

RELAZIONE TRA PROPRIETÀ TENSILI, TENACITÀ A FRATTURA E PROPRIETÀ A FATICA DI GRANDI BLOCCHI DI ACCIAIO PER STAMPI PER MATERIE PLASTICHE

Donato Firrao^a, Paolo Matteis^a, Giorgio Scavino^a, Graziano Ubertalli^a, Maria Giuseppina Ienco^b, Maria Rosa Pinasco^b, Enrica Stagno^b, Riccardo Gerosa^c, Barbara Rivolta^c, Antonio Silvestri^c, Giuseppe Silva^c, Andrea Ghidini^d

^a*Dipartimento di Scienza dei Materiali ed Ingegneria Chimica, Politecnico di Torino, Corso Duca degli Abruzzi 24, 10129 Torino*

^b*Dipartimento di Chimica e Chimica Industriale, Università di Genova, via Dodecaneso 31, 16146 Genova*

^c*Dipartimento di Meccanica, Politecnico di Milano, Polo Regionale di Lecco, Via Marco d'Oggiono 18/a, 23900 Lecco*

^d*Lucchini Sidermeccanica, Via G. Paglia 45, 24065 Lovere (BG)*

SOMMARIO

Gli stampi per componenti autoveicolistici quali paraurti e cruscotti sono normalmente ricavati (per asportazione di materiale) da grandi blocchi di acciaio pre-bonificato. A causa delle loro dimensioni, il trattamento termico produce microstrutture miste, le quali variano in modo continuo con la distanza dalla superficie temprata e presentano tenacità a frattura e proprietà a fatica meno note e generalmente inferiori rispetto a quelle di piena tempra. La risposta di uno stampo ai difetti (per esempio microcricche dovute ad apporti di saldatura impropri) ed alle sollecitazioni in servizio dipende dalle proprietà dell'acciaio, che dipendono dal trattamento termico e dalla microstruttura. È stata svolta, in un grande blocco, una caratterizzazione puntuale delle proprietà tensili, della resilienza (Charpy-V), della tenacità a frattura e delle proprietà concernenti la fatica a flessione rotante. La resistenza a fatica a vita infinita è stata studiata con il metodo staircase. È stata inoltre studiata la relazione tra proprietà meccaniche, morfologia delle superfici di frattura e microstruttura.

ABSTRACT

Molds for plastic automotive components such as bumpers and dashboards are usually machined from large pre-hardened steel blocks. Due to their dimensions, the heat treatment produces mixed microstructures, continuously varying with the distance from the quenched surface, whose fracture toughness and fatigue properties are less known and generally lower than those of a fully quenched and tempered condition. The response of the mold to defects (for example, microcracks due to improper weld bed deposition) and stresses during service depends on steel properties, that depend upon the heat treatment and the microstructure. A pointwise determination of the tensile, Charpy V-notched, fracture toughness and rotating bending fatigue properties was carried out in a large block. Infinite fatigue life was investigated by the staircase method. The relationship between mechanical properties, fracture surfaces morphology and microstructure was also investigated.

1. INTRODUZIONE

Grandi blocchi di acciaio forgiato e pre-bonificato (dell'ordine di 1x1 m in sezione e di oltre 1 m in lunghezza) vengono usati per fabbricare stampi per la produzione di componenti autoveicolistici

termoplastici, quali paraurti e cruscotti, di solito in polipropilene o in ABS rinforzato.

Le sollecitazioni applicate agli stampi in servizio derivano dalla pressione di iniezione del polimero e dai gradienti termici locali e possono essere incrementate da effetti di intaglio e difetti (per esempio causati da apporti di saldatura svolti senza i trattamenti termici usati per componenti più piccoli). Le tensioni possono essere molto aumentate a causa di operazioni erronee (per esempio, l'estrazione incompleta di un pezzo già formato). Ciascuno stampo può essere impiegato per produrre alcuni milioni di pezzi nel corso della sua vita, corrispondenti alla vita di un modello di autovettura, perciò devono essere esaminati anche gli effetti della fatica. L'usura causata dal flusso di resina rinforzata può essere importante e costituire un'ulteriore causa di nucleazione e di propagazione di cricche; in particolare la resina può infiltrarsi nelle cricche stesse ed agire come un cuneo.

L'acciaio normato più comunemente impiegato è il 40CrMnNiMo8-6-4, ovvero 1.2738 [1], un acciaio da bonifica, legato, ad elevata temprabilità e contenente lo 0,4% di carbonio (Tab. 1).

La sezione dei blumi è simile a quella dei lingotti originari, perciò si impiegano passi di forgiatura ripetuti, ciascuno costituito da una compressione e da un allungamento con un piccolo rapporto di riduzione (per esempio 1,5). A causa delle grandi dimensioni, la deidrogenazione dura alcuni giorni; successivamente i blumi vengono austenitizzati a temperature comprese tra 840 ed 880 °C per 1 o 2 giorni, temprati in olio e rinvenuti (una o più volte) a temperature comprese tra 550 e 600 °C, ancora una volta per 1 o 2 giorni, al fine di ottenere durezza finale comprese tra 330 e 300 HB. I riscaldamenti sono svolti in aria.

La dimensione dei blumi eccede la pur grande temprabilità dell'acciaio 1.2738 [2-3], pertanto nei grandi blumi si ottengono dopo trattamento termico microstrutture diverse a profondità crescenti.

La rimozione di materiale dalle superfici (ossidate e decarburate a seguito della forgiatura e dei riscaldamenti) può arrivare a 20 mm; successivamente i blumi possono essere tagliati (in modo asimmetrico) nelle dimensioni richieste; quelli per la produzione di stampi per paraurti vengono tagliati ad U. La forma dello stampo viene ottenuta mediante asportazione di truciolo e/o elettroerosione; eventuali correzioni di forma vengono eseguite anche mediante apporti di saldatura.

A causa delle operazioni di taglio e di lavorazione meccanica, qualsiasi delle microstrutture presenti in diverse posizioni nel blumo originario può trovarsi in corrispondenza della superficie degli stampi, laddove possono verificarsi effetti di intaglio e difetti conseguenti alle saldature.

Studi piuttosto antichi hanno verificato l'influenza negativa della microstrutture derivanti da una tempra incompleta sulla tenacità di acciai bonificati debolmente legati [4-5]; tuttavia, sebbene la tenacità a frattura di altri acciai per utensili sia già stata studiata [6-7-8], solo recentemente, nel corso di uno studio approfondito, sono state studiate la tenacità a frattura ed altre proprietà meccaniche in relazione alle diverse microstrutture dei grandi blumi di acciaio 1.2738 [2-9-10]. Lo studio è ora completato con una valutazione del comportamento a fatica ed un esame delle superfici di frattura.

Tab. 1 – Limiti di composizione dell'acciaio normato 1.2738 ed analisi di colata del blumo esaminato.

	C	Cr	Mn	Ni	Mo	Si	S	P
Acciaio 1.2738 - 40CrMnNiMo8-6-4	0,35	1,8	1,3	0,9	0,15	0,2	<0,03	<0,03
	0,45	2,1	1,6	1,2	0,25	0,4		
Blumo esaminato	0,42	2,0	1,5	1,1	0,21	0,37	0,002	0,006

2. ATTIVITÀ SPERIMENTALI

Il blumo esaminato fu forgiato con le seguenti dimensioni: 2970 (L) x 1285 (T) x 1190 (S) mm. La direzione L definisce l'asse metallurgico di colata e di forgiatura, mentre le direzioni trasversali S e T sono ritenute indifferenti rispetto all'influenza della colata e della forgiatura sulle proprietà del blumo.

Serie di provette per tenacità a frattura (K_{Ic}), spesse 38 mm, e di campioni grezzi, più piccoli, sono state ricavate a profondità crescente, nel modo schematizzato in Fig. 1. La profondità di un punto è definita come distanza in direzione T dalla superficie più vicina, o da una superficie di riferimento; per le provette di K_{Ic} si indica la profondità dell'apice della precricca. Alcuni campioni sono stati provati nella condizione originaria, altri dopo un ritrattamento termico.

I campioni più piccoli sono stati usati per osservazioni metallografiche e per prove di resilienza Charpy con intaglio a V, di tensione e di durezza, alcuni dopo esser stati ritrattati. I frammenti rotti delle provette di K_{Ic} in condizione originaria sono stati usati per altre misure di durezza e per ricavare provette Charpy-V (con microstruttura originaria) e provette di fatica a flessione rotante (sia con microstruttura originaria che ritrattata). Dai frammenti delle provette di K_{Ic} in condizione ritrattata sono state ricavate provette di trazione.

I ritrattamenti termici sono stati svolti per confrontare le proprietà meccaniche dei blumi, determinate dalla tempra incompleta, con quelle ottenibili nella condizione di piena tempra e rinvenimento. I

campioni sono stati austenitizzati ad 860 °C per 45 minuti, temprati e rinvenuti due volte a 590 e 550 °C per 3 e 3 ore. Le provette di K_{Ic} , che erano già state lavorate, insieme ad alcuni dei campioni più piccoli, sono state riscaldate in vuoto e temprate in N_2 ; invece i frammenti, poi impiegati per realizzare le provette di fatica, sono stati riscaldati e temprati in aria.

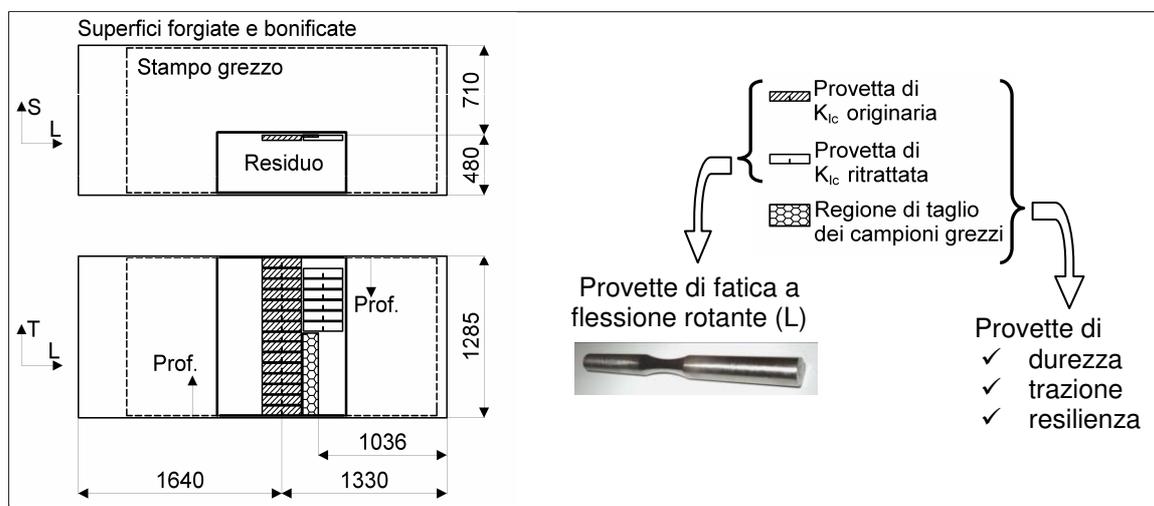


Fig. 1 - Campionamento del blumo. Provette per K_{Ic} spesse 38 mm e campioni grezzi più piccoli.

3. RISULTATI

3.1 Microstrutture

I precedenti grani austenitici dei blumi, evidenziati con l'attacco di Bechet e Beaujard [11], sono isotropi e di dimensione omogenea (circa 10 μm), sia presso la superficie che presso il cuore.

La microstruttura effettiva dei blumi è stata esaminata a profondità crescente (Fig. 2).

Le diverse velocità di raffreddamento producono microstrutture diverse da superficie a cuore: martensite (con tracce di austenite residua, Fig. 2a), bainite inferiore e superiore (Fig. 2b,c,d), perlite finissima e fine (Fig. 2c,d). La perlite è assente fino alla profondità 285 mm; una piccola frazione di perlite finissima appare a 370 mm; infine, una frazione importante di perlite è presente a 450 mm. A cuore, la perlite è prevalente (Fig. 2c,d), ma è ancora presente una frazione sensibile di bainite. Tutte le strutture sono ovviamente più o meno modificate dal lungo rinvenimento.

La microstruttura dei campioni ritrattati, verificata sia nei campioni più piccoli che nelle provette per K_{Ic} (ed in queste ultime sia alle estremità che al cuore), è in tutti i casi martensite rinvenuta.

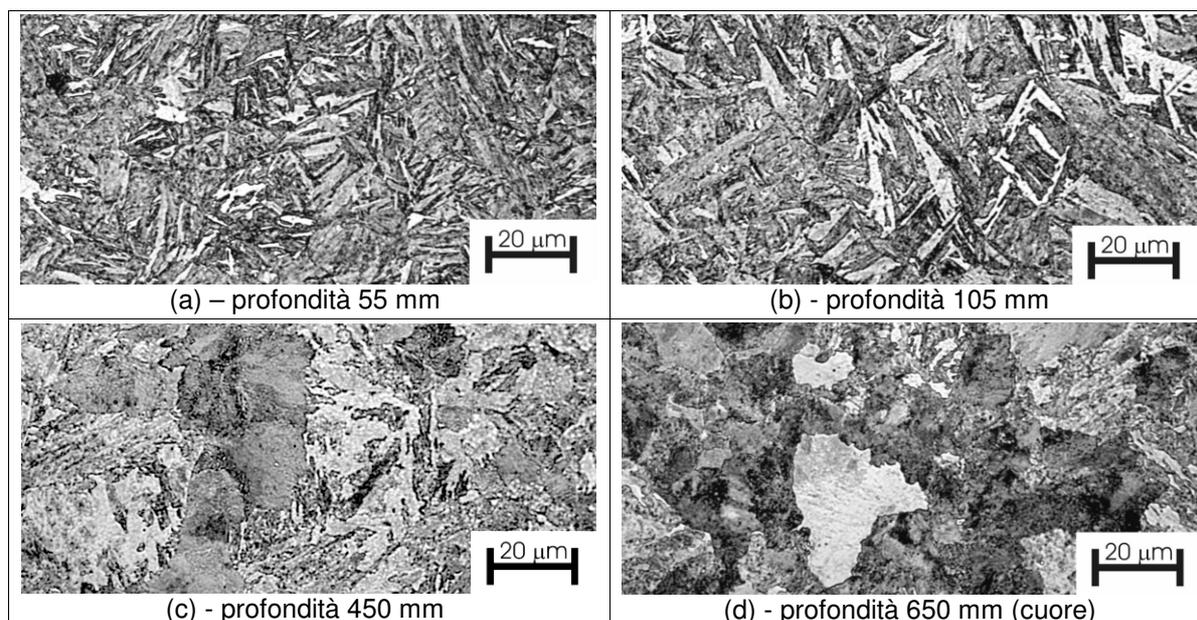


Fig. 2 – Microstruttura a profondità crescente nel blumo esaminato (piani ST).

3.2 Prove di durezza, trazione, resilienza e tenacità a frattura.

Coerentemente con le diverse microstrutture, nel blumo, al crescere della profondità, la durezza e le tensioni di rottura e di snervamento diminuiscono ed il coefficiente di incrudimento aumenta (Fig. 3).

La durezza e le tensioni di snervamento e di rottura dei campioni ritrattati sono molto maggiori rispetto al blumo originario e diminuiscono con la profondità solo lievemente (Fig. 3).

La tenacità a frattura nei blumi (misurata con orientamento LT) aumenta da 34 MPa√m presso la superficie a 47 MPa√m presso il cuore, mentre le provette ritrattate presentano valori molto maggiori (in media 84 MPa√m) con un'ampia dispersione (Fig. 3).

La resilienza è circa 10 J, a temperatura ambiente, sia presso la superficie che presso il cuore del blumo, ed è sensibilmente maggiore invece nella condizione ritrattata (Fig. 4). La temperatura di transizione (50%FATT) nei blumi è circa 270 °C presso la superficie e 150 °C presso il cuore; coerentemente, a 175 °C (temperatura intermedia tra le precedenti e prossima alle temperature di iniezione del polimero), la resilienza aumenta gradualmente da superficie a cuore.

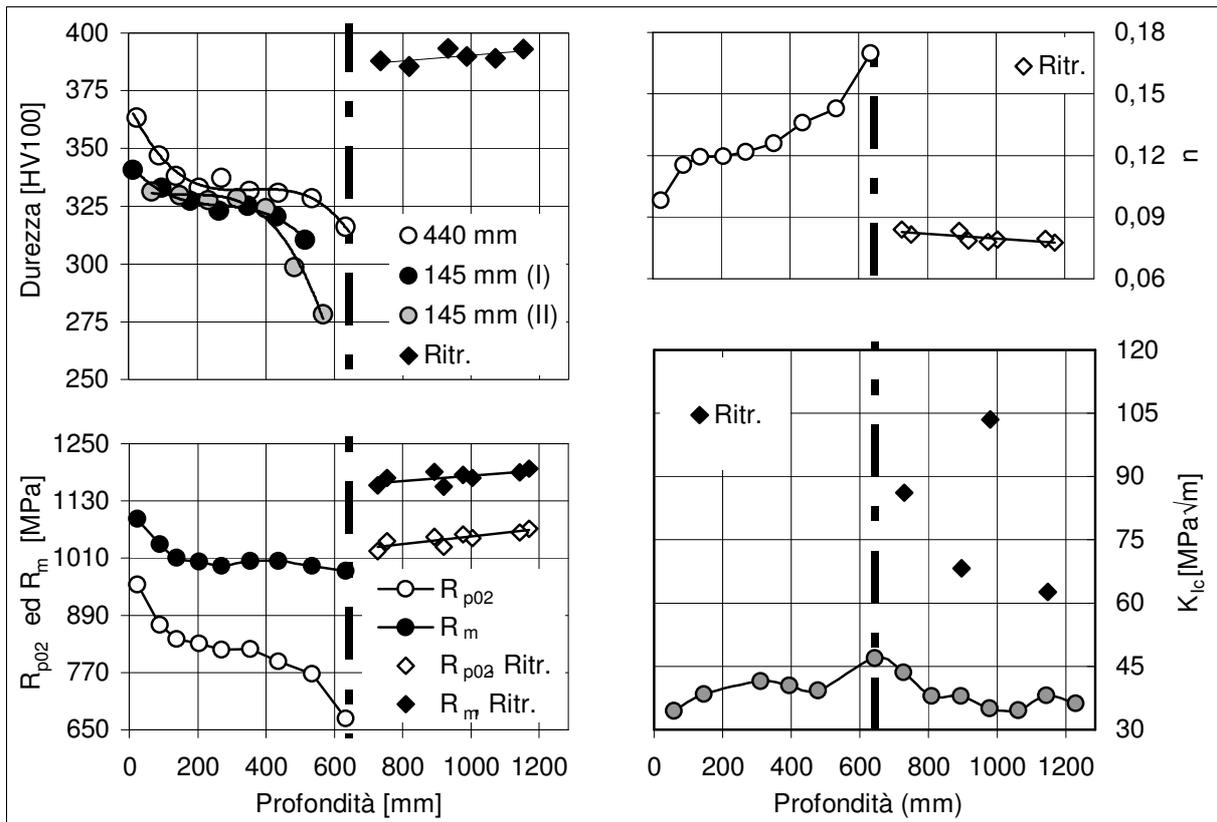


Fig. 3 – Durezza, tensione di snervamento (R_{p02}) e di rottura (R_m), esponente di incrudimento (n) e tenacità a frattura (K_{Ic}) in funzione della profondità nel blumo. Provette originarie e ritrattate (Ritr.).

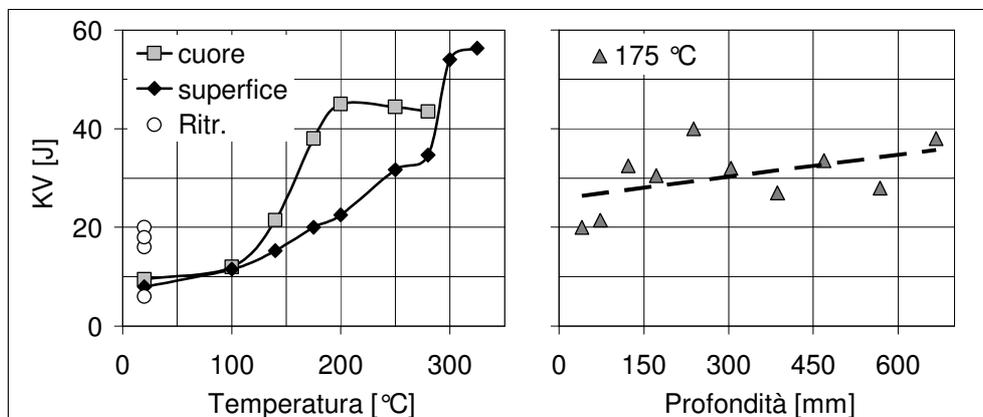


Fig. 4 – Prove Charpy-V. Curve di transizione alla superficie ed al cuore del blumo. Resilienza KV a 175 °C in funzione della profondità e resilienza a temperature ambiente di provette ritrattate (Ritr.).

3.3 Prove di fatica

Il limite di fatica a flessione rotante è stato determinato con il metodo staircase [13], in due posizioni, prossime alla superficie ed al cuore del blumo (profondità 140 e 560 mm circa), sia sulla microstruttura originaria che su campioni ritrattati (Tab. 3). È stato scelto un limite di $4,2 \cdot 10^6$ cicli, paragonabile alla numerosità delle produzioni autoveicolistiche.

I limiti di fatica dei campioni più prossimi alla superficie sono superiori a quelli dei campioni prossimi al cuore, sia nella condizione originaria, sia dopo il ritrattamento termico. Quest'ultimo incrementa la vita a fatica del 25% circa, rispetto alla condizione originaria.

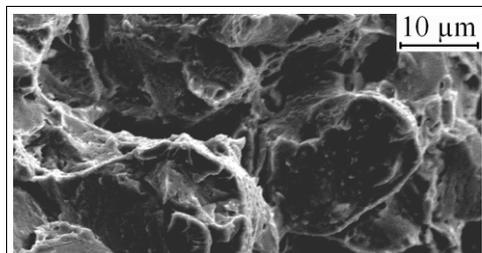
Tab. 3 – Limiti di fatica (in MPa) per le probabilità di sopravvivenza indicate, dopo $4,2 \cdot 10^6$ cicli.

Probabilità di sopravvivenza	Microstruttura originaria		Microstruttura ritrattata	
	Cuore (140 mm)	Superficie (560 mm)	Cuore (140 mm)	Superficie (560 mm)
10%	518	581	638	706
50%	493±19	559±17	608±24	700±5
90%	469	537	577	694

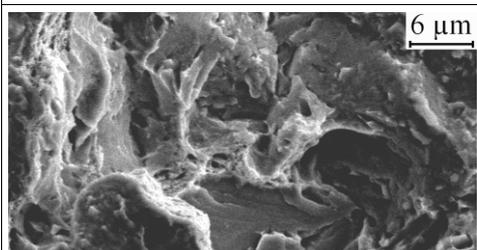
3.4 Frattografia

Le provette Charpy-V rotte a 175 °C sono state osservate per identificare i modi di frattura fragile caratteristici della regione centrale (macroscopicamente fragile) di ciascuna. La frattura fragile dell'acciaio originario è quasi completamente intergranulare alle minori profondità (Fig. 5a); all'aumentare della profondità, la frattura intergranulare è progressivamente sostituita dal clivaggio o dal quasi-clivaggio (Fig. 5b); infine, a cuore non si verificano più superfici intergranulari fragili ed il modo di frattura prevalente è il quasi-clivaggio, ma si verifica una significativa frazione di frattura duttile anche nella regione centrale macroscopicamente fragile (Fig. 5c). La frattura fragile delle provette ritrattate rotte a temperatura ambiente è intergranulare, simile a quella osservata nell'acciaio originario alle minori profondità, nonostante la grande differenza di temperatura.

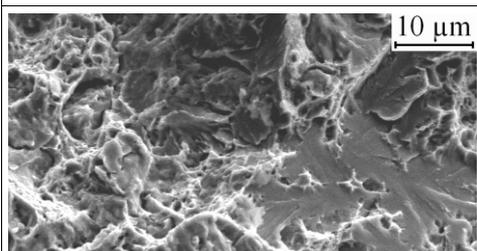
Nelle provette di K_{Ic} con struttura originaria, ricavate a profondità crescenti, l'apice della precricca non è arrotondato. Alla profondità di 60 mm, la frattura segue i bordi dei precedenti grani austenitici più favorevolmente orientati (Fig. 6a) ed altrove attraversa gli stessi grani per clivaggio (Fig. 6b).



(a) – Profondità 40 mm



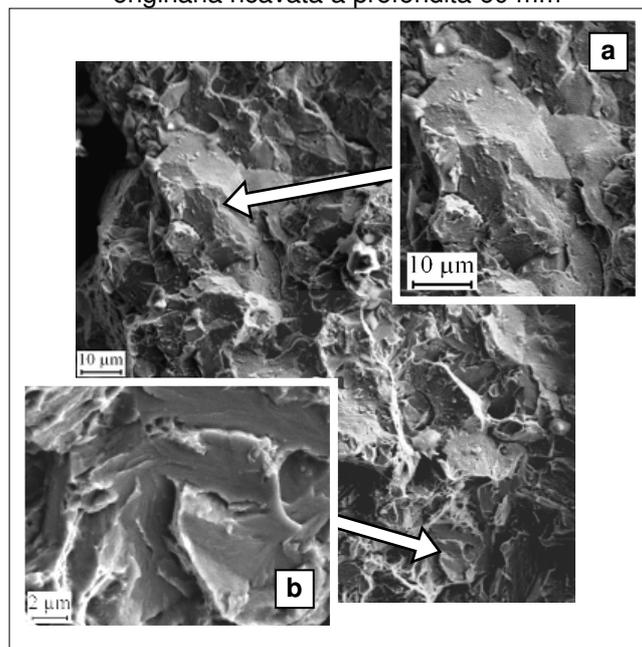
(b) - Profondità 123 mm



(c) - Profondità 667 mm

←Fig. 5 – Superfici di frattura di provette Charpy-V originarie rotte a 175 °C.

↓Fig. 6 –Superficie di frattura della provetta di K_{Ic} originaria ricavata a profondità 60 mm



La frazione di frattura intergranulare fragile decresce rapidamente con la profondità e viene sostituita in parte dal clivaggio, che è prevalente alle profondità 230 e 395 mm. All'aumentare della profondità, da 230 mm a 645 mm (cuore), compaiono aree di frattura duttile con microvuoti emisferici di dimensione tipica 1 μm (Fig. 7a,b). Poiché questi si verificano nella regione del blumo prevalentemente con bainite leggermente modificata dal rinvenimento, si suppone che si sviluppino attorno ai relativi carburi. La morfologia complessiva di queste aree duttili appare spesso correlata ai precedenti grani austenitici. Pertanto, la frattura in deformazione piana dell'acciaio originario è in tutti i casi almeno in parte controllata dai precedenti grani austenitici.

La superficie di frattura complessiva delle provette di K_{Ic} ritrattate presenta sia zone di frattura intergranulare che di quasi-clivaggio. All'apice della precricca, tuttavia, è presente una regione duttile costituita da serie di supefici di scorrimento di taglio, (Fig. 8) la cui estensione è direttamente correlata alla tenacità a frattura (15 e 50 μm , rispettivamente, in corrispondenza di 63 e 103 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$).

Le cricche di fatica nelle provette di flessione rotante sono state nucleate presso la superficie e, nella maggior parte dei casi, sono ortogonali all'asse delle provette. Le superfici di fatica delle provette originarie non presentano striature, mentre quelle delle provette ritrattate presentano alcune striature poco delineate. Le regioni di frattura finale, macroscopicamente fragile, per sovraccarico, sono prevalentemente intergranulari nelle provette originarie più prossime alla superficie (profondità 140 mm, Fig. 9a) e prevalentemente di clivaggio, ma con significative aree duttili, in quelle originarie prossime al cuore (profondità 560 mm, Fig. 9b). Nelle provette ritrattate le medesime regioni di frattura finale per sovraccarico sono prevalentemente intergranulari (con piccole zone duttili), indipendentemente dalla posizione originaria nel blumo.

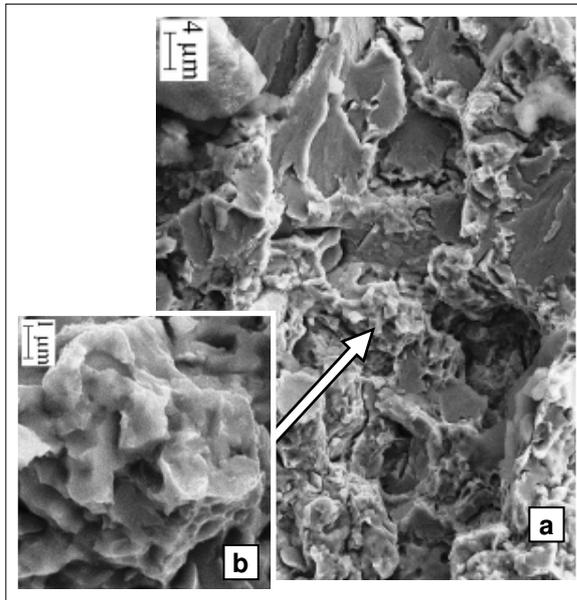


Fig. 7 – Superficie di frattura della provetta di K_{Ic} originaria ricavata a profondità 395 mm.

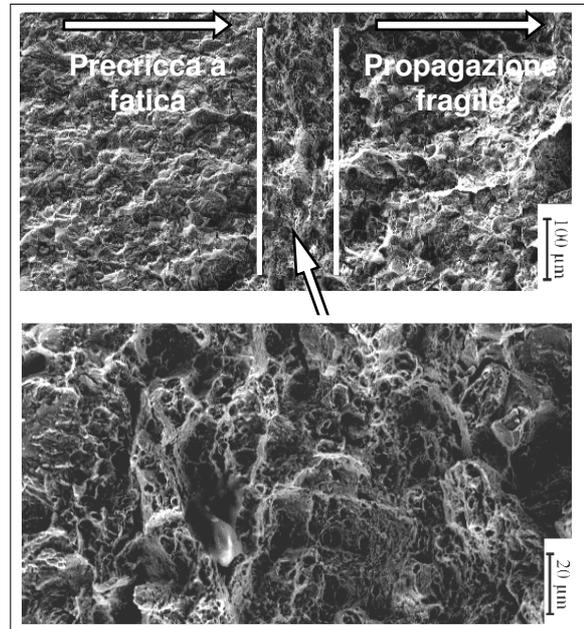


Fig. 8 – Superficie di frattura di una provetta ritrattata (profondità originaria 309 mm).

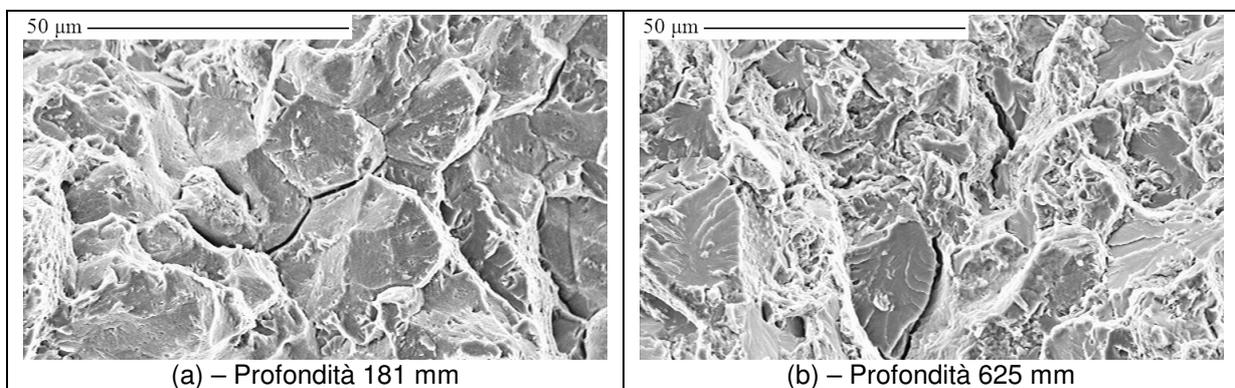


Fig. 9 – Provette originarie di fatica a flessione rotante. Regioni di frattura finale per sovraccarico.

Il confronto delle regioni di frattura fragile per sovraccarico ottenute nelle prove Charpy, di K_{Ic} e di fatica, svolto su provette originarie, evidenzia un andamento comune in funzione della profondità. A minor profondità, dove la microstruttura è per il più martensite rinvenuta, il modo di frattura fragile prevalente è la frattura intergranulare, in tutti i tipi di prove. Solo nelle prove di K_{Ic} si verifica anche una frazione di clivaggio, attribuibile alla maggior concentrazione delle tensioni in questo tipo di prova (durante la propagazione instabile fragile), la quale vincola la superficie di frattura ad essere più vicina al piano teorico di frattura, ed implica perciò la rottura transgranulare di alcuni grani.

Le provette ritratte presentano circa lo stesso modo di frattura fragile (intergranulare con zone di clivaggio) di quelle originarie ottenute a minor profondità, probabilmente per la microstruttura simile.

A profondità intermedia, dove la microstruttura è per il più bainitica, il clivaggio è il modo di frattura fragile più comune, tuttavia le regioni macroscopicamente fragili contengono anche una frazione di rottura duttile (con microvuoti). Quest'ultima frazione aumenta verso cuore, dove la microstruttura è maggiormente perlitica.

4. DISCUSSIONE E CONCLUSIONI

Il blumo esaminato è costituito da microstrutture differenziate e disomogenee. La martensite rinvenuta si incontra soltanto presso la superficie e scompare rapidamente all'aumentare della profondità; le bainiti, inferiore e superiore, rinvenute, sono complessivamente i costituenti prevalenti; la perlite appare gradualmente verso profondità elevate e diventa il principale costituente a cuore.

La durezza e le proprietà tensili variano sensibilmente entro il blumo; tuttavia, con l'eccezione di una piccola regione a cuore, sono in genere conformi ai valori normalmente specificati.

È d'uopo notare che serie di misure di durezza eseguite in punti appartenenti a piani ST distanti 145 o 440 mm dal piano medio ST del blumo hanno reso differenze di oltre 40 HV ad ugual profondità (espressa in direzione T, Fig. 3). Pertanto, considerati questi effetti tridimensionali e la posizione nello spazio delle serie di misure di trazione e di osservazioni metallografiche, si conclude che le proprietà tensili minime del blumo sono minori dei minimi valori misurati (si può ipotizzare, sulla base della minima durezza, che la minima tensione di rottura sia circa 865 MPA), e non si può escludere che nel baricentro del blumo vi sia una microstruttura totalmente perlitica. Le provette originarie di tenacità a frattura e di fatica, invece, sono state ricavate da posizioni corrispondenti a quelle delle serie di misure di durezza che hanno reso i valori minori.

I valori di tenacità a frattura dell'acciaio originario sono eccezionalmente bassi (circa $40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) per un acciaio bonificato, in relazione alla tensione di rottura ottenuta. La frattura in deformazione piana avviene in genere per decoesione, coerentemente con il fatto che, a temperatura ambiente, questo acciaio sia nell'intervallo fragile della sua curva di transizione fragile-duttile (misurata con prove Charpy-V). Il modesto incremento della tenacità a frattura a cuore si attribuisce al maggior consumo di energia di deformazione, testimoniato dalle regioni duttili che appaiono, a profondità crescente, in una limitata frazione delle superfici di frattura (assenti presso la superficie e progressivamente più abbondanti verso cuore).

Per confronto, tutte le provette ri-bonificate individualmente hanno reso valori di tenacità a frattura superiori a $60 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e talvolta superiori a $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, persino a livelli di resistenza a trazione alquanto maggiori. L'incremento di tenacità a frattura ottenuto con il ritattamento termico (confermato anche dalle prove Charpy) si può spiegare con l'assorbimento di energia nella regione duttile all'apice della precricca, osservata soltanto nelle provette ritratte.

La minor tenacità delle provette originarie si attribuisce, in generale, alle microstrutture di tempra incompleta causate dal trattamento termico dei blumi, e quindi alle grandi dimensioni dei blumi e degli stampi. Tuttavia, nel caso particolare dell'acciaio ottenuto dalla superficie dei blumi, l'esame metallografico ottico evidenzia martensite rinvenuta pressoché indistinguibile da quella osservata nelle provette ritratte. In questo caso, si ipotizza una differenza tra le due microstrutture nella composizione, morfologia e distribuzione dei carburi, su di una scala non osservabile al microscopio ottico. Una tale differenza può esser stata causata dalle diverse curve di raffreddamento (durante la tempra), attraverso una più o meno pronunciata (o assente) precipitazione di carburi nell'austenite, oppure attraverso un più o meno intenso auto-rinvenimento della martensite. Osservazioni di sezioni metallografiche mediante microscopia elettronica sono in corso per verificare queste ipotesi.

Sebbene questa memoria riguardi un solo blumo, è doveroso notare che alcuni risultati, precedentemente pubblicati [10], di prove Charpy-V svolte su provette rappresentative di un altro blumo del medesimo acciaio, hanno evidenziato una tenacità maggiore; pertanto si devono ammettere differenze significative tra diverse pratiche industriali.

I limiti di fatica per flessione rotante, circa 560 MPa per le provette più prossime alla superficie del blumo e circa 495 MPa per quelle più prossime al cuore, apparentemente si corrispondono con la resistenza a trazione dell'acciaio, piuttosto che con la sua tenacità a frattura. I limiti di durata delle

provette sono state incrementati del 25% circa a seguito del ritrattamento termico, mantenendo però le differenze dovute alla posizione originaria (presso il cuore o presso la superficie). Le ragioni di quest'ultimo fatto sono ancora oggetto di discussione.

Questa ricerca, nel suo insieme, dimostra che la tenacità a frattura è la proprietà più critica per l'acciaio esaminato, in relazione alle dimensioni ed al ciclo produttivo comunemente impiegato degli stampi in esame. Questo fatto è ulteriormente evidenziato dal minor limite di fatica dell'acciaio originario, che consente ad una cricca stabile di raggiungere una lunghezza critica più rapidamente di quanto potrebbe fare nella condizione di piena tempratura e rinvenimento.

RINGRAZIAMENTI

Si ringraziano: il Ministero dell'Educazione, Università e Ricerca, per il sostegno finanziario attraverso il progetto PRIN 2003091205; M. Chiarbonello, C. Chiancarella ed M. Simondi, per il lavoro sperimentale svolto nel corso delle rispettive tesi di Laurea oppure di Laurea Magistrale; il Prof. M. Rosso e l'Ing. D. Ugues per lo svolgimento dei trattamenti termici di laboratorio.

BIBLIOGRAFIA

- [1] UNI EN ISO 4957:2002, Acciai per utensili. UNI, Milano, 2002.
- [2] D. Firrao, P. Matteis, G. Scavino, G. Ubertalli, M.G. Ienco, A. Parodi, P. Piccardo, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva, "Relazione tra tenacità e microstruttura in blocchi prebonificati di acciai per stampi di grosse dimensioni.", Atti del 30° Convegno Nazionale AIM, Vicenza, 2004. Memoria n. 50, p. 1-11.
- [3] A255/99, Standard test method for determining hardenability of steels. ASTM International, 1999.
- [4] G. Sachs, G.S. Sangdahl, W.F. Brown, "New notes on high strength heat-treated steels", *Iron Age*, Nov.23, p 59-63 e Nov. 30, p 76-80, 1950.
- [5] X.Z. Zhang, J.F. Knott, "Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures" *Acta Mater.*, Vol. 47, n. 12, p 3483-3495, 1999.
- [6] A. Baus, J.C. Charbonnier, H.P. Lieurade, B. Marandet, L. Roesch, G. Sanz, "Etude par la mecanique de la rupture de la tenacite, de la fissuration par fatigue et de la fissuration par corrosion sous contrainte d'aciers a tres haute resistance", *Rev. Met*, 72, p 891-935, 1975.
- [7] E. Mosca, R. Partengo, R. Zocchi, "Valutazione tramite la meccanica della frattura della tenacità degli acciai da utensili in funzione del loro trattamento termico", *Met. It.*, 67, 1975, p 562-567.
- [8] O. E. Okorafor, "Fracture toughness of M2 ed H13 alloy tool steel", *Mat. Sci. Tecn.*, 1987, vol. 3, p 118-124.
- [9] D. Firrao, P. Matteis, M. Vassallo, "Fracture toughness of plastic-mold steels: dependence upon heat treatment and microstructure". In: A. Finelli, L. Nobile (ed.), Proc. 17th Nat. Conf. Italian Group of Fracture - Bologna - June 16-18, 2004. Gruppo Italiano Frattura, Faenza, 2004, p. 248-253. Ripubblicato in: Proc. 11th Int. Conf. on Fracture. Torino, 2005. Memoria n. 5590, p. 1-6.
- [10] D. Firrao, P. Matteis, G. Scavino, G. Ubertalli, M.G. Ienco, A. Parodi, M.R. Pinasco, E. Stagno, R. Gerosa, B. Rivolta, G. Silva, A. Ghidini, Proc. 2nd Int. Conf. Heat Treatment and Surface Engineering in Automotive Applications, Riva del Garda, Italy, 20-22 June 2005. AIM, Milano, 2005. Memoria n. 64, p. 1-13.
- [11] S. Bechet, L. Beaujard, "Nouveau réactif pour la mise en évidence micrographique du grain austénitique des aciers trempés ou trempés-revenus", *Rev. Met*. 52, p 830-836, 1955.
- [12] C.L. Briant, S.K. Banerji, "Intergranular failure in steels: the role of grain-boundary composition", *Int. Met. Reviews*, n. 4, p 164-199, 1978.
- [13] UNI 3964:1985. Prove meccaniche dei materiali metallici. Prove di fatica a temperatura ambiente. Principi generali. UNI, Milano, 1985.