

TENACITA' A FRATTURA DI UN ACCIAIO PER STAMPI LEGATO AL BORO: INFLUENZA
DEI TRATTAMENTI TERMICI

R. Doglione*, R. Roberti**, D. Firrao*, R. Ferrario***

* Politecnico di Torino

** Politecnico di Milano

*** Alutek, Carmagnola

SOMMARIO

Viene studiato il comportamento a frattura di un nuovo acciaio per stampi di pressocolata di produzione Uddeholm, il QRO80 contenente boro. Allo scopo di ottimizzare le caratteristiche meccaniche dell'acciaio in funzione delle condizioni di esercizio e della sua resistenza agli shock termici, sono state prese in considerazione differenti varianti del trattamento di bonifica a cui il materiale deve essere soggetto. Conducendo quindi prove di durezza, di resilienza e di meccanica della frattura, ed integrando i risultati con osservazioni metallografiche e frattografiche, si dimostra come il QRO80 contenente boro sia una valida alternativa agli acciai AISI H11 e H13. Il lavoro si completa con un'approfondita discussione del meccanismo di frattura e della sua dipendenza dalla microstruttura del materiale.

INTRODUZIONE

Fra le tecnologie di fonderia per la produzione di particolari di motori automobilistici in leghe di alluminio (pistoni, carter, basamenti, ecc.), la pressocolata ha assunto in questi ultimi anni un'importanza sempre crescente per l'ottima qualità dei getti e per l'elevata produttività che consente di raggiungere.

L'ormai irreversibile sviluppo automobilistico che caratterizza i paesi avanzati, nonostante le ricorrenti fasi di recessione dell'economia, dimostra inequivocabilmente che l'industria ha elaborato un certo numero di strategie a lungo termine per fronteggiare i momenti di crisi, la principale delle quali è la lotta ai consumi energetici degli autoveicoli. Tale orientamento, che si è delineato parecchi anni fa soprattutto per motivi di costo, e che oggi trova giustificazione anche con considerazioni di minimizzazione d'impatto ambientale, continua a consolidarsi con l'introduzione sempre più massiccia di leghe leggere o di materiali non metallici al posto delle tradizionali leghe ferrose, acciaio e ghisa, con il

fine evidente di alleggerire il peso del veicolo per diminuire i consumi. In questa direzione l'attuale tendenza, che pare venga seguita soprattutto dall'industria automobilistica americana, sembra essere il sostituire il basamento del motore in ghisa delle comuni autovetture con un più leggero basamento in lega di alluminio. E' quindi facilmente prevedibile a breve termine un aumento della produzione di basamenti di motori in lega di alluminio per pressocolata, aumento che diventerà ancora più rilevante qualora, come probabile, le case automobilistiche europee e giapponesi decideranno di seguire l'esempio americano.

Di pari passo è aumentata, e sarà destinata ad aumentare ancora, la domanda di acciaio per stampi per pressocolata, e contemporaneamente è cresciuta la richiesta di prestazioni a questi materiali. Da un punto di vista metallurgico, l'innovazione in questo settore non ha ancora prodotto soluzioni soddisfacenti a basso costo, a causa delle severissime condizioni di esercizio degli stampi. Uno stampo per pressocolata di leghe di alluminio riceve il liquido in pressione a temperature dell'ordine di 620-690°C, riscaldandosi quindi localmente in pochi secondi a temperature che possono raggiungere i 400-500°C; il getto solidificato viene espulso dopo 20-30 secondi; lo stampo viene quindi investito con spruzzi di emulsioni di acqua e oli lubrificanti che hanno il duplice scopo di raffreddarlo a 100-200°C e di prepararne la superficie in modo da ridurre il fenomeno di adesione durante la solidificazione del metallo liquido. L'acciaio di cui è costituito lo stampo è quindi chiamato a resistere ad ogni ciclo di colata, che si consuma nell'arco di tempo dell'ordine di circa un minuto, all'azione combinata del calore e della pressione, in presenza dell'azione erosiva dell'alluminio liquido che scorre nello stampo prima di riempirlo e di intensi gradienti termici rapidamente variabili. All'acciaio sono quindi richieste doti di resistenza al rinvenimento alle temperature di lavoro, di durezza-resistenza all'erosione dell'alluminio liquido, resistenza agli shock termici e alla nucleazione e alla propagazione di cricche per fatica termomeccanica.

In più, considerando le fasi di fabbricazione dello stampo, è necessario che l'acciaio sia lavorabile all'utensile, sia saldabile e possieda ottime caratteristiche di temprabilità. Per completare il panorama, è necessario ricordare che spesso alcune fasi della sagomatura delle parti figura dello stampo prevedono lavorazioni per elettroerosione che possono indurre stati di tensione residua e alterazioni chimiche superficiali nell'acciaio, e quindi avere influenza sul comportamento in opera dello stampo. Inoltre, per aumentare la resistenza all'erosione da metallo liquido e la resistenza a fatica, lo stampo viene spesso nitrurato o nitrocarburato. Tale operazione, se dimostra di dare buoni risultati nella prima fase della vita dello stampo, provoca spesso una decrescita della vita dell'utensile dando luogo alla nucleazione di cricche in modo di frattura II, il cosiddetto "spalling" [1].

Dai brevi cenni fatti sull'utensile per pressocolata, emergono la lunghezza, la complessità e la delicatezza delle operazioni di progettazione, costruzione e di trattamento termico del medesimo; aggiungendo a ciò il costo del materiale, cioè di un acciaio ricco di elementi leganti anche costosi come cromo, molibdeno, tungsteno e vanadio, ci si rende conto di come la fabbricazione di uno stampo per pressocolata rappresenti un vero e proprio investimento, dato che quelli più importanti possono raggiungere svariate centinaia di milioni di lire.

Per ammortizzare costi di tale rilevanza, è di vitale importanza prolungare il più possibile la vita dell'utensile. Il principale fattore limitante della vita dello stampo sono le cricche indotte per fatica termica ("heat checking"), che si manifestano come fitto reticolo di fini cricche concentrate sulle superfici termicamente più esposte dell'utensile [2,3]. Le cricche vengono nucleate per fatica durante i cicli di riscaldamento e raffreddamento dello stampo: l'ingresso dell'alluminio caldo riscalda violentemente la superficie che, contrastata nella sua espansione termica dagli strati freddi sottostanti dell'acciaio, causa in questi forti stati di tensione in trazione, raggiungendo essa stessa uno stato di compressione; analogamente, quando dopo l'espulsione del getto la superficie dello stampo viene raffreddata a spruzzo, la contrazione locale contrastata dagli strati più caldi sottostanti genera di nuovo forti stati di tensione di trazione localizzati in superficie, ai quali si accompagnano stati di compressione negli strati sottostanti. Vi è dunque una continua alternanza di segno nelle componenti di tensione, sia in superficie, sia a distanze variabili ad questa, con una continua inversione del gradiente di tensione. L'esperienza mostra che le cricche che si generano e si propagano in un quadro tensionale così complesso tendono a nuclearsi simultaneamente in molte posizioni unendosi poi fra loro per formare un reticolo.

Sotto l'azione continuata della fatica termica, eventualmente esasperata dalla tensione indotta dall'alluminio liquido iniettato in pressione, le fessure si propagano molto in profondità, si allargano sotto l'azione erosiva eventuale della turbolenza localmente indotta nell'alluminio liquido, arrivando a rendere inservibile l'utensile molto prima di arrivare a vere e proprie rotture. Infatti, anche se il reticolo di cricche non penetra subito molto in profondità, è comunque in grado ben presto di deteriorare fortemente la qualità superficiale dei getti di alluminio, in quanto parte del liquido s'infiltra nelle fessure provocando locale incollaggio dell'alluminio all'acciaio e formazione di bave. Vi è inoltre la possibilità di rotture premature dello stampo a causa degli shock termici. In presenza di difetti nucleati per fatica, non è raro che si verifichi la rottura catastrofica di grosse parti dello stampo in seguito a sovraccarico termico [4]. La rottura in questi casi può originarsi sia in fase di colata, sia in fase di raffreddamento, a seconda della distanza di propagazione della cricca dalla superficie e dalla particolare conformazione geometrica della zona in cui la cricca è propagata.

Da quanto discusso finora emerge la necessità, che in prospettiva futura è destinata ad assumere sempre più rilievo, di riconsiderare a fondo la problematica delle prestazioni in esercizio degli acciai per stampi di pressocolata. L'indagine, che dovrà avere necessariamente carattere microstrutturale e meccanico, deve essere volta a focalizzare i punti deboli del materiale, allo scopo di stimolare la messa a punto di nuovi acciai di caratteristiche superiori. Da questo punto di vista già qualcosa si sta muovendo fra i produttori di acciaio: in acciaierie come la Thyssen, la Uddeholm, la Aubert & Duval, solo per citare alcuni nomi noti, sono da tempo allo studio nuove composizioni, alcune già immesse sul mercato, altre allo stato di colate sperimentali. E' stato quindi deciso di selezionare una di queste colate e affiancare il produttore nella caratterizzazione del materiale, anche al fine di considerare tali studi come punto di partenza per una ricerca sistematica su acciai per stampi di nuova formulazione.

CARATTERISTICHE MECCANICHE E METALLURGICHE DI UN NUOVO ACCIAIO PER STAMPI DI PRESSOCOLATA

I nuovi materiali per stampi di pressocolata sono l'evoluzione degli acciai classici, come gli AISI H10, H11 e H13. Fra i nuovi materiali ancora in fase sperimentale, si è scelto un acciaio della Uddeholm, il QRO 80 con boro; la composizione chimica della colata analizzata è riportata in Tabella 1. Al pari degli H10, H11 e H13, si tratta, allo stato di messa in opera, di un acciaio martensitico rinvenuto contenente carburi complessi. Si differenzia da quelli citati innanzitutto per la presenza di boro, che è stato introdotto allo scopo di sostituire una parte di elementi costosi come cromo e molibdeno, almeno per quanto concerne gli effetti sulla temprabilità.

Tabella 1: composizione chimica media percentuale in peso dell'acciaio QRO 80 con boro.

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cr	%Mo	%V	%B
0.4	0.75	0.3	0.012	0.023	2.6	2	1.2	0.002

Come è noto, infatti, il boro conferisce elevata temprabilità all'acciaio se aggiunto in tenori dell'ordine di 10 - 30 ppm. Quantità così piccole risultano poco costose, ma d'altra parte richiedono un elevato controllo del processo di fabbricazione dell'acciaio, in quanto percentuali superiori a quelle ottimali portano a diminuzioni della resistenza a caldo, comparsa di fragilità e diminuzione della temprabilità, mentre percentuali inferiori rendono il boro influente. In assenza di ossigeno, che provoca la formazione di B_2O_3 , o di azoto, che porta alla formazione di BN, il boro è presente nei borocarburi tipo $(Cr,Fe)_{23}(C,B)_6$ e $(Cr,Fe)_3(C,B)$. Durante l'austenitizzazione dell'acciaio, queste fasi si sciolgono completamente o in parte nell'austenite, e tendono poi a riprecipitare sottoforma di particelle piccolissime al bordo di grano durante lo spegnimento di tempra. Tale precipitazione, diminuendo l'energia del bordo di grano, è capace di esercitare un effetto avvelenante sulla nucleazione della ferrite proeutettoidica, con conseguente aumento della temprabilità dell'acciaio [4].

Grazie alle caratteristiche del boro negli acciai sopra discusse, nel materiale preso in considerazione è stato possibile diminuire il contenuto di Cr dal 4-5% al 2.6%; la contemporanea riduzione del contenuto di Si dallo 0.6-0.7% allo 0.3%, conferisce l'ulteriore vantaggio che, diminuendo l'attività del C, si stabilizzano fin da principio i carburi di V a grana fine tipo VC e si ritarda nel corso del rinvenimento la precipitazione di carburi ricchi di Cr tipo $Me_{23}C_6$. Si ottiene così un diagramma di rinvenimento piatto fino a circa 600°C, ed una durezza ancora elevata fino a 700°C.

Riassumendo, dal confronto del QRO 80 con boro con acciai tipo H10, H11, H13 ed altri simili si riscontra che [5]:

- le durezze del nuovo materiale sono uguali o superiori a quelle degli altri in tutti gli intervalli di temperatura
- la resistenza allo snervamento a caldo del QRO 80 con boro è generalmente

superiore a quella di acciai simili nell'intervallo di temperatura compreso fra 550 e 750°C

- la resilienza KU a temperature al di sopra di 300°C non scende mai al di sotto di 20 J, almeno fino a temperature al di sotto di A_{1C} , ed in particolare non c'è il crollo corrispondente al picco di durezza secondaria, che è invece tipico dell'H13 e di molti altri acciai per stampi a caldo.
- preliminari prove di laboratorio hanno indicato che la resistenza alla fatica termica del QRO 80 con boro è simile o superiore a quella di acciai simili d'impiego comune.

Rapportando i dati fin qui in possesso sul nuovo materiale all'articolata problematica metallurgico-meccanica di uno stampo per pressocolata, è evidente che per poter migliorare le prestazioni dell'utensile occorre necessariamente studiare la correlazione fra le caratteristiche meccaniche richieste e la microstruttura dell'acciaio. In particolare l'attenzione va focalizzata su tre fattori controllanti le prestazioni di uno stampo, cioè la nucleazione di cricche per fatica termomeccanica, la propagazione ancora per fatica e la possibilità di fratture premature a causa degli shock termici.

In questo contesto di studio preliminare, vista la difficoltà di condurre prove realmente significative di fatica termomeccanica, sia se si studia la nucleazione in presenza di erosione superficiale da metallo liquido, sia se si studia la propagazione, pare per il momento opportuno restringere il campo d'indagine alla resistenza agli shock termici degli stampi. E' quindi evidente che il fattore controllante dal punto di vista del materiale è la tenacità a frattura. L'accento sull'importanza di questa proprietà dell'acciaio ai fini di valutarne efficacemente l'adattabilità all'impiego prescritto in presenza di sbalzi termici, è stato messo in maniera sistematica fin dall'inizio degli anni 80 [6,7,8]; più recentemente [9] tale proprietà è stata assunta come caratteristica di confronto per l'ottimizzazione della microstruttura ai fini della resistenza alla fatica termomeccanica, provando a variare i parametri di trattamento termico [10]. In altri termini, sta emergendo in letteratura l'orientamento di caratterizzare gli acciai per stampi a caldo dal punto di vista della tenacità a frattura, vista come strumento per discriminare le prestazioni del materiale in opera e come termine di paragone per ottimizzare di conseguenza le variabili di trattamento termico.

PARTE SPERIMENTALE

Il QRO 80 con boro qui esaminato è stato colato come lingotto su scala di laboratorio, avente quindi una massa di 50 Kg. Il lingotto è stato laminato a caldo fino all'ottenimento di barrette spesse circa 20 mm, che sono state poi assoggettate a ricottura di sferoidizzazione. Dalle barrette è stata ricavata tutta una serie di campioni tipo Charpy-V con raggio di fondo intaglio pari all'usuale 0,25 mm. I campioni Charpy hanno subito un trattamento di bonifica articolato in diverse varianti. Comune a tutti i provini è stato un preriscaldamento graduale fino a 860°C e permanenza a tale temperatura per 60 minuti primi, seguito dal trattamento di austenitizzazione a 1050°C per altri 60 minuti. Le successive fasi di tempra e rinvenimento sono differenziate in sei varianti di ciclo: la tempra è stata eseguita in olio per i campioni delle serie B, C, F, mentre è

avvenuta con un getto di azoto alla pressione di 5 bar per i campioni delle serie A, D, E. Il rinvenimento è stato effettuato a 600°C, con due permanenze di 4.5 h alla temperatura indicata, per i provini di tipo B ed E, a 630°C con due rinvenimenti di 4.5 h ciascuno per i provini di tipo D ed F e tre rinvenimenti di 3 h ciascuno per i provini di tipo C, ed infine a 690°C, con due rinvenimenti di 4.5 h ciascuno, per i campioni di tipo A. In tutti i casi comunque, il tempo complessivo di permanenza alla temperatura di rinvenimento è stato di 9 h. In Tabella 2 sono riassunte tutte le varianti di trattamento termico adottate. In Figura 1 invece, a titolo di esempio, sono schematizzati i cicli completi di bonifica per i campioni di tipo B e C.

Il lavoro sperimentale sulla determinazione della tenacità è stato diviso in due fasi di studio. Nella prima fase sono state effettuate le prove di resilienza a temperature variabili fra la temperatura ambiente e 300°C, allo scopo primario di verificare che la temperatura di duttilità nulla fosse superiore a temperatura ambiente; l'ottenimento di curve KV-T

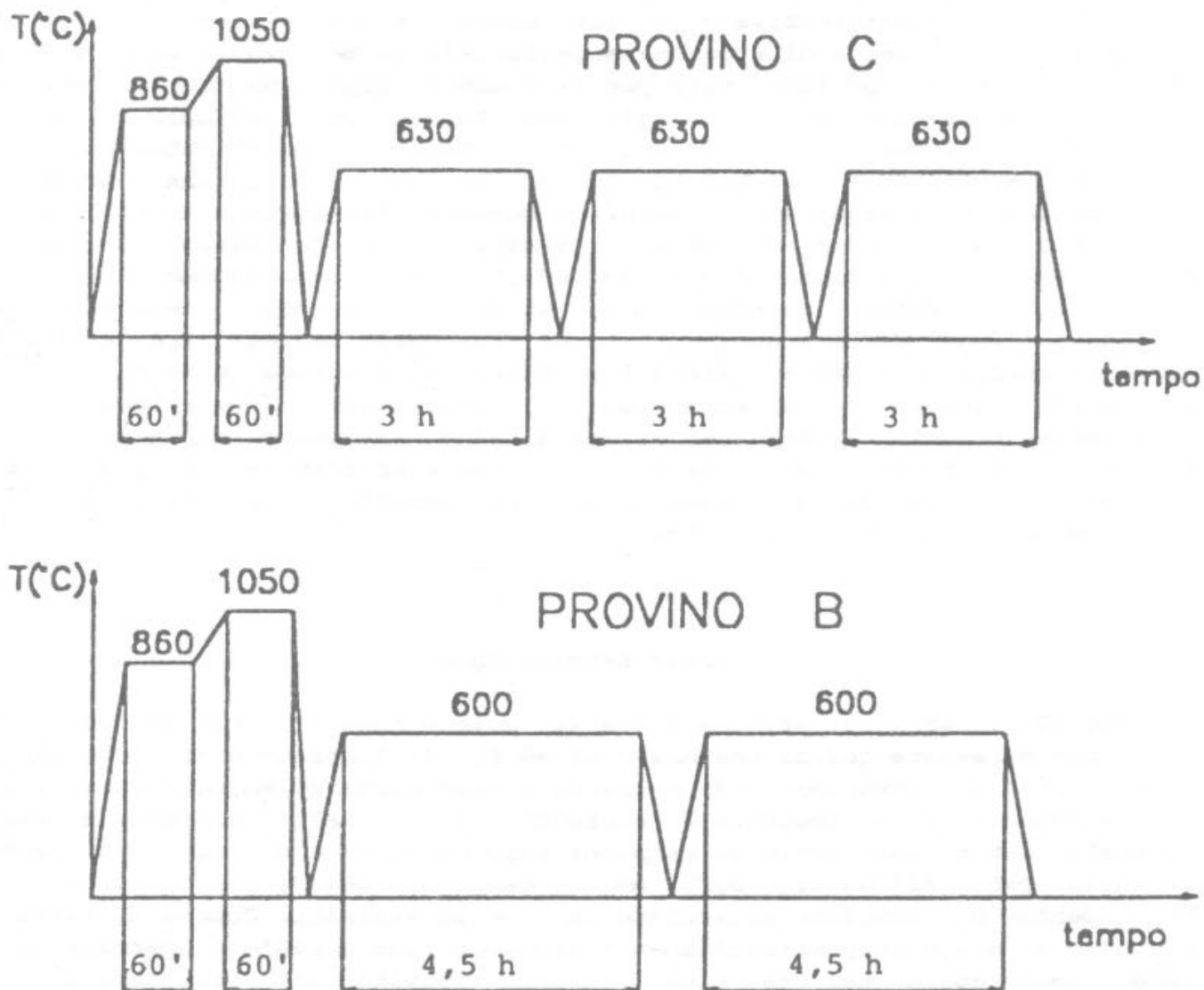


Figura 1: schema grafico dei cicli completi di bonifica per i provini della serie B e C (spegnimento in olio in entrambi i casi).

complete, con esatta determinazione dell'intervallo di transizione fra la frattura duttile e fragile per l'acciaio in ogni condizione di bonifica non rientrava nello scopo della prima fase. Ciononostante, in una condizione di ciclo termico (ciclo D), il numero dei campioni provati è stato aumentato fino ad ottenere un'approssimazione sufficiente dell'intera curva di energia assorbita in funzione della temperatura. Negli altri casi ci si è limitati all'ottenimento di un andamento schematico, concentrandosi maggiormente sull'individuazione del pianerottolo superiore. La temperatura di prova è stata controllata di volta in volta mantenendo i campioni in bagni termostatici di olio o di sali fusi.

Nella seconda fase si sono affrontate le prove di meccanica della frattura, condotte in accordo con la norma ASTM E399-84, ed effettuate alla temperatura ambiente su campioni Charpy precriccati, allo scopo di valutare la tenacità a frattura in condizioni di deformazione piana K_{IC} alla temperatura più bassa incontrabile in fonderia e quindi nella condizione più pericolosa ipotizzabile. Sono stati perciò utilizzati i valori di resilienza dei pianerottoli inferiori delle curve di transizione al fine di calcolare il carico di precriccatura. I valori di resilienza sono stati convertiti in valori approssimati di tenacità a frattura mediando fra i risultati ottenuti applicando le correlazioni sviluppate da Barsom [11], Barsom e Rolfe [12], e Sailors e Corten [13].

Per i campioni di tipo A, rinvenuti a 690°C, la norma ASTM E399 è risultata non applicabile a causa dell'elevata tenacità del materiale. Trattandosi quindi più verosimilmente di frattura elastoplastica, si è perseguita una caratterizzazione della tenacità dell'acciaio mediante il parametro J_{IC} , eseguendo le prove ed interpretandone i risultati secondo i dettami della norma ASTM E813-89. In particolare, la determinazione della curva J-R è avvenuta seguendo il metodo multicampione. A scopo di confronto con i campioni delle altre serie, caratterizzati in termini di K_{IC} , si è in seguito calcolato per i provini di tipo A il valore del parametro equivalente K_{JIC} .

La microstruttura del materiale nelle varie condizioni di trattamento termico è stata analizzata metallograficamente su campioni lucidati ed attaccati con Nital. Le osservazioni sono state condotte con l'ausilio del microscopio ottico e anche mediante il microscopio elettronico a scansione (SEM). Infine sono state condotte analisi microfrattografiche sulle superfici di frattura dei campioni Charpy sempre mediante microscopia SEM.

RISULTATI E DISCUSSIONE

I risultati delle prove di durezza HRC sono sintetizzati nella Tabella 2. Come era facile prevedere in base alla piccola ampiezza dell'intervallo di temperature di rinvenimento (600-630°C), i valori sono compresi in una fascia piuttosto ristretta, oscillando fra 49 e 52 HRC. Fanno eccezione i campioni di tipo A, che essendo stati rinvenuti a 690°C, sono caratterizzati da durezza nettamente inferiori, 32 HRC. Dalla Tabella 2 si nota anche che non vi è differenza di durezza fra i campioni di tipo C e quelli di tipo F: a pari temperatura di rinvenimento (630°C) e a pari tempo di permanenza del materiale in quelle condizioni (9 h), è influente il numero totale (due o tre) dei cicli di rinvenimento. E' quindi da ritenere che un solo rinvenimento di 4.5 h sia sufficiente a destabilizzare completamente

l'austenite residua, meno carica di elementi leganti rispetto ad un acciaio per stampi tradizionale. Passando a confrontare l'effetto del mezzo temprante sulla durezza finale dell'acciaio, non emergono dalla Tabella 2 conclusioni univoche: l'olio sembra garantire durezze più elevate per temperatura di rinvenimento più basse, al contrario dell'azoto. Tale situazione è mostrata schematicamente in forma grafica nella Figura 3. Paragonando ora le prestazioni del QRO 80 con boro in termini di curva di rinvenimento con i classici acciai AISI H11 e H13, si conferma la superiorità del primo, che raggiunge durezze più alte (mediamente 50-51 invece di 48 HRC) con temperature di rinvenimento assai più elevate (600-630°C invece di circa 550).

Tabella 2: varianti di trattamenti di bonifica effettuati sull'acciaio QRO 80 con boro (preriscaldamento 860°C/1 h, austenitizzazione 1050°C/1 h) e valori di durezza finale HRC.

	Mezzo temprante	Temperatura di rinvenimento	Cicli di rinvenimento	HRC
A	azoto	690°C	2 cicli di 4.5 h	32
B	olio	600°C	2 cicli di 4.5 h	52
C	olio	630°C	3 cicli di 3 h	49
D	azoto	630°C	2 cicli di 4.5 h	52
E	azoto	600°C	2 cicli di 4.5 h	50
F	olio	630°C	2 cicli di 4.5 h	49

I risultati delle prove di resilienza sono rappresentati in forma grafica nella Figura 3 per i campioni D e riassunti, a scopo di confronto, nella Figura 4. Tutti i campioni, esclusi quelli di tipo A, si trovano a temperatura ambiente in corrispondenza del pianerottolo inferiore della tenacità, ed hanno l'intervallo di transizione che comincia sugli 80-120°C e termina a temperature comprese fra 160 e 240°C. I provini A si trovano invece a temperatura ambiente ancora nella parte alta della curva, vicino al pianerottolo superiore.

Come già spiegato prima, le prove di meccanica della frattura sono state effettuate a temperatura ambiente. In corrispondenza dei minimi di resilienza si ottengono anche le condizioni più severe per l'esercizio dello stampo. I valori di tenacità così ottenuti sono comunque da considerarsi conservativi. Le prove di meccanica della frattura sono state effettuate soltanto sulle serie di campioni A, C, D ed E, che da sole sono già rappresentative di tutte le possibili combinazioni di durezze finali, Figura 2, e di valori di pianerottoli inferiori della resilienza, Figura 4. I risultati sono riassunti in Tabella 3. Si nota immediatamente che a durezze leggermente superiori rispetto agli acciai AISI H11 e H13, il QRO 80 con boro è caratterizzato da valori di tenacità comparabili o leggermente superiori, sui 40 MPa√m contro i circa 30-35 MPa√m degli acciai AISI citati. La durezza superiore del nuovo acciaio è stata voluta per aumentare la

HRC

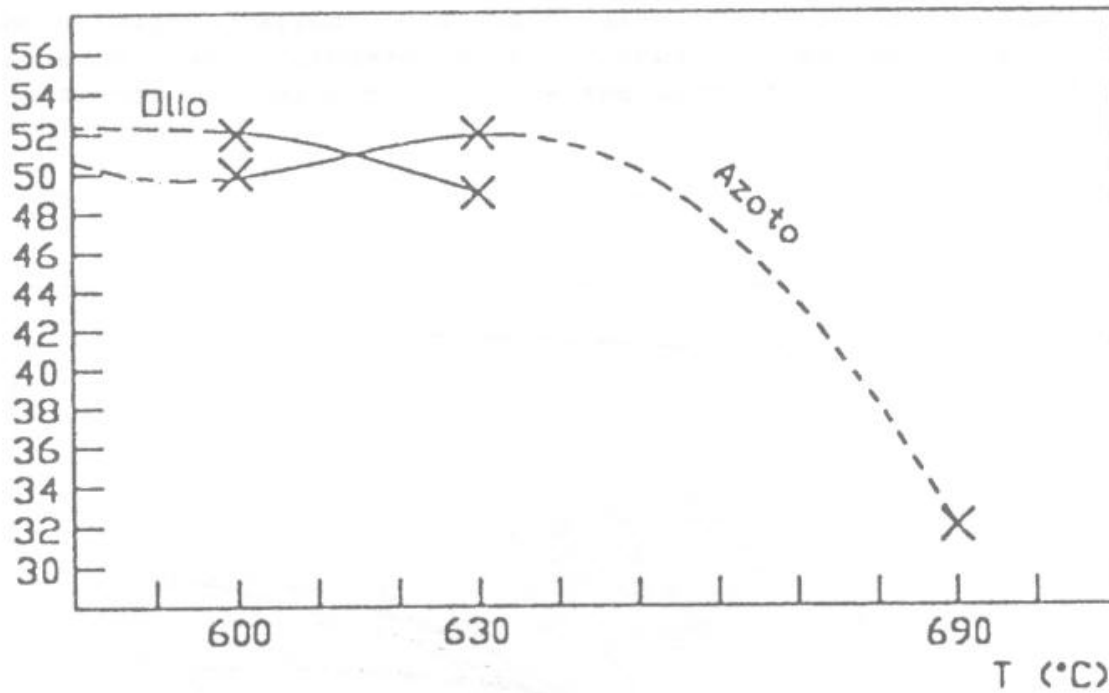


Figura 2: andamento approssimativo della durezza in funzione della temperatura di rinvenimento e del tipo di mezzo temprante.

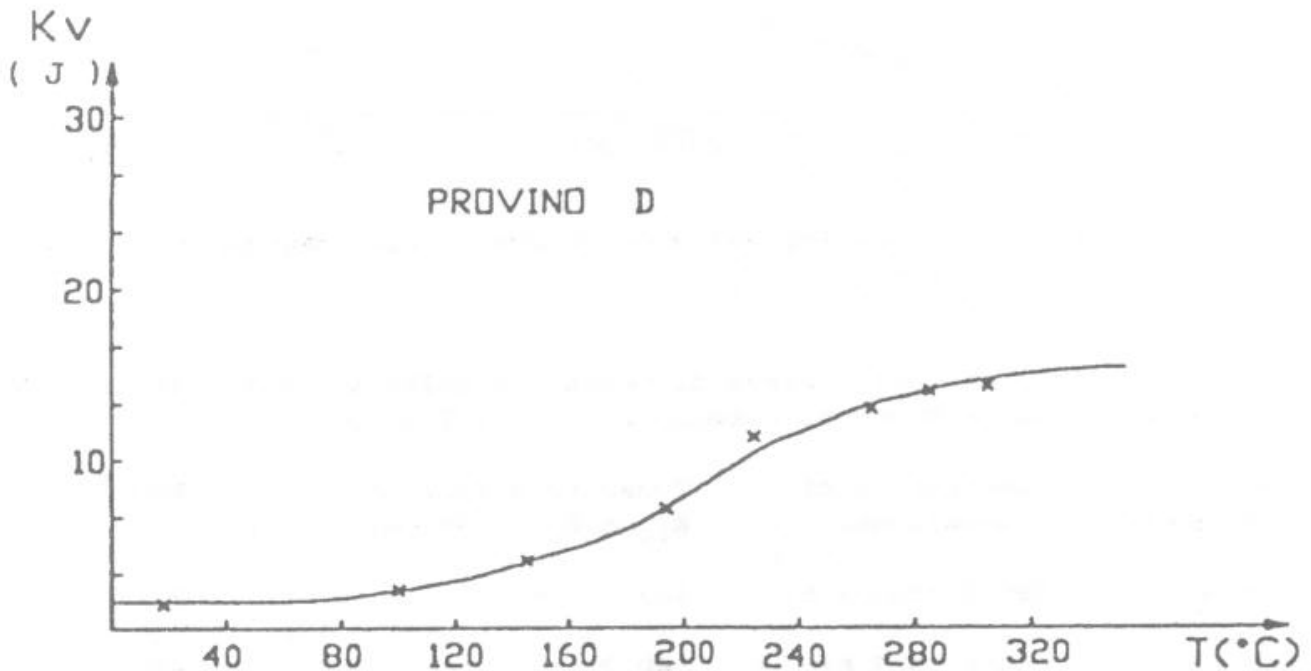


Figura 3: curve di transizione resilienza-temperatura per campioni di tipo D.

resistenza alla fatica termica, come indicano alcune prove di prequalificazione svolte presso il produttore del materiale; d'altra parte tale miglioramento non si ribalta in un infragilimento dell'acciaio od in una sua maggiore sensibilità agli shock termici.

Infine, con i risultati delle indagini microstrutturali e microfrattografiche, è possibile discutere della correlazione fra microstruttura, tenacità e prestazioni in esercizio del materiale. La metallografia ottica ha indicato una stretta similitudine microstrutturale

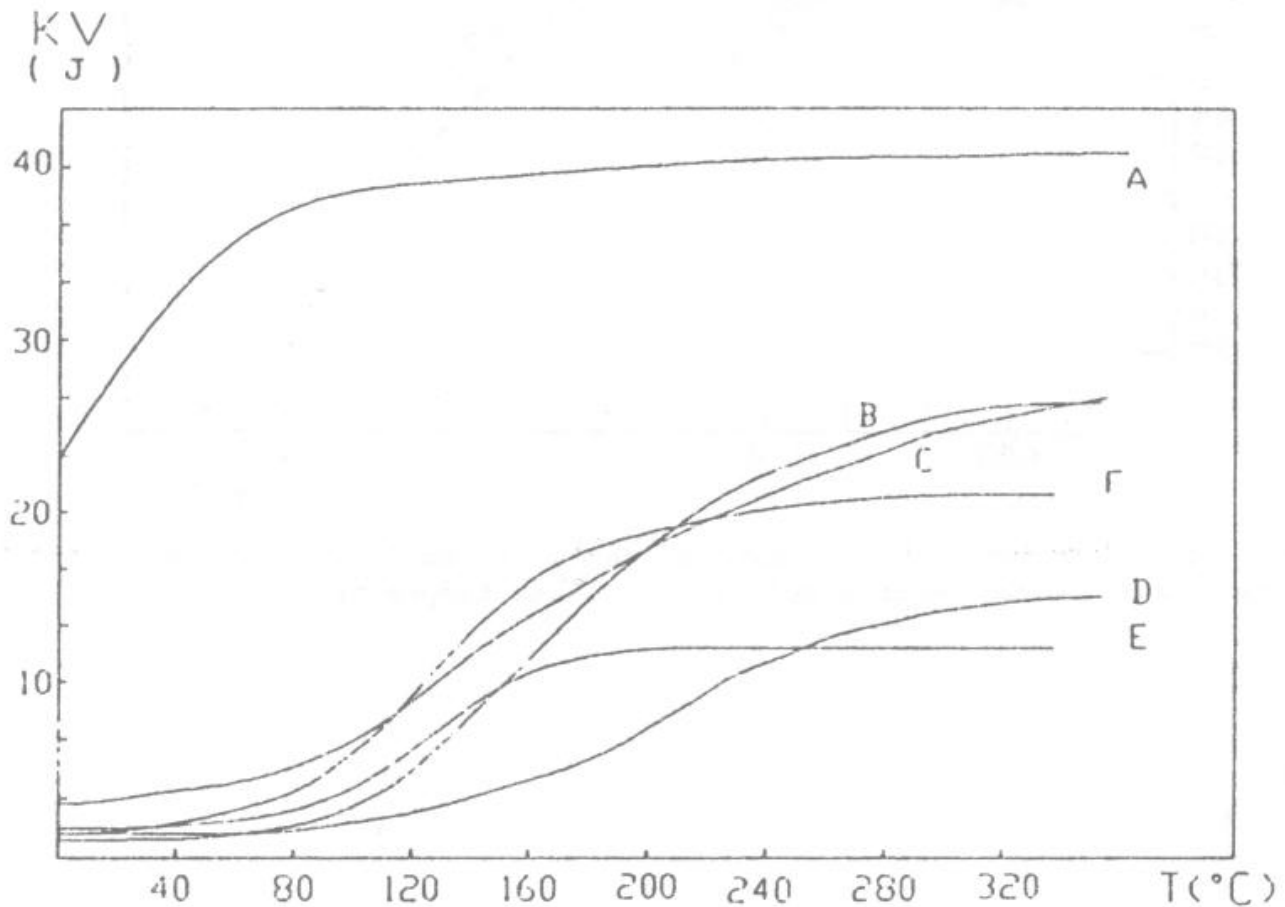


Figura 4: confronto complessivo delle curve resilienza-temperatura.

Tabella 3: risultati della prove di meccanica della frattura in funzione delle variabili di trattamento termico e durezza finale.

Mezzo temprante	Temperatura di rinvenimento	Tenacità a frattura K_{Ic} o $K_{J_{Ic}}$ [MPa \sqrt{m}]	HRC
A azoto	690°C (2x4.5 h)	143	32
C olio	630°C (3x3 h)	40.2	49
D azoto	630°C (2x4.5 h)	39.1	52
E azoto	600°C (2x4.5 h)	28.7	50

fra tutti i campioni, che mostrano una struttura di martensite rinvenuta con presenza di carburi sferoidali molto fini di vanadio, VC, Figura 5. Come si poteva facilmente immaginare considerando i risultati delle prove di durezza, di resilienza e di meccanica della frattura, non si riscontrano

differenze di microstruttura fra campioni rinvenuti alla stessa temperatura ma che si diversificano fra loro per il mezzo di spegnimento o per il numero e la durata dei cicli di rinvenimento.

Maggiori dettagli sulla microstruttura è possibile ottenere esaminando i campioni metallografici al microscopio elettronico a scansione (SEM), Figura 6 (campione serie B). Si notano immediatamente film chiari ai preesistenti bordi di grano austenitici, che corrispondono alle zone di precipitazione di borocarburi del tipo $Me_{23}(C,B)_6$ ad alto contenuto di Cr, Fe e Mo. Molto ben distinguibili sono anche i carburi di V, particelle chiare e piccole di forma sferoidale. La loro presenza deriva dal fatto che l'austenitizzazione

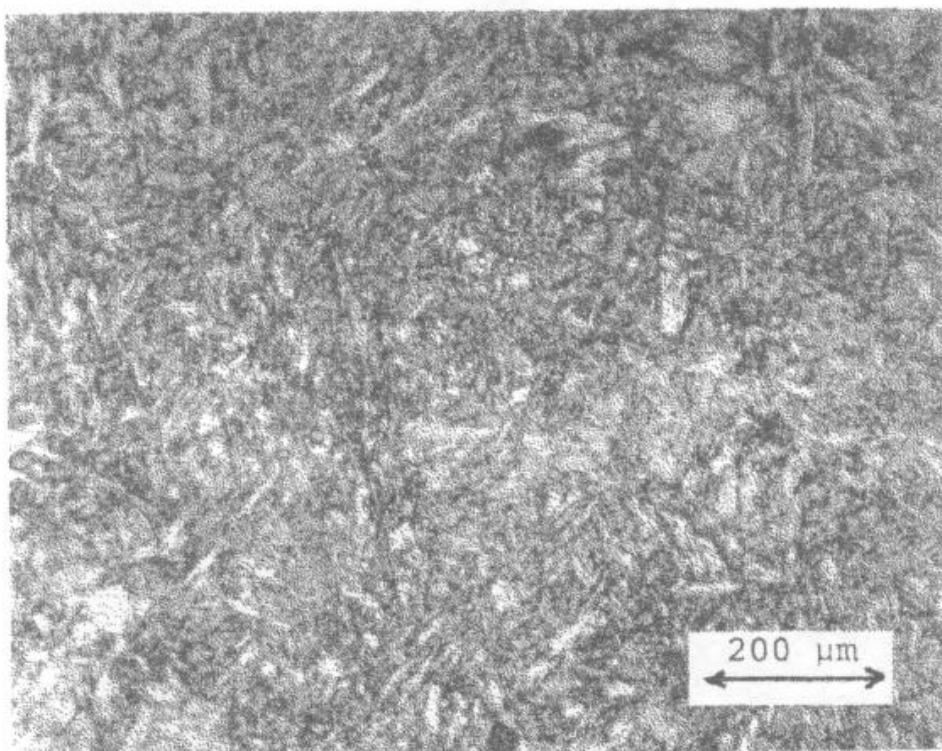


Figura 5: microstruttura al microscopio ottico di un campione di tipo B (Nital 5%); carburi sferoidali VC su fondo di martensite rinvenuta.

per 60 minuti a 1050°C non è stata sufficiente ad una loro completa dissoluzione. Emergono inoltre dettagli della struttura di tempra non ancora sostanzialmente alterata dal trattamento di rinvenimento, almeno da un punto di vista morfologico globale: dalla Figura 6 si distingue chiaramente come, all'interno di ciascun grano austenitico, la martensite si sia suddivisa in placchette raggruppate a pacchetti all'interno di ognuno dei quali vige una sola orientazione comune. Inoltre, dalle micrografie relative ai campioni temprati in azoto, Figura 7, è comunque possibile rilevare la formazione sul preesistente bordo di grano austenitico, al momento della tempra, di individui microstrutturali più grandi (dell'ordine di $5-10\ \mu\text{m}$) delle normali placche martensitiche e aventi morfologia variabile ma non riconducibile a quella delle placche. Le dimensioni, la forma, la posizione di tali individui microstrutturali, unitamente al fatto che non si riscontrano nei campioni temprati in olio, fanno sì che questo costituente metallografico essi sia identificato come bainite inferiore.

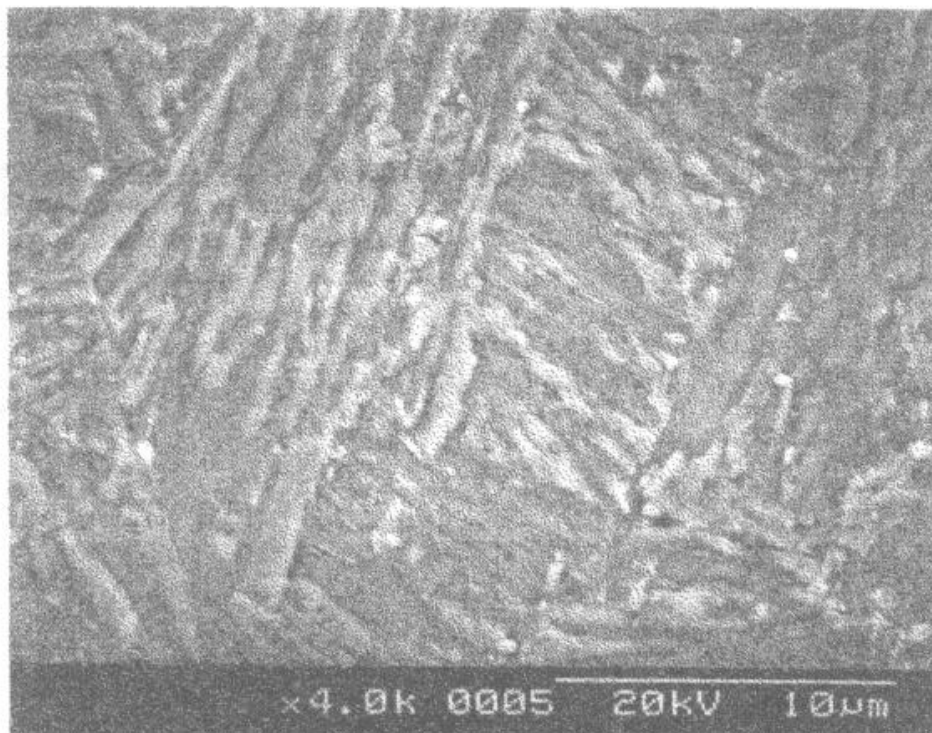


Figura 6: microstruttura al SEM di un campione spento in olio di tipo B (Nital 5%); carburi sferoidali VC su fondo di martensite rinvenuta raggruppata a placche di diversa orientazione.

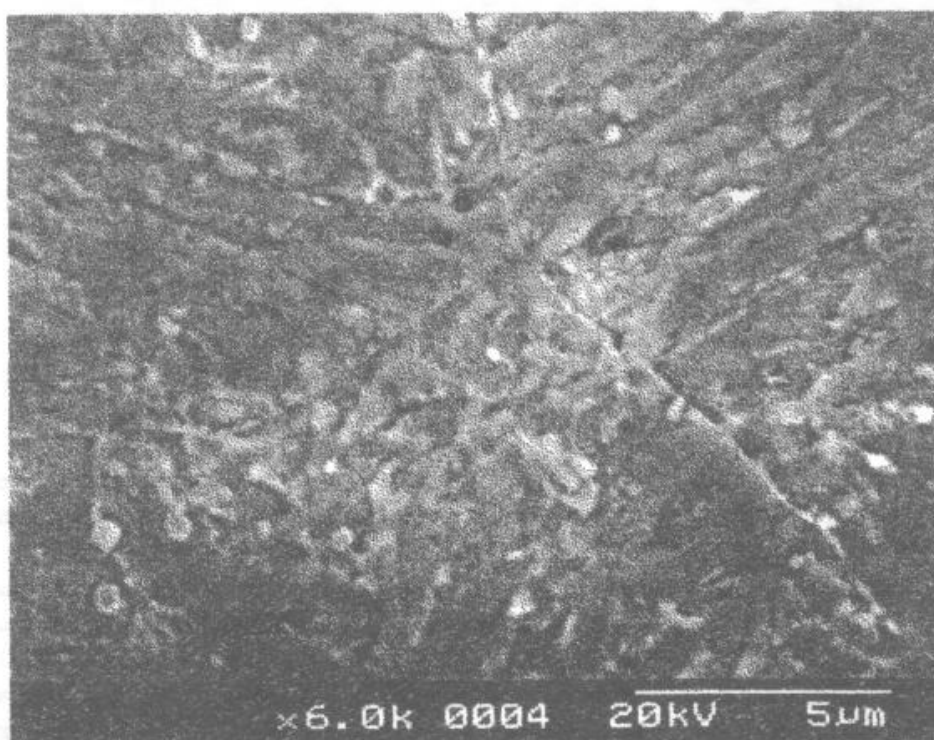


Figura 7: microstruttura al SEM di un campione spento in azoto di tipo D (Nital 5%); microstruttura mista bainite-martensite con preesistenti carburi sferoidali VC, giunzione tripla di preesistenti bordi di grano austenitico, marcati da segregazioni di borocarburi.

L'analisi microfrattografica delle superfici di frattura, non avendo rilevato importanti cenni di cedimento intergranulare in nessun tipo di campione, permette di concludere subito che il boro non è dannoso ai fini della tenacità a frattura dell'acciaio. Per il momento non si può affermare se tale conclusione sia estendibile al caso della fatica termica.

Tornando all'analisi e all'interpretazione dei meccanismi di frattura, si riscontra nei campioni di tipo A (Figura 8), coerentemente ai risultati delle prove di resilienza, la classica frattura duttile per nucleazione e coalescenza di microvuoti. Assai più complesso è invece il meccanismo di frattura per i campioni di tutte le altre serie, che a temperatura ambiente si trovano più o meno in corrispondenza del pianerottolo della frattura fragile sulla curva resilienza-temperatura. Si nota infatti per i campioni C, D ed E una morfologia prevalentemente fragile tipo clivaggio, accompagnata però da una non trascurabile presenza di zone duttili con microvuoti che connettono fra loro le zone fragili, Figure 9 e 10. Il clivaggio appare inoltre estremamente frammentato, tanto da rendere difficilmente riconoscibile una qualsiasi relazione di orientamento della frattura con la disposizione dei pacchi di placchette martensitiche. Anche se la morfologia del clivaggio delle martensiti differisce radicalmente da quella riscontrabile nella ferrite [14], si verifica di solito che il piano di clivaggio si frammenta all'interno di un pacchetto di placchette di martensite in una serie di faccette parallele ad un piano a facile clivaggio, ognuna delle quali taglia una placchetta. A causa della natura della trasformazione martensitica, che porta ad una stretta correlazione fra l'orientazione cristallografica di placche appartenenti allo stesso pacchetto, l'orientazione delle faccette è quasi parallela e cambia solo se si cambia pacchetto martensitico, seguendo quindi una relazione di orientazione del pacchetto [14]. Nel presente caso, oltre a mancare tale relazione di orientazione, manca anche una correlazione dimensionale ben definita e riproducibile fra le zone lisce tipo faccette, la cui grandezza spazia senza soluzione di continuità fra meno di $1 \mu\text{m}$ a più di $10 \mu\text{m}$, e le unità base della microstruttura, cioè i pacchetti martensitici ($10-20 \mu\text{m}$) e le placchette di martensite (di norma con larghezze minori o uguali a $1-2 \mu\text{m}$).

Dalle considerazioni sopra svolte e dai rilievi microstrutturali emersi dalle analisi, si può tentare una spiegazione del meccanismo di frattura per i campioni rinvenuti a bassa temperatura, che può essere denominato "quasiclivaggio complesso". Il meccanismo di cedimento inizia con l'attivazione del clivaggio nelle zone bainitiche per i campioni spenti in azoto e nelle placche martensitiche più grosse per i campioni spenti in olio, che si rompono lungo una superficie ben definita, per esempio quello mostrata in Figura 10. A causa della frammentazione delle isole bainitiche o delle placchette martensitiche e della precipitazione locale dei carburi, il clivaggio trova difficoltà a trasferirsi automaticamente nelle placchette vicine, come sarebbe tipico di strutture martensitiche non rinvenute. Si attiva quindi scorrimento plastico localizzato nelle zone corrispondenti alle interfacce fra le placche di martensite, che porta microvuoti attorno alle particelle di fase secondaria più grosse e microinstabilità di taglio attivate eventualmente in corrispondenza della presenza dei carburi di rinvenimento più fini. La frattura prosegue nelle zone adiacenti concretizzandosi nell'interazione complessa fra clivaggio, che comunque prevale, nucleazione di microvuoti e microinstabilità di taglio. La suddetta interazione fra i vari meccanismi di frattura porta così alla perdita di relazione di orientazione fra i piani di clivaggio delle placche

martensitiche e alla perdita di relazione fra le dimensioni degli individui base della microstruttura (pacchetti e placchette di martensite) e le dimensioni delle faccette. E' però ancora possibile rilevare la corrispondenza dimensionale fra le superfici di quasiclivaggio più estese e le isole bainitiche nei campioni spenti in azoto, Figura 10.

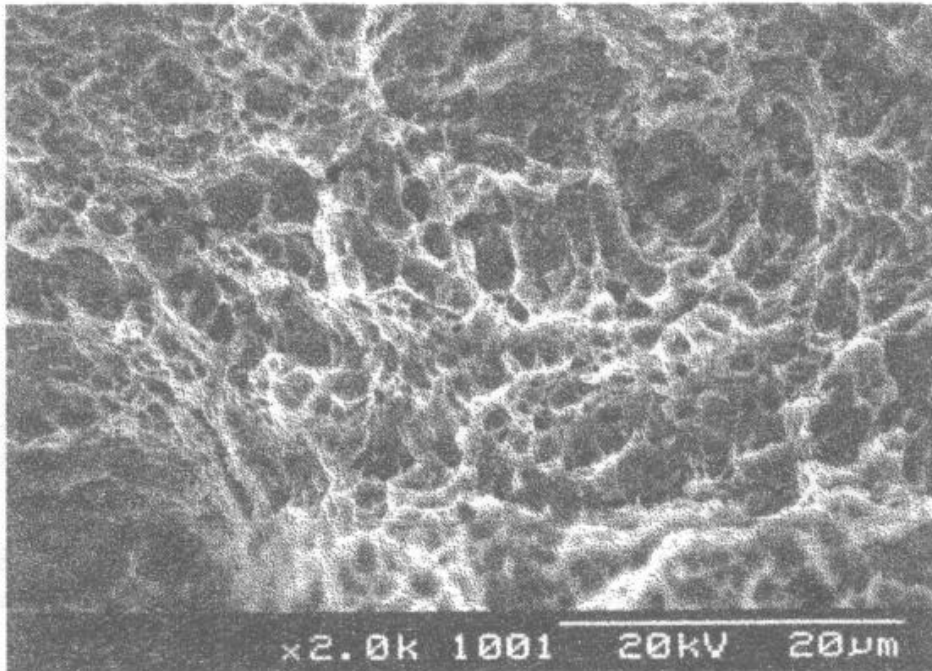


Figura 8: frattura duttile per nucleazione e coalescenza di microvuoti nei campioni di tipo A.

Dalle analisi sopra svolte sui meccanismi di frattura e sulle loro implicazioni microstrutturali, è possibile ora discutere dei risultati delle prove di meccanica della frattura. A parte l'ovvia conclusione, documentata in Figura 11, che la tenacità aumenta all'aumentare della temperatura di rinvenimento, si ribadisce la sostanziale ininfluenza sia del mezzo di spegnimento di tempra, sia del numero di cicli di rinvenimento a pari durata di trattamento complessivo. Come sopra accennato, si ritiene che valori di tenacità dell'ordine di $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ siano buoni, mentre una durezza attorno ai 50 HRC sia elevata. Al contrario, valori di K_{IC} pari a $143 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sono eccellenti, ma una durezza di 32 HRC non offre sufficienti garanzie di resistenza del materiale all'erosione da alluminio liquido. Considerato che i più comuni acciai per stampi a caldo del tipo AISI H11 o AISI H13 vengono posti in opera ad una durezza di circa 48 HRC, si suggerisce la possibilità di abbassare la durezza del QRO 80 con boro a livelli simili, rinvenendo l'acciaio a temperature dell'ordine di 650°C . Ne seguirebbe, Figura 11, un incremento di tenacità fino a portare l'acciaio a valori di K_{IC} pari a $50\text{-}60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, che sono da considerarsi ottimi per questo genere di materiali ed applicazioni.

Si intravede inoltre la possibilità, tenuto conto del meccanismo di frattura dell'acciaio, di conseguire ulteriori aumenti di tenacità inducendo alcune piccole variazioni nella microstruttura del materiale. Come si è detto sopra, il cedimento s'innesca facilmente per clivaggio nelle isole bainitiche o nelle placche martensitiche più grosse, mentre ha poi difficoltà a proseguire nelle placchette adiacenti più piccole. Eliminando la bainite o affinando le dimensioni delle placche martensitiche grandi, si

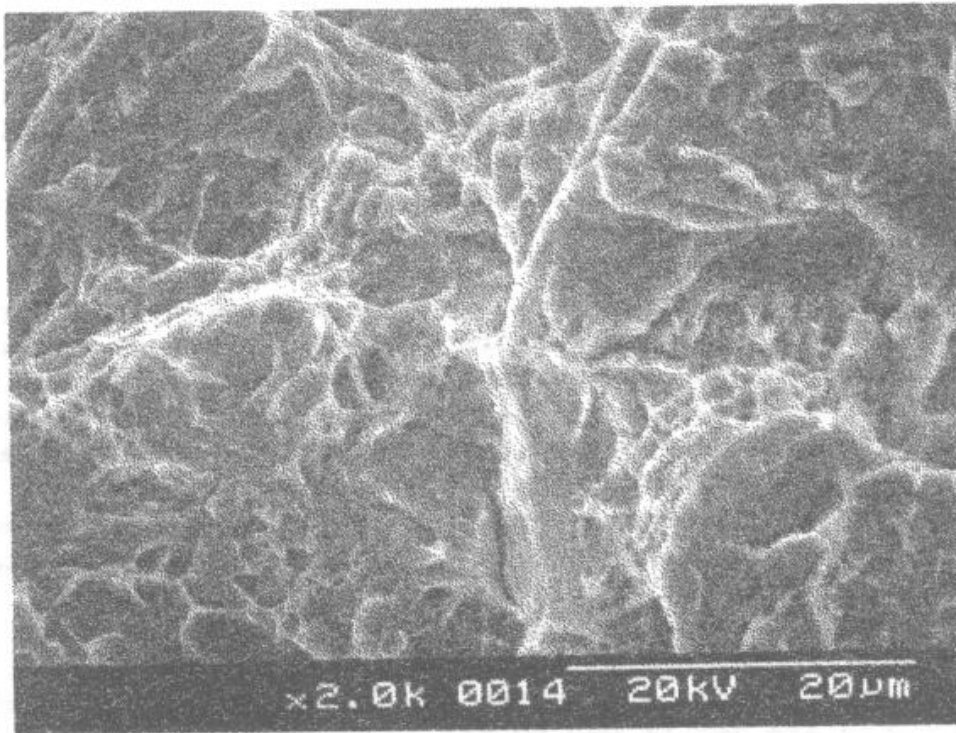


Figura 9: frattura con morfologia mista duttile-fragile nei campioni di tipo C.

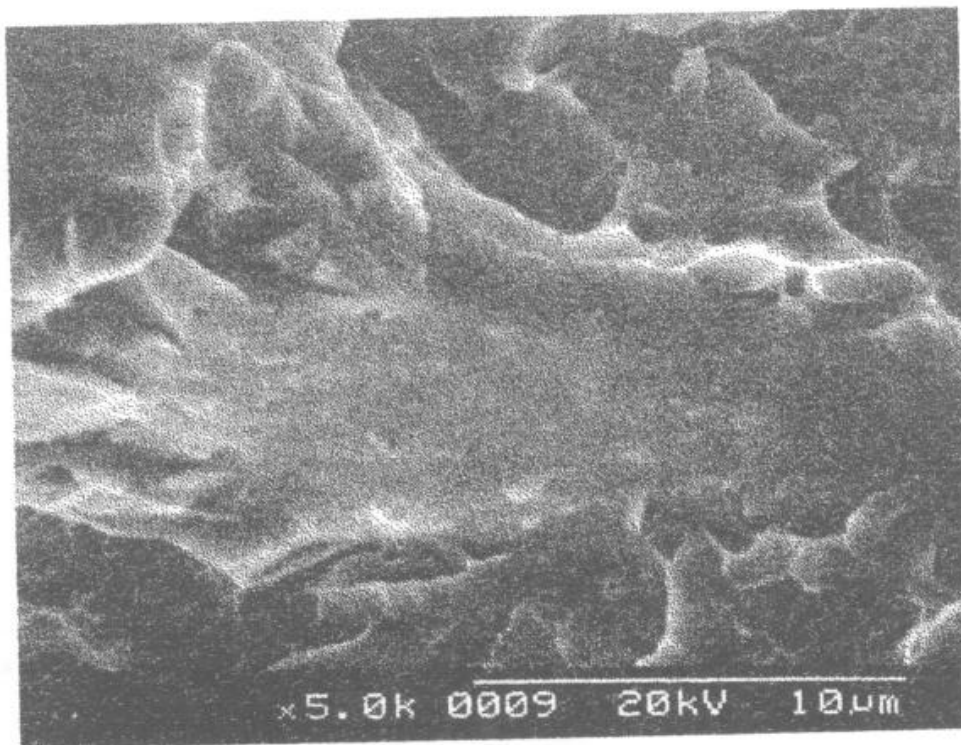


Figura 10: morfologia di clivaggio complesso con simultanea presenza di alcuni microvuoti nei campioni di tipo D.

difficoltà a proseguire nelle placchette adiacenti più piccole. Eliminando la bainite o affinando le dimensioni delle placche martensitiche grandi, si forza il clivaggio ad interessare unità microstrutturali più piccole, incrementando in tal modo la frazione percentuale di area di frattura costituita da zone di collegamento che cedono in modo duttile; se ne dovrebbe conseguire un aumento non trascurabile di tenacità a frattura.

La formazione di isole bainitiche è dettata dalla non eccessiva drasticità dello spegnimento in azoto; uno spegnimento in olio è quindi più consigliabile per ottenere una struttura di tempra interamente martensitica. Invece, la formazione di placche martensitiche grosse dovrebbe dipendere in definitiva da un prolungato trattamento di austenitizzazione ad alta temperatura. Negli acciai per stampi a caldo, un' austenitizzazione spinta è necessaria per portare in soluzione il più possibile i carburi complessi, conferendo temprabilità, tenacità e possibilità d' indurimento secondario al materiale. Da questo punto di vista, per il QRO 80 con boro è stato scelto un trattamento di austenitizzazione di 60 minuti a 1050°C, che si è dimostrato efficace nel rimuovere quasi tutti i carburi (esclusi quelli tipo VC) dal materiale ricotto sferoidizzato, ma ha pure provocato la comparsa localizzata di martensite grossolana. Si conclude quindi sostenendo la necessità di studiare per il QRO 80 con boro anche l'ottimizzazione del trattamento di austenitizzazione, alla ricerca del miglior compromesso fra dissoluzione quanto più completa dei carburi e finezza della struttura martensitica.

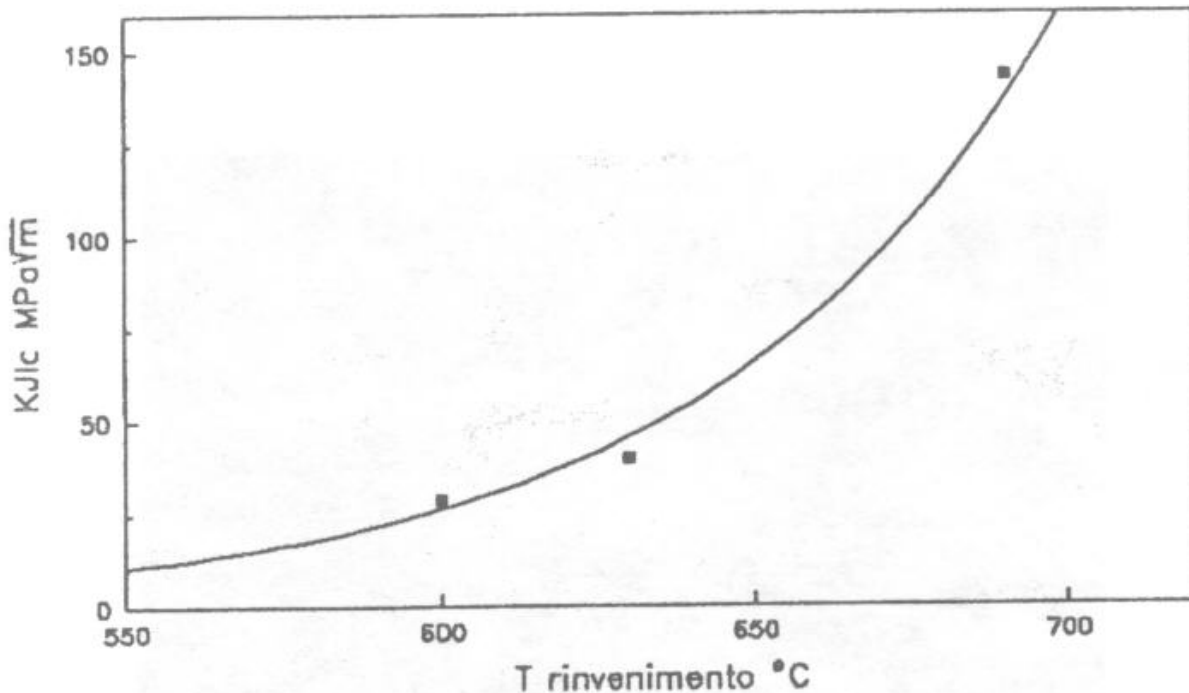


Figura 11: andamento approssimativo della tenacità a frattura in funzione della temperatura di rinvenimento per il QRO 80 con boro con durata totale del trattamento pari a 9 ore.

CONCLUSIONI

E' stato studiato il comportamento a frattura dell'acciaio per stampi di pressocolata QRO 80 con boro per caratterizzarne la resistenza agli shock termici in esercizio. L'indagine è stata svolta conducendo prove di durezza, resilienza e tenacità a frattura, coadiuvate da analisi metallografiche e microfrattografiche. I risultati hanno dimostrato che:

- 1) il materiale esaminato presenta a pari durezza una tenacità leggermente superiore a quella dei classici acciai per stampi a caldo del tipo H11 e H13 per temperature di rinvenimento dell'ordine di 630°C
- 2) è possibile raggiungere elevate tenacità a bassa temperatura di esercizio incrementando la temperatura di rinvenimento a valori probabilmente dell'ordine di 650°C, ma occorrono ulteriori studi in proposito
- 3) è preferibile procedere a spegnimenti di tempra in olio anzichè in azoto, potendo così evitare la formazione di bainite con conseguente aumento di tenacità del materiale, come suggeriscono le conclusioni dell'indagine microfrattografica condotta
- 4) è necessaria l'ottimizzazione del trattamento di austenitizzazione per diminuire le dimensioni del grano austenitico e ridurre l'estensione delle zone dove la frattura avviene per clivaggio.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Metals Handbook 9^a edizione, vol III, ASM, Metals Park, Ohio, USA, 1980, pag. 542-543.
- [2] The Metallurgy of Tools Steels, P. Payson, Wiley&Sons, 1962
- [3] Tool Steels, G. A. Roberts and R. A. Cary, ASM, Metals Park, Ohio, 1980.
- [4] B. M. Kapadia: "Prediction of the Boron Hardenability Effect in Steel. A comprehensive Review", in Hardenability Concepts with Application to Steel, TMS-AIME, 1978, pag. 448-482.
- [5] B. Lehtinen, W. Roberts: "Microstructural Changes during Tempering of Hot-Work Tool Steels", in Tools for Die Castings, proc. conf., Sunne, Sweden, 26-28/9/1983, Uddeholm Swedish Institute for Metals Research, pag. 71-93.
- [6] L. Norstroem, B. Johansson, B. Klarenfjord: "Thermal Fatigue and Thermal Shock Behaviour of some Hot-Work Tool Steels", Tools for Die Castings, proc. conf., Sunne, Sweden, 26-28/9/1983, Uddeholm, Swedish Institute for Metals Research, pag. 177-202.
- [7] H. Nordberg: "Fracture Toughness of Tool Steels", Tools for Die Castings, proc. conf., Sunne, Sweden, 26-28/9/1983, Uddeholm, Swedish Institute for Metals Research, pag. 1-28.
- [8] H. Nilsson, W. Roberts, O. Sandberg: "Estimation of Thermal Shock Resistance of Hot-Work Tool Steels- A Fracture Toughness Approach", Tools for Die Castings, proc. conf., Sunne, Sweden, 26-28/9/1983, Uddeholm, Swedish Institute for Metals Research, pag. 219-240.
- [9] H. P. Nichols: "Standardizing H-13 Die Cast Heat Treatment", New Material Processes Experiences for Tooling, proc. conf., Interlaken, Switzerland, 7-9/9/1992, pag. 97-109.
- [10] J. R. T. Branco, G. Krauss: "Toughness of H11/H13 Hot Work Die Steels", New Material Processes Experiences for Tooling, proc. conf., Interlaken, Switzerland, 7-9/9/1992, pag. 121-134.

- [11] J. M. Barsom: "The Development of AASHTO Fracture Toughness Requirements for Bridge Steels", Eng. Frac. Mech., vol 37 no 3, 1975, pag. 605-618.
- [12] J. M. Barsom, S. T. Rolfe: "Correlations Between K_{IC} and Charpy V-Notch Test Results in the Transition Temperature Range", ASTM STP466, Philadelphia 1979, pag. 281-302.
- [13] R. H. Sailors, H. T. Corten: "Relationship Between Material Fracture Toughness Using Fracture Mechanics and Transition Temperature Tests", ASTM STP514 PartII, Philadelphia 1972, pag. 164-191.
- [14] G. Henry, D. Horstmann, De Ferri Metallografia, vol V, Verlag Stahleisen, Duesseldorf, 1979, pag. 123-124.