

# Effetto del processo di produzione e trattamento termico sulle proprietà meccaniche dell'acciaio per utensili a caldo AISI H13

Parte 2: Effetto della qualità microstrutturale dell'acciaio dopo trattamento termico

M. Pellizzari, A. Molinari, F. Raimondi, G. Greno, A. Ghidini, F. Acerbis, A. Goglio

*In questa seconda parte del lavoro si è analizzato l'effetto delle dimensioni sulle caratteristiche meccaniche dell'acciaio per lavorazioni a caldo AISI H13 dopo trattamento termico, alla luce di un prodotto di partenza fornito dall'acciaieria con dodici gradi di qualità microstrutturale diversi. A tal fine sono stati sottoposti a trattamento termico dei masselli di diametro 300mm. I campioni sono quindi stati prelevati nelle tre posizioni "esterno", "metà raggio" e "centro" dal massello rinvenuto. In queste condizioni il trattamento termico costituisce ulteriore fattore discriminante tra i provini aventi differenti qualità microstrutturali di partenza. Il confronto di questi risultati con quelli ricavati dai provini trattati singolarmente, consente così di scorporare l'effetto del trattamento termico da quello della differente microstruttura iniziale data dal processo di colata, forgiatura e ricottura. Tra gli aspetti più interessanti del lavoro vi è il tentativo di quantificare il contributo dato all'energia di impatto, determinata sia su campioni intagliati di tipo KV, che non intagliati di tipo KVW, di inclusioni non metalliche e carburi eutettici prodotti in solidificazione, rispetto alla presenza di bainite originata in tempra su pezzi di dimensioni importanti. Nel lavoro vengono posti in risalto anche alcuni aspetti caratteristici dei due tipi di prova di tenacità a frattura.*

Parole chiave: acciaio, frattura, trattamenti termici, carat. materiali, processi

## INTRODUZIONE

Le proprietà dell'acciaio da utensili per lavorazioni a caldo risultano strettamente dipendenti dal suo processo produttivo, comprendente il processo di solidificazione, le lavorazioni termo-meccaniche, la ricottura ed il trattamento termico [1, 2, 3]. Mentre il processo di solidificazione ed i trattamenti termo-meccanici stabiliscono il grado di purezza e lo stato inclusionale dell'acciaio, il trattamento termico ha lo scopo fondamentale di condizionare la matrice dello stesso al fine di ottenere le caratteristiche richieste di resistenza e tenacità. La necessità di prodotti sempre più performanti ha portato all'affermarsi sempre più esteso dei trattamenti di tempra sotto vuoto, con spegnimento in azoto. In presenza di un acciaio medio-legato quale l'AISI H13 uno dei limiti di questa tecnologia è rappresentato dalla possibilità di ottenere una struttura completamente martensitica su componenti con spessori notevoli, a causa della limitata temprabilità [4]. E' pratica comune osservare infatti la presenza di bainite in regioni di stampi lontane dalla superficie a contat-

to con il gas di spegnimento, con un conseguente calo della tenacità del materiale [5, 6]. Al calare della velocità spegnimento si osserva inoltre un precipitazione di carburi pro-eutetoidici sempre più marcata, fenomeno che è motivo di ulteriore fragilimento per il materiale in questione. Nel presente lavoro si è valutato l'effetto della differente velocità di raffreddamento sulle proprietà meccaniche dell'acciaio AISI H13, prodotto con tecniche convenzionali (T) e sotto elettroscoria conduttrice (ESR), eliminando l'effetto dato dalle inclusioni ed i carburi eutettici, già valutato nella prima parte di questo studio [7].

## MATERIALI

Oggetto del presente lavoro è l'acciaio per lavorazioni a caldo AISI H13, rispondente alla seguente composizione chimica nominale: 0.4% C, 1.0% Si, 5.0% Cr, 1.5% Mo, 1.0% V. I campioni, oggetto di studio, sono stati prelevati dalle stesse barre impiegate nella prima parte del lavoro, aventi diametro 300mm, la prima prodotta con processo di solidificazione di tipo convenzionale "Super Clean" (T), la seconda con processo di rifusione sotto elettroscoria conduttrice (ESR). Da entrambe sono quindi state prelevate delle fette in regioni ove la microstruttura attesa viene generalmente definita "buona" e "scarsa" dall'acciaieria. Le fette a questo punto sono state disposte nel forno verticalmente secondo lo schema riportato in figura 1, dove la 1 e la 4 risultano distanziate dalla 2 e 3 da due masselli simulatori. Si è quindi sottoposto il materiale allo stesso ciclo di trattamento impiegato nella prima parte del lavoro, comprendente austenitizzazione a

M. Pellizzari, A. Molinari  
Dipartimento di Ingegneria dei Materiali e Tecnologie Industriali  
Università di Trento

F. Raimondi, G. Greno  
T.A.G. s.r.l., Dolzago (Lecco)

A. Ghidini, F. Acerbis, A. Goglio  
Lucchini Sidermeccanica, Lovere (Bergamo)

Memoria presentata al 19° Convegno Nazionale Trattamenti Termici,  
Salsomaggiore, 20-22 maggio 2003

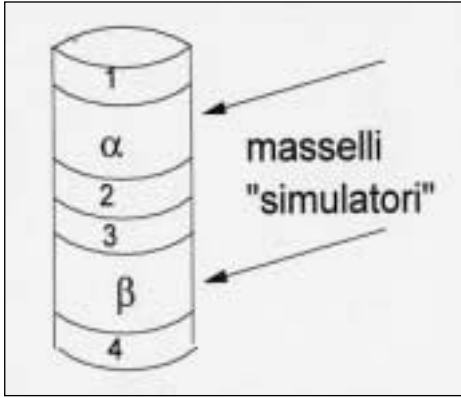


Fig. 1 - Schema di posizionamento delle fette nel forno durante il trattamento termico.

Fig. 1 - Position of slabs in the furnace during heat treatment.

1020°C, spegnimento in azoto dall'alto con una pressione di 5bar e triplo rinvenimento 550°x2h, 605°x2h e 590°Cx2h rispettivamente. In ultimo, da ognuna delle fette sono stati prelevati i campioni nelle posizioni di "esterno" (E), "meta raggio" (MR) e "centro" (C), in direzione trasversale rispetto all'orientazione delle fibre del materiale. Rispetto ai vari campioni esaminati nella prima parte del lavoro (Fig.1, I Parte), gli attuali risentiranno oltre che di una differente qualità del prodotto siderurgico anche di una differente velocità di raffreddamento durante la tempra. Le proprietà misurate nel proseguo del presente lavoro risulteranno pertanto affette da entrambi i fattori.

PROCEDURE SPERIMENTALI

La microstruttura del materiale è stata analizzata al microscopio ottico, dopo preparazione metallografica con carte abrasive da 320 a 1200 grit e lucidatura finale con pasta diamantata da 1mm.

Si sono realizzate prove di impatto, secondo la normativa UNI EN 10 045/1, impiegando campioni di dimensioni 10x10x55mm con intaglio a V di profondità 2mm, raggio di fondo intaglio 0.25mm ed un'energia iniziale alla mazza di 150J.

Sono state realizzate anche prove di impatto su campioni non-intagliati con geometria KVW 7x10x55mm ed un'energia iniziale alla mazza di 300J.

RISULTATI

Analisi microstrutturale

Le curve di raffreddamento rilevate nella posizione Esterno e Centro della fetta 2/3 sovrapposte alle curve CCT del materiale (Fig. 2) mettono in evidenza due importanti risultati.

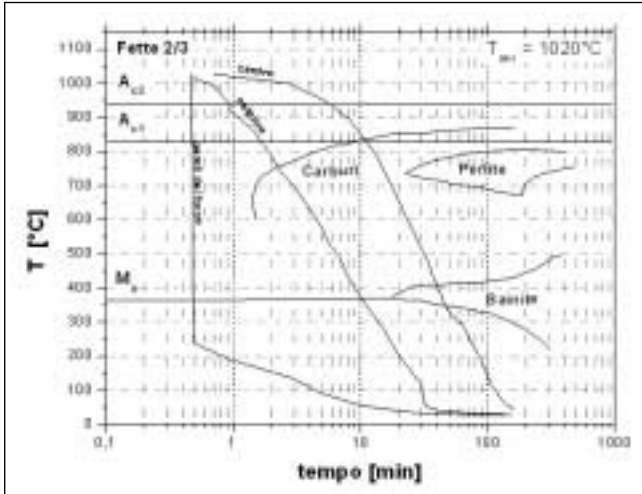


Fig. 2 - Curve CCT dell'acciaio studiato.

Fig. 2 - CCT curve of the studied steel.

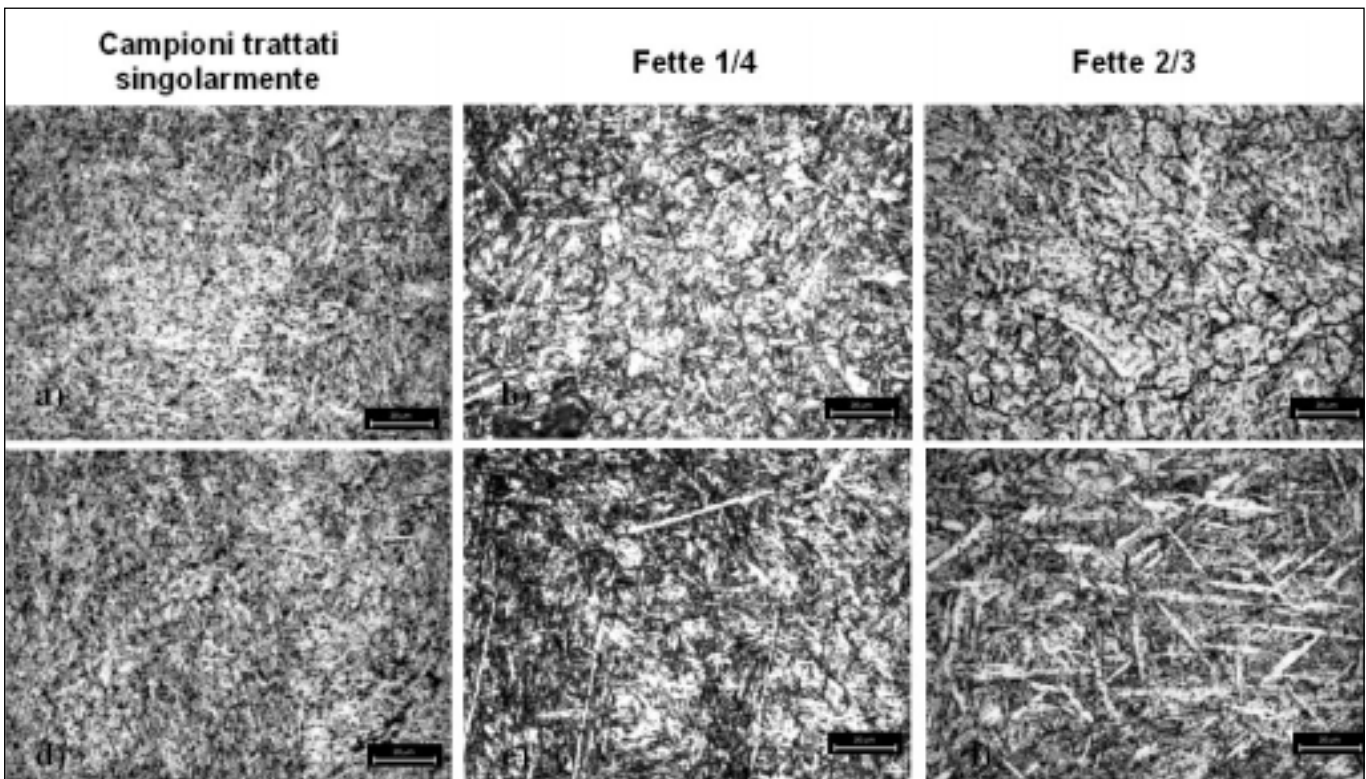


Fig. 3 - Carburi a bordograno nei campioni "Centro" al variare della velocità di raffreddamento a) provini trattati singolarmente, b) fette 1/4, c) fette 2/3; bainite nei campioni "Centro" al variare della velocità di raffreddamento d) provini trattati singolarmente, e) fette 1/4, f) fette 2/3

Fig. 3 - Grain boundary carbides in "Centre" samples by varying cooling rate a) single treated samples, b) slabs 1/4, c) slabs 2/3, bainite in "Centre" samples by varying cooling rate, d) single treated samples, e) slabs 1/4, f) slabs 2/3.

In primo luogo le curve di raffreddamento attraversano le curve di precipitazione dei carburi pro-eutetoidici. Quanto più lenta è la velocità di raffreddamento che compete al materiale tanto maggiore è l'entità di precipitati a bordograno. L'effetto è posto in evidenza dalle micrografie di figura 3, che illustrano una maggior quantità di carburi a bordograno per il campione Centro della fetta 2/3 (Fig.3c) rispetto alla fetta 1/4 (Fig.3b). A titolo comparativo la micrografia di figura 3a illustra come la precipitazione a bordograno fosse praticamente inesistente nei campioni trattati singolarmente. In secondo luogo la curva di raffreddamento del Centro della fetta 2/3 attraversa le curve di trasformazione dell'austenite in bainite. La presenza di tale costituente è dimostrata dalle micrografie di figura 3 non solo per i campioni prelevati dalla fetta 2/3 (Fig.3f) ma anche per quelli della 1/4 (Fig.3e). Da notare come nei campioni trattati singolarmente non fosse presente bainite in nessuna delle varianti studiate (Fig. 3d).

**Durezza**

Dai valori di durezza rilevati sui campioni delle fette 1/4 (Fig. 4a) e 2/3 (Fig. 4b) si possono evincere le seguenti considerazioni:

- la durezza cala muovendo dalla superficie verso il centro delle fette nelle fette 2/3, mentre l'effetto è meno evidente nelle fette 1/4 al centro delle quali si osserva un certo recupero;
- i valori di durezza sono piuttosto omogenei nelle fette 1/4 indipendentemente sia dal tipo di acciaio, ESR o Tradizionale, che dalla qualità microstrutturale attesa;
- nelle fette 2/3 i valori dell'ESR buono si dimostrano generalmente superiori a quelli del Tradizionale buono mentre, in virtù dei valori molto bassi che competono all'ESR scarso, la stessa correlazione non sussiste per le qualità scarse dei due acciai;
- da un confronto con i dati relativi ai campioni trattati singolarmente non emergono differenze significative con quelli misurati sui campioni delle fette 1/4 e 2/3.

**Prove di impatto**

*Prova KVW*

In figura 5 sono riportati i valori dell'energia d'impatto assorbita dai campioni non intagliati. Si possono evincere le seguenti osservazioni, già rilevate per i campioni trattati singolarmente:

- i valori di energia assorbita calano muovendo dalla superficie esterna verso il centro
- i valori di energia misurati per i campioni ESR risultano generalmente superiori a quelli dei campioni T: la differenza è tanto più grande quanto più ci si avvicina al centro, dove il campione T mostra un calo drastico di tenacità mentre l'ESR denota buona uniformità di valori;
- i valori relativi ai campioni con microstruttura definita buona sembrano peggiori di quelli con microstruttura definita scarsa.

Come già osservato nella prima parte di questo lavoro, importanti considerazioni derivano dall'analisi del calo percentuale di tenacità  $\Delta E_{\%}$  fra le posizioni di esterno e centro (Fig.6). In conformità a quanto osservato sui campioni trattati singolarmente:

1. i valori di  $\Delta E_{\%}$  risultano inferiori per l'acciaio ESR rispetto al convenzionale T, sia "buono" che "scarso";
2. i valori di  $\Delta E_{\%}$  risultano contenuti in una banda di dispersione molto più stretta nell'acciaio ESR rispetto al T.

Va fatto notare peraltro che:

3. i valori di  $\Delta E_{\%}$  sono inferiori per i campioni delle fette 1/4 e 2/3 rispetto a quelli trattati singolarmente per ognuna delle 4 varianti di acciaio considerate ed, in particolare
4. i valori di  $\Delta E_{\%}$  relativi ai campioni delle fette 1/4 sono inferiori a quelli delle fette 2/3.

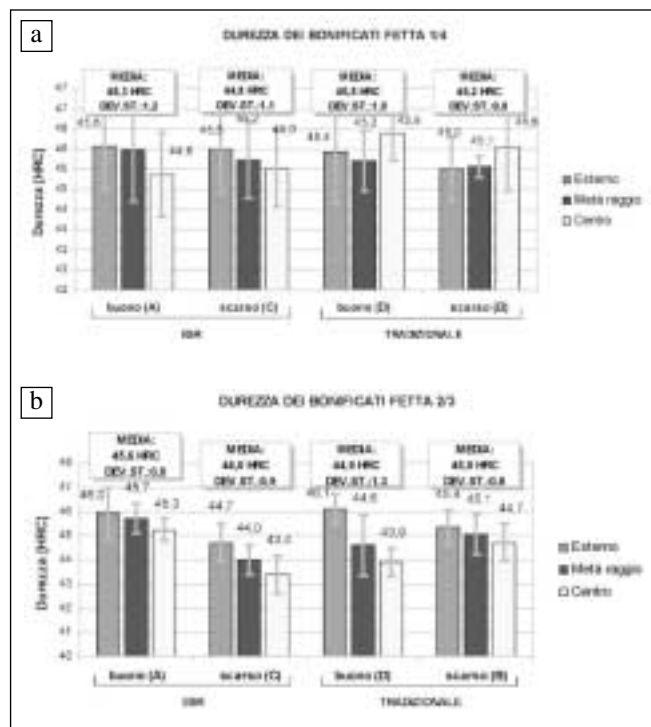


Fig. 4 – Durezza dei campioni delle a) fette 1/4 e b) fette 2/3.

Fig. 4 – Hardness of samples in a) slabs 1/4 and b) slabs 2/3.

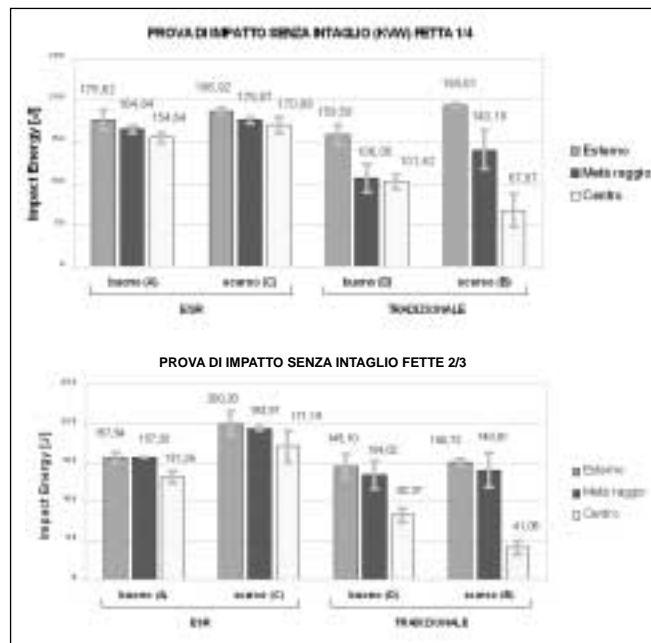


Fig. 5 – Valori di energia assorbiti dai campioni delle fette 1/4 (a) e 2/3 (b) nella prova KVW.

Fig. 5 – Impact energy values of samples of a) slabs 1/4 and b) slabs 2/3 adsorbed in KVW test.

**Prova KV**

Si può affermare che

- per ognuna delle fette 1/4 e 2/3 l'energia assorbita ad impatto mostra andamento decrescente passando da superficie a centro di ognuna delle qualità di acciaio (Fig.7);
- i valori di energia rilevati sui campioni ESR risultano sensibilmente superiori a quelli dei campioni T soprattutto nella posizione centrale della fetta 1/4; nella fetta 2/3 i valori di energia a Centro dei campioni ESR sono molto bassi ed inferiori a quelli di T;
- come nel caso della prova KVW non emerge una differen-

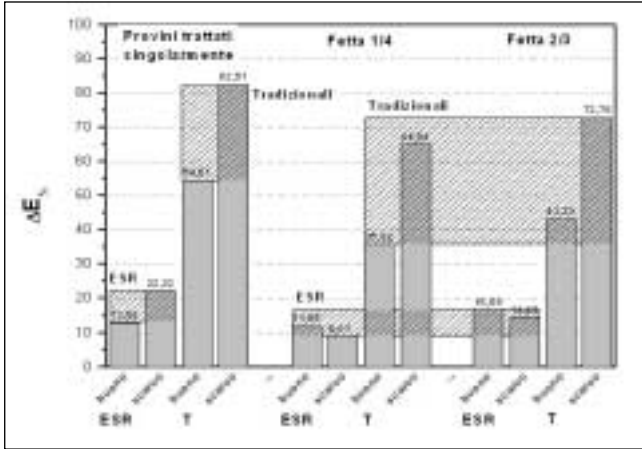


Fig. 6 – Calo % di tenacità a frattura KJ/m² tra superficie e cuore dei provini trattati.

Fig. 6 – Percent drop of KJ/m² fracture toughness between surface and centre of heat treated samples.

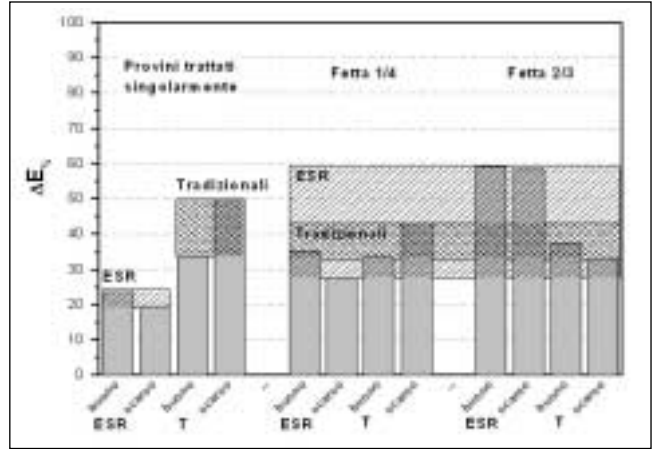


Fig. 8 – Calo % di tenacità a frattura KV tra superficie e cuore dei provini trattati.

Fig. 8 – Percent drop of KV fracture toughness between surface and centre of heat treated samples

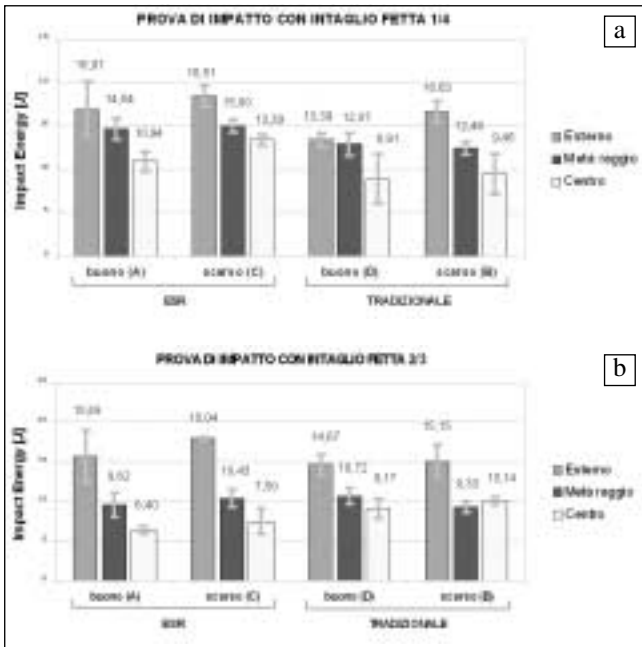


Fig. 7 – Valori di energia assorbiti dai campioni delle fette 1/4 (a) e 2/3 (b) nella prova KV.

Fig. 7 – Impact energy values of samples of a) slabs 1/4 and b) slabs 2/3 adsorbed in KV test.

- za marcata tra qualità microstrutturale buona e scarsa. Considerazioni importanti derivano ancora dall'analisi del calo percentuale di tenacità  $\Delta E_{\%}$  fra esterno e centro dei masselli. In modo diametralmente opposto a quanto avveniva nei campioni trattati singolarmente
5. i valori di  $\Delta E_{\%}$  risultano simili in 1/4 e superiori per l'acciaio ESR rispetto al convenzionale T, sia "buono" che "scarsa" (Fig.8) solo nella fetta 2/3;
  6. i valori di  $\Delta E_{\%}$  risultano contenuti in una banda di dispersione molto più stretta nell'acciaio T rispetto all' ESR.

Discussione

I valori di durezza HRC non evidenziano un effetto apprezzabile della velocità di raffreddamento tranne che nel caso delle fette 2/3 dove si ha un significativo calo percentuale. Il risultato più evidente sembra il maggior calo percentuale

della durezza fra posizione di esterno e centro per le fette 2/3. Confrontando i valori di tenacità rilevati sui provini delle fette 1/4 e 2/3 rispetto a quelli rilevati sui provini trattati singolarmente si può affermare che l'effetto della differente velocità di raffreddamento è maggiormente apprezzabile attraverso la prova KV. I valori del  $\Delta E_{\%}$  risultanti dalla prova KV confermano infatti l'andamento dei risultati già ottenuti sui provini trattati singolarmente, evidenziandone per le fette un calo relativamente modesto. Si mantiene invece praticamente invariata la relazione fra acciaio ESR e T in buon accordo a quanto già osservato nella discussione della prima parte del lavoro. Il valore di Energia misurato nella prova KV è determinato, sostanzialmente, all'energia necessaria alla nucleazione della cricca. Tale valore risente quindi in modo decisivo della microstruttura grossolana dell'acciaio (dettagli microstrutturali con dimensione media superiore ad 1m: carburi eutettici ed inclusioni non metalliche) generata durante il processo di solidificazione. In virtù del minor contributo della propagazione al valore di energia misurato, la prova KV risulta piuttosto insensibile alla microstruttura fine dell'acciaio (dettagli microstrutturali con dimensione media inferiore ad 1m: bainite e carburi al bordo grano), cui il trattamento termico contribuisce invece in modo fondamentale. La maggior sensibilità della prova KV rispetto alle differenti velocità di raffreddamento che competono ai provini delle fette 1/4 e 2/3 si manifesta per contro in modo eclatante con un aumento dei valori del  $\Delta E_{\%}$  dell'acciaio ESR rispetto al T, ma soprattutto con l'inversione dell'ampiezza della banda di dispersione per tale grandezza che risulta più stretta nei campioni tradizionali rispetto agli ESR. Questo effetto sembra essere interpretato con il maggior effetto che la decrescente velocità di raffreddamento esercita sul  $\Delta E_{\%}$  dei campioni ESR (ESR buono: 25% (ts) -> 35% (1/4) -> 60% (2/3), ESR scarso: 20 (ts) -> 27(1/4) -> 59(2/3)) rispetto ai T (T buono: 34% (ts) -> 34% (1/4) -> 38% (2/3), T scarso: 50 (ts) -> 43(1/4) -> 38(2/3). In particolare sono i valori di energia al Centro dei campioni ESR della fetta 2/3 a mostrare il calo più evidente di tenacità, mentre i valori relativi ai campioni Esterni risultano in linea con quelli rilevati sugli altri materiali. Da un'analisi più attenta dei valori di energia KV sui campioni ESR trattati singolarmente (Fig.11 I parte) si osservava addirittura un recupero di tenacità al Centro. La cosa non si verifica per i campioni delle fette 1/4 e 2/3 dove, al diminuire della velocità di raffreddamento (1/4 -> 2/3), si osserva un progressivo calo dell'energia assorbita in tale posizione del massello. Nell'acciaio T invece, il valore di E al centro è più o meno

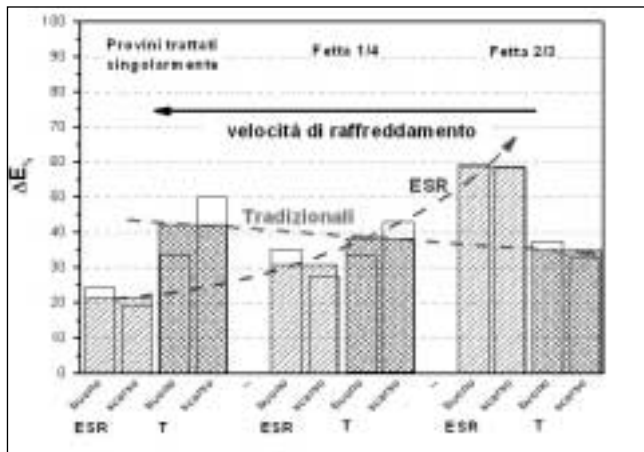


Fig. 9 – Calo % di tenacità in funzione della velocità di raffreddamento.

Fig. 9 – Percent drop of KV fracture toughness as a function of cooling rate.

costante, sia sui campioni trattati singolarmente che sulle fette 1/4 che 2/3, indicando un minor effetto della velocità di raffreddamento per questo materiale. Sembra che il  $\Delta E_{\%}$  mostri anzi una certa tendenza a diminuire al diminuire della velocità di raffreddamento, evidenziando un comportamento dell'acciaio prodotto convenzionalmente T opposto a quello dell'ESR (Fig 9).

Questo risultato è da ricondursi all'effetto che la velocità di raffreddamento esercita sulla microstruttura fine dell'acciaio ESR che, per qualche motivo, ne risulta più sensibile del T. A riprova di questo depone il fatto che attraverso la prova KVW, maggiormente sensibile alla microstruttura grossolana dell'acciaio, non si osservava alcun recupero di tenacità al centro dei campioni ESR trattati singolarmente (Fig. 9, I Parte). Le convenzionali analisi al microscopio ottico non hanno consentito di risalire, in modo definitivo, alla causa che genera tale comportamento. Sarebbe che il calo tenacità osservato nei campioni ESR sia ascrivibile alla minor temprabilità di tale acciaio nella regione centrale della barra. A differenza del T, nell'ESR non è presente una macrosegregazione degli elementi di lega e all'interno delle bande a segregazione negativa si può formare bainite con maggior facilità.

Approfondimenti sono in corso presso il laboratorio di metallurgia dell'Università di Trento.

### CONCLUSIONI

Si sono valutate le correlazioni esistenti fra la microstruttura di un acciaio per lavorazioni a caldo AISI H13 ed il suo comportamento a frattura dinamica. A tal fine si sono impiegati campioni raffreddati con diverse velocità durante la tempra. Dall'analisi dei risultati delle prove di impatto KVW realizzate sui campioni non intagliati e KV su campioni intagliati, emerge una maggior sensibilità della seconda delle due prove rispetto alle diverse condizioni di trattamento termico. La prova KVW evidenzia lo stesso andamento dei risultati già osservato sui provini trattati singolarmente, che risulta strettamente correlato alla microstruttura

grossolana dell'acciaio, ovvero alla presenza di carburi eutettici ed inclusioni non-metalliche. La prova KV esalta le differenze di microstruttura fine dell'acciaio ( $d < 1$  micron) derivanti dalle diverse condizioni di spegnimento. In particolare, al diminuire della velocità di raffreddamento durante la tempra si osserva un progressivo incremento sia della frazione di bainite che dei carburi precipitati al bordograno, entrambi elementi che contribuiscono all'infragilimento dell'acciaio. Il risultato tutto sommato sorprendente, risiede nella maggior sensibilità esibita dai campioni ESR rispetto al calo della velocità di raffreddamento, che si manifesta con un deciso aumento del calo percentuale di tenacità,  $\Delta E_{\%}$ , fra le posizioni di prelievo dei campioni, esterno e centro del massello. Al diminuire della velocità di raffreddamento il  $\Delta E_{\%}$  dei campioni ESR diventa superiore a quello dei campioni realizzati in acciaio Tradizionale "Super Clean". In definitiva l'acciaio ESR sembra essere maggiormente sensibile del T rispetto al calo di proprietà a cuore derivante dal trattamento di stampi di grosse dimensioni.

Dalla combinazione dei risultati ottenuti con le prove di tenacità KV e KVW eseguite sui campioni trattati singolarmente (I Parte) e dalle fette (II Parte) emerge in modo chiaro la differente funzionalità dei due tipi di prova. La prova KVW, realizzata su campioni non intagliati, consente di caratterizzare essenzialmente lo stato del prodotto siderurgico, così come fornito dall'acciaieria, legato a quella che nel presente lavoro è stata definita la "microstruttura grossolana dell'acciaio (carburi eutettici ed inclusioni non metalliche). La prova KV, realizzata su provini intagliati, consente di caratterizzare soprattutto la microstruttura dell'acciaio in seguito a trattamento termico, quella che nel presente lavoro è stata definita la "microstruttura fine" dell'acciaio (bainite e carburi a bordograno). Il risultato si configura quale importante punto di partenza nell'intento di determinare una procedura volta a stabilire la responsabilità del cedimento di costosi componenti, quali ad esempio gli stampi per la pressocolata.

### BIBLIOGRAFIA

- [1] T. Z. Blazynski, Design of Tools for Deformation Processes, ed. Elsevier Applied Science Publishers LTD, 1986
- [2] G. A. Roberts, R. A. Cary, Tool Steels, ed. American Society for Metals, 1980
- [3] F. Wendl: Einfluss der Fertigung auf Gefüge und Zähigkeit von Warmarbeitsstählen mit 5% Chrom, Reihe 5 - Grund und Werkstoffe Nr.91, (1999) VDI Verlag
- [4] J. Ackerman: The effect of cooling rate after austenitization on the Properties of the Hot Work Steels H11 and H13, Swedish Institute for Metals Research, Stockholm, 1980
- [5] A. Molinari et al.: Proceedings 16 Convegno Nazionale Trattamenti termici, Salsomaggiore (I) 4-6 June 1997, ed. AIM Milano, p. 155
- [6] H. K. D. K. Badhesia, Bainite in Steels, ed. The Institute of Materials, London 1992
- [7] M. Pellizzari, A. Molinari, F. Raimondi, G. Greno, A. Ghidini, F. Acerbis, A. Goglio: La Metallurgia Italiana, n. 4, Aprile 2004, ed. AIM Milano, p. 21-28

A B S T R A C T

EFFECT OF PRODUCTION PROCESS AND HEAT TREATMENT  
ON THE MECHANICAL PROPERTIES  
OF AISI H13 HOT WORK TOOL STEEL  
Part 1: Effect of the microstructural quality  
of steel after heat treatment

**KEYWORDS:** steel, fracture, steelmaking,  
materials characterisation, processes

In this second part of the work the effect of size, and thus of the different quenching rate, on the mechanical properties of AISI H13 hot work tool steel has been evaluated. The material was delivered by the steelmaker with twelve different varieties of microstructural quality, the same studied in the first part. Two 300mm diameter steel slabs were placed in the vacuum furnace using the configuration shown in figure 1. Slabs 1 and 4 (1 and 4 are equivalent) are separated from 2 and 3 (2 and 3 are equivalent) by two simulators. The same heat treatment reported in the first part of this work was carried out.

The samples were extracted from the blocks after quenching and tempering. In this conditions the heat treatment represents a further discerning factor for the samples with different microstructural characteristics in the annealed state. The comparison of the impact test here obtained with those of singularly treated (ST) samples (Part 1) allows to discriminate the influence of heat treatment from that of microstructural quality given by the process of solidification, forging and annealing.

The cooling curves referred to positions Centre and External of slab 2/3 when read on the CCT diagram of the steel evidence two important results. First, they cross the line of pro-eutectoid carbides. The precipitation of grain boundary VC particles will be inversely proportional to cooling rate. The effect is illustrated by micrographs in figure 3: for comparison the ST sample is also reported, where no precipitation could be observed. Secondly, the cooling curves cross that of bainite. Again, the presence of such constituent increases by decreasing cooling rate (figure 3). No bainite could be appreciated in ST samples.

As for singularly treated samples, for those extracted from slabs 1/4 and 2/3 KVW impact energy values of ESR steel are generally higher than of Traditional steel, the difference becoming higher when moving to the Centre of the block, where the T grade shows a drastic drop in toughness whilst the ESR one shows a remarkable values uniformity (Fig. 5). Important considerations arise from the analysis of the percent drop in toughness between "External" and "Centre" positions, namely  $DE\%$  ( $\Delta E_{\%} = (EE - Ec) / EE \times 100$ ). The  $\Delta E_{\%}$  values of ESR steel are lower than that of T and even their dispersion is lower (Fig. 6). The result, in fact, has been ascribed to the lower amount of eutectic carbides and non-metallic inclusions pertaining to the steel produced via ESR (Fig. 7 Part 1), their amount and morphology being not varied by heat treatment. Thus, just a minor influence of heat treatment can be appreciated on the absolute values of  $\Delta E_{\%}$  KVW. The  $\Delta E_{\%}$  of slabs 1/4 and 2/3 are lower than those of singularly treated samples for all the four steel variants considered and, in particular,  $\Delta E_{\%}$  of 1/4 are lower than that of 2/3.

A general decrease in impact energy is shown moving towards the Centre of slabs 1/4 and 2/3 even by the KV test (Fig.7). The values exhibited by ESR steel are slightly higher than that of T, in particular at the Centre of slab 1/4. In 2/3 the values at the Centre are surprisingly lower than that

of 2/3.

With respect to ST samples an inversion in the  $\Delta E_{\%}$  KV values is observed. While  $\Delta E_{\%}$  are similar in 1/4 for all the materials investigated,  $\Delta E_{\%}$  in 2/3 are higher for the ESR steel than the T, for both "good" and "poor" quality (Fig.8). Furthermore  $\Delta E_{\%}$  show less dispersion in the T than in ESR steel.

Hardness does not show any effect of the cooling rate except in the case of 2/3, by which a marked percent drop between External and Centre positions is observed.

Comparing the impact energies measured in 1/4 and 2/3 with those in singularly treated samples it can be concluded that the effect of the different cooling rate can be better appreciated by KV impact test. As stated above, the KVW values confirm the same trend observed in ST samples, evidencing just a minor drop. In practice no difference can be appreciated between ESR and T steel with respect to that observed in the first part of this work. The energy value measured in the KVW test has to be ascribed mainly at crack nucleation, thus being affected by "gross microstructure" of steel (microstructural details presenting dimension higher than 1 micron, i.e., eutectic carbides and non metallic inclusions) produced during solidification. Due to the lower contribution of propagation the KVW test results just slightly affected by the "fine microstructure" of steel (microstructural details presenting dimension lower than 1 micron, i.e., bainite and grain boundary carbides) produced during heat treatment.

The higher sensitivity of KV impact test to the different cooling rates of \_ and 2/3 is highlighted by the increase in  $\Delta E_{\%}$  of ESR steel and, even better, by the increase in the dispersion band which is narrower in the T steel than in the ESR one. This effect may be interpreted with the higher influence exerted by the decreasing cooling rate on  $\Delta E_{\%}$  of ESR steel (ESR good: 25% (ts) -> 35% (1/4) -> 60% (2/3), ESR poor: 20 (ts) -> 27(1/4) -> 59(2/3)) rather than of T one (T good: 34% (ts) -> 34% (1/4) -> 38% (2/3), T poor: 50 (ts) -> 43(1/4) -> 38(2/3). In particular the Energy values at the Centre of ESR steel show the highest drop, whilst those at the External are similar to those measured on the other materials. A detailed analysis of KV energy values of ESR singularly treated samples (Fig.11 I Part) shows a certain gain in toughness at the Centre. The same effect cannot be appreciated in \_ and 2/3, where a progressive decrease in adsorbed impact energy is observed by decreasing cooling rate (1/4 -> 2/3).

On steel T indeed, E is quite constant at the centre position, for all investigated samples, i.e., singularly treated, \_ and 2/3, evidencing a lower influence of the cooling rate on this material. On the contrary, a certain drop is observed by decreasing cooling rate, thus highlighting an opposite behaviour of steel T with respect to the ESR one (Fig.9). This results has to be ascribed to the effect exerted by the cooling rate on the "fine microstructure" of the ESR steel, which results more sensitive than T. A confirmation of this assumption arises from KVW test results, more sensitive to the gross microstructure of steel, which do not show a toughness increase at the centre of ST samples (Fig. 9, I Part). The conventional metallographic analysis does not allow a definitive explanation of the present results. May be the drop in toughness revealed by the ESR steel can be associated to the lower hardenability of this steel at centre of the bar. Contrarily to T, in the ESR a macrosegregation of alloying elements does not occur, thus promoting the easier formation of bainite in the negative segregation bands of this steel.