

CARATTERIZZAZIONE A FRATTURA DI ACCIAI PER BULLONERIA LEGATI O MICROLEGATI AL BORO

M. Faccoli¹, G. M. La Vecchia¹, R. Roberti¹, V. D'Auria²

¹*Dipartimento di Ingegneria Meccanica, Università degli Studi di Brescia
Via Branze 38 - 25123 Brescia*

²*Lucchini C.R.S., Via della Resistenza 2 - 57025 Piombino (LI)*

SOMMARIO: Nel presente lavoro diversi tipi di acciai da bulloneria ad elevata resistenza, sia legati che microlegati al boro, sono stati caratterizzati dal punto di vista della resistenza a frattura, mediante prove di resilienza e di meccanica della frattura (integrale J e CTOD), oltre che attraverso analisi di tipo microstrutturale e frattografico. E' stato in tal modo possibile, innanzitutto, individuare i parametri in grado di descrivere le condizioni prossime all'inesco (J_{sw} e δ^*) e, quindi, interpretare la risposta dei diversi acciai nei confronti della propagazione di tipo stabile (curve J-R). Il confronto effettuato a pari classe di resistenza tra acciai legati e microlegati al boro ha inoltre consentito di valutare quantitativamente l'effetto delle aggiunte di boro nei confronti del comportamento a frattura.

PAROLE CHIAVE: acciai da bulloneria, tenacità alla frattura, integrale J, CTOD.

INTRODUZIONE

La messa a punto di acciai da bulloneria che garantiscano proprietà meccaniche conformi a quanto richiesto dalle normative (UNI EN 20898, UNI 3740, UNI ISO 3800), oltre che risparmi dal punto di vista dei costi di produzione impone, innanzitutto, una caratterizzazione meccanica mirata alle esigenze dettate dal tipo di utilizzo e non più limitata alle sole prove di tipo tradizionale e rende pressochè necessaria una caratterizzazione microstrutturale in grado di interpretare i diversi meccanismi che governano i possibili tipi di cedimento dei componenti realizzati con tali acciai, in modo da poter proporre agli utilizzatori materiali contraddistinti da performances sempre più controllabili e prevedibili. Per ottimizzare i tipi di acciaio destinati alla realizzazione di viti ad alta resistenza è, pertanto, per prima cosa necessario definire i massimi tenori ammissibili degli elementi nocivi per poter garantire il controllo del tipo e della distribuzione delle inclusioni non metalliche, condizione che si traduce in una serie di restrizioni circa le procedure di acciaieria adottabili; risulta inoltre fondamentale giungere alla definizione dei cicli di trattamento termico che, in funzione della composizione chimica, devono assicurare, oltre al raggiungimento di prefissati valori di carico di rottura, anche l'ottenimento di buone proprietà di deformabilità della matrice metallica. Proprio con l'obiettivo di giungere all'ottenimento di bulloni ad alta resistenza contraddistinti da minori costi di produzione si sta progressivamente estendendo l'impiego degli acciai microlegati al boro che, rispetto ai tradizionali tipi legati, presentano proprietà di temprabilità confrontabili pur in presenza di un minore tenore di

elementi di lega (Boron Steels, 1951, Robbins, Lawless, 1950, Boron Steel, 1953, O.E.C.E, 1954, Montenovi et al., 1987). Sia per gli acciai contenenti in analisi boro che per quelli privi di questo elemento è necessario fornire al progettista e agli utilizzatori una caratterizzazione meccanica il più possibile completa, in grado di consentirne una scelta funzione delle richieste derivanti dalle condizioni di utilizzo e, pertanto, oltre alla caratterizzazione meccanica classica (prove di trazione, durezza, resilienza e fatica) risulta di non trascurabile interesse anche la sperimentazione basata sulle prove di meccanica della frattura per assicurare l'utilizzo dei componenti in condizioni di sollecitazione sufficientemente lontane da quelle che possono indurre la rottura e di rilassamento per garantire durante l'esercizio la presenza di un appropriato serraggio.

Per quanto riguarda specificatamente la risposta nei confronti della frattura risulta essere prioritaria in tutti quei casi per i quali al termine del ciclo produttivo del bullone o durante l'esercizio nel componente si vengono a creare delle microcricche (es. stadio di esecuzione della filettatura o presenza di ambiente aggressivo) o risultano modificate le proprietà di resistenza alla frattura (tipico è l'esempio della fragilità indotta dall'idrogeno derivante dalle operazioni di zincatura) rispetto a quelle che si possono prevedere a temperatura ambiente in presenza di microstruttura martensitica rinvenuta.

Nel presente lavoro, che costituisce parte di una ricerca incentrata sulla caratterizzazione di alcuni tipi di acciai da bulloneria ad alta resistenza, realizzata in collaborazione con il Centro Ricerche e Sviluppo della Lucchini (Roberti et al., 1996, Chioatto et al., 1997), si sono in particolare indagati gli stadi di innesco e di propagazione di tipo stabile della frattura sottoponendo a prove di integrale J e di CTOD campioni appartenenti a diverse famiglie di acciai da bulloneria sia legati che microlegati al boro. E' stato in tal modo possibile valutare quantitativamente e, a pari classe di resistenza, l'influenza del boro nei confronti della resistenza a frattura.

PARTE SPERIMENTALE

La caratterizzazione a frattura è stata effettuata su campioni ottenuti da viti appartenenti a tre classi di resistenza sia di tipo legato che microlegato al boro, la cui composizione chimica ed i cicli di trattamento termico sono riportati rispettivamente nelle Tabella 1 e 2. I campioni necessari per l'esecuzione delle prove di trazione e di resilienza sono stati ricavati direttamente dalle viti e, pertanto, visti i limiti dimensionali dovuti al diametro del gambo delle viti stesse, è stato possibile ottenere provini Charpy V a norma solo per le classi 10.9 e 12.9, mentre per la classe 8.8 le dimensioni dei campioni sono risultate essere 10x5x55 mm.

Tabella 1: composizione chimica degli acciai analizzati

| Acciaio | C | Mn | Si | Cr | Mo | Ti | Al | S | P | B | O ₂ | N ₂ |
|----------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|-----|----------------|----------------|
| | % | % | % | % | % | % | % | % | % | ppm | ppm | ppm |
| C35Cr1 | 0,33 | 1,30 | 0,26 | 0,34 | 0,01 | 0,003 | 0,024 | 0,013 | 0,015 | -- | 18 | 95 |
| C26B | 0,26 | 0,93 | 0,18 | 0,19 | 0,01 | 0,050 | 0,025 | 0,003 | 0,020 | 30 | 19 | 93 |
| 34Cr4 | 0,34 | 0,73 | 0,12 | 1,10 | 0,02 | 0,019 | 0,013 | 0,008 | 0,011 | -- | 22 | 89 |
| 30MnB3 | 0,28 | 0,87 | 0,12 | 0,16 | 0,02 | 0,043 | 0,024 | 0,008 | 0,012 | 25 | 20 | 107 |
| 34CrMo4 | 0,35 | 0,72 | 0,11 | 1,06 | 0,17 | 0,018 | 0,013 | 0,008 | 0,010 | -- | 22 | 77 |
| 30CrMnB1 | 0,30 | 0,82 | 0,14 | 0,13 | 0,09 | 0,050 | 0,021 | 0,012 | 0,012 | 27 | 22 | 107 |

Tabella 2: parametri caratterizzanti i cicli di trattamento termico

| Acciaio | Classe | Temperatura di tempra [C°] | Mezzo di tempra | Temperatura di rinvenimento [C°] | Tempo di rinvenimento [min] |
|----------|--------|----------------------------|-----------------|----------------------------------|-----------------------------|
| C35Cr1 | 8.8 | 900 | | 550 | |
| C26B | 8.8 | 900 | | 520 | |
| 34Cr4 | 10.9 | 860 | olio a 60 C° | 510 | 90 |
| 30MnB3 | 10.9 | 900 | | 440 | |
| 34CrMo4 | 12.9 | 860 | | 490 | |
| 30CrMnB1 | 12.9 | 870 | | 410 | |

Relativamente alla prova di resilienza si è anche provveduto alla valutazione del comportamento dei diversi acciai in fase di transizione eseguendo una serie di prove a temperatura inferiore a quella ambiente.

Per quanto riguarda le prove di meccanica della frattura si è fatto uso di campioni SENB intagliati e precriccati in corrispondenza della mezzeria fino a metà altezza ed aventi dimensione 5x10x55 mm per la classe 8.8 e 6,25x12,5x57 mm per le restanti due classi di resistenza. I diversi tipi di acciaio sono stati sottoposti a temperatura ambiente a prove di integrale J e di CTOD con la finalità di indagare sia lo stadio di innesco che quello di propagazione della frattura. Le prove sono state completate da osservazioni frattografiche e da analisi microstrutturali eseguite al microscopio elettronico a scansione finalizzate alla definizione dei parametri che governano il meccanismo di cedimento.

RISULTATI

Prove di trazione, durezza e resilienza

In Tabella 3 sono riportati oltre al coefficiente di incrudimento i risultati della caratterizzazione di tipo tradizionale che usualmente viene effettuata sugli acciai da bulloneria ad alta resistenza.

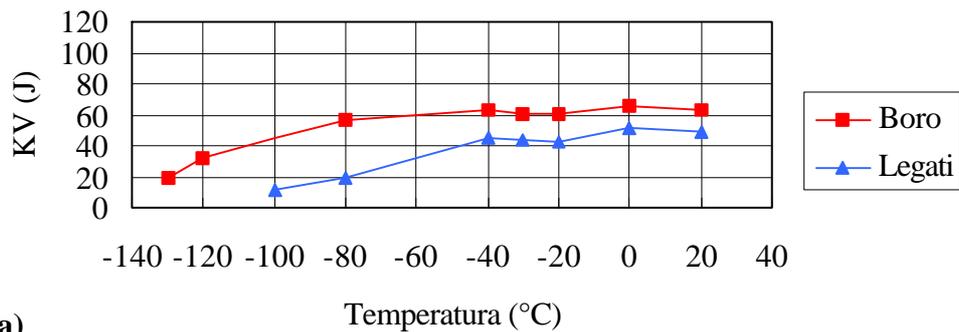
Tabella 3 : risultati delle prove di trazione, durezza e resilienza

| Acciaio | Rm [MPa] | Rp0,2 [MPa] | A [%] | Z [%] | n | HRC | KV [J] |
|----------|----------|-------------|-------|-------|-------|------|--------|
| C35Cr1 | 921 | 851 | 19 | 64 | 0,097 | 28,5 | 49 |
| C26B | 925 | 873 | 19 | 69 | 0.072 | 28,2 | 64 |
| 34Cr4 | 1053 | 1026 | 13 | 59 | 0.035 | 34,3 | 75 |
| 30MnB3 | 1109 | 1086 | 14 | 66 | 0.019 | 36 | 108 |
| 34CrMo4 | 1249 | 1193 | 11 | 52 | 0.071 | 40 | 51 |
| 30CrMnB1 | 1261 | 1229 | 10 | 51 | 0.054 | 39,4 | 62 |

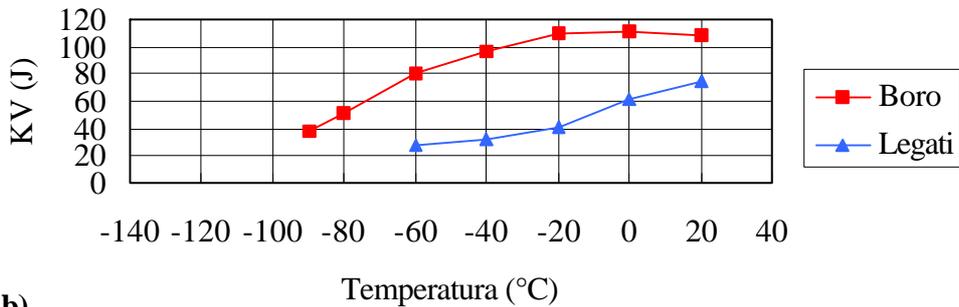
Come può essere rilevato dai dati contenuti in tabella il confronto tra gli acciai legati e quelli microlegati al boro effettuato a pari classe di resistenza evidenzia per questi ultimi un incremento sia del carico di rottura che di quello di snervamento, garantisce una maggiore deformabilità della matrice (Z e n), non ha effetto sui valori di durezza e porta ad un sensibile miglioramento della risposta agli urti (KV).

Per quanto riguarda specificatamente le prove di resilienza eseguite a temperatura ambiente hanno evidenziato, indipendentemente dalla geometria di campione utilizzata, un comportamento alla frattura di tipo duttile, comportamento confermato oltre che dagli elevati valori di energia assorbita durante l'urto anche dalle osservazioni frattografiche condotte sui diversi campioni sottoposti a prova che, al variare del tipo di acciaio esaminato, sono risultati essere sempre caratterizzati da una superficie di frattura totalmente costituita dall'unione delle microcavità formatesi attorno alle inclusioni non metalliche ed ai carburi.

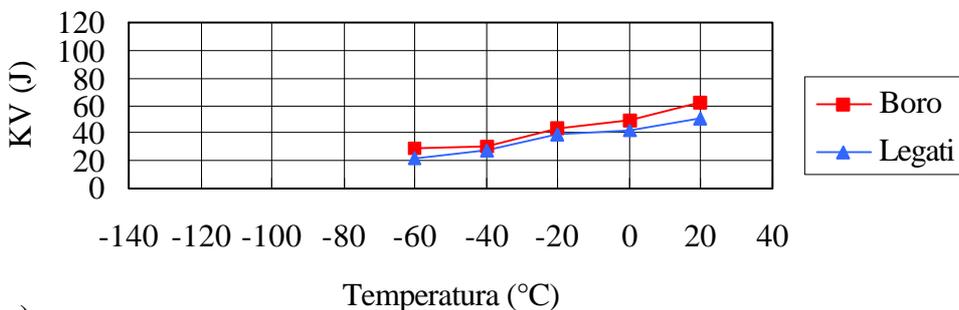
Le curve di transizione ottenute per i diversi acciai esaminati sono riprodotte in Fig.1.



a)



b)



c)

Figura1: Curve di transizione a) classe 8.8, b) classe 10.9 e c) classe 12.9

Ferma restando l'impossibilità di un confronto diretto tra i dati ottenuti sottoponendo a prove gli acciai appartenenti alla classe 8.8 con quelli delle restanti famiglie, le curve riprodotte in figura evidenziano la superiorità degli acciai al boro.

Essendo peraltro noti i limiti progettuali legati alla prova di resilienza, che fra l'altro non consente di discriminare il livello di energia necessario per promuovere l'innesco della frattura da quello richiesto durante la fase di propagazione e volendo invece analizzare nel dettaglio gli effetti associati alle introduzioni in analisi di boro in entrambi i sopra citati stadi del cedimento a frattura, è stato necessario ampliare la sperimentazione anche attraverso una serie di prove di meccanica della frattura.

Prove di integrale J

In Fig.2 sono riportate le curve di resistenza J-R dei diversi tipi di acciai sottoposti a prova.

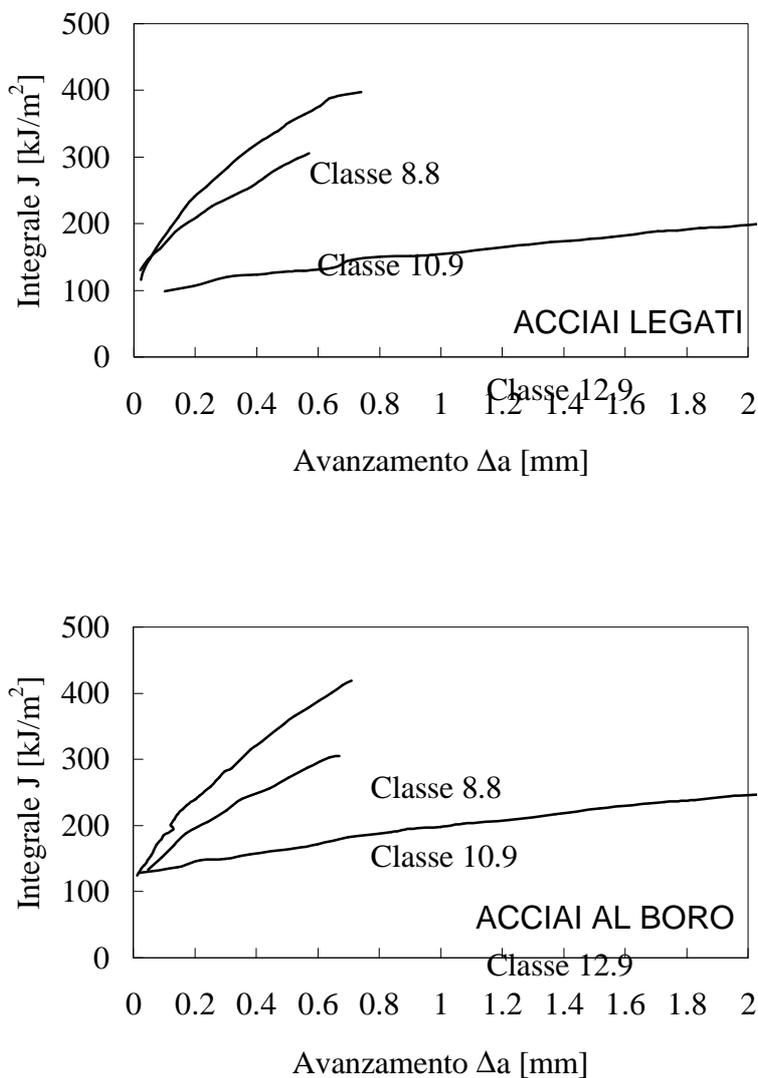


Figura 2: curve di resistenza alla frattura J-R per gli acciai analizzati

Dall'esame della figura emerge un miglior comportamento nei confronti della propagazione per gli acciai appartenenti alla classe 10.9 rispetto a quelli della classe 12.9 sia nel caso dei tipi legati che di quelli microlegati al boro. In perfetta analogia con

quanto già anticipato nel caso delle prove di resilienza il confronto tra le sopra citate famiglie di acciai e quelle appartenenti alla classe 8.8 non può essere invece effettuato in modo diretto riferendosi ai dati sperimentali riportati in figura, a causa delle diverse dimensioni dei campioni che inducono un diverso grado di costrizione laterale.

E' possibile invece correlare i risultati $J-\Delta a$ ottenuti a pari classe di resistenza al variare del tipo di acciaio: in queste condizioni, ad eccezione della classe 10.9 per la quale non si segnalano variazioni nella resistenza alla propagazione della frattura passando dalla famiglia legata a quella microlegata al boro, la presenza di quest'ultimo elemento induce un miglioramento nel comportamento a frattura.

Per quanto riguarda più specificatamente lo stadio di innesco della frattura in Tabella 4 sono riassunti i valori di J_{ic} ricavati in accordo con la normativa ASTM E 813 (al riguardo si segnala che le ridotte dimensioni dei campioni ricavati da viti appartenenti alla classe 8.8 hanno consentito l'ottenimento dei soli valori J_Q), di $J_{0,2}$ e di J_{szw} ottenuti applicando la norma ESIS P1-92D, unitamente all'estensione della zona di stiramento misurata in corrispondenza dell'apice della precricca di fatica al microscopio elettronico a scansione.

Volendo correlare i risultati della caratterizzazione a frattura con parametri microstrutturali legati al tipo di acciaio analizzato e volendo in particolare individuare una grandezza che approssimi al meglio la condizione di innesco della frattura si è deciso di utilizzare i valori dell'integrale J ricavati attraverso la misura dell'estensione della zona di stiramento presente all'apice della precricca di fatica (stretched zone width). I dati di J_{szw} ottenuti evidenziano un miglior comportamento nei confronti dell'innesco della frattura per i tipi microlegati al boro appartenenti alle classi 8.8 e 12.9 rispetto alle corrispondenti famiglie che, a pari classe di resistenza, non presentano boro in analisi. Per quanto riguarda la classe 10.9 non si segnalano invece miglioramenti della soglia corrispondente all'innesco ottenibili con aggiunte di boro.

Tabella 4: risultati dell'integrale J corrispondenti a grandezze caratterizzanti lo stadio di innesco

| Acciaio | J_{szw} [kJ/m ²] | $J_{0,2}$ [kJ/m ²] | J_{ic} [kJ/m ²] | zona di stiramento [μm] |
|----------|-----------------------------------|-----------------------------------|----------------------------------|----------------------------|
| C35Cr1 | 150 | 245 | 310* | 60 |
| C26B | 180 | 245 | 315* | 100 |
| 34Cr4 | 145 | 205 | 245 | 40 |
| 30MnB3 | 131 | 195 | 225 | 40 |
| 38CrMo4 | 95 | 106 | 113 | 30 |
| 30CrMnB1 | 130 | 135 | 145 | 40 |

Le osservazioni frattografiche condotte sui diversi tipi di acciaio entro la zona di propagazione della frattura hanno evidenziato un meccanismo di rottura di tipo duttile (Figura 3). A pari classe di resistenza il più basso indice di incrudimento della matrice tipico degli acciai microlegati al boro fa sì che, a pari distanza dall'apice della precricca di fatica, si osservino maggiori dimensioni delle microcavità che si sono formate attorno ai carburi ed alle inclusioni non metalliche durante la prova di flessione.

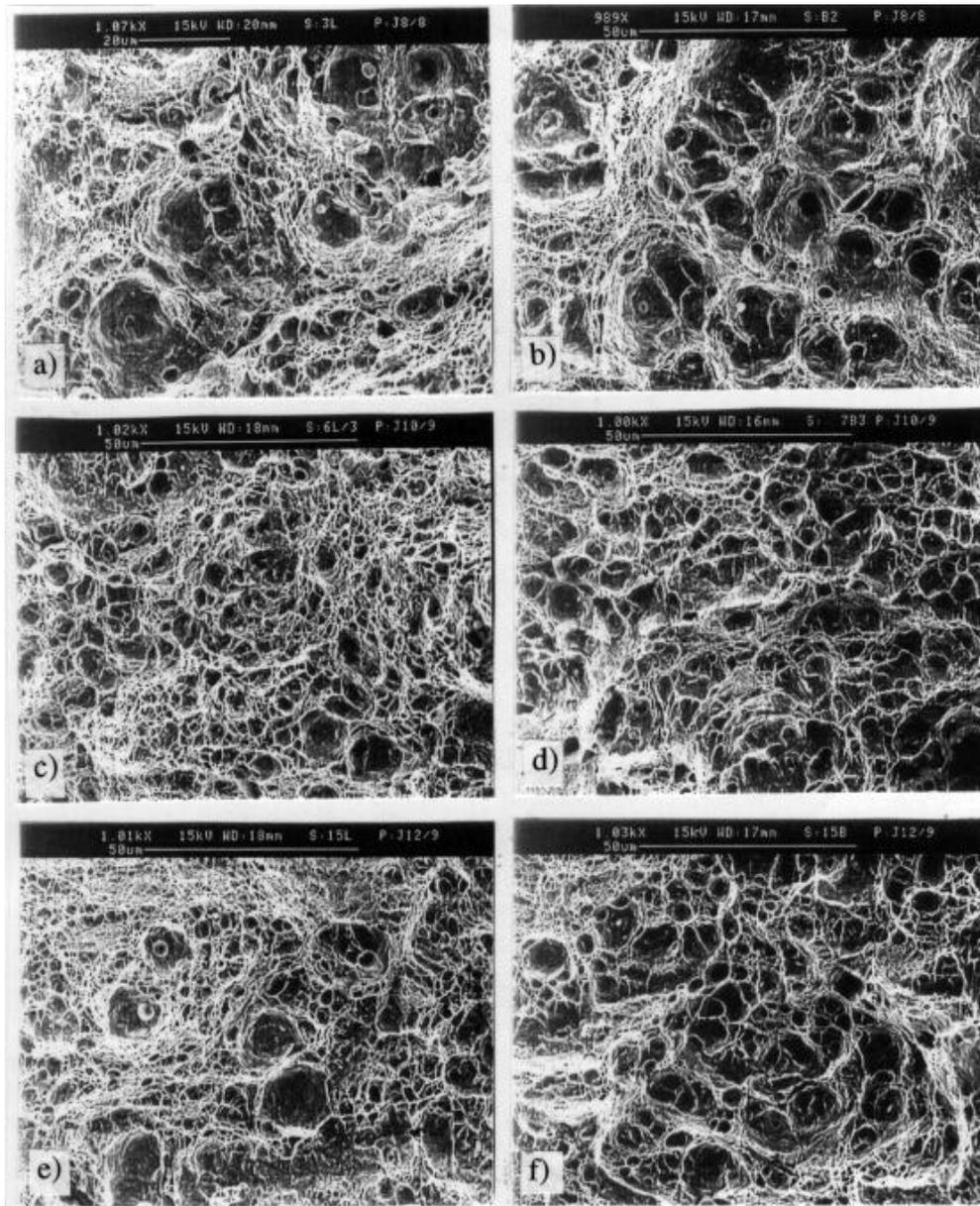


Figura 3: Esempi di morfologia di frattura - a) acciaio C35Cr1; b) acciaio C26B, c) acciaio 34Cr4, d) acciaio 30MnB3, e) acciaio 38CrMo4, f) acciaio 30CrMnB1. Le osservazioni si riferiscono a porzioni di superficie poste a 250 μ m dall'apice della precricca di fatica.

Le osservazioni microstrutturali effettuate nella mezzeria dei campioni su sezioni ortogonali al piano di avanzamento della frattura hanno evidenziato, nella zona presente immediatamente a valle dell'apice della precricca di fatica e caratterizzata, durante la flessione, da estesi fenomeni di plasticizzazione, la formazione di microcavità che, nel solo caso dei campioni microlegati al boro, tendono a localizzarsi in corrispondenza delle particelle di nitruro di titanio a causa della marcata differenza di deformabilità tra matrice e inclusioni che spesso comporta anche la rottura delle particelle dotate di elevata durezza (Fig.4). Tali particelle risultano presenti solo nel caso degli acciai contenenti in analisi boro dovendo, in questo caso, essere garantita una sufficiente temprabilità del

materiale, condizione che si traduce nella presenza di un opportuno tenore di boro efficace ottenibile limitando la presenza di azoto libero proprio attraverso la formazione di nitruri di elementi che, come il titanio, presentano elevata affinità per l'azoto. Nel caso degli acciai legati non essendo presenti precipitati di rilevanti dimensioni le microcavità tendono a nuclearsi in corrispondenza delle inclusioni non metalliche quali solfuri o ossidi e dei carburi (Fig.5)

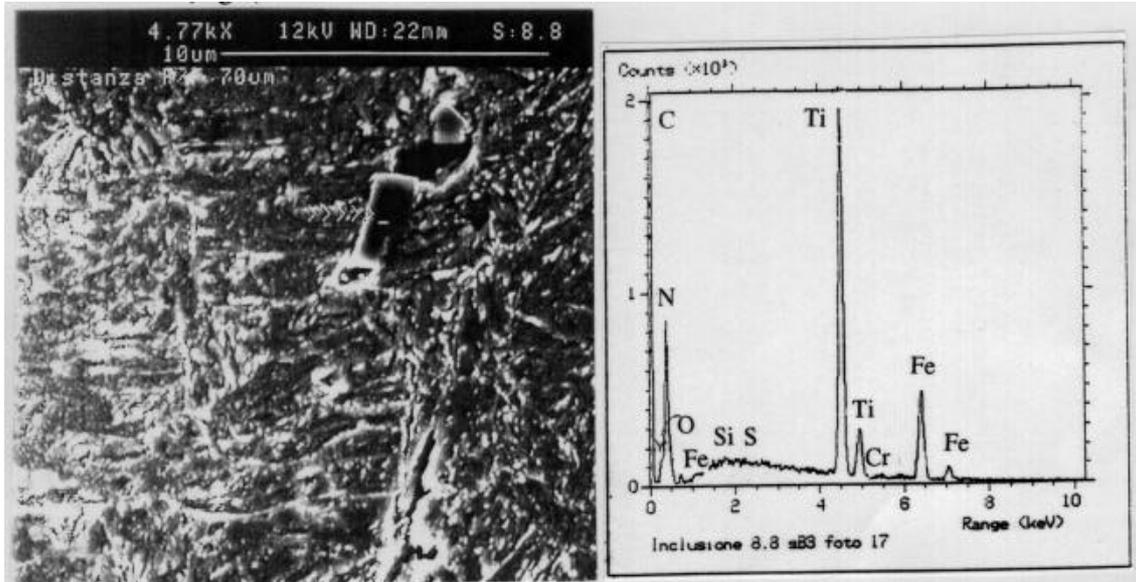


Figura 4: esempio deformazione di microcavità in corrispondenza di una inclusione di nitruro di titanio e relativo spettro EDS - acciaio C26B, distanza dall'apice della precricca 70 mm.



Figura 5: esempio di formazione di microcavità in corrispondenza di carburi - acciaio 38CrMo4 distanza dall'apice della precricca 20 mm.

Prove di CTOD

Anche in questo caso, in perfetta analogia con quanto fatto per le prove di integrale J, si è iniziata la sperimentazione in accordo con la normativa BS 7448 ricavando i valori dello spostamento dell'apice della cricca in corrispondenza del carico massimo (δ_m) e si è quindi proceduto alla determinazione di grandezze via via più prossime alla reale condizione di innesco della frattura (δ_i e δ^*) come riportato in Tabella 5.

Tabella 5: risultati delle prove di CTOD

| Acciaio | δ_i [mm] | δ_m [mm] | δ^* [mm] |
|----------|--------------------|--------------------|--------------------|
| C35Cr1 | 0,013 | 0,122 | 0,028 |
| C26B | 0,011 | 0,135 | 0,033 |
| 34Cr4 | 0,014 | 0,061 | 0,028 |
| 30MnB3 | 0,014 | 0,064 | 0,032 |
| 38CrMo4 | 0,015 | 0,058 | 0,024 |
| 30CrMnB1 | 0,019 | 0,053 | 0,030 |

Per quanto riguarda in particolare la grandezza δ_i essa è stata ottenuta in accordo alla norma UNI 9159 intersecando la generica curva di prova con una retta uscente dall'origine ed avente una pendenza pari al 95% di quella corrispondente alla parte lineare elastica iniziale del diagramma.

Avendo eseguito alcune prove di flessione interrotte in prossimità dei livelli di carico corrispondenti a quelli per i quali sono stati ricavati per i diversi acciai i valori di δ_i è stato possibile verificare, attraverso valutazioni di tipo frattografico, che tale grandezza, nel caso degli acciai esaminati, sottostimava la condizione di innesco e corrispondeva soltanto a condizioni di variazione dalla linearità rispetto al tratto iniziale della curva di prova interpretabili attraverso grandezze quali il carico di snervamento dell'acciaio e la geometria dei campioni.

Procedendo con ulteriori prove interrotte a valori di carico compresi tra quelli che avevano portato all'ottenimento di δ_i ed il carico massimo è stato possibile acquisire ulteriori dati sperimentali relativi a campioni caratterizzati da ridotto avanzamento di tipo stabile della frattura che interpolati hanno consentito l'ottenimento del valore di δ^* , grandezza corrispondente alla condizione $\Delta a = 0$. Per tutti gli acciai esaminati i valori di δ^* sono risultati superiori a δ_i ; confrontando tali valori a pari classe di resistenza si rileva una sia pure contenuta superiorità nei confronti dell'innesco per i tipi contenenti boro. Poiché dal punto di vista inclusionale in base ai tenori di ossigeno e di azoto non si possono prevedere sensibili differenze in termini di frazioni di volume e di interspazio tra le particelle di maggiore dimensione, la migliore risposta nei confronti dell'innesco è interpretabile in termini di maggiore deformabilità della matrice metallica, come peraltro confermato dai valori della strizione percentuale e dell'indice di incrudimento.

CONCLUSIONI

La caratterizzazione a frattura di diverse famiglie di acciai da bulloneria appartenenti alle classi di resistenza 8.8, 10.9 e 12.9 conferma la possibilità di sostituire i tipi legati con

quelli microlegati al boro, garantendo pari o migliorate proprietà meccaniche e riduzione dei costi di produzione.

Il miglior comportamento a frattura degli acciai microlegati è stato interpretato attraverso le diverse proprietà di deformabilità che contraddistinguono questi acciai e che garantiscono non solo una più semplice realizzazione del componente per deformazione plastica (realizzazione della testa della vite e ottenimento della filettatura) ma anche la possibilità di garantire in presenza di elevate caratteristiche tensili (maggiore R_m e $R_{p0.2}$ rispetto ai tipi legati) livelli di sollecitazione agenti all'apice della cricca più elevati senza per questo andare incontro a fratture premature.

Per quanto riguarda in particolare la condizione di innesco sono stati calcolati attraverso misure di tipo frattografico che tengono conto dell'estensione della zona di stiramento presente all'apice della precricca di fatica i parametri J_{szw} e δ^* , che ben approssimano la reale condizione di inizio del cedimento a frattura. Tali grandezze, sebbene in grado di interpretare il fenomeno fisico, risultano di difficile determinazione e, pertanto, nelle normative sono sostituite dai parametri ingegneristici J_{Ic} e δ_I . E' interessante segnalare al riguardo come, relativamente al caso degli acciai testati, J_{Ic} rappresenta una sovrastima della condizione di innesco, al contrario di δ_I , parametro quest'ultimo che risulta per il progettista particolarmente cautelativo, in quanto non corrisponde al raggiungimento di sollecitazioni che inducono nei provini avanzamenti stabili della frattura.

BIBLIOGRAFIA

“Boron steel”, 1953, E.E. Thum ed., American Society for Metals.

“Boron steels”, 1951, Metals Progress, Aug., p.16

Chioatto, G. *et alii*, 1997 “Valutazione del rilassamento in viti ad alta resistenza: effetto della temperatura e della composizione chimica”, Convegno Materiali: ricerca e prospettive tecnologiche alle soglie del 2000, Milano 10 - 14 novembre.

Montenovi, P. *et alii*, 1987, “Attività sperimentale per lo sviluppo di acciai al boro” Atti XI Convegno Nazionale Trattamenti Termici, Salsomaggiore, AIM-p.291.

O.E.C.E, 1954, “Les aciers au bore - Fabrication et Utilisation”, Mission d'Assistance Technique n.124

Robbins, F.J., Lawless, J.J. 1950, “Use of boron steel in production”, Metals Progress, Jan., 1950, p.81

Roberti, R. *et alii*, 1996, “Aspetti metallurgici connessi con il comportamento a fatica, a rilassamento e a frattura di acciai per bulloneria”, Giornata di studio sulla bulloneria ad alta resistenza, Brescia 27/9/1996.