

# Riduzione dei difetti di bordo in laminati a caldo di acciai inossidabili ferritici attraverso modellazione della deformazione plastica

S. Mancini, A. Di Schino, L. Langellotto

Durante il processo di laminazione a caldo di barre piatte realizzate in acciai ferritici possono presentarsi bordi che appaiono come frastagliati e irregolari. Al fine di studiare e identificare l'origine di questo tipo di difetti è stato condotto uno studio sulle condizioni di laminazione a caldo delle barre piatte realizzate in acciaio EN 1.4512. L'evoluzione microstrutturale e il danneggiamento del materiale sono stati calcolati attraverso l'accoppiamento di modelli metallurgici e di danno. Nelle simulazioni termomeccaniche sono stati considerati tre livelli di granulometria (PFGS) e tre diverse temperature di riscaldamento. L'evoluzione del grano ferritico è stata modellata introducendo adeguate equazioni. I risultati evidenziano come alcune condizioni di lavorazione siano in grado di causare un riscaldamento anomalo del materiale, causando una crescita incontrollata del grano sui bordi. Tali grani "spremono" la matrice ricristallizzata circostante verso i bordi della barra generando fratture che si manifestano macroscopicamente come frastagliamenti sul bordo.

**PAROLE CHIAVE:** CORROSIONE DELLE INFRASTRUTTURE, CORROSIONE IN FESSURA, CORROSIONE DEI BENI CULTURALI, CORROSIONE ATMOSFERICA

## INTRODUZIONE

Gli acciai inossidabili, grazie alle loro peculiari proprietà di resistenza alla corrosione, sono oggi impiegati in tutte quelle applicazioni ove si richieda questa proprietà congiunta ad un'elevata resistenza meccanica (1,2). Nello specifico, essi sono largamente utilizzati nel comparto automobilistico (3,4), nell'edilizia (5,6), nel settore energetico (7-9), aeronautico (10), alimentare (11) e nella stampa tridimensionale (3D) (12,13).

Tra questi, gli acciai inossidabili ferritici sono caratterizzati da un costo sensibilmente inferiore rispetto agli austenitici e per questo sono oggi sempre più richiesti. Gli acciai ferritici vengono utilizzati in un gran numero di applicazioni per le quali sia richiesto di soddisfare requisiti di resistenza e duttilità pur mantenendo elevati i requisiti di resistenza alla corrosione (14). Per questo motivo la produzione di barre piatte in acciaio inossidabile ferritico è di grande interesse nel panorama industriale. La produzione industriale di barre piatte non si limita infatti solo all'utilizzo di acciai microlegati, ma si caratterizza anche per la produzione di barre realizzate utilizzando acciai ferritici, di cui un esempio è il grado acciaio EN 1.4512. La percentuale in peso di car-

**Silvia Mancini, Luigi Langellotto**

RINA Consulting Centro Sviluppo Materiali, Roma, Italia

**Andrea Di Schino**

Dipartimento di Ingegneria, Università degli Studi di Perugia,  
Perugia, Italia

bonio, cromo e altri elementi di lega determina la presenza di una microstruttura ferritica per ogni temperatura a cui è sottoposta la barra realizzata in EN 1.4512 (14). Tuttavia, Le barre piatte realizzate con acciai ferritici, quando sottoposte a processo di laminazione a caldo possono presentare alcuni difetti come i bordi frastagliati mostrati in Fig.1.

Nel presente lavoro si analizzano le cause alla base di questo tipo di difetti. A tal fine è stato condotto uno studio sulle condizioni di laminazione di barre piatte ferritiche realizzato in acciaio 1.4512.

L'evoluzione della microstruttura ferritica è la chiave per comprendere la natura dei difetti metallurgici: per questo motivo è stato sviluppato un modello in grado di simulare gli effetti dei processi di ricristallizzazione e crescita dei grani della microstruttura durante la formatura a caldo.

Durante la laminazione a caldo della barra piatta, a causa dell'elevata temperatura e del campo di deformazione che caratterizzano il processo, la struttura di solidificazione dell'acciaio viene profondamente modificata (15). Inoltre, la fase di sbazzatura rappresenta una parte cruciale del processo di laminazione a caldo e le condizioni dell'acciaio possono cambiare fortemente a seconda della deformazione applicata, della velocità di deformazione, della temperatura e infine della presenza di tempo di attesa tra le passate

(15). È noto che i processi di ricristallizzazione (statica, dinamica, metadinamica) sono influenzati dalla temperatura, dalla quantità di deformazione e dal tempo di permanenza in determinate condizioni (16). Per modellare questi processi complessi, è stato predisposto un modello matematico che tiene conto sia della ricristallizzazione statica che meta dinamica: il modello è stato calibrato sul grado acciaio EN 1.4512 e considera il legame tra comportamento reologico del materiale ed evoluzione microstrutturale del l'acciaio durante la laminazione a caldo.

Per quanto riguarda l'evoluzione microstrutturale dell'acciaio inossidabile austenitico sono stati proposti da diversi autori un gran numero di modelli per valutare l'evoluzione dei grani di austenite in varie condizioni di lavoro (17 -19). È invece piuttosto difficile trovare una letteratura omogenea sull'evoluzione della microstruttura ferritica durante i processi di deformazione a caldo. Alcuni autori hanno riportato in letteratura il comportamnto di deformazione della ferrite di acciai IF (interstiziali liberi) e acciai a basso tenore di carbonio sottoposti a deformazione plastica (20 - 22). Lo scopo di questo lavoro è, tenendo conto degli studi svolti dagli autori precedenti, proporre un modello completo per la ricristallizzazione statica e dinamica.



**Fig.1** - Difetto bordi frastagliati/ jagged border defect

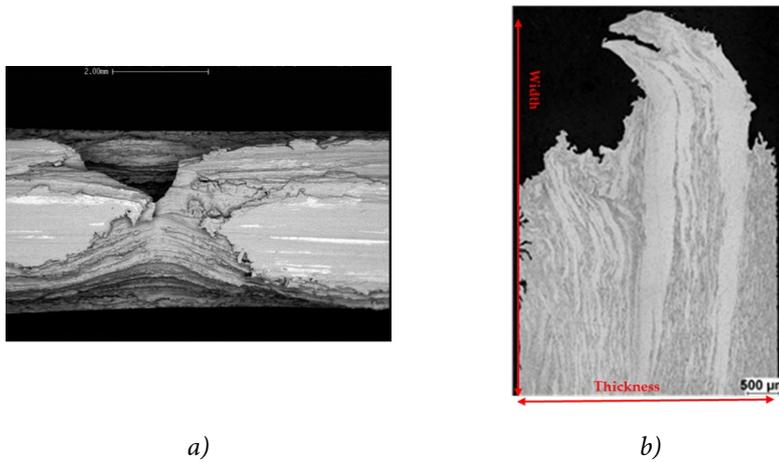
## MATERIALE DI INDAGINE

La composizione chimica dell'acciaio considerato è riportata in Tab.1.

**Tab.1** - Composizione indicativa dell'acciaio EN 1.4512 /Chemical composition for steel grade EN 1.4512

C,%	Cr,%	Ti,%
0.01-0.03	10.50-12.50	0.15÷0.65

In Fig. 2 si riporta una immagine di difetto relativa ad una barra laminata in grado acciaio EN 1.4512 ottenuta attraverso microscopia elettronica a scansione (SEM) attraverso elettroni retro-diffusi e secondari così da avere una visione più dettagliata della microstruttura.



**Fig.2** - Immagini SEM della superficie di una barra frastagliata (a) e micrografia ottica che mostra un dettaglio del bordo della barra con il difetto macroscopico, 2% Attaccato con Nital (b)/ SEM images of the surface of a jagged bar (a) and optical micrograph showing a detail of the bar edge with the macroscopic defect, 2% Nital Etching.

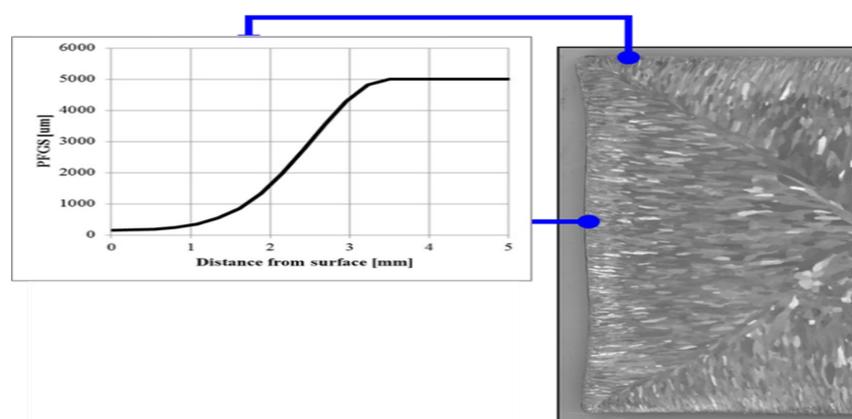
L'immagine in Fig. 2b mostra la presenza di grani anormali allungati e non ricristallizzati "spremuti" dal bordo della barra che rappresentano una possibile causa del bordo frastagliato osservato macroscopicamente (24).

La microstruttura di colata della barra è caratterizzata da una zona centrale, a centro spessore, con una granulometria media di circa 5 mm misurata secondo la specifica ASTM E112. Verso i bordi la dimensione del grano diminuisce continuamente raggiungendo circa 0.15 mm. Questa informazione è stata tradotta matematicamente in una funzione analitica che descrive la dimensione del grano ferritico (*prior ferritic grain size*, PFGS), rappresentata in Fig. 3.

Al fine di comprendere l'effetto della distribuzione granulometrica iniziale attraverso lo spessore sull'evoluzione della microstruttura durante il processo di laminazione a caldo, sono state considerate simulazioni con le seguenti distribuzioni dei grani:

- Una condizione di riferimento con dimensione grano che va da 5000 μm al centro a 0.15 μm sulla superficie;
- Una granulometria uniforme di 5000μm

Una dimensione del grano di 5000 μm al centro fino a 1000μm sulla superficie.



**Fig.3** - Evoluzione del grano ferritico in funzione della distanza dalla superficie /  
Prior ferritic grain size as function of the distance from surface

## IMPLEMENTAZIONE DEL MODELLO

### Modello meccanico di deformazione ad alte temperature

Il comportamento meccanico del materiale durante il processo di deformazione plastica è stato implementato attraverso il modello proposto da Hansel e Spittel (25). In tale approccio il comportamento meccanico è definito come funzione della deformazione, velocità di deformazione e temperatura attraverso opportuni coefficienti (equazione 1). Tra questi coefficienti, A rappresenta un fattore di scala per la curva sforzo deformazione, mentre  $m_2$ ,  $m_8$  e  $m_1$  sono coefficienti inizialmente sconosciuti da ottimizzare in funzione del materiale. Il coefficiente  $m_1$  è legato alla

sensibilità del materiale alla temperatura (espressa in gradi Celsius),  $m_2$  è legato alla sensibilità del materiale alla deformazione, mentre  $m_8$  è un coefficiente che combina l'effetto della temperatura e della velocità di deformazione. Il modello rappresentato dall'equazione 1 può essere utilizzato per deformazioni al di sotto della deformazione di picco. La deformazione di picco  $\epsilon_p$  è espressa nell'equazione 2 (in cui  $\alpha$  e  $\beta$  sono anch'essi parametri da calibrare) e tiene conto del parametro di Zener – Hollomon valutato secondo l'equazione 3.

$$1) \quad \sigma_F = A * (\epsilon + \epsilon_0)^{m_2} * (\dot{\epsilon} + \dot{\epsilon}_0)^{m_8 T} * e^{m_1 T}$$

$$2) \quad \epsilon_p = \alpha(Z)^\beta$$

$$3) \quad Z = (\dot{\epsilon} + \dot{\epsilon}_0) \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

I coefficienti nell'equazione 3 rappresentano: la velocità di deformazione iniziale  $\dot{\epsilon}_0$ , l'energia di attivazione Q, la costante dei gas R e la temperatura T. I parametri  $\alpha$  e  $\beta$  nell'equazione 2 sono stati impostati rispettivamente a 0,0184 e 0,8 dopo un'ulteriore analisi sulle curve sperimentali e l'energia di attivazione Q è stata impostata a 277 kJ / mol.

Al di sopra della deformazione di picco è necessario tenere conto del meccanismo di danneggiamento del materiale. Il modello di danneggiamento, basato sull'equazione di Lemaitre modificata (26) è stato scelto per rappresentare la legge che governa il danno, indicato con D in equazione 4.

$$4) \quad \dot{D} = \left(-\frac{h_c \gamma}{S_0}\right)^{s_1 - s_2 D_{in}} \bar{\epsilon}_p$$

La variabile di danno dipende dunque dalla velocità di deformazione plastica  $\dot{\epsilon}_p$  e da alcune costanti dipendenti dal materiale  $S_0$ ,  $s_1$ ,  $s_2$  da calibrare opportunamente. Le quanti-

tà  $\gamma$  è illustrata in equazione 5, mentre un'ampia discussione sui restanti parametri si può trovare in (26)4.

$$5) \quad -\gamma = \frac{\bar{\sigma}}{2E(1-D)^2} \left[ \frac{2}{3} (1 + \vartheta) + 3(1 - 2\vartheta) \left(\frac{\sigma_H}{\bar{\sigma}}\right)^2 \right]$$

In equazione 5 si possono notare la tensione equivalente  $\bar{\sigma}$  e il fattore di triassialità  $\sigma_H / \bar{\sigma}$ , cioè il rapporto tra la tensione idrostatica e la tensione equivalente.

I parametri incogniti nelle equazioni 1-5 sono stati calibrati utilizzando come riferimento le prove sperimentali di trazione eseguite sul grado acciaio EN 1.4512 nell'intervallo di temperatura 750–1200° C, a velocità di deformazione di 0.1 s<sup>-1</sup> e 5.0 s<sup>-1</sup>. Tali curve sono state riprodotte mediante simulazioni utilizzando modelli agli elementi finiti non lineari, utilizzando elementi assialsimmetrici. Il modello è stato implementato nel codice general purpose commerciale MSC. Marc. L'equazione 1 è stata implementata nel

modello agli elementi finiti utilizzando una routine esterna YIELD; mentre il modello di danno formulato in equazione 4 è stato implementato attraverso la routine UDAMAG.

Per quanto riguarda la modellazione della curva sforzo-deformazione del materiale estesa dopo il necking, è stata determinata utilizzando un approccio simile alla calibrazione inversa proposto da (27, 28). La curva sforzo-deformazione iniziale è stata modificata attraverso i coefficienti appositi in modo iterativo fino a quando l'errore tra la curva sperimentale e numerica non è stato ridotto al di sotto di una tolleranza definita. Le iterazioni sono state eseguite utilizzando la procedura automatica descritta in

(29). I coefficienti ottimizzati relativi all'equazione 1 e all'equazione 4 sono illustrati in Tab. 2 e Tab. 3. Esempi di curve sforzo-deformazione finali calibrate sono riprodotti nella Fig. 4 e confrontati con i dati sperimentali

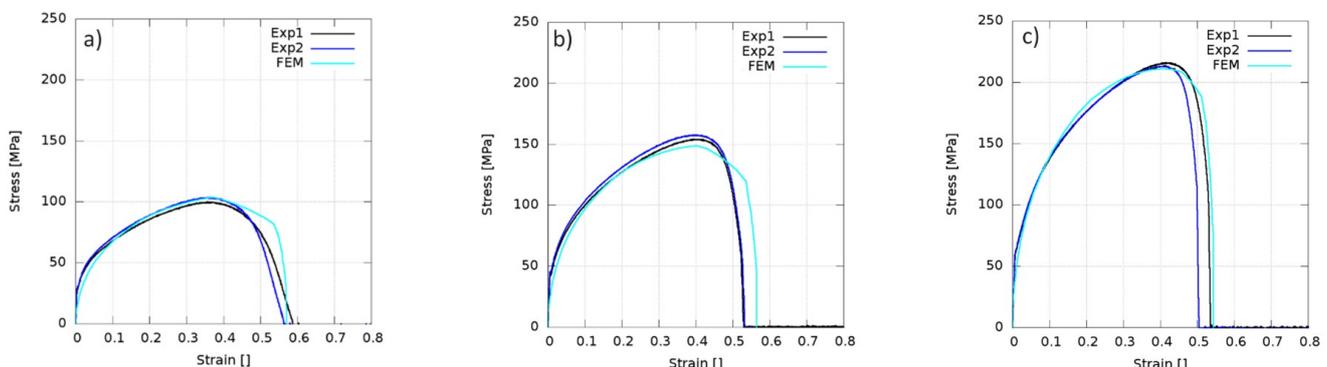
delle prove di trazione. Sono stati riportati confronti numerico-sperimentali per prove di trazione effettuate presso: (a)  $T = 1200\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 5\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $T = 1050\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 5\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $T = 900\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ .

**Tab.2** - Coefficienti di primo tentativo e corrispondenti valori finali relativi al comportamento reologico del grado acciaio EN1.4512 modellato attraverso l'equazione 1 (25)/Coefficients of first attempt and final value of the same coefficients for the rheological model of the EN 1.4512 steel in Equation 1 (25)

Coefficienti relativi all'equazione 1		
Coefficiente	Coefficiente di primo tentativo (25)	Coefficiente finale
A	4422.71	4650
m1	-0.0029	-0.0032
m2	0.48151	0.3
m8	0.000202	0.00017
$\epsilon_0$	0.0	0.001
$\dot{\epsilon}_0$	0.0	0.01

**Tab.3** - Coefficienti relativi al modello di danno illustrato in equazione 4 (25)/Coefficients of the damage model in Equation 4 (25)

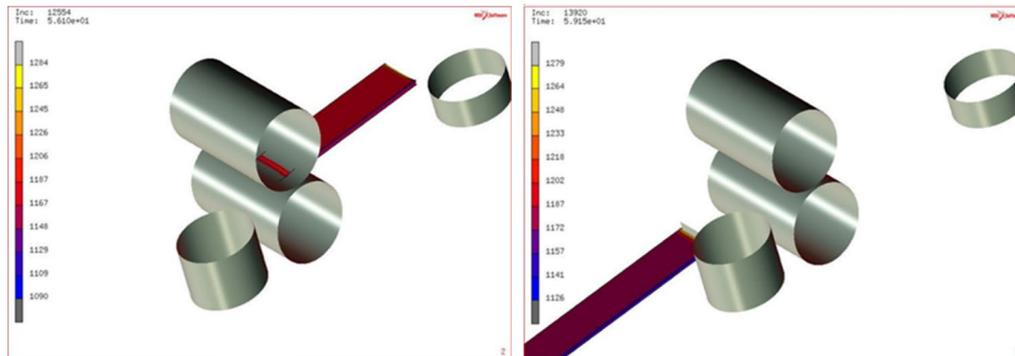
Coefficienti relativi all'equazione 9	
Coefficiente	Valore del coefficiente
s0	1.1
s1	0.1
s2	0.5



**Fig.4** - Confronto tra dati numerici (curva azzurra) e sperimentali (curva blu e nera) relativi alle prove di trazione. Sono stati riportati confronti per prove di trazione effettuate presso : (a)  $T = 1200\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 5\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $T = 1050\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 5\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $T = 900\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$  / Comparison between numerical (cyan curve) and experimental data (blue and black curves) of tensile tests. Comparisons have been reported for tensile tests carried out at: (a)  $T = 1200\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 5\text{ s}^{-1}$ ; (b)  $T = 1050\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 5\text{ s}^{-1}$ ; (c)  $T = 900\text{ °C}$   $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$ .

Una volta che il modello del materiale è stato messo a punto in termini di parametri dell'equazione 1 e dell'equazione 4, è stato implementato un modello 3D di laminazione a caldo termomeccanico (Fig. 5). Il modello agli elementi finiti di laminazione industriale è stato calibrato in termini di coefficiente di scambio termico tra materiale e circostante

e materiale e cilindri di lavoro. Il tempo di attesa tra le passate è stato valutato attraverso l'analisi dei segnali acquisiti in termini di forza di laminazione durante la laminazione a caldo.



**Fig.5** Modello termomeccanico, quinto passo di sbazzatura/ Thermomechanical model, 5<sup>th</sup> roughing pass.

### MODELLO PER L'EVOLUZIONE MICROSTRUTTURALE RICRISTALLIZZAZIONE STATICA

In questo lavoro sono stati considerati i meccanismi di ricristallizzazione statica (che si innescano sostanzialmente durante il tempo di attesa tra le passate di sbazzatura) e i meccanismi di ricristallizzazione metadinamica (più tipica degli acciai ferritici). È stato inoltre considerata anche la crescita del grano dopo la ricristallizzazione. Si è effettuato uno studio sulle equazioni che descrivono la cinetica di ricristallizzazione e la crescita del grano a partire da alcuni lavori condotti sulla deformazione a caldo degli acciai IF e basso tenore di carbonio (30,31). Attraverso lo studio e i risultati delle simulazioni FE è stato possibile affinare i coefficienti fenomenologici del modello metallurgico proposto in questo lavoro.

La ricristallizzazione statica (SRX) è stata modellata da

un'equazione di tipo Avrami che esprime la frazione ricristallizzata  $X_{rex}$  (equazione 6) come funzione del tempo in condizioni isoterme (32), dove il parametro  $t_{0.5}$  è il tempo in cui si raggiunge il 50% di SRX. Il  $t_{0.5}$  dipende a sua volta dalla dimensione del grano iniziale, dalla temperatura, dalla deformazione e dalla velocità di deformazione attraverso opportuni coefficienti. Il meccanismo SRX si attiva quando l'acciaio subisce una deformazione relativamente bassa, in condizioni di bassi livelli di velocità di deformazione. In questo caso, la dimensione del grano ricristallizzato indicato con  $d_{srx}$  può essere espressa utilizzando opportuni parametri. L'energia di attivazione  $Q$  è stata determinata a partire dai dati di letteratura riportati in (33).

$$6) \quad X_{rex} = 1 - \exp \left[ -0.693 \left( \frac{t}{t_{0.5}} \right)^n \right]$$

$$7) \quad t_{0.5} = C \varepsilon^p \dot{\varepsilon}^q d^s \exp \left( \frac{Q_{app}}{RT} \right)$$

Nell'equazione 7,  $C$  è una costante relativa alla composizione chimica, mentre i coefficienti  $p, q$ , e  $s$  esprimono l'effetto della deformazione, della velocità di deformazione e della dimensione iniziale del grano rispettivamente.  $R$  e  $T$  sono la costante e dei gas e la temperatura, mentre  $Q$  rappresenta l'energia di attivazione necessaria al processo. I parametri incogniti sono stati ricavati a partire dai dati sperimentali riportati in letteratura (33) e sono riassunti in Tab. 4.

**Tab.4** - Coefficienti relativi al processo SRX (33)/Coefficients for SRX process from (33)

Coefficients relative to equation 6 and 7	
Coefficiente	Valore del coefficiente
n	1.5
C (s)	$1.69 \times 10^{-10}$
p	-1.7
d0	157
q	0
s	1.5
Q (kJ/mol)	143

Nel caso in cui l'acciaio subisca basse deformazioni a basse velocità di deformazione, si attiva il processo di ricristallizzazione statica (33) e la crescita del grano ricristallizzato segue l'andamento illustrato in equazione 9. I parametri c1, c2, c3 e c4 sono coefficienti da ricavare mentre l'energia di attivazione Q è stata determinata a partire dalla letteratura riportata in (33). I coefficienti relativi all'equazione 8 sono stati riassunti in Tab. 5.

Per quanto riguarda la crescita del grano è stata utilizzata l'equazione 9, i cui coefficienti sono illustrati in Tab. 6 (33).

$$8) \quad d_{SRX} = c_1 + c_2 d_\alpha^{c_3} \varepsilon^{c_4} \left( \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right)^{c_5}$$

$$9) \quad d_{gg} = \left( d_\alpha^{c_1} + c_2 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) t_{gg} \right)^{c^{-3}}$$

**Tab.5** - Coefficienti utilizzati nell'equazione 8 per modellare la crescita del grano dopo SRX (34)/Coefficient used in Equation 8 for predicting the ferrite grain size after SRX (34)

Coefficients relative to equation 9	
Coefficiente	Valore del coefficiente
c1 (s)	28.26
c2 (s)	18.24
c3	0
c4	-0.6
c5	-0.05
Q (kJ/mol)	267

**Tab.6** - Coefficienti utilizzati nell'equazione 9 per modellare la crescita del grano durante SRX (34)/Coefficient used in Equation 9 for predicting the ferrite grain size during SRX (34)

Coefficients relative to equation 10	
Coefficiente	Valore del coefficiente
c1	7
c2	3x1023
c3	7
Q (kJ/mol)	-356
d $\alpha$	3.6

## RICRISTALLIZZAZIONE METADINAMICA E CRESCITA GRANO

I dati sperimentali in letteratura sugli acciai inossidabili ad alto contenuto di cromo indicano che, ad alti livelli di deformazione e ad alta temperatura, il meccanismo dominante è la ricristallizzazione metadinamica (MDRX) (34). Questo processo si attiva quando la deformazione imposta supera un livello critico  $\epsilon_c$ , il quale a sua volta è proporzionale alla deformazione di picco secondo la relazione nell'equazione 10. Nel caso in esame, la stima della deformazione di picco è stata effettuata sfruttando una raccolta

di dati di letteratura (34,35). Attraverso valutazioni sui dati riportati in letteratura, coefficiente A è stato considerato pari a 0.75.

La frazione ricristallizzata viene calcolata utilizzando l'equazione 6 come nel caso di SRX. Invece, la dimensione dei grani di ferrite dopo MDRX è indicata dall'equazione 11, corredata di coefficienti opportunamente calibrati (24). I coefficienti calibrati sono riportati in Tab. 7.

$$10) \quad \epsilon_c = A \epsilon_p$$

$$11) \quad d_{MDRX} = c_1 \epsilon \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)^{c_2}$$

**Tab.7** - Coefficienti relativi all'evoluzione del grano durante MDRX (35)/  
Coefficient for grain evolution during MDRX (35)

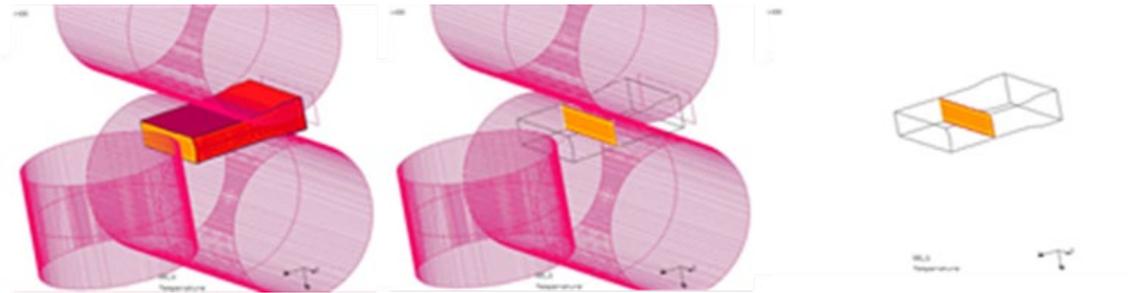
Coefficienti relativi all'equazione 11	
Coefficiente	Valore del coefficiente
c1	18277
c2	-0.246
Q (kJ/mol)	267
$d_0$	157

## RISULTATI

L'output delle simulazioni termo-meccaniche FE e il modello microstrutturale sono stati accoppiati per simulare l'evoluzione della microstruttura durante la sgrossatura della barra. In questa sezione viene riportata e discussa un'analisi di sensitività dei principali fattori che influenzano l'evoluzione microstrutturale.

La simulazione dell'evoluzione del grano ferritico è stata effettuata grazie al modello implementato in CSM SpA. Il modello di danno, basato sull'equazione di Lemaitre modificata, è stato implementato nel modello agli elementi finiti mediante l'utilizzo di una specifica subroutine.

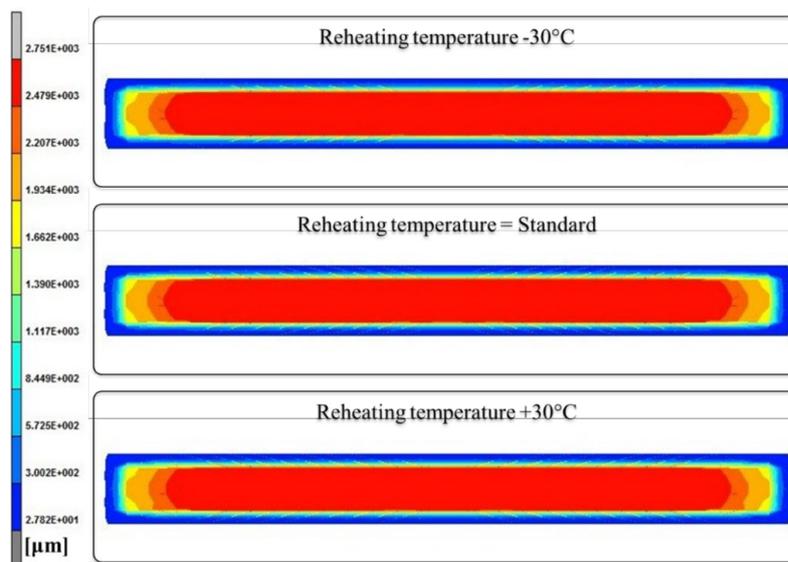
Al fine di visualizzare l'effetto della temperatura di riscaldamento, della *prior ferritic grain size* (PFGS) e di tutti i parametri simulati, sono state costruite delle mappe 2D sulla sezione trasversale della barra sottoposta al processo di laminazione come mostra Fig.6,



**Fig.6** - Selezione della sezione trasversale della barra piatta/Selection of transversal section of the bar.

Le simulazioni sono state condotte al fine di valutare l'influenza della temperatura di riscaldamento, di differenti condizioni iniziali del grano ferritico (PFGS) e dell'effetto del danneggiamento sull'evoluzione microstrutturale. L'effetto della temperatura di riscaldamento sul grano ferritico è illustrato in Fig. 7: la mappa è presentata sulla sezione trasversale della barra mostrata in Fig. 6 e rappresenta la

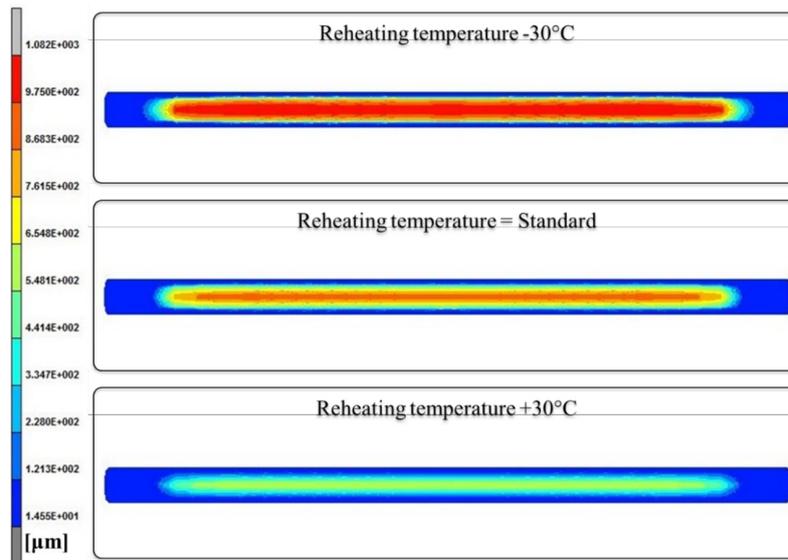
dimensione del grano ferritico dopo la seconda passata di sbozzatura. È possibile notare dei grani più grandi al centro della barra rispetto alle regioni in pelle, tuttavia non c'è evidenza della presenza di grani cresciuti in modo anormale. È possibile concludere quindi che a questo stadio l'evoluzione della microstruttura non favorisce la formazione del difetto bordo frastagliato.



**Fig.7** - Effetto della temperatura di riscaldamento sulla taglia del grano ferritico dopo la seconda passata di sbozzatura/Effect of the reheating temperature on the ferrite grain size after the second roughing pass.

Lo stesso comportamento si può notare alla quinta passata di sbozzatura, illustrata in Fig. 8. Si può notare come l'effetto della temperatura di riscaldamento sia tuttavia più evidente rispetto a ciò che veniva mostrato in Fig. 7. Infatti una più alta temperatura di riscaldamento causa effetti più evidenti sulla dimensione del grano, producendo grani più piccoli al centro.

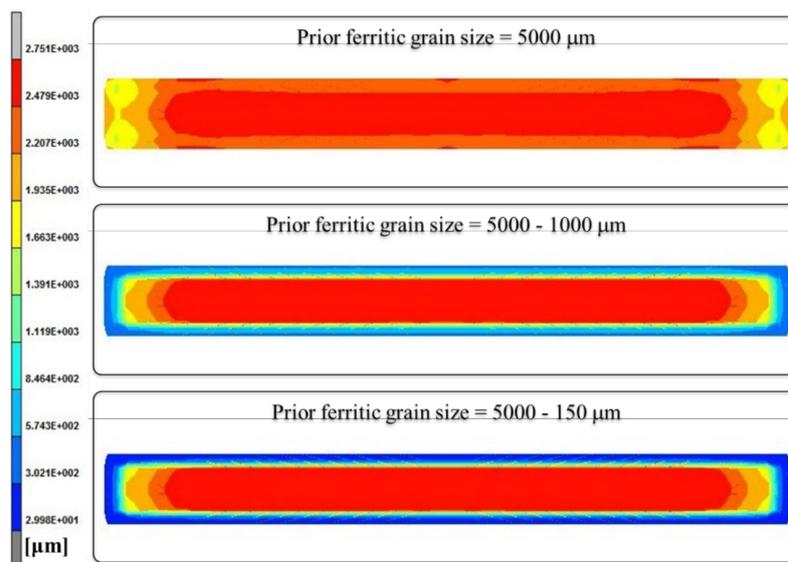
Tuttavia la relazione che c'è tra il difetto ai bordi e la temperatura di riscaldamento non è ancora chiaro a causa del fatto che i grani sui bordi sono più piccoli rispetto a quelli al centro senza formazione di grani dalla dimensione anomala.



**Fig.8** - Effetto della temperatura di riscaldamento sulla dimensione del grano ferritico dopo la quinta passata di sbozzatura/Effect of the reheating temperature on the ferrite grain size after the fifth roughing pass.

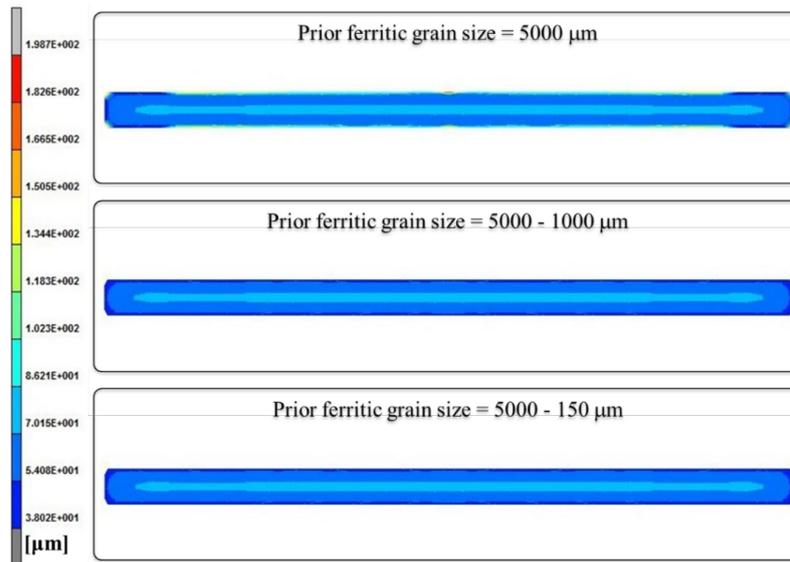
Al fine di tenere conto dell'effetto della dimensione iniziale del grano, sono stati effettuati calcoli con differenti distribuzioni di PFGS. Le mappe riportate in Fig. 9 illustrano i risultati in termini di dimensione del grano ferritico dopo la seconda passata di sbozzatura. Si può notare come la mappa calcolata a partire da una PFGS uniforme pari a 5000 mm sia sostanzialmente diversa dalle due mappe calcolate utilizzando i gradienti di granulometria tra il centro della

barra e la pelle. Questo effetto è già evidente subito dopo l'inizio del processo di laminazione a caldo. Infatti si può notare come nella mappa relativa alla configurazione di PFGS uniforme pari a 5000 mm, sui bordi si formano grani più piccoli. Al contrario, nelle altre configurazioni, i grani più piccoli sono distribuiti uniformemente su tutta la superficie della barra.



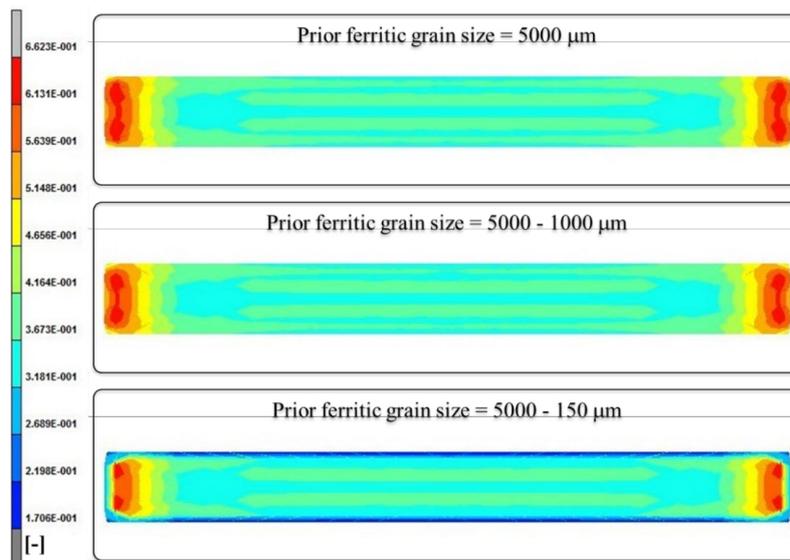
**Fig.9** - Effetto di differenti PFGS sulla dimensione del grano ferritico dopo la seconda passata di sbozzatura/Effect of different PFGS on the ferrite grain size after the second roughing pass.

Differenze ancora maggiori si possono apprezzare dopo la quinta passata, come mostrato in Fig. 10. Anche in questo caso la PFGS uniforme pari a 5000  $\mu\text{m}$  differisce dalle altre. È possibile osservare la presenza di grani più piccoli che si formano sulle superfici superiore e inferiore della barra, mentre sui bordi si trovano grani più grandi.



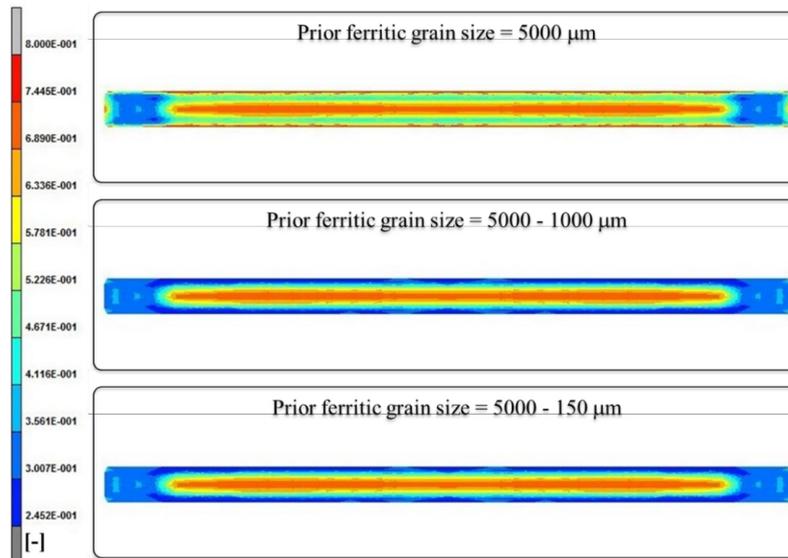
**Fig.10** - Effetto di differenti PFGS sulla dimensione del grano ferritico dopo la quinta passata di sbazzatura/  
Effect of different PFGS on the ferrite grain size after the fifth roughing pass.

Le mappe in Fig. 11 mostrano l'influenza del PFGS sul danneggiamento dopo il quinto passo di sbazzatura. Si può notare che in tutte e tre le configurazioni, il danneggiamento aumenta verso i bordi, con una lieve presenza del danno al centro delle barre. Si può notare che la distribuzione del parametro di danno sulla sezione della barra risulta simile al profilo osservato nel difetto bordo frastagliato, ossia è concentrato sui bordi.



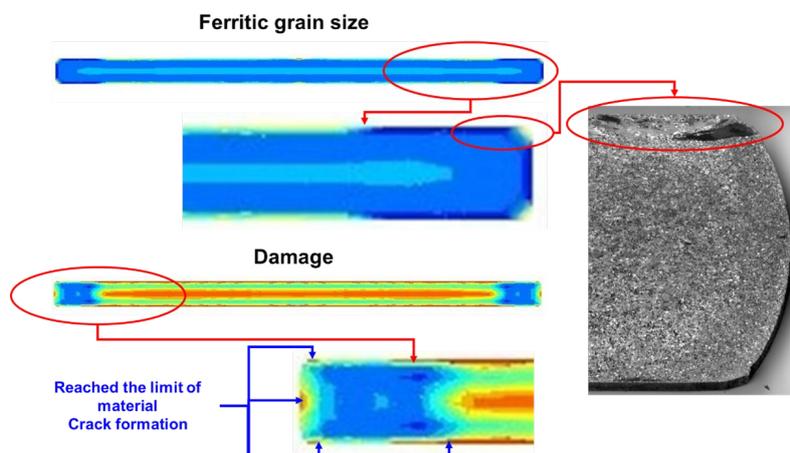
**Fig.11** - Effetto di differenti PFGS sul danneggiamento dopo la quinta passata di sbazzatura/  
Effect of PFGS on damage after the fifth roughing pass.

Dopo la il quinto passo di sbozzatura, anche se l'attivazione dei fenomeni di ricristallizzazione interferisce con l'aumento del danneggiamento, si osserva una maggiore densità di danneggiamento in prossimità dei bordi. Come mostrato in Fig. 12, questo effetto è particolarmente intenso per la configurazione con PFGS uniforme pari a 5000  $\mu\text{m}$ . si osserva infatti la presenta di un'elevata quantità di danneggiamento proprio sui bordi e sulla superficie superiore e inferiore della barra.

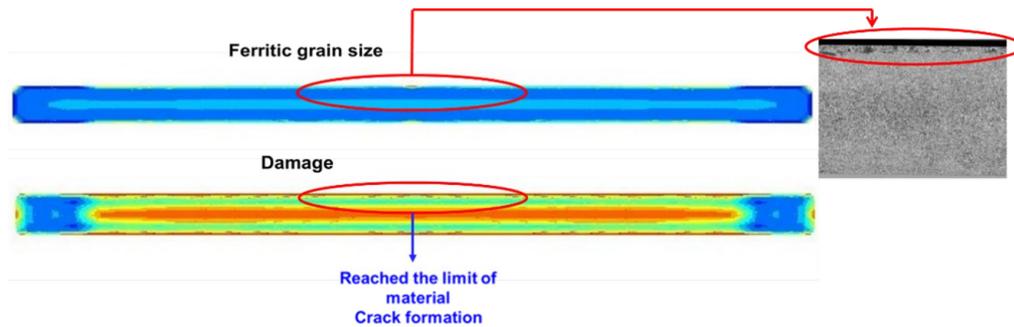


**Fig.12** - Effetto della PFGS sul danneggiamento dopo la quinta passata di sbozzatura/  
Effect of PFGS on damage after the fifth roughing pass.

Una sintesi delle precedenti osservazioni dopo il quinto passaggio per il caso di un PFGS uniforme pari a 5000 $\mu\text{m}$  è schematizzata in Fig. 13, in cui è riportata la mappa ottenuta in termini di dimensione del grano ferritico confrontata con una macrografia della barra laminata a caldo. Si può notare che i difetti calcolati si trovano distribuiti in accordo con ciò che viene mostrato nella macrografia. La Fig. 14 mostra un'altra vista della barra, dove è possibile osservare che la superficie superiore è interessata da una dimensione del grano maggiore, in corrispondenza con i risultati dei calcoli.



**Fig.13** - Confronto tra la macrografia della barra e la crescita del grano risultante dalle mappe relative alla dimensione del grano ferritico e del danneggiamento/Comparison between macrography of the bar and the grain growth resulting from the maps of ferrite grain size and damage.



**Fig.14** - Confronto tra la macrografia della barra e la crescita del grano risultante dalle mappe relative alla dimensione del grano ferritico e del danneggiamento/Comparison between macrography of the bar and the grain growth resulting from the maps of ferrite grain size and damage.

I risultati delle simulazioni FE hanno mostrato l'evoluzione della dimensione del grano ferritico durante la fase di sbazzatura della laminazione a caldo. Le mappe calcolate hanno evidenziato che l'insacco di fenomeni di ricristallizzazione riduce il danneggiamento che occorre sul materiale in tutti i casi esaminati, anche sui bordi delle barre. Tuttavia, se si considera una granulometria di ferrite iniziale uniforme pari a  $5000\ \mu\text{m}$ , il danneggiamento sui bordi risulta più elevato rispetto alle altre condizioni analizzate con una PFGS variabile. Si può inoltre osservare che durante il processo di laminazione a caldo, il grano di ferrite viene continuamente raffinato e, in tutti i casi, si ottiene una dimensione del grano omogenea al centro della barra. Nella regione superficiale della barra si osserva invece una presenza localizzata di grani più grossolani (fino a cinque volte rispetto alla dimensione media) soprattutto quando la granulometria iniziale è uniforme e pari a  $5000\ \mu\text{m}$ . La configurazione con PFGS uniforme di  $5000\ \mu\text{m}$  è quindi rappresentativa di una crescita anomala del grano, sia superficiale che sub-superficiale. Tali valori di PFGS ne-

## CONCLUSIONI

In questo lavoro è stata descritta l'applicazione di tecniche di modellazione standard e avanzate utili alla soluzione di problemi industriali che possono insorgere durante la laminazione a caldo. Particolare attenzione è stata posta all'utilizzo di analisi combinate sperimentali e numeriche su materiali e prodotti, in particolare si è posto un focus sulla laminazione a caldo di barre piatte in acciaio inox EN 1.4512. Gli strumenti di modellazione sviluppati hanno dimostrato la precisione richiesta per prevedere con suc-

gli acciai ferritici sono solitamente correlati ad un'elevata temperatura di riscaldamento (35) che nella lavorazione industriale dovrebbe verificarsi a seguito di un riscaldamento incontrollato nel forno. È ben noto (36) che la presenza di grani così grandi si oppone al comportamento di ricristallizzazione secondo l'equazione 6 e l'equazione 7. Ciò comporterà la presenza di una texture deformata caratterizzata da grani incruditi circondati da grani ricristallizzati. Tale disposizione topologica comporterà lo scorrimento dei bordi dei grani piuttosto che la loro ulteriore deformazione(37).

Di conseguenza durante la deformazione, quando i grani incruditi vengono spinti in prossimità dei bordi, espelleranno i nuovi grani ricristallizzati fuori dai bordi della barra, generando il bordo che macroscopicamente appare come frastagliato. Inoltre, più lenta è la cinetica di ricristallizzazione maggiore è il danneggiamento del materiale, inducendo così una maggiore probabilità di formazione di cricche e micro cricche sulle superfici delle barre (24).

cesso lo stato del materiale durante l'intero processo, in modo da aiutare il produttore a migliorare il prodotto finale attraverso l'individuazione della causa che può portare alla formazione del difetto di bordo frastagliato sui bordi della barra.

Per indagare la formazione del difetto, il materiale è stato caratterizzato da un punto di vista meccanico. Inoltre, i modelli metallurgici e la teoria del danneggiamento del materiale sono stati implementati e accoppiati con i risul-

tati del calcolo FE per prevedere l'evoluzione microstrutturale della struttura dei grani di ferrite durante la deformazione a caldo.

Parametri importanti come deformazione, velocità di deformazione e temperatura sono stati considerati al fine di analizzare il problema e di indagare la loro influenza sullo sviluppo della microstruttura dell'acciaio.

I risultati hanno dimostrato che il difetto del bordo frastagliato potrebbe essere causato da una fase di riscaldamento o raffreddamento non controllata o impropria delle barre piatte. Questo, durante il processo di laminazione a caldo, può indurre la formazione di grani grandi e allungati

che "spremono" i grani ricristallizzati sul bordo della barra piatta, originando così il difetto del bordo frastagliato. Anche l'influenza di PGFS è rilevante. L'analisi FE ha mostrato che quando si considera una granulometria iniziale più piccola il difetto non viene prodotto e la barra è caratterizzata da grani più piccoli vicino alla superficie grani più grossolani al centro.

Al contrario, una granulometria di ferrite uniforme e grossolana di 5000  $\mu\text{m}$  è più incline a sviluppare il difetto in condizioni di riscaldamento incontrollato.

## BIBLIOGRAFIA

- [1] Marshall P. *Austenitic Stainless Steels: Microstructure and Mechanical Properties*; Elsevier Applied Science Publisher, Amsterdam, 1984.
- [2] Di Schino A. Manufacturing and application of stainless steels. *Metals*. 2020, 10, 327.
- [3] Liu W, Lian J, Munstermann S, Zeng C, Fang X. Prediction of crack formation in the progressive folding of square tubes during dynamic axial crushing. *Int. J. of Mech. Sci.* 2020; 176 - 105534.
- [4] Rufini R, Di Pietro O, Di Schino A. Predictive simulation of plastic processing of welded stainless steel pipes. *Metals*. 2018; 8 - 519.
- [5] Di Schino, A.; Alleva, L.; Guagnelli, M. Microstructure evolution during quenching and tempering of martensite in a medium C steel. *Mat. Sci. For.* 2012, 715–716, 860–865.
- [6] Gedge G. Structural uses of stainless steel—Buildings and civil engineering. *J. Constr. Steel Res.* 2008; 64 - 1194:1198.
- [7] Di Schino, A. Analysis of phase transformation in high strength low alloyed steels. *Metalurgija* 2017, 56, 349–352.
- [8] Di Schino, A.; Di Nunzio, P.E.; Turconi, G.L. *Mater. Sci. Forum* 2007, 558, 1435:1441.
- [9] Di Schino A, Testani C. Corrosion behavior and mechanical properties of AISI 316 stainless steel clad Q235 plate. *Metals* 2020; 10 – 552.
- [10] Di Schino, A.; Di Nunzio, P.E. Metallurgical aspects related to contact fatigue phenomena in steels for back up rolling. *Acta Metall. Slovaca* 2017, 23, 62–71.
- [11] Di Schino A, Valentini L, Kenny J.M, Gerbig Y, Ahmed I, Hefke H. Wear resistance of high-nitrogen austenitic stainless steel coated with nitrogenated amorphous carbon films. *Surf. Coat. Technol.* 2002; 161 – 224:231.
- [12] Sharma D.K, Filipponi M, Di Schino A., Rossi F, Castaldi J. Corrosion behavior of high temperature fuel cells: Issues for materials selection. *Metalurgija* 2019; 58, 347:351.
- [13] Napoli. G.; Di Schino, A.; Paura, M.; Vela. T., *Metalurgija* 2018; 57 – 111:113.
- [14] Sathya P, Aravindan S, Haq A. Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel. *Int. J. Adv.* 2007; 31 – 1076:1082.
- [15] Jhonas J. Effect of Quench and Interpass Time on Dynamic and Static Softening during Hot Rolling. *Steel Res. Int.* 2005; 76 – 392:398.
- [16] Hapmhrs F.J, Hatherly. M. *Recrystallization and related annealing phenomena*, Elsevier: Amsterdam, the Netherlands, 2004.
- [17] Sung, K.; Yeon-Chul, Y. Dynamic recrystallization behavior of AISI 304 stainless steel. *Adv. Mater. Sci. Eng.* 2001; 311 - 108:113.
- [18] Dehghan-Manshadi A, Barnett M.R, Hodgson P.D. Hot deformation and recrystallization of austenitic stainless steel. Part I: Dynamic recrystallization. *Metall. Mater. Trans. A.* 2008; 39 – 1359:1370.
- [19] Stanley J.K, Perrotta J. Grain Growth in Austenitic Stainless Steels. *Metallography* 1969; 11 – 349:362.
- [20] Duggan B.J, Tse Y.Y, Lam G. Quadir, M.Z. Deformation and Recrystallization of Interstitial Free (IF) Steel. *Mater. Manuf. Processes.* 2011; 26 – 51:57.

- [21] Barnett M.R, Jonas J.J. Influence of ferrite rolling temperature on microstructure and texture in deformed low C and IF steels. ISIJ Int. 1997; 37 – 697:705.
- [22] Shin D.H., Byung C. K., Yong-Seog K. Kyung-Tae, P. Microstructural evolution in a commercial low carbon steel by equal channel angular pressing. Acta Mater. 2000; 48 – 2247:2255
- [23] Hensel A, Spittel T. Steel Symbol/number X2CrTi12/1.4512. Warlimont, SpringerMaterials. 2009.
- [24] Mancini S., Langellotto L., Di Nunzio P.E., Zitelli C., Di Schino A. Defect Reduction and Quality Optimization by Modeling Plastic Deformation and Metallurgical Evolution in Ferritic Stainless Steels. Metals. 2020, 10, 186.
- [25] Hensel A, Spittel T. Kraft und Hitzbedarf Bildsamer Formgebungsverfahren; VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie: Leipzig, Germany; 1978.
- [26] Ghiotti A, Fanini S, Bruschi S, Bariani P.F. Modelling of the Mannesmann effect. CIRP Annals. 2009; 58 - 255:258.
- [27] Ling Y. Uniaxial true stress-strain after necking. AMP J. Technol. 1996, 5, 37:48.
- [28] Choung J.M, Cho S.R. Study on true stress correction from tensile tests. J. Mech. Sci. Technol. 2008; 22 - 1039:1051.
- [29] Cortese L, Coppola, T, Caserta L. Calibration of material damage models using a multi-test inverse approach. In Proceedings of the XII international symposium on plasticity and its current applications, Neat Press, Fulton, Maryland. 2006; 9:607.
- [30] Barnett M.R, Jonas, J.J. Influence of ferrite rolling temperature on microstructure and texture in deformed low C and IF steels. ISIJ Int. 1997; 37 - 697:705.
- [31] Barnett, M.R, Jonas, J.J. Influence of ferrite rolling on grain size and texture in annealed low C ad IF steels. ISIJ Int. 1997; 37 – 706:714.

# Edge defects reduction in ferritic stainless steels hot rolled bars by plastic deformation modelling

Flat bars made of EN 1.4512 ferritic steel may present some defects after the hot rolling process, such as edges that appear jagged and irregular. In order to study and identify the origin of this type of defects to help their reduction, a study has been carried out considering the hot rolling conditions of flat bars made of EN 1.4512 steel. Thermomechanical and metallurgical models have been implemented. The microstructural evolution of the ferritic grain size and the damage of the material were calculated through the coupling of metallurgical and damage models. In the thermomechanical simulations of the roughing passes, three granulometry levels (PFGS) and three heating furnace temperatures were considered. The modeling ferritic grain evolution was achieved by introducing adequate equations. The results show that the defect can be produced by process conditions that trigger abnormal heating. This heating induces an uncontrolled growth of the grain on the edges. The work-hardened grains undergo elongation during hot deformation but are not able to recrystallize. Consequently, these grains "squeezes" the surrounding recrystallized matrix towards the edges of the bar. Thus, on the edges occurs fractures that macroscopically manifest themselves as jagged edges.

**KEYWORDS:** ROLLING, RHEOLOGICAL MODEL, DEFECT REDUCTION, MICROSTRUCTURAL MODEL