

Acciai ad alta resistenza per il settore automotive: un semplice modello di trasformazione dell'austenite per le linee di ricottura continua e zincatura

a cura di: V. Colla, R. Valentini, L. Bacchi

Nei processi di ricottura continua e nelle linee di zincatura a caldo, le strutture finali dell'acciaio dipendono fortemente dai parametri di processo (tempi e temperature) che quindi devono essere regolati con grande precisione. In particolare influiscono lo stazionamento breve in campo bifasico ferrite+austenite e il successivo processo di raffreddamento che, in funzione della tipologia di impianto, può essere molto articolato. Pertanto è estremamente utile disporre di modelli semplici, che stimino la trasformazione dell'austenite sulla base del ciclo termico subito. La rapidità del processo e soprattutto del raffreddamento, infatti, implica che le curve CCT non siano applicabili per determinare la microstruttura finale. Questo lavoro presenta una soluzione che sfrutta un semplice modello metallurgico-matematico. Il modello, sulla base di prove sperimentali, partendo dalla composizione chimica e dal ciclo termico, stima sia la struttura finale che le proprietà meccaniche di acciai ad alta resistenza, risultando di enorme interesse per l'industria automobilistica.

PAROLE CHIAVE: ACCIAI AD ALTA RESISTENZA, RICOTTURA CONTINUA, ZINCATURA A CALDO, MODELLAZIONE, PROPRIETÀ MECCANICHE

INTRODUZIONE

La stringente necessità dell'industria dell'auto nel contenere pesi ma nello stesso tempo di aumentare la resistenza in caso di urto, ha spinto l'industria dell'acciaio a sviluppare una formidabile famiglia di nuovi acciai denominati Advanced High Strength Steels (AHSS). Questi acciai rappresentano un buon compromesso tra aumento di resistenza, deformabilità per le operazioni di stampaggio e saldabilità anche per mantenere i costi di manifattura delle auto. In particolari tra le classi più diffuse si annoverano, fra gli altri, gli acciai Dual Phase (DP), gli acciai cosiddetti TRIP (TRansformation Induced Plasticity), i Ferritico-Bainitici e i Complex -Phase.

Generalmente i coils di acciaio, dopo la laminazione a freddo, vengono processati negli impianti di ricottura continua o zincatura a caldo dove, grazie ai moderni sviluppi impiantistici, è possibile regolare con grande precisione i parametri di processo quali tempi, velocità, temperature etc.

Sostanzialmente le strutture finali presenti nel materiale vengono a dipendere dai tempi e dalle temperature

Valentina Colla

Istituto TeCIP, Scuola Superiore Sant'Anna, Italy

Renzo Valentini

Università di Pisa, Italy

Linda Bacchi

Letomec s.r.l., Italy

dello stazionamento, in campo bifasico ferrite+austenite (breve dell'ordine del minuto o meno), e dai successivi processi di raffreddamento, molto articolati e dipendenti quindi dalle tipologie impiantistiche. Per queste ragioni è assolutamente necessario disporre di pratici e semplici modelli di trasformazione dell'austenite sia in riscaldamento e mantenimento sia durante il raffreddamento, considerato che, a causa dei brevissimi tempi di trattamento, le classiche curve CCT (dall'inglese Continuous Cooling Transformation) non sono di fatto applicabili. La disponibilità di tali modelli permette non solo di predire le proprietà meccaniche del prodotto finito, ma anche di regolare i parametri di processo al fine di garantire che i valori di tali proprietà rientrino all'interno delle specifiche fornite dal cliente, considerando la variabilità della composizione chimica dell'acciaio in ingresso, che nella lavorazione a freddo non può essere controllata.

Alcuni modelli per la predizione delle curve CCT a partire da parametri di prodotto e di processo sono riportati in letteratura [1] e alcuni di questi sfruttano anche tecniche di Machine Learning [2, 3]. Tuttavia tali modelli sono focalizzati su specifiche categorie di acciai, che spesso non comprendono gli AHSS. Invece in [4] è stato proposto un

modello metallurgico-matematico delle curve CCT degli acciai DP, in base al quale la forma di tali curve dipende da una serie di parametri legati alla composizione chimica dell'acciaio e da alcuni parametri di processo attraverso relazioni empiriche ottenute sulla base di prove sperimentali. Tale modello viene utilizzato all'interno di un software al fine di predire sia la struttura finale che le proprietà meccaniche dell'acciaio.

Il presente lavoro presenta un esempio di utilizzo di uno dei modelli pratici sopra menzionati proprio ai fini di migliorare il processo di produzione di nastri piani in acciaio DP in una linea di ricottura continua e zincatura (della quale si omettono dettagli impiantistici per motivi di confidenzialità). In particolare, il software di simulazione che implementa il modello descritto in [4] è stato applicato per la predizione dei range di variabilità attesi per le proprietà meccaniche e, dalle simulazioni sviluppate, sono state ricavate utili indicazioni per il miglioramento del processo.

MATERIALI E METODI

Si considera la laminazione a freddo e zincatura di nastri piani di acciaio multifasico HCT600X. La Tabella 1 riporta la chimica di riferimento di tale materiale.

Tab.1 - Range di variabilità della chimica dell'acciaio considerato (wt%) – bilancio Fe /
Chemical composition ranges (%), balance: Fe.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	As	Sn	Nb	Al	Ti	B
0,08÷0,12	0,2÷0,5	1,5÷1,8	0,005÷0,012	≤0,03	≤0,04	0÷0,04	0,6÷0,8	≤0,1	≤0,1	≤0,1	≤0,005	0,03÷0,05	0÷0,005	≤0,0001

Mediante simulazioni software sono state stimate la microstruttura e le proprietà meccaniche risultanti dal processo, utilizzando gli attuali parametri di progetto forniti (velocità del nastro, cicli termici, ecc.). Sono state effettuate simulazioni sui formati 1,5 mm x 1250 mm, 1 mm x

1250 mm e 0,55 mm x 1250 mm, impostando le rispettive velocità del nastro per determinare il ciclo termico. Inoltre per ciascun formato, sono stati verificati entrambi i casi con e senza sezione di Slow Cooling (SC). La Tabella 2 riporta le condizioni simulate e il loro identificativo.

Tab.2 - Simulazioni effettuate. / Developed simulations.

ID	Acronimo	Formato nastro	Sezione slow cooling
1	1.5 SC	1,5x1250 mm	Si
2	1 SC	1x1250 mm	Si
3	0.55 SC	0,55x1250 mm	Si
4	1.5 NSC	1,5x1250 mm	No
5	1 NSC	1x1250 mm	No
6	0.55 NSC	0,55x1250 mm	No

Il ciclo termico di slow cooling è stato rappresentato in maniera semplificata riunendo alcune sezioni e considerando una velocità media di raffreddamento. A titolo di esempio si

riporta in Figura 1 il confronto fra cicli di progetto e cicli approssimati relativi al formato 1 mm x 1250 mm, con e senza slow cooling.

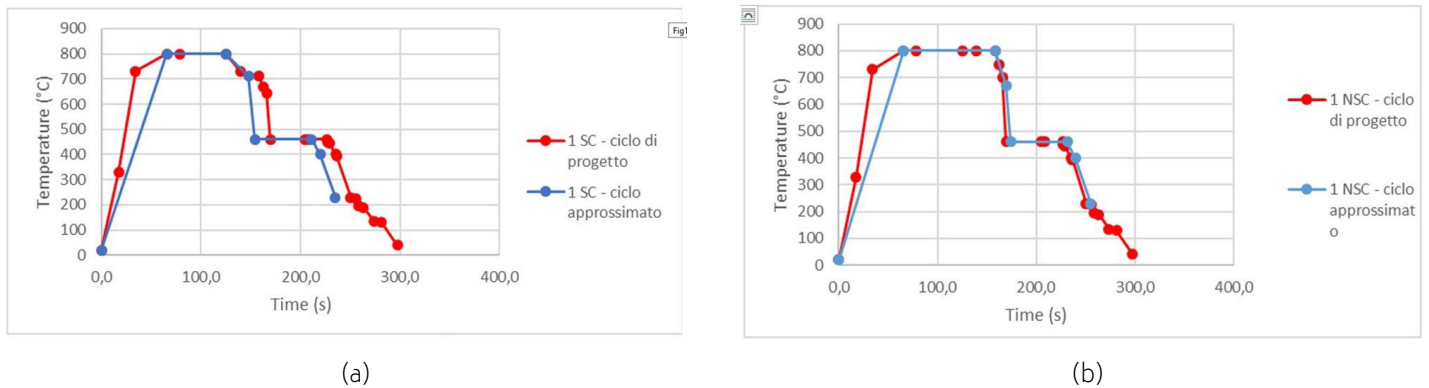


Fig.1 - Confronto fra cicli termici approssimati e reali (a) con Slow Cooling e (b) senza Slow Cooling. / Comparison between real and approximated thermal cycles (a) with Slow Cooling and (b) without Slow Cooling.

IL MODELLO

Il modello utilizzato nel presente lavoro si basa sull'approccio di Wierszylowski [5] per il calcolo delle curve CCT, e in particolare del tempo di inizio delle trasformazioni ferritica e bainitica in funzione della temperatura T. L'elaborazione si basa sulle seguenti formule che si applicano, per la ferrite

$$[1] \quad t_f(T) = \frac{(T-T_s) \log\left(\frac{1}{1-X}\right)^{\frac{1}{1.5}}}{\int_{T_0}^T P_1^f \exp\left(-\left|\frac{\tau-P_2^f}{P_3^f}\right|^{P_4^f}\right) d\tau}$$

per valori di T comprese fra la *Temperatura Intercritica* T_s e la temperatura di *Bainite Start* B_s , mentre per la bainite per temperature comprese fra B_s e la temperatura di *Martensite Start* M_s ,

$$t_b(T) = \frac{(T-B_s) \log\left(\frac{1}{1-X}\right)^{\frac{1}{1.5}}}{\int_{T_0}^T P_1^b \exp\left(-\left|\frac{\tau-P_2^b}{P_3^b}\right|^{P_4^b}\right) d\tau}$$

I valori delle due quaterne di parametri $\{P_1^f, P_2^f, P_3^f, P_4^f\}$ e $\{P_1^b, P_2^b, P_3^b, P_4^b\}$ sono determinati in base ad alcuni elementi della composizione chimica dell'acciaio, tramite relazioni lineari che sono state definite sfruttando dati sperimentali inerenti le curve CCT di una ampia varietà di acciai DP.

Per temperature inferiori a M_s , si adotta invece un modello completamente diverso per la singolare cinetica della trasformazione martensitica, basato sull'equazione proposta da Koistinen e Marburger [6].

La temperatura B_s è determinata sulla base della composizione chimica dell'acciaio tramite formule di letteratura, mentre la formula per il calcolo della temperatura M_s , che è anche essa ottenuta tramite regressione lineare [7], è stata sviluppata utilizzando le curve sperimentali disponibili.

Note le curve CCT e l'evoluzione termica del prodotto,

espressa dalla curva di raffreddamento, è possibile calcolare le frazioni delle microstrutture ottenute alla fine del ciclo termico. Infine un modello lineare viene utilizzato per correlare tali frazioni, alcuni parametri chimici dell'acciaio e di processo, alle proprietà meccaniche finali del prodotto, ovvero il carico di rottura (UTS) e il carico di snervamento (YS). La Figura 2 riporta lo schema concettuale del modello descritto in dettaglio in [4] e utilizzato nel presente lavoro.

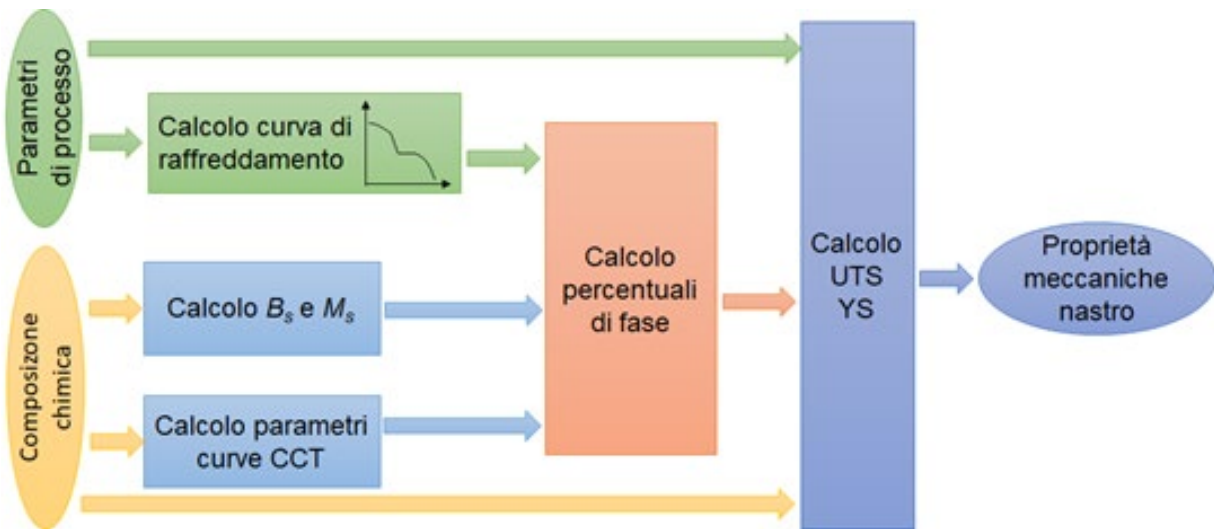
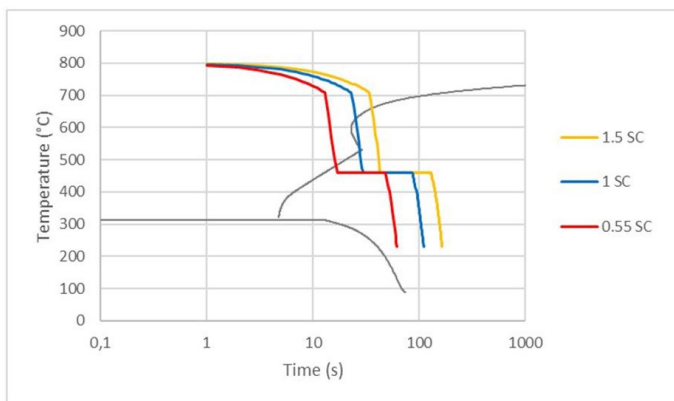


Fig.2 - Diagramma semplificato del modello. / Simplified diagram of the model.

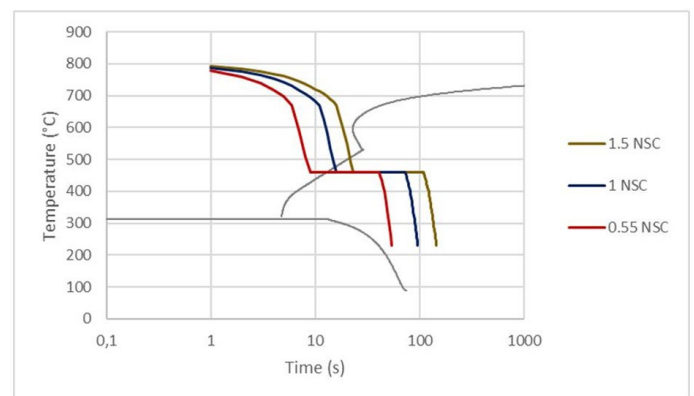
RISULTATI E SIMULAZIONI

Sono state determinate innanzitutto le curve CCT per la composizione chimica media e per le combinazioni di valori estremi (minimi e massimi). Inserendo quindi i dati del ciclo termico e del formato del nastro, il software effettua un'analisi microstrutturale e calcola le caratteristiche mec

caniche del nastro al termine del raffreddamento. A titolo di esempio, in Figura 3 è stato sovrapposto il ciclo termico (ID 1-6 definiti in Tabella 2) alle curve CCT nel caso della composizione chimica media dell'acciaio considerato.



(a)



(b)

Fig.3 - Simulazioni relative alla chimica media (a) con Slow Cooling e (b) senza Slow Cooling. / Simulations related to average values of the chemical composition (a) with Slow Cooling and (b) without Slow Cooling.

La simulazione fornisce in output sia le frazioni di ferrite, bainite e martensite risultanti dal processo che una stima delle caratteristiche meccaniche UTS e YS in uscita dalla vasca di zinco per i vari formati del nastro. Anche in questo caso sono state considerate sia la composizione chimica media che le chimiche estreme.

Inoltre, considerando la necessità di ricorrere al processo di skinpass per migliorare la qualità del prodotto, garantendone la planarità ed eliminando i difetti superficiali del laminato, è stata effettuata una stima dell'effetto di tale processo sulle caratteristiche meccaniche. I valori di deformazione imposta considerati sono pari allo 0,5% e al 1,5%. L'effetto dello

skinpass è stato valutato ricorrendo al modello reologico di Hollomon per un generico acciaio DP di grado 600 (in analogia al materiale oggetto dello studio). Tramite tale modello sono stati calcolati i valori dell'incrudimento corrispondenti ad allungamenti dello 0,5% e 1,5%, successivamente som-

mati alle tensioni di snervamento per determinare i valori a fine processo. La Figura 4 riporta la curva tensione-deformazione stimata mediante il modello di Hollomon, da cui sono stati determinati gli incrementi della tensione di snervamento.

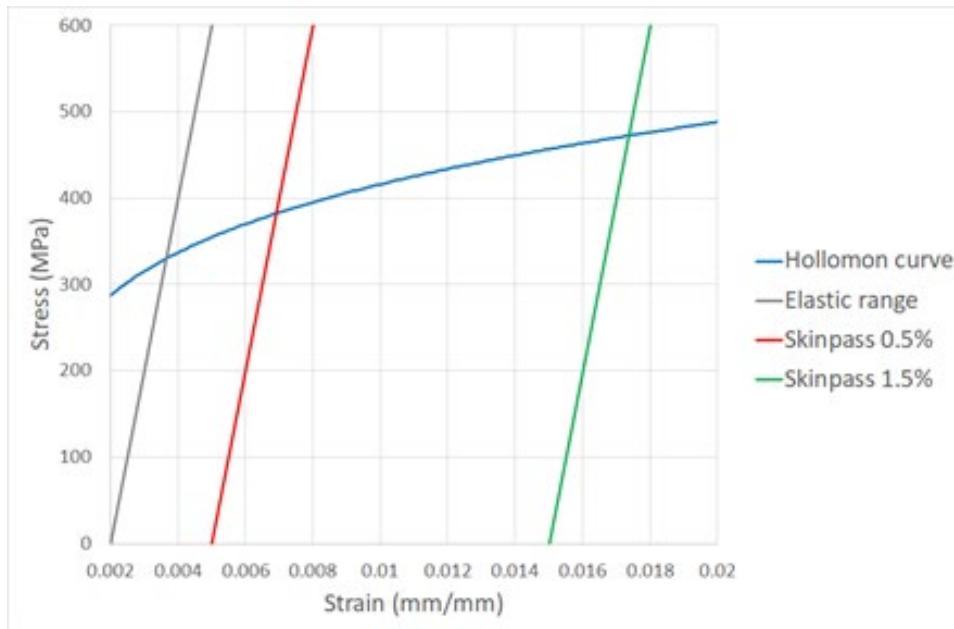


Fig.4 - Curva definita dal modello di Hollomon per un generico acciaio DP600. / Diagram defined by the Hollomon model for a generic DP600 steel.

I valori delle caratteristiche meccaniche ottenuti nelle diverse condizioni (che sono riportati nelle Figure 5 e 6), sono stati infine confrontati con i valori richiesti dalla norma di riferimento. Nel caso specifico, di prodotti piani di acciaio rive-

stiti per immersione a caldo, si applica la UNI EN 10346:2015, che impone $330 \leq YS \leq 440$ MPa e $590 \leq UTS \leq 700$ MPa. Tali limiti sono anch'essi riportati tramite due linee rosse nelle Figure 5 e 6.

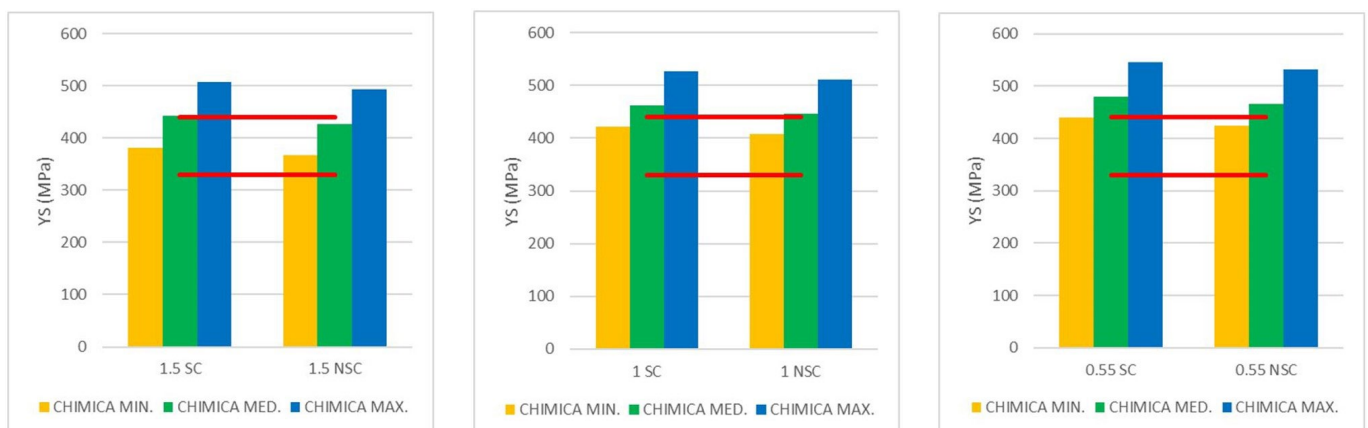


Fig.5 - Stima del carico di snervamento, in uscita dalla vasca di zinco, per i formati (a) 1,5x1250 mm, (b) 1x1250 mm e (c) 0,55x1250 mm. / Estimate of the Yield Strength for the formats (a) 1,5x1250 mm, (b) 1x1250 mm e (c) 0,55x1250 mm.

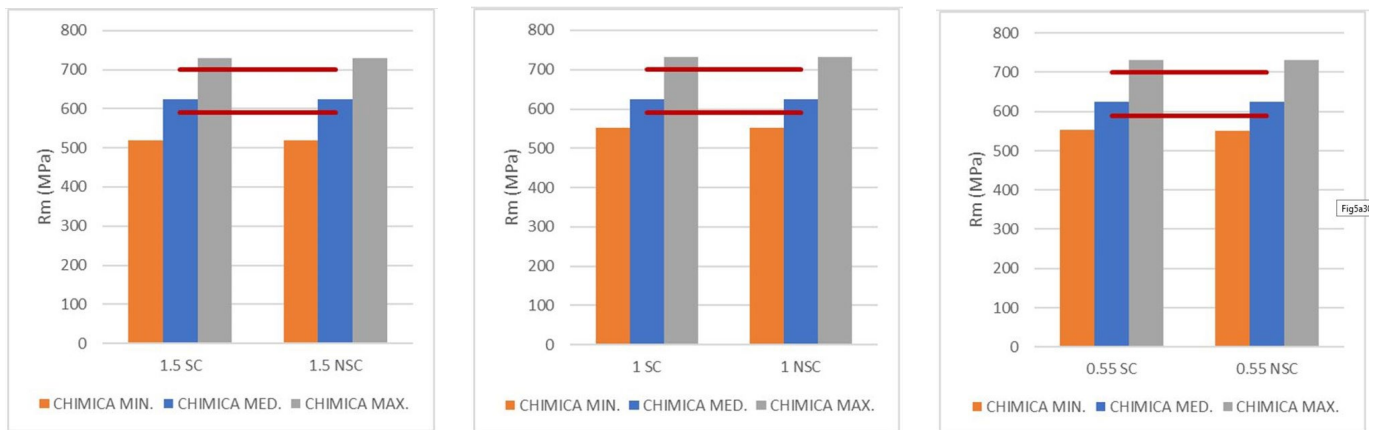


Fig.6 - Stima del carico di rottura, in uscita dalla vasca di zinco, per i formati (a) 1,5x1250 mm, (b) 1x1250 mm e (c) 0,55x1250 mm./ Estimate of the Ultimate Tensile Strength for the formats (a) 1,5x1250 mm, (b) 1x1250 mm e (c) 0,55x1250 mm.

La Figura 5 mostra che i valori stimati del carico di snervamento rientrano nell'intervallo indicato a specifica per la sola composizione chimica media. Una volta considerato l'effetto dello skinpass, i valori del carico di snervamento cadono al di fuori dall'intervallo indicato dalla specifica praticamente in tutte le condizioni simulate. Viceversa, la Figura 6 mostra che i valori stimati del carico di rottura risultano conformi alla specifica per la chimica media, ma per valori estremi della composizione chimica essi cadono al di fuori dall'intervallo indicato dalla specifica.

DISCUSSIONE

Alla luce dei risultati descritti sopra, la condizione più favorevole per la produzione di acciaio DP HCT600X, nella configurazione attuale della linea di zincatura considerata, risulta essere quella senza Slow Cooling con la massima velocità del nastro. Tuttavia apportare variazioni al solo ciclo termico non è sufficiente a garantire il raggiungimento della conformità a specifica del nastro.

Per questo motivo è stata effettuata una ulteriore simulazione con modifiche estreme alla composizione chimica per valutare la possibilità di ottenere la microstruttura e le caratteristiche meccaniche desiderate. Alla composizione chimica media indicata, è stato modificato il tenore di cromo fino all'1,4 %. Anche in questo caso la simulazione ha restituito una microstruttura ferrite-bainite e proprietà meccaniche fuori standard.

Si evince quindi che, per la chimica HCT600X, sottoposta al processo di zincatura considerato, non è possibile garantire le caratteristiche microstrutturali e meccaniche richieste da

specificata per la medesima classe di acciai. Uno dei principali fattori che contribuiscono a tale carenza, è il tratto prolungato di mantenimento a temperatura costante che, come visibile sulle curve CCT riportate in Figura 3, implica il superamento della curva di martensite start rendendo possibile la sola formazione di una microstruttura mista ferrite-bainite. Ovviamente potrebbero essere valutate altre chimiche estreme, ad esempio con elevati tenori di molibdeno, che però potrebbero comportare l'ossidazione del nastro con conseguenti problemi di aderenza, oltre a costi molto elevati.

CONCLUSIONI

Il presente lavoro propone la applicazione di un modello di trasformazione dell'austenite per le linee di ricottura continua e zincatura al fine di identificare le condizioni più favorevoli per garantire consistenti proprietà meccaniche dei laminati piani in acciaio considerata una specifica configurazione di una linea di zincatura. Inoltre, tramite il medesimo strumento è anche possibile ricavare suggerimenti per modifiche sostanziali del ciclo produttivo che facilitino il conseguimento delle specifiche per una più ampia fascia di condizioni e di prodotti.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Isasti N, García-Riesco PM, Jorge-Badiola D, Taheri M, López B, Uranga P. Modeling of CCT diagrams and ferrite grain size prediction in low carbon Nb-Mo microalloyed steels. *ISIJ Int.* 2015; 55 (9): 1963-1972.
- [2] Trzaska J. A new neural networks model for calculating the Continuous Cooling Transformation diagrams. *Arch. Metall. Mater.* 2018; 63 (4): 2009-2015.
- [3] Geng X, Wang H, Xue W, Xiang S, Huang H, Meng L, Ma G. Modeling of CCT diagrams for tool steels using different machine learning techniques. *Comp. Mater. Sci.* 2020; 171.
- [4] Colla V, Desanctis M, Dimatteo A, Lovicu G, Valentini R. Prediction of continuous cooling transformation diagrams for dual-phase steels from the intercritical region. *Metall. Mater. Trans. A.* 2011; 42 (9): 2781-2793.
- [5] Wierszyllowski IA. The effect of the thermal path to reach isothermal temperature on transformation kinetics. *Metall. Mater. Trans. A.* 1991; 22A: 993-999.
- [6] Koistinen DP, Marburger RE. A general equation prescribing extent of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels, *Acta Metall.* 1959; 7: 59-60.
- [7] Kim SJ, Cho Y-G, Oh C-S, Kim DE, Moon MB, Han HN. Development of a dual phase steel using orthogonal design method. *Mater. Design.* 2009; 30 (4): 1251-1257.

High-strength steels for the automotive sector: a simple austenite transformation model for continuous annealing and galvanizing lines

In continuous annealing and hot-dip galvanizing processes, the final steel structures heavily depend on the process parameters (e.g. times and temperatures), which, thus, must be accurately tuned. In particular, the short-term permanence in a two-phase ferrite + austenite field and the following cooling process have a strong impact and can be very articulated, according to the plant type. Therefore, it is extremely useful to have practical and simple models estimating the austenite transformation based on the undergone thermal cycle. Actually, the process speed, especially for the cooling stage, implies that standard CCT curves are not applicable for determining the final structure. This work presents a solution exploiting a simple metallurgical-mathematical model. Such model, on the basis of experimental tests and starting from the chemical composition and the thermal cycle, estimates both the final structure and the mechanical properties of Advanced High Strength Steels, which are of utmost interest in the automotive sector.

KEYWORDS: ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL, CONTINUOUS ANNEALING, HOT-DIP GALVANIZING, MODELLING, MECHANICAL PROPERTIES