

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

Parte 1: Effetto della qualità microstrutturale del prodotto siderurgico

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

Il presente studio si propone di valutare l'effetto della qualità microstrutturale dell'acciaio AISI H13 su proprietà quali la durezza e la tenacità a frattura. Si sono esaminate 12 differenti qualità microstrutturali per l'acciaio in questione, facendo riferimento sia all'acciaio prodotto con tecniche di fabbricazione di tipo tradizionale (T) che a quello prodotto sotto scoria elettro conduttrice (ESR). Per ognuna delle due tipologie, sono stati selezionati masselli da 300mm di diametro, con qualità microstrutturale attesa, definibile "buona" e "scarsa". A loro volta, da ogni massello sono stati ricavati provini, da tre differenti posizioni di prelievo: "esterno", "metà raggio" e "centro". In virtù del minor contenuto di carburi eutettici ed inclusioni non metalliche, l'acciaio prodotto sotto scoria elettro-conduttrice esibisce valori di tenacità più omogenei del prodotto tradizionale. In quest'ultimo si osserva un decadimento più significativo di tenacità passando dal massello di qualità attesa "buona" alla "scarsa" e dalla posizione "esterno" al "centro" del massello stesso. Si dimostra la maggior sensibilità della prova di tenacità a frattura dinamica KVW, realizzata sui campioni non intagliati per caratterizzare la qualità del prodotto siderurgico.

Parole chiave: acciaio, frattura, acciaieria, caratterizzazione 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 finale [1, 2, 3]. Per soddisfare alle crescenti prestazioni richieste ai materiali, soprattutto in settori molto importanti quali gli stampi per la pressa colata, i maggiori produttori di acciaio da utensili hanno fatto ricorso negli anni a tecnologie sempre più avanzate in campo siderurgico, le quali hanno permesso di raggiungere livelli qualitativi eccellenti. I processi siderurgici tradizionali dimostrano infatti forti limitazioni di fronte a standard qualitativi sempre più severi. Per soddisfare queste esigenze sono stati introdotti nella pratica industriale degli speciali processi. Essi possono essere suddivisi in due gruppi. Il primo è costituito dai processi di trattamento dell'acciaio liquido, senza la necessità di una rifusione del metallo. Tra questi processi si trovano: trattamento sotto vuoto, trattamento con gas inerte in siviera, trattamento con scorie prefuse. Il secondo gruppo è costituito dai processi speciali che comportano una seconda fusione del metallo. Fra questi possono essere indicati: il processo di rifu-

sione sotto scoria elettro-conduttrice (ESR) [5] e il processo di rifusione sotto vuoto (VAR). Il tipo di processo impiegato in acciaieria determina in modo quasi irreversibile alcune delle caratteristiche microstrutturali del materiale, quali ad esempio lo stato inclusionale e la presenza di carburi eutettici, a meno di un processo di rifusione, che attenui il decadimento di tenacità altrimenti subito dal materiale stesso [6]. In virtù della maggior velocità di solidificazione cui l'acciaio è sottoposto la quantità di precipitati cala infatti in modo significativo. Nel presente lavoro si sono valutati gli effetti di due differenti processi produttivi, l'uno definito Tradizionale ed appartenente al primo dei due gruppi di tecniche sopra, l'altro di tipo ESR, appartenente al secondo, sulle proprietà meccaniche dell'acciaio AISI H13, mantenendo costante i parametri di trattamento termico per tutti i campioni prelevati da posizioni di massello con differente qualità microstrutturale.

MATERIALI

Oggetto del presente lavoro è stato 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 della prima parte del lavoro, sono stati prelevati da due barre, di 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). Il processo "Super Clean" si basa su una tecnica di fusione tipo EAF, successiva affinazione in LF (Ladle Furnace) e degassaggio sotto vuoto VD-VOD (Tank degassing). Durante la colata in sorgente il getto viene protetto con un flusso di argon al fine di evitare riassorbimento di gas da parte dell'acciaio. La prati-

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

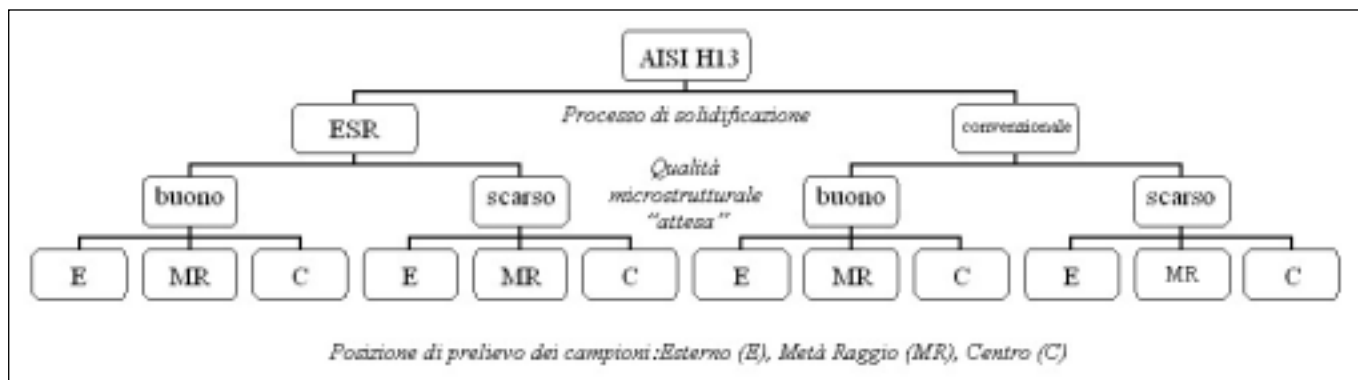


Fig. 1 – Schema riassuntivo dei 12 tipi di materiale studiati nell’ambito della ricerca

Fig. 1 – Diagram summarizing the 12 materials studied in the present work

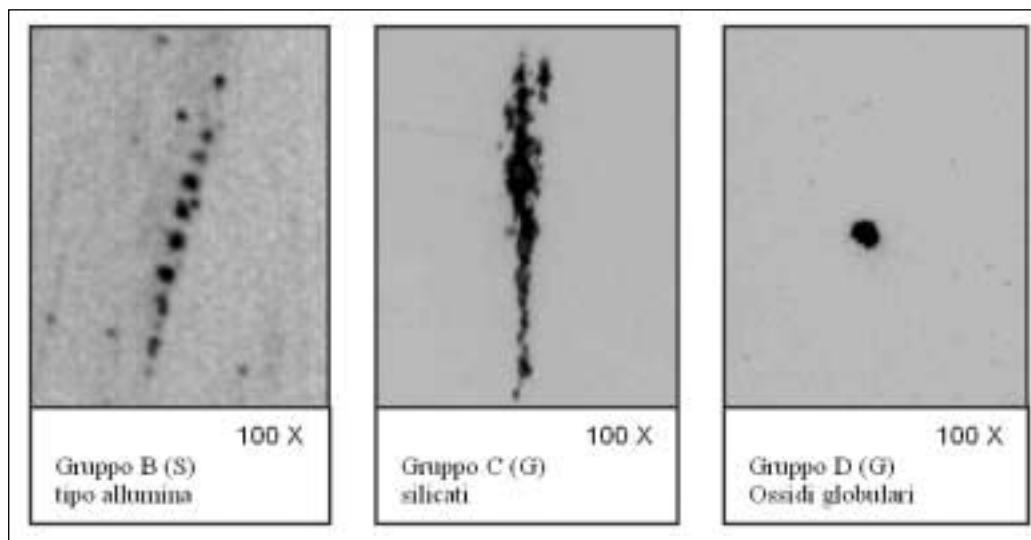


Fig. 2 – Tipologia di inclusioni non metalliche rilevate sui campioni esaminati.

Fig. 2 – Types of non metallic inclusions observed in the investigated samples

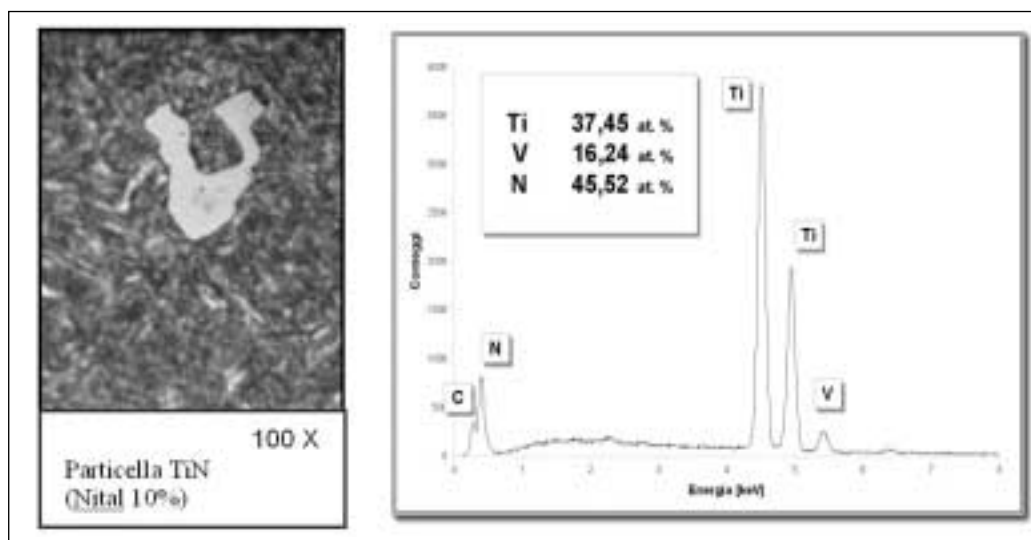


Fig. 3 – Particella di (Ti,V)N osservata al microscopio ottico, dopo attacco Cogne (a). Spettro EDXS ottenuto al SEM e percentuali atomiche relative agli elementi rilevati (b).

Fig. 3 – (Ti,V)N particle observed in the light microscope after Cogne metallographic etching (a) EDXS spectrum obtained at SEM and atomic percent of the revealed elements (b)

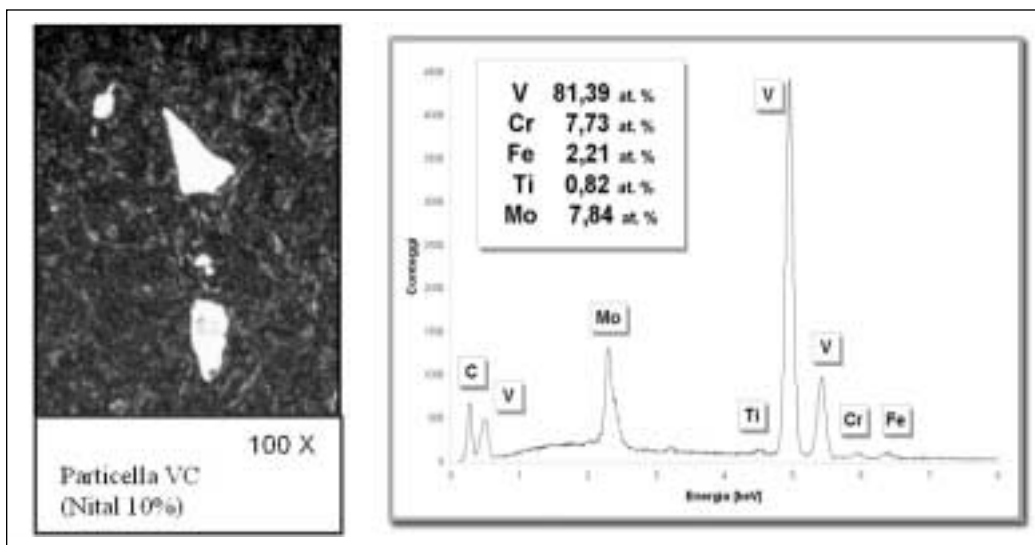
ca ESR si basa sulla rifusione sotto scoria elettro-conduttrice del lingotto (elettrodo) prodotto con tecnologia “Super Clean”. Il calore necessario alla rifusione viene prodotto dal passaggio della corrente elettrica tra l’elettrodo ed una piastra di appoggio raffreddata ad acqua, situata sul fondo della lingottiera di rame. A causa delle alte temperature del bagno di scoria fusa, che raggiungono valori di 1.800 – 2.000°C, l’elettrodo immerso in esso fonde sotto forma di gocce che, attraversando il bagno di scoria, reagiscono con essa, cedendo le eventuali impurità (O₂, S, P, altri elementi indesiderati). La rifusione avviene in atmosfera protetta, consentendo di avere riassorbimenti limitatissimi di H₂. La profondità li-

mitata del bagno di acciaio fa sì che la solidificazione sia rapida, limitando la precipitazione di inclusioni e la loro agglomerazione rispetto a quanto si verifica in un processo fusorio di tipo convenzionale. Il deflusso del calore e quindi la solidificazione procedono in modo direzionale, dal basso verso l’alto, man mano che l’acciaio liquido viene ceduto dalla fusione dell’elettrodo.

Per ognuna delle due tipologie, sono stati selezionati masselli da 300mm di diametro, con qualità microstrutturale attesa, definibile “buona” e “scarsa”. I masselli di qualità “buona” sono stati prelevati dalle produzioni disponibili a magazzino e pronte per la vendita. I masselli di qualità

Fig. 4 – Particella di VC osservata al microscopio ottico, dopo attacco Cogne (a). Spettro EDXS ottenuto al SEM e percentuali atomiche relative agli elementi rilevati (b).

Fig. 4 – VC particle observed in the light microscope after Cogne metallographic etching (a) EDXS spectrum obtained at SEM and atomic percent of the revealed elements (b)



“scarsa” provengono, invece, dalle spuntature di estremità delle barre, dal lato materozza. La lunghezza di tali spuntature è definita in fase di progettazione del fucinato, al fine di garantire caratteristiche omogenee nell’intera barra.

In ultimo, da ogni massello sono stati prelevati campioni nelle posizioni di “esterno” (E), “meta raggio” (MR) e “centro” (C), in direzione trasversale rispetto all’orientazione delle fibre del materiale. Lo schema riepilogativo della campionatura studiata è indicato in Figura 1.

I singoli campioni sono stati quindi sottoposti a trattamento di tempra sotto vuoto, impiegando un ciclo tipico della produzione industriale comprendente austenitizzazione a 1020°C, spegnimento in azoto con una pressione di 5bar e triplo rinvenimento 550°x2h, 605°x2h e 590°Cx2h rispettivamente.

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. Al fine di identificare la natura di inclusioni non metalliche e carburi eutettici si è impiegato il microscopio a scansione elettronica (SEM) dotato di microanalisi a dispersione di energia (EDXS). Un’analisi quantitativa della percentuale di queste particelle è stata condotta al microscopio ottico attraverso analisi dell’immagine, impiegando un software Leica Q-Win.

Si sono realizzate prove di impatto di tipo Charpy, secondo la normativa UNI EN 10 045/1, impiegando campioni di dimensioni 10x10x55mm con intaglio a V di profondità 2mm e 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

Una prima analisi metallografica è stata condotta sul campione non attaccato al fine di mettere in risalto la presenza di inclusioni non metalliche ed eventuali porosità. Si sono potute individuare particelle, di dimensioni generalmente superiori ad 1mm che, attraverso la microsonda al SEM, sono state identificate in Al₂O₃, silicati ed ossidi globulari (Fig. 2).

Dopo attacco metallografico con Nital 10%, sulla base della

differente colorazione che le stesse assumono, si sono poste in evidenza particelle chiare che alla microsonda sono state identificate in TiN (Fig.3) e prevalentemente in carburi eutettici di tipo VC (Fig.4).

Tali carburi rappresentano il risultato del fenomeno di macrosegregazione cui il liquido è soggetto durante la solidificazione, che ne vede il progressivo arricchimento in elementi in lega quali il Cr, il Mo ed il V, per l’appunto. Il grado di concentrazione di V e Mo nell’ultimo liquido, quello che occupa gli spazi interdendritici nella regione centrale del lingotto, arriva ad essere sufficientemente elevato da consentire la precipitazione dei carburi suddetti. Si spiega così la maggior concentrazione di carburi nei campioni prelevati dalla posizione di centro “C”, che tende a diminuire muovendo verso l’esterno “E”, dove la maggior velocità di solidificazione riduce ulteriormente la precipitazione stessa. L’effetto esercitato della velocità di raffreddamento può essere apprezzato anche confrontando tra loro gli acciai T ed ESR e mettendo in evidenza il ridotto livello di macrosegregazione al centro del lingotto che compete a quest’ultimo. Questo si traduce in due conseguenze di rilievo a livello microstrutturale.

In primo luogo, nell’acciaio ESR si osserva una maggior omogeneità di composizione, che si traduce in una riduzione del livello di microsegregazione locale di un dato elemento “S_{el.}” nel liquido.

$$S_{el.} = \frac{[\%el.]_{max}}{[\%el.]_{min}}$$

Questo effetto può essere misurato al SEM attraverso la rilevazione periodica (es. ogni 200µm) della microanalisi del materiale lungo una linea di lunghezza prefissata (es. 1000 µm). I valori di S_V ed S_{Cr} misurati sui campioni “Centro” in esame (Tab. I), unitamente all’analisi metallografica condotta al microscopio stereoscopico (Fig. 5), confermano quanto detto, indicando per il campione ESR un livello di omogeneità superiore a quello riscontrato sull’acciaio tradizionale.

In secondo luogo, questo si riflette in un minor contenuto di carburi eutettici nel campione ESR. In figura 6 è evidenziato

| | S _V | S _{Cr} |
|--------------|----------------|-----------------|
| Tradizionale | 2.87 | 1.28 |
| ESR | 1.46 | 1.12 |

Tabella I – Valori del grado di segregazione di V e Cr relativi agli acciai T ed ESR.

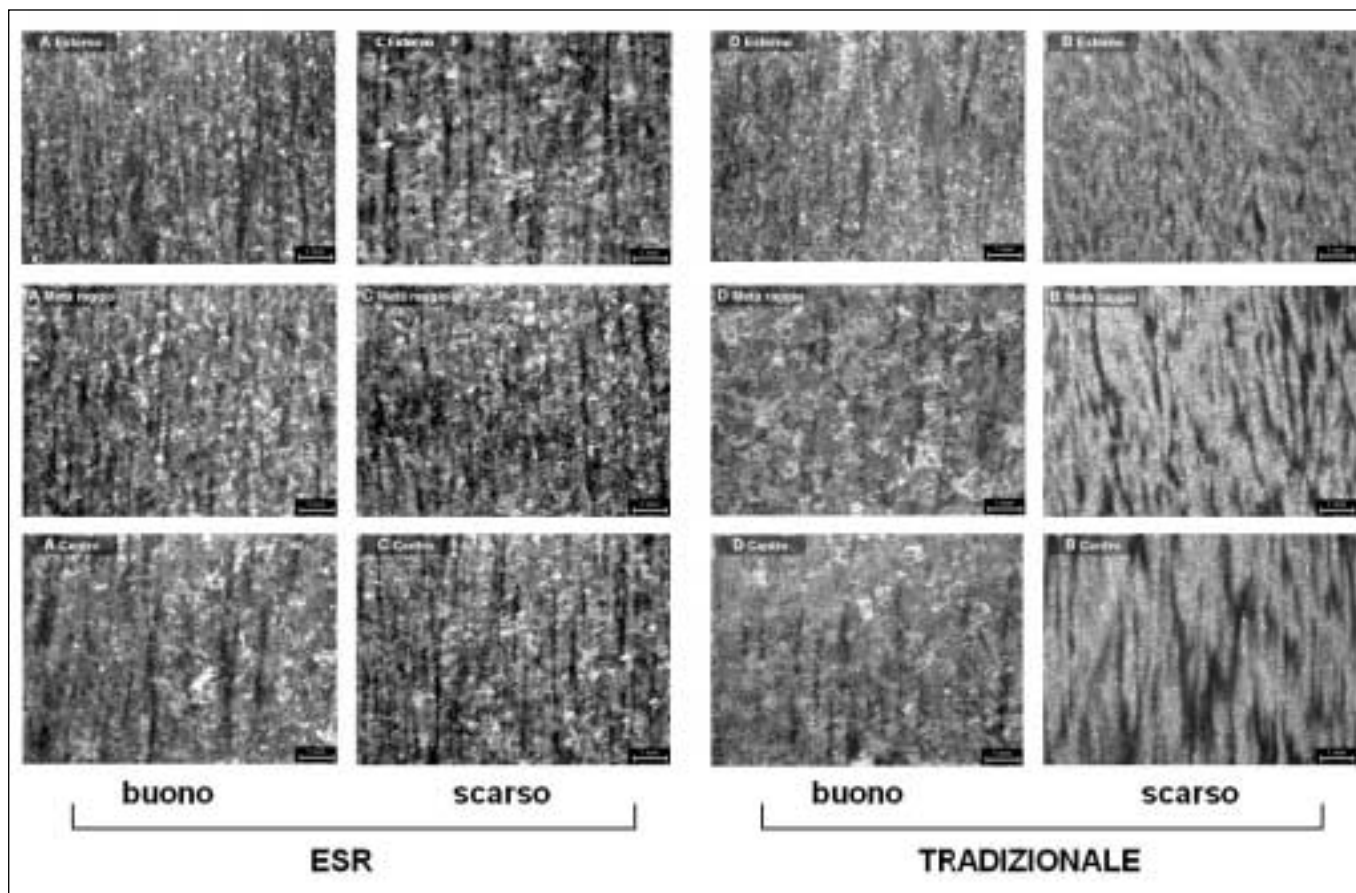


Fig. 5 – Segregazione osservata negli acciai studiati (stereomicroscopio 10X)

Fig. 5 – Segregation observed in the studied steels (stereomicroscope 10X)

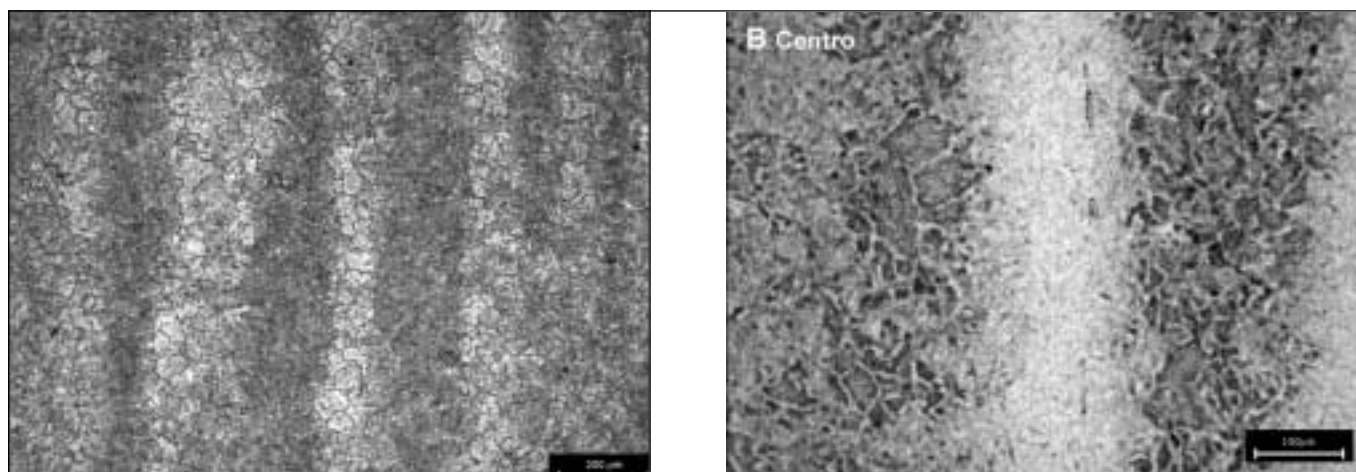


Fig. 6 – Micrografia che ben evidenzia la forma allungata dei carburi primari di solidificazione, distribuiti all'interno delle bande di microsegregazione positiva

Fig. 6 – Micrograph well evidencing the plate-like morphology of primary carbides, distributed in the positive segregation bands

il tipico aspetto dei tali carburi eutettici all'interno delle bande a segregazione positiva, ovvero quelle in cui il valore di S_v risulta maggiore.

Attraverso l'analisi dell'immagine è stato possibile definire in modo più preciso la percentuale di carburi eutettici e discriminare meglio sia i campioni di acciaio prodotti sotto elettroscoria da quelli prodotti in modo tradizionale, che quelli prelevati dalle differenti posizioni della barra (Fig. 7b).

Dal confronto dei valori percentuali dei carburi eutettici (Fig. 7b) con quelli relativi alle particelle non metalliche (Fig. 7a) è inoltre evidente come i secondi risultino molto

più abbondanti, lasciando presagire che il comportamento a frattura del materiale in esame sarà fondamentalmente legato a questa tipologia di difetto.

Carburi eutettici ed inclusioni non-metalliche contribuiscono a definire quella che nel resto del lavoro verrà definita come "microstruttura grossolana" dell'acciaio, intendendo tutti i dettagli microstrutturali con dimensione media superiore ad 1 μm .

Durezza

Dal grafico di Figura 8 si può apprezzare la durezza omogenea che compete a tutti i campioni studiati, indipendente dal

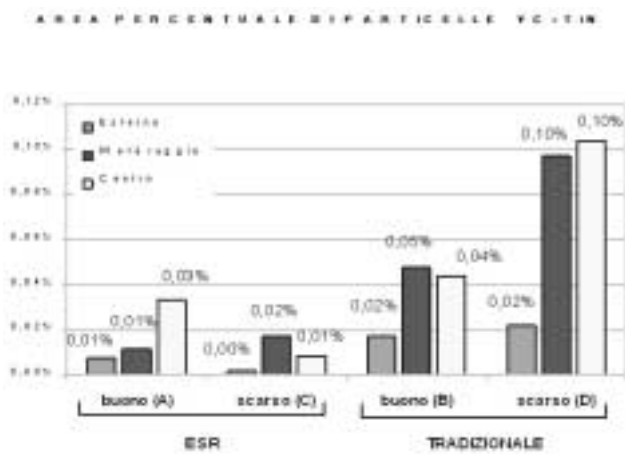
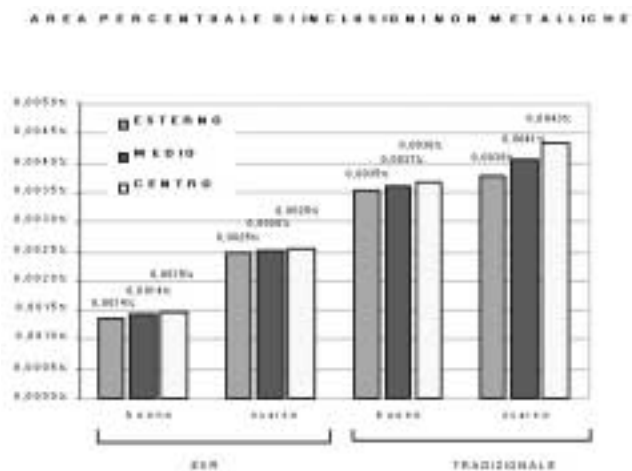


Fig. 7 – Area percentuale di inclusioni non metalliche (a) e delle particelle VC+TiN (b) rilevata sui campioni degli acciai studiati
 Fig. 7 – Percent area of non metallic inclusions (a) and VC+TiN particles (b) detected in the investigated steels

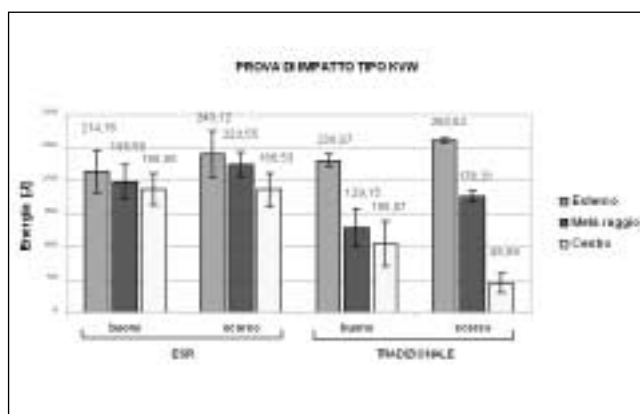
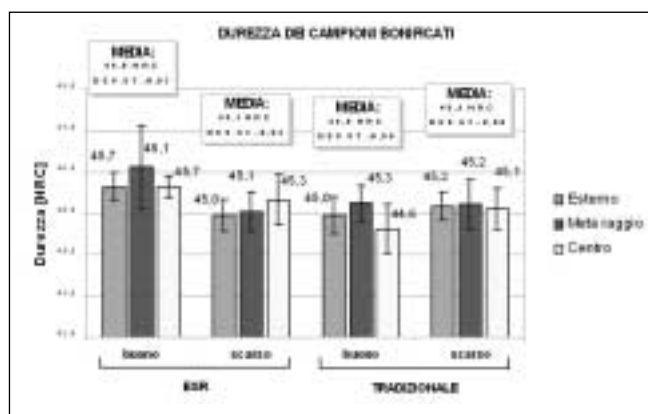


Fig. 8 – Valori di durezza HRC rilevati sui campioni dopo trattamento termico
 Fig. 8 – HRC values measured on the samples after heat treatment

Fig. 9 – Valori dell'energia d'impatto KVV
 Fig. 9 – KVV impact energy values

processo di produzione, qualità microstrutturale attesa e posizione di prelievo. La cosa non è sorprendente se si considera che ogni singolo campione ha subito il medesimo trattamento termico, drastico a sufficienza per ottenere una struttura completamente martensitica ed l'assenza di precipitati pro-eutetoidici al bordograno. E' invece evidente la fitta e fine dispersione di tali carburi, di tipo VC, all'interno del grano. Tutti i campioni presentano in buona sostanza quella che nel resto del lavoro verrà definita come "microstruttura fine" dell'acciaio, intendendo tutti i dettagli microstrutturali con dimensione media inferiore ad 1 µm. I valori di durezza confermano inoltre l'indipendenza di questa grandezza da fenomeni di segregazione già descritti sopra, grazie anche ai tre rinvenimenti che tendono a livellare eventuali differenze presenti allo stato temprato. Il valor medio rilevato è in ogni caso di circa 45±0.5 HRC.

Prove di impatto

Prova KVV

In figura 9 sono riportati i valori dell'energia d'impatto assorbita dai campioni non intagliati. Si possono evincere le seguenti osservazioni:

- 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 allontana dalla superficie esterna, dove il campione T mostra un calo drastico di tenacità mentre l'ESR denota buona uniformità di valori;

- i valori di energia assorbita calano muovendo dalla superficie esterna verso il centro
 - non è possibile stabilire una classifica di merito tra campioni con microstruttura definita buona e scarsa.
- Al fine di qualificare in modo più preciso la maggior omogeneità di valori esibita dall'acciaio prodotto sotto elettroscoria si è scelto quale parametro significativo il calo percentuale di energia rilevato fra campioni prelevati in superficie (E) e quelli al centro (C) della barra:

$$1. \quad \Delta E_{\%} = \frac{E_E - E_C}{E_E} \times 100$$

In figura 10 il parametro in questione è rappresentato per i campioni ESR e T in ognuna delle 2 qualità microstrutturali di acciaio studiate. Appaiono evidenti due considerazioni:

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

Prova KV

In figura 11 sono riportati i valori dell'energia d'impatto assorbita dai campioni intagliati nella prova KV.

Si può affermare che

- i valori di energia rilevati sui campioni ESR risultano sensibilmente superiori a quelli dei campioni T solo nella posizione centrale;

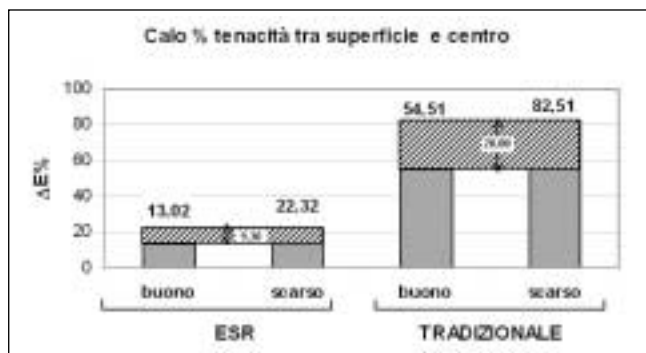


Fig. 10 – Calo % di tenacità a frattura KVV tra superficie e cuore dei provini trattati

Fig. 10 – Percent drop of KVV fracture toughness between surface and core of heat treated samples



Fig. 12 – Calo % di tenacità a frattura KV tra superficie e cuore dei provini trattati

Fig. 12 – Percent drop of KV fracture toughness between surface and core of heat treated samples

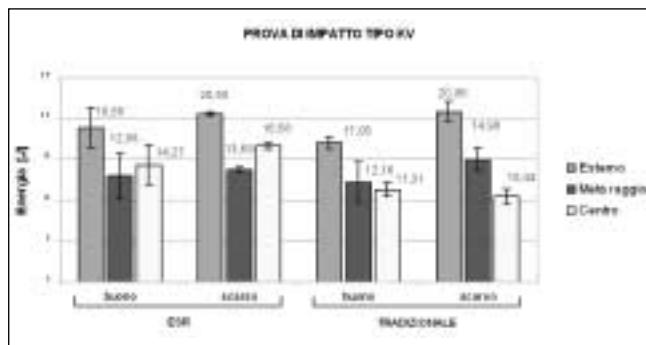


Fig. 11 – Valori dell'energia d'impatto KV

Fig. 11 – KV impact energy values

- rispetto a quanto emerso dalle prove KVV l'energia assorbita ad impatto mostra andamento decrescente passando da superficie a centro solo nell'acciaio T, mentre l'ESR esibisce un certo recupero di tenacità a frattura al centro;
- come nel caso della prova KVV non emerge una differenza marcata tra qualità microstrutturale buona e scarsa.

In modo conforme a quanto osservato ai punti 1 e 2 per le prove KVV realizzate sui campioni non intagliati, i campioni ESR presentano ancora sia un minor calo percentuale di tenacità $\Delta E_{\%}$ tra superficie e centro del massello che una minor dispersione di tali valori. Il dato più rilevante, rispetto a quanto osservato nelle prove KVV, è l'abbassamento dei $\Delta E_{\%}$ rilevato sui campioni tradizionali. Per i campioni ESR tale valore rimane invece sostanzialmente immutato. La prova KV tende quindi a discriminare in modo meno evidente il differente comportamento a frattura degli acciai studiati.

DISCUSSIONE

Le considerazioni emerse al paragrafo precedente circa i differenti valori di tenacità a frattura riscontrati sui diversi materiali, possono essere ricondotte essenzialmente al livello di purezza metallurgica che compete agli stessi acciai al termine del processo di solidificazione. I maggiori valori di tenacità riscontrati per l'acciaio ESR sono da ascrivere ad un minor contenuto di inclusioni non metalliche (Fig. 7a) e soprattutto di carburi eutettici (Fig. 7b). L'aver sottoposto tutti i materiali in esame al medesimo trattamento termico di tempra e rinvenimento, infatti, ha consentito di eliminare l'effetto delle relative variabili di processo sul comportamento a frattura dei materiali studiati. In questo modo si è potuto ottenere la stessa "microstruttura fine" per ognuno di essi. Il risultato è confermato dai valori di durezza, praticamente identici, per tutti i campioni in esame (Fig. 8). Con

l'accezione "fine", sono indicati tutti quei dettagli microstrutturali di dimensione all'incirca inferiore ad 1 micron, ovvero prodotti attraverso trasformazioni in fase solida, in presenza di limitata diffusione. Nel caso specifico dell'acciaio studiato si fa riferimento alla martensite, ai carburi di V proeutetoidici di tipo MC ed ai carburi secondari che precipitano al rinvenimento. La solidificazione del materiale produce la precipitazione, direttamente in fase liquida, sia di inclusioni non metalliche che di carburi eutettici, le cui dimensioni, in virtù dell'elevata diffusione, risultano invece generalmente superiori ad 1 micron, definendo quella che può essere definita la "microstruttura grossolana" dell'acciaio. Tali particelle costituiscono la sede preferenziale per la nucleazione della cricca durante la prova di tenacità a frattura. Il loro effetto risulta più marcato nella prova di impatto realizzata sui provini non intagliati, laddove il difetto non è preesistente e la nucleazione stessa è strettamente correlata alla loro percentuale, dimensione e forma. Un'interessante considerazione emerge dal confronto tra i valori di energia assorbiti nei due tipi di prova eseguite.

Il valore misurato con la prova KVV sul campione non intagliato (Fig.9) (normalizzato su una superficie $7 \times 10 \text{ mm}^2$) è circa un ordine di grandezza superiore a quello misurato con la prova KV sul campione intagliato (Fig.11) (normalizzato su una superficie $8 \times 10 \text{ mm}^2$). La differenza è da ascrivere in buona sostanza al termine relativo alla nucleazione della cricca.

Il valore di Energia misurato nella prova KVV rappresenta l'energia necessaria alla nucleazione della cricca più, in misura ridotta, quella necessaria alla sua propagazione. Tale valore risente quindi in modo decisivo della microstruttura grossolana dell'acciaio.

Il valore di Energia misurato nella prova KV è proporzionale all'energia necessaria alla propagazione della cricca dato che il difetto pre-esistente (intaglio profondità $a=2\text{mm}$ e raggio di fondo intaglio $r=0.25\text{mm}$) introduce un'intensificazione dello sforzo ed uno stato di assialità che agevola la nucleazione della cricca. Tale valore è perciò depurato del piccolo iniziale, relativo al contributo della nucleazione, per cui difetti tipici della microstruttura grossolana dell'acciaio quali carburi eutettici ed inclusioni non metalliche, giocano un ruolo marginale. Riveste un ruolo decisivo, per contro, la microstruttura fine dell'acciaio, che è la principale responsabile della propagazione. In tal senso viene ad assumere fondamentale importanza il trattamento termico, dai cui parametri sono determinate le caratteristiche della matrice dell'acciaio. Tale aspetto verrà approfondito nella seconda parte di questo lavoro.

Alla luce delle presenti considerazioni, risulta giustificata la maggior sensibilità evidenziata dalla prova KVV nel discriminare la tenacità a frattura dei materiali studiati. I valori del calo percentuale di tenacità KVV fra superficie e centro

sono maggiori per l'acciaio prodotto con tecnica tradizionale (T) in virtù, soprattutto, del basso valore di energia rilevata al centro dei campioni in questione. In superficie i valori assoluti di energia sono infatti del tutto simili per entrambi gli acciai, sia di microstruttura buona che scarsa, in accordo con il basso livello di carburi eutettici rilevato in questa posizione delle barre. Il comportamento dell'acciaio tradizionale peggiora invece drasticamente nella posizione di centro, dove lo stato inclusionale rende il materiale inaccettabile da un punto di vista industriale. La prova K_{VW} si dimostra più sensibile della KV anche rispetto ai valori della dispersione dei valori del $\Delta E_{\%}$ riscontrata tra acciaio buono e scarso, indicando la maggior omogeneità dell'acciaio ESR ($\Delta E_{\% K_{VW}} = 9.30$, $\Delta E_{\% K_V} = 5.18$) rispetto al T ($\Delta E_{\% K_{VW}} = 28.00$, $\Delta E_{\% K_V} = 16.32$). Alla luce dei risultati ottenuti, questa prova si dimostra quindi la più indicata, unitamente all'analisi metallografica, per classificare la bontà di un determinato prodotto siderurgico allo stato di fornitura, dopo solidificazione, trattamenti termomeccanici e ricottura.

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, sottoponendo tutti i campioni al medesimo trattamento termico. Dall'analisi dei risultati

delle prove di impatto K_{VW} realizzate sui campioni non intagliati e KV su campioni intagliati, emerge una maggior sensibilità della prima delle due prove rispetto alla presenza di carburi eutettici ed inclusioni non metalliche. In particolare, l'acciaio ESR evidenzia valori di energia assorbita superiori e maggiormente omogenei del Tradizionale, rispetto alla posizione di prelievo dei provini dalla barra.

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] NADCA Recommended Procedures: H-13 Tool Steel, Steel Acceptance Criteria - Vacuum Heat Treatment - Die welding
- [5] G. Hoyle: Electroslag Processes: Principles and Practice, London, Applied Science Publishers (1983)
- [6] E. Haberling, K. Rasche: Thyssen Edelst. Thechn. Ber. 7 (1981) 7, 168-175

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 the siderurgic product

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

The properties of hot work tool steel are strictly dependent on the production process, comprehending solidification, thermo-mechanical working, annealing and final heat treatment. In the last decade the major tool steel producers introduced new and more sophisticated production technologies to obtain the optimum quality level required by application. In fact, traditional processes demonstrated strong limitations with respect to the new quality standard requirements, so that technologies like Electro Slag Remelting and Vacuum Arc Remelting are nowadays widely employed for this steel class. The solidification process determines in quite an irreversible way some of the microstructural characteristics, like the inclusion status and the eutectic carbide volume fraction. Because of the increased cooling rate on solidifica-

tion, the remelting practice can improve toughness, due to the refining and cleaning of the as cast structure. In the present work the role of microstructural quality of AISI H13 on properties like hardness and impact fracture toughness is evaluated. For this purpose 12 different microstructural variants are considered, referring to the steel produced with Traditional "Superclean" (T) and Electro Slag Remelting (ESR) techniques (Fig.1). In both cases two 300mm diameter round slabs have been selected, with an expected microstructural quality defined as "good" ("buona") and "poor" ("scarsa"). In this first part of the research KV (10x10x55mm) and K_{VW} (7x10x55mm) samples have been extracted from three different positions of the as cast slabs, namely "External" ("Esterno"), "Half radius" ("Metà raggio") and "Centre" ("Centro") and heat treated, this way eliminating the effect of the different cooling rate on quenching. Vacuum heat treatment comprises austenitization at 1020°C, quenching with nitrogen at 5 bars and triple tempering at 550°Cx2h, 605°Cx2h and 590°Cx2h respectively. K_{VW} impact energy values of ESR steel are generally higher than those of Traditional steel, the difference being higher when moving towards the Centre of the block, where

the T grade shows a drastic drop in toughness whilst the ESR one shows a remarkable uniformity (Fig. 9). As expected, the worse behaviour is observed on T steel with poor quality. In order to distinguish among the different characteristics of T and ESR steels, the parameter $DE\% = (EE - E_c)/EE \times 100$ was introduced, defined as the percent drop in impact energy between "External" and "Centre" positions (Equation 1). As a general rule $DE\%$ values of ESR steel are lower than that of T and even their dispersion is lower (Fig. 10). The result has been ascribed to the lower amount of eutectic carbides and non-metallic inclusions in the steel produced via ESR (Fig. 7), i.e. to the difference in the "gross microstructure" of the specimens, the "fine microstructure" being similar.

The designation "fine" individuates all the microstructural details smaller than 1 micron, i.e., produced through solid state transformations, in presence of limited diffusion. In the specific case martensite, pro-eutectoid VC carbides and secondary tempering carbides are meant. On the other side, solidification allows the precipitation directly from the liquid phase of non-metallic inclusions and eutectic carbides, whose dimensions are higher than 1 micron, due to the high diffusion rate. These particles thus define the "gross microstructure" of the steel. They represent a preferential site for crack nucleation during impact test. Their effect is more pronounced by the KVW test, where the nucleation is strictly correlated to their amount, dimension and morphology.

An interesting consideration arises comparing the energy values adsorbed in the two different impact tests.

The value measured in the KVW test on the unnotched sample (7x10mm²) is about one order of magnitude higher than that measured in the KV test on the notched sample (10x10mm²) (Fig. 11). The difference can be substantially ascribed at the contribution of crack nucleation.

The energy measured in the KVW test represents the energy required for crack nucleation and, with less extent, that required for its propagation. Thus it is dependent on the steel "gross microstructure". The energy value measured in the

KV test is proportional to the energy required for crack propagation, because of the pre-existing defect (notch $a=2\text{mm}$ $r=0.25$) which introduces stress intensification and a multi-axial state of stress which favours crack nucleation. This value does not comprehend the term relative to nucleation, so that microstructural details like inclusions and eutectic carbide just play a secondary influence. The "fine microstructure" of the steel plays indeed a crucial role, being the main responsible for crack propagation. In this way the heat treatment is very important, because it determines the characteristics of the steel matrix. This aspect will be treated in more detail in the second part of the present work.

The considerations stated above justify the higher sensitivity evidenced by the KVW than the KV tests in determining the impact fracture toughness of the steels investigated. In particular, the $DE\%$ measured for the T steel by KV test (good 33.67, poor 49.95) is reduced with respect to that measured by KVW ("good" 54.52, "poor" 82.51), while the $DE\%$ for steel ESR does not practically change.

The drop in KVW toughness between surface and core are higher for the Traditional steel (T), mainly due to the low energy in the Centre position. At the surface the absolute values are quite similar for both the steels, and all quality grades, in agreement with the low amount of eutectic carbides in this block position. The properties of conventional steel show a marked decrease in the Centre, where the amount of inclusions and carbides results not acceptable from an industrial point of view. The KVW test is also more sensitive than the KV one to the dispersion of $DE\%$ values observed in the steel with "good" and "poor" expected quality, indicating a higher homogeneity in the ESR steel ($DE\% \text{ KVW} = 9.30$, $DE\% \text{ KV} = 5.18$) than the T steel ($DE\% \text{ KVW} = 28.00$, $DE\% \text{ KV} = 16.32$).

The present results demonstrate that the KVW test, together with metallographic analysis, is more liable than KV test to classify the goodness of a steel in the delivery status, i.e., after solidification, thermo-mechanical processing and annealing.