazione all'apice della cricca e che tali fenomeni riguardino prevalentemente la fase austenitica, meno resistente di quella ferritica.



L'accumularsi di dislocazioni all'interfaccia austenite-ferrite può rappresentare il fenomeno locale in grado di promuovere l'innescò di una microcricca nelle ferrite adiacente, con una propagazione più o meno estesa in funzione delle condizioni geometriche locali, fino al primo interfaccia con l'austenite che molto verosimilmente rappresenta un punto di arresto per la frattura.

La microcricca propagatasi rilascia il campo locale di tensioni e rende possibile l'accumulo di altre dislocazioni in altre zone della fase austenitica, consentendo ulteriori inneschi ed arresti di frattura fragile per clivaggio all'interno della ferrite.

Il primo evento in assoluto dipende poi dalle condizioni locali determinate dal cammino libero medio delle dislocazioni nell'austenite, dal grado di costrizione plastica locale influenzato dalle dimensioni medie reciproche delle fasi austenite e ferrite, dalla tessitura della ferrite rispetto al piano di accumulo delle dislocazioni in modo che il possibile piano di clivaggio risulti più o meno favorito rispetto alle sollecitazioni determinate dalla deformazione nell'austenite, ecc.

Queste ipotesi sul meccanismo di cedimento per innescò di clivaggio portano anche a ritenere che il primo evento che si verifica corrisponde al punto di maggiore debolezza (weakest link) fra tutti quelli distribuiti statisticamente nel volume all'apice della cricca e che pertanto siano applicabili anche alla frattura in transizione degli acciai inossidabili bifasici i metodi di analisi della distribuzione statistica sviluppati per gli acciai ferritici da costruzione al carbonio o basso legati.

CONCLUSIONI

Nel presente lavoro si è analizzato il comportamento a frattura in transizione di un acciaio inossidabile duplex; si è in primo luogo indagata la possibilità di applicare metodi statistici per la descrizione della variabilità dei dati di tenacità alla frattura. Per la discussione si è quindi rivolta l'attenzione ad un approfondimento degli aspetti microstrutturali e microfotografici, per avanzare ipotesi sul meccanismo di innescò della frattura per clivaggio. Infine si è indagata la possibilità di applicare metodi di previsione di comportamento a frattura al variare della temperatura.

I risultati ottenuti consentono di concludere che:

- il meccanismo di cedimento della ferrite per clivaggio nella regione di transizione ed alle più basse temperature sembra avere le caratteristiche di un fenomeno governato da un principio weakest link e come tale è descrivibile in termini statistici dagli stessi modelli sviluppati per gli acciai ferritici da costruzione al carbonio o basso legati
- i modelli di distribuzione statistica alla Weibull sembrano descrivere accuratamente la distribuzione dei valori di tenacità alla frattura; i parametri di interpolazione tuttavia risentono probabilmente delle condizioni di constraint all'apice della cricca, dei fenomeni di plasticizzazione e di eventuale avanzamento subcritico di frattura duttile
- i valori di tenacità a frattura ottenuti ad una singola temperatura hanno consentito di prevedere con buona approssimazione il comportamento a transizione dell'acciaio inossidabile duplex sperimentato attraverso l'applicazione del metodo della Master Curve.

BIBLIOGRAFIA

- [1] D.A. Curry, F.J. Knott, *Met. Sci.*, 10 (1976) 1.
- [2] J.D. Landes, D.H. Shaffer, *ASTM STP 700* (1980) 368.
- [3] F.M. Beremin, *Met. Trans. A*, 14A (1983) 2277.
- [4] G. T. Hahn, *Met. Trans. A*, 15A (1984) 947.
- [5] Y. Y. Wang, *A two-parameter characterization of elastic-plastic crack-tip and applications to cleavage fracture*, PhD thesis, Dept. of Mech. Eng, MIT, Boston, (1991).
- [6] A. Pineau, in "Advances in Fracture Research", *Proceedings 5th ICF*, 1, d. Francois Ed., Pergamon Press, Oxford, (1981) 553.
- [7] F.M. Beremin, *Metallurgical Transactions A*, 14A (1983) 2277.
- [8] K. Wallin, *Engineering Fracture Mechanics*, 19 (1984) 1085.
- [9] American Society for Testing and Materials. Test method for the determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range. *ASTM E-1921*, (1998).
- [10] K. Wallin, *Int. J. Mater. Product. Technol.* 14, (1999) 342.
- [11] D.E. McCabe, J.G. Merkle, K. Wallin, *ASTM STP 1360*, (1999) 21.
- [12] C. Ruggieri, X. Gao, R. H. Dodds Jr., *Engineering Fracture Mechanics*, 67 (2000) 101.
- [13] N.P. O'Dowd, Y. Lei, E.P. Busso, *Engineering Fracture Mechanics*, 67 (2000) 87.
- [14] X. Gao, R.H. Dodds, Jr., *International Journal of Fracture*, 102 (2000) 43.



- [15] C. Ruggieri, *International Journal of Fracture*, 110 (2001) 281.
- [16] X. Gao, G. Zhang, T.S. Srivatsan, *Mat. Sci. and Eng. A*, 415 (2006) 264.
- [17] R. Bouchard, G. Shen, W.R. Tyson, *Engineering Fracture Mechanics*, 75 (2008) 3735.
- [18] K. Wallin, A. Laukkanen, *Engineering Fracture Mechanics*, 75 (2008) 3367.