

**POLITECNICO DI TORINO**

**Facoltà di Ingegneria**

Dottorato di Ricerca in Ingegneria Metallurgica  
XIX CICLO  
Triennio 2004-2006



**TESI DI DOTTORATO DI RICERCA**

**Studio delle trasformazioni dell'austenite  
negli acciai multifase innovativi**

Coordinatore Nazionale  
Prof. Donato Firrao

Coordinatore Locale e Tutore  
Prof. Adriano Solina  
Prof. Giorgio Scavino  
Prof. Renzo Valentini

Dottorando  
Antonella Dimatteo

**TORINO, Maggio 2007**



# Indice

<b>Introduzione</b>	1
<b>1. Acciai alto resistenziali innovativi (AHSS)</b>	5
1.1 Acciai dual-phase	6
1.2 Processi di produzione	9
1.2.1 Ricottura statica	9
1.2.2 Ricottura continua	10
1.3 Formazione dell'austenite durante la ricottura intercritica	11
1.4 Trasformazione dell'austenite dopo la ricottura intercritica	15
1.5 Influenza della microstruttura di partenza	16
<b>2. Caratteristiche meccaniche degli acciai dual-phase</b>	19
2.1 Influenza della microstruttura finale sulle caratteristiche meccaniche dell'acciaio	21
2.2 Duttibilità degli acciai dual-phase	23
2.3 Incrudimento negli acciai dual-phase	24
2.4 Modelli meccanici di comportamento degli acciai dual-phase	25
2.5 Modelli predittivi dell'incrudimento	28
<b>3. I diagrammi TTT e CCT</b>	31
3.1 Le teorie cinetiche	31
3.1.1 I modelli di nucleazione	31
3.1.2 Modelli di accrescimento	34
3.1.3 Grado totale di trasformazione	36
3.2 La legge di Avrami	37
3.3 Il principio dell'additività	38
3.3.1 Criteri per l'additività	39
3.3.2 La legge di Avrami e il principio dell'additività	40
3.3.3 Proprietà del principio dell'additività	40
3.4 Dilatometria	41
<b>4. Attività sperimentale</b>	43
4.1 Predizione caratteristiche meccaniche: materiali e prove meccaniche	44
4.1.1 materiali	44
4.1.2 Simulazione dei cicli termici	44
4.1.3 Primo ciclo di zincatura	47
4.1.4 Secondo ciclo di zincatura	48
4.1.5 Terzo ciclo di zincatura	48

4.1.6	Ciclo CAPL	49
4.2	caratterizzazione meccanica e metallurgica	50
4.2.1	Inglobatura, lucidatura, attacco chimico e misura della percentuale di seconde fasi presenti	51
4.3	Prove sperimentali per la determinazione delle curve CCT	52
4.3.1	Composizione chimica e ciclo termico simulato	52
4.4	Comportamento plastico: chimiche esaminate	56
<b>5.</b>	<b>Correlazione delle caratteristiche meccaniche alla composizione chimica e ai parametri di processo</b>	<b>57</b>
5.1	Valutazione della tipologia di seconde fasi presenti	58
5.2	Predizione delle caratteristiche meccaniche	65
5.2.1	calcolo del carico di rottura	65
5.2.2	calcolo del carico di snervamento	67
<b>6.</b>	<b>Analisi delle curve dilatometriche</b>	<b>71</b>
6.1	Determinazione della frazione di austenite a temperatura intercritica	82
<b>7.</b>	<b>Comportamento plastico degli acciai dual-phase</b>	<b>87</b>
7.1	Modelli di letteratura	89
7.2	Modello di Pickering	91
7.3	Modello di Hollomon	93
7.4	Modello basato sull'indice di incrudimento	94
7.4.1	Scelta della funzione di rappresentazione di $n(\epsilon_t)$	97
7.4.2	Costruzione della funzione $\sigma_t = f(\epsilon_t, Pn(\epsilon_t))$	100
7.5	Confronto tra i modelli di descrizione della curva $\sigma_t-\epsilon_t$	101
<b>8.</b>	<b>Modello matematico per la predizione delle curve CCT</b>	<b>109</b>
8.1	Il dataset	109
8.2	Struttura del modello	111
8.3	Il modello	113
8.3.1	Calcolo della cinetica di trasformazione	113
8.3.2	Calcolo delle frazioni finali di ferrite bainite e martensite	116
8.4	Implementazione in C++ e interfaccia d'uso	117
<b>Appendice I: Saldatura in acciai dual-phase</b>		<b>123</b>
1	Determinazione del campo di saldabilità per gli acciai considerati	127
2	Campo di saldabilità degli acciai esaminati	130
<b>Appendice II: Dati sperimentali</b>		<b>137</b>
<b>Bibliografia</b>		<b>147</b>

*A chi mi è stato vicino*



## **Introduzione**

Gli acciai dual-phase (DP) rappresentano una nuova classe di acciai basso legati ad alto limite di snervamento “High Strength Low Alloyed” (HSLA) caratterizzati essenzialmente da una microstruttura mista di martensite e ferrite, in proporzioni variabili. Tale microstruttura è ottenuta generalmente attraverso un trattamento termico in linea nel campo intercritico ( $\alpha+\gamma$ ): un riscaldamento cui consegue la nucleazione, nella matrice ferritica, di austenite ad un più elevato contenuto di carbonio di quello medio nominale, seguito da un raffreddamento ad una velocità sufficientemente elevata affinché sia consentita la trasformazione dell'austenite in martensite [1,2].

Soprattutto il settore automobilistico, interessato alle proprietà manifestate da questi materiali, ha dato un notevole impulso al loro sviluppo con la finalità di conseguire una riduzione in peso delle vetture, e quindi dei consumi, un aumento di resistenza all'urto e alla corrosione. Infatti, la crisi mondiale del petrolio nella prima metà degli anni '70 impose l'esigenza di produrre mezzi di trasporto più leggeri al fine di ridurre i consumi di carburante. L'ottenimento di vetture più leggere implicava l'utilizzo di elementi che garantissero una buona resistenza meccanica unita ad un peso minore. Gli acciai che potessero rendere più snelli gli elementi costruttivi infondendo loro una buona tenacità non erano, però, facilmente formabili. Si trovò un rimedio nell'utilizzo degli acciai dual-phase che garantiscono, grazie alla loro particolare microstruttura, eccezionali doti di resistenza meccanica con un alto grado di formabilità. Più recentemente, negli Stati Uniti, questi acciai hanno suscitato un enorme interesse per le migliori caratteristiche di resistenza alla corrosione rispetto ai tradizionali acciai al carbonio oggi in commercio.

Il concetto di acciaio dual-phase, sebbene si sia assistito ad un suo significativo sviluppo solo nell'ultimi due decenni, fa però la sua comparsa già nel 1937 quando Grabe [1,2] ottenne il brevetto per la produzione di un nuovo materiale caratterizzato da una struttura a due fasi ottenuta, a partire da un acciaio con contenuto di carbonio pari a 0.25%, mediante raffreddamento dal campo intercritico. Tuttavia è a partire dagli anni sessanta, con i lavori di Williams e Davies [1,2] sullo "sviluppo di nastri di acciaio con struttura ferritico-martensitica" e di Cairns e Charles [1,2], che fu intrapreso uno studio sistematico mentre, parallelamente, si assistette negli Stati Uniti ad un proliferare di brevetti su acciai con struttura ferritico-martensitica. Ma per un più intenso interesse e una più approfondita conoscenza sui dual-phase occorre attendere le ricerche che furono affrontate a partire dal 1973, in particolare lo studio di Tamura [1,2], che determinò la correlazione tra la resistenza e la frazione volumetrica di martensite, e quello di Hayami e Furukawa [1,2] dove sono state discusse le proprietà di acciai in cui la struttura ferritico-martensitica è stata ottenuta mediante un processo di ricottura continua nel campo intercritico, focalizzando sulla maggior duttilità rispetto a quella di un normale acciaio HSLA. Nel 1976 Rashid [2] fornì un importante contributo allo sviluppo di questi materiali

con le pubblicazioni sulla produzione di acciai dual-phase commerciali ottenuti mediante il trattamento termico in campo intercritico di acciai HSLA al vanadio. Egli fu il primo ad evidenziare i vantaggi che la microstruttura dual-phase permetta di ottenere, focalizzando sull'incremento di duttilità che risultava accompagnata da un alto livello di resistenza (550 MPa) rispetto a quella relativa ad un acciaio di pari resistenza ma non sottoposto al trattamento termico nella regione intercritica. Seguirono molti tentativi, da parte dei laboratori di ricerca, ai fini della individuazione di composizioni e di processi alternativi sempre piu' efficienti per la produzione su larga scala di acciai dual-phase.

Con l'introduzione degli acciai altoresistenziali è stato possibile ridurre lo spessore dei componenti e di conseguenza il peso globale dell'autoveicolo, con vantaggi notevoli sui consumi, senza prescindere dalle desiderate caratteristiche meccaniche di rigidezza e resistenza. La tendenza che appare evidente per le industrie automobilistiche nello sviluppo ed impiego di nuovi acciai è la limitazione nell'utilizzo dei tradizionali acciai da stampaggio (tipo P04-P05) nei nuovi modelli in produzione e l'impiego di acciai altoresistenziali stampabili come gli Intertistial Free, i Bake Hardenable 260-300 ed i rifosforati, guardando con particolare interesse allo sviluppo degli acciai dual-phase, specialmente nei gradi di resistenza 450-600, in funzione delle loro molteplici applicazioni, compresa anche la pannellaria esterna. Un esempio emblematico in tal senso è quello della Fiat. La casa torinese sta costantemente allargando il campo di impiego degli HSS-UHSS, col procedere del lavoro di ricerca e sviluppo, a svariati componenti (dal telaio, alla pannellaria esterna, fino ad arrivare ai cerchioni delle ruote). Confrontando la Panda dei primi anni ottanta con la nuova Panda del 2003, figura 1, si osserva che la quota di acciai altoresistenziali è passata dal 3% al 52%, con il risultato di un risparmio complessivo sul peso del veicolo di circa 35 kg. Un esempio pratico è rappresentato dallo sportello della Fiat "Marea", che prodotto in origine con acciaio comune da profondo stampaggio (snervamento 180 MPa) con uno spessore di 0.9 mm, e successivamente con acciaio BH220 (snervamento 220 MPa) con uno spessore di 0.8 mm e, è stato realizzato in ultimo, con un acciaio dual-phase DP280/500 che ha permesso di ridurre ulteriormente lo spessore fino a 0.7 mm, [3].

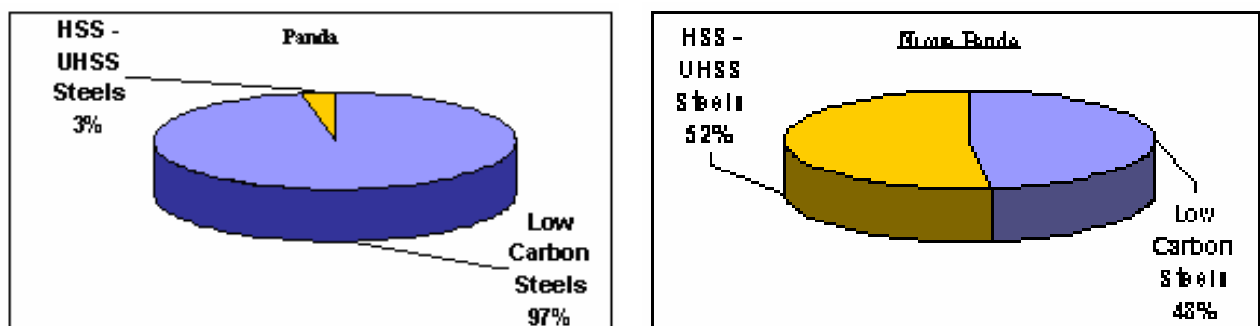


figura 1: impiego degli acciai altoresistenziali nella Fiat Panda (a sinistra) e nella Nuova Fiat Panda (a destra)



Come la Fiat, tutte le principali case automobilistiche europee, e non solo, stanno seguendo questa strada, che ormai si profila come obbligata, [4,5]. In figura 2 è riportato uno dei più recenti modelli di autoveicolo messi sul mercato rispettivamente dalla Opel: si può notare come si faccia largo impiego di varie tipologie di acciai altoresistenziali (i longheroni e altre parti strutturali sono realizzate in dual-phase).

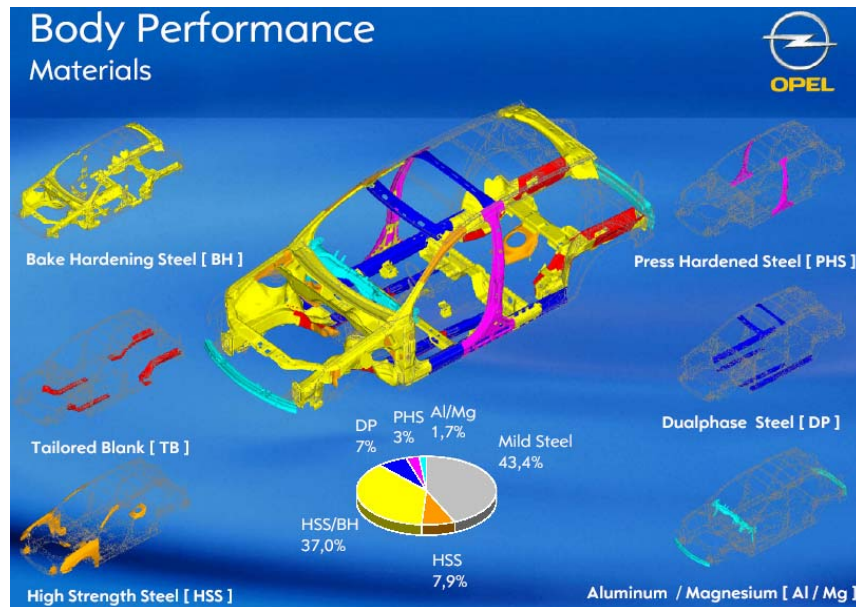


Figura 2: impiego degli acciai altoresistenziali nella Opel Signum



# Capitolo 1

## Acciai alto resistenti innovativi (AHSS)

Il termine acciai altoresistenziali (HSS) è usato per indicare acciai formati a freddo con un carico di snervamento minimo compreso tra 210 e 550 MPa. Se il carico di snervamento minimo supera i 550 Mpa questi acciai sono detti acciai ultra-altoreistenziali (UHSS), [6]. Negli acciai alto resistenti tradizionali la resistenza è migliorata per indurimento o per soluzione solida o per precipitazione, in entrambi i casi l'aumento di resistenza è accompagnato da una diminuzione di formabilità. Negli acciai alto resistenti innovativi la presenza di almeno due diversi costituenti nella microstruttura ha portato ad un innalzamento del livello di resistenza senza incorrere in un abbassamento della duttilità. Gli acciai multifase offrono quindi una combinazione molto interessante tra resistenza e duttilità che è dovuta alla coesistenza di diversi costituenti microstrutturali, al loro diverso comportamento meccanico e alla loro interazione reciproca; come nel caso degli acciai dual-phase, dove il basso carico di snervamento e la buona formabilità della matrice ferritica sono associati ad un alto carico di rottura dovuto alla presenza di una seconda fase dura. Negli acciai alto resistenti innovativi, l'intera microstruttura o solamente alcune fasi possono essere meccanicamente instabili: questo porta a trasformazioni indotte dalla deformazione (strain-induced) o assistite dallo stress (stress-assisted). Queste trasformazioni migliorano la formabilità attraverso un significativo incrudimento e prolungando il tratto di deformazione uniforme.

Tabella 1.1: acciai altoresistenziali convenzionali, acciai alto resistenti innovativi, e acciai ad alto manganese,(1)

HSS High Strength Steel	AHSS Advanced High Strength Steel	HMS High Manganese Steel
BH→Bake Hardening IF-HS→High-Strength IF P→Rephosphorised IS→Isotropic C-Mn→Carbon-Manganese HSLA→High-Strength Low Alloy	DP→Dual-Phase TRIP→Transformation Induced Plasticity CP→Complex Phase PM→Partly Martensitic	HMS-TRIP→High Mn-Transformation Induced Plasticity HMS-TWIP→High Mn-Twinning Induced Plasticity

Negli ultimi anni, è stato sviluppato, per l'industria automobilistica, un nuovo gruppo di acciai ad alto tenore di manganese (HMS). Questi acciai offrono eccellenti proprietà meccaniche ottenute con l'aggiunta di una combinazione di elementi alliganti che è meno costosa di quella impiegata negli acciai inossidabili austenitici altoresistenziali (high-strength austenitic stainless steel). Questo gruppo

è diviso in acciai a plasticità indotta dalla trasformazione (HMS-TRIP) e acciai a plasticità indotta dalla geminazione (HMS-TWIP) in relazione al fenomeno che avviene durante la deformazione plastica.

Le tipiche proprietà meccaniche di questi differenti acciai sono riportate in figura 1.1.

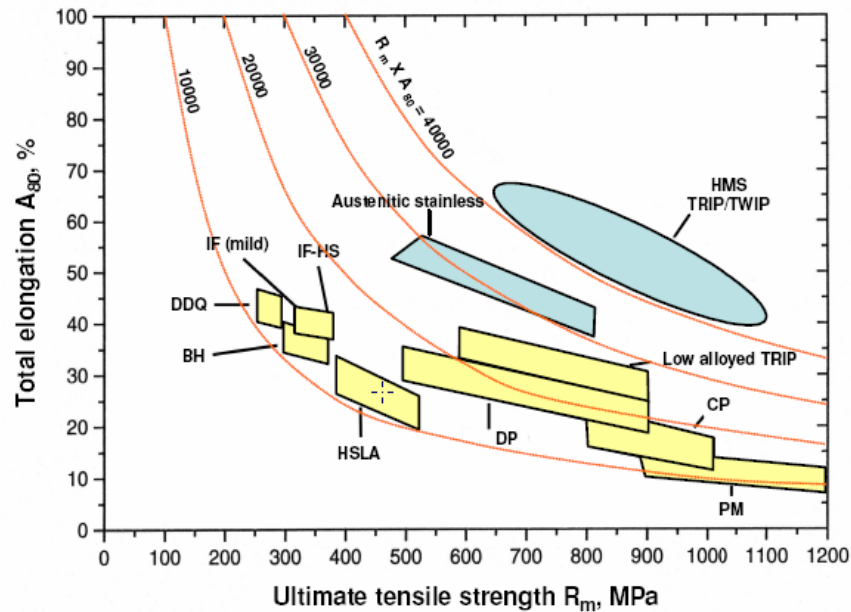


Figura 1.1: tipiche proprietà meccaniche di acciai dolci e acciai alto resistenziali

## 1.1 Acciai dual-phase

Gli acciai dual-phase sono caratterizzati da una microstruttura costituita per il 20% da particelle di martensite dura disperse in una matrice duttile di ferrite. Il termine dual-phase indica la predominanza di due fasi, ferrite e martensite, possono essere comunque presenti piccole quantità di altre fasi, come bainite ed austenite residua. Questi acciai presentano un carico di rottura variabile tra 450 e 1400 MPa, e un yield ratio (rapporto tra carico di snervamento  $S_y$  e carico di rottura  $S_u$ ) compreso tra 0.5 e 0.65; con allungamenti a rottura fino al 25%, l'assenza di un punto di snervamento definito ed ottimo comportamento a fatica, [7].

La composizione chimica rappresenta uno dei fattori che maggiormente condiziona il grado di raffreddamento critico per la formazione della martensite, interagendo in maniera complessa con la microstruttura iniziale, con la temperatura e la durata nel campo intercritico, influenzando, perciò, le proprietà finali del prodotto, [9]. Gli elementi caratteristici sempre presenti sono il carbonio, in tenori che si aggirano attorno allo 0.1%, e il manganese, generalmente in percentuali superiori all' 1%. Una vasta gamma di elementi di lega (come Mo, Si, Cr, Al, Ti, etc.) vengono comunemente aggiunti per migliorare le condizioni di ricottura. Il basso valore del contenuto di carbonio permette da un lato la

formazione della microstruttura desiderata, e dall'altro assicura la possibilità di eseguire collegamenti tra i pezzi anche tramite saldature a punti.

L'effetto temprante dei comuni elementi di lega può essere classificato nel seguente modo:

- carbonio,
- manganese, cromo, silicio, molibdeno, vanadio, ecc...
- boro.

Il carbonio è il più potente agente temprante e controlla inoltre la durezza e la morfologia della ferrite martensitica. Negli acciai dual-phase, la percentuale di carbonio della fase austenitica è controllata non solo dalla percentuale di carbonio dell'acciaio base, ma anche dalla temperatura intercritica, la temprabilità varia quindi con la temperatura. Applicando la regola della leva al diagramma ferro-carbonio, si può vedere che alle basse temperature intercritiche dove si formano basse percentuali di austenite, la percentuale di carbonio è alta e perciò anche la temprabilità. A temperature intercritiche alte, invece, il tenore di carbonio contenuto nell'austenite è basso, questo porta a bassi livelli di temprabilità.

Il manganese è particolarmente efficace nel promuovere la temprabilità, esso può dividersi tra l'austenite e la ferrite durante la ricottura intercritica, provvedendo ad un suo ulteriore miglioramento. Sebbene aumenta di poco la temprabilità, il silicio viene aggiunto agli acciai dual-phase come rafforzatore per soluzione solida. Il silicio è anche efficace nel promuovere la duttilità della ferrite aumentando l'attività del carbonio ed inibendo la precipitazione della cementite all'interfaccia ferrite/martensite.

Il boro è un elemento molto temprante, livelli di boro in soluzione dello 0.002-0.003% portano ad un aumento di temprabilità che si otterrebbe dall'aggiunta dello 0.5% di elementi come il manganese, cromo e molibdeno. Il boro è aggiunto come elemento di lega in numerosi acciai e durante il raffreddamento da una struttura completamente austenitica ne aumenta la temprabilità. L'effetto del boro è legato alla sua abilità di segregarsi ai bordi di grano dove inibisce la nucleazione della ferrite. La sua azione, perciò, è quella di ritardare la formazione della ferrite promuovendo la formazione di prodotti di trasformazione a più bassa temperatura. A differenza del raffreddamento degli acciai completamente austenitici, negli acciai dual-phase la ferrite si forma durante il raffreddamento dal campo ( $\alpha+\gamma$ ) per crescita della ferrite esistente. La nucleazione di nuovi grani ferritici, sebbene osservata in alcuni casi, non contribuisce in maniera significativa alla cinetica della formazione della ferrite durante il raffreddamento di una miscela ( $\alpha+\gamma$ ). Inoltre, poiché l'energia dell'interfaccia  $\alpha/\gamma$  è comparabile a quella della interfaccia  $\gamma/\gamma$  una redistribuzione del boro dal bordo di grano austenitico all'interfaccia  $\alpha/\gamma$  può avvenire durante la ricottura intercritica. Il boro può quindi interferire con il meccanismo di crescita della ferrite nell'austenite durante il raffreddamento successivo. Nella produzione di acciai dual-phase, l'inibizione della formazione della ferrite dovrebbe portare all'aumento del tenore di martensite, [9,10].

Priestner ha sperimentato che la dimensione delle particelle di austenite è un fattore importante nella determinazione della loro temprabilità, [8]. Le particelle di grosse dimensione hanno una minore area superficiale di quelle piccole: cosicché meno ferrite cresce nell'austenite nelle stesse condizioni di raffreddamento. Perciò l'austenite presente sotto la forma di particelle grossolane è più temprabile della stessa quantità se essa è finemente dispersa.

Abe [1] ha correlato la temprabilità degli acciai dual-phase ai quattro più importanti elementi di lega, quali manganese, silicio, cromo e fosforo. Egli ha sviluppato una relazione che consente di determinare la velocità minima di tempra:

$$\log_{10}(C_R) \geq 5.36 - 2.36 \cdot [\text{Mn}] - 1.06 \cdot [\text{Si}] - 2.71 \cdot [\text{Cr}] - 4.72 \cdot [\text{P}] \quad (1)$$

dove  $C_R$  è la velocità minima di tempra, espressa in  $\text{Ks}^{-1}$ , e tra parentesi sono indicati le percentuali in peso dei vari elementi.

Un'altra forma per esprimere la (1) prevede l'uso del manganese equivalente  $[\text{Mn}]_{\text{eq}}$ , definito come:

$$[\text{Mn}]_{\text{eq}} = [\text{Mn}] + 0.45 \cdot [\text{Si}] + 1.15 \cdot [\text{Cr}] + 2 \cdot [\text{P}], \quad (2)$$

dove la velocità di tempra minima è ancora data da:

$$\log_{10}(C_R) \geq 5.36 - 2.36 \cdot [\text{Mn}]_{\text{eq}}. \quad (3)$$

Uno studio [11] condotto dalla "Corus Research, Development and Technology", non solo ha fatto maggiore chiarezza sull'influenza dei singoli alliganti, ma ha permesso di definire una composizione chimica ottimale nella produzione di acciaio DP800. Dallo studio è emerso che:

- il carbonio determina la quantità di austenite che si forma durante la ricottura intercritica; ad un tenore più alto di carbonio corrisponde, a parità di temperatura intercritica, una più alta quantità di austenite, e quindi di martensite ottenibile.
- L'aumento della percentuale di manganese provoca, ad una data temperatura intercritica, l'aumento della percentuale di austenite che si forma. Inoltre ritarda la formazione di perlite e bainite favorendo la temprabilità dell'austenite. All'aumentare del tenore di manganese si è osservata una diminuzione del yield ratio (rapporto  $S_y/S_u$ ).
- Il silicio, il fosforo e l'alluminio evitano la formazione di carburi e di conseguenza aumentano il tenore di carbonio nell'austenite, stabilizzandola; inoltre determinano un incremento del rapporto carico di rottura/allungamento a rottura, garantendo un incremento della deformabilità e

stampabilità del materiale. E' da ricordare che il silicio promuove un aumento del carico di snervamento, e in percentuali alte porta ad una diminuzione della tenacità del materiale.

- Il vanadio, il titanio, il niobio, e il boro rafforzano la matrice ferritica come microalliganti, e danno luogo ad un affinamento del grano. Il boro in particolare evita la ricristallizzazione della ferrite.

## **1.2. Processi di produzione**

Gli acciai dual-phase possono essere prodotti sia attraverso ricottura continua (continuous annealing), che ricottura statica (batch annealing). La diversa velocità di raffreddamento, usata nei due diversi metodi, impone variazioni nella composizione chimica al fine di garantire la formazione di martensite. Essi possono essere prodotti anche tramite raffreddamento diretto sul treno di laminazione a caldo (as rolled steels); questo sistema di produzione presenta indubbi vantaggi economici e permette di estendere l'applicazione degli acciai dual-phase anche a quei componenti per i quali sono richiesti spessori piu' fini di quelli ottenibili con i normali dual-phase laminati a freddo.

Gli acciai prodotti [1] da laminazione a caldo sono caratterizzati da uno yield ratio pari a 0.6–0.65, e da un carico di rottura variabile, a seconda del grado di resistenza, nel range 540–800 MPa. Essi presentano un ottimo comportamento a fatica e il loro impiego principale è nella costruzione delle ruote di autoveicoli. Gli acciai ottenuti attraverso ricottura continua o discontinua, potendo essere prodotti in gradi di resistenza piu' elevati (fino a DP1400) ed avendo un'ottima attitudine ad essere saldati a punti, vengono impiegati prevalentemente per particolari di sicurezza e parti di rinforzo oltre che per la pannelleria. Per quanto riguarda le caratteristiche meccaniche essi sono simili ai dual-phase laminati a caldo, il trattamento termico per la formazione della microstruttura ferritico-martensitica è effettuato al termine del ciclo di laminazione a freddo che determina un incremento dell'energia elastica nel materiale e un grano finale piu' piccolo.

### **1.2.1. Ricottura statica**

Nella ricottura discontinua (statica) la velocità di raffreddamento dal campo intercritico è molto lenta, tipicamente si aggira sui 28 °C/h, e di conseguenza un alto tenore di elementi di lega è necessario per garantire una buona temprabilità. Un studio condotto [12] da Matsuoka e Yamamori, risalente alla metà degli anni settanta, ha dimostrato che la struttura dual-phase puo' essere ottenuta attraverso una ricottura statica grazie all' aggiunta di una percentuale di manganese del 2.5% alla composizione chimica base del materiale. Un successivo lavoro di Mould e Skena, [13], ha portato a concludere che il tenore individuato dai due ricercatori giapponesi rappresenta il valore minimo necessario per la

formazione della microstruttura desiderata. Dunque grandi percentuali di alliganti sono richiesti, con il risultato non solo di incrementare i costi di produzione dell'acciaio, rendendolo meno spendibile sul mercato, ma anche di indurre problemi di macrosegregazione e saldabilità. Se a questo si aggiunge un comportamento meccanico decisamente inferiore a quello degli acciai dual-phase ottenuti per ricottura continua, soprattutto in termini di allungamento percentuale, ed un tempo di produzione nettamente superiore (sono richiesti tempi di ricottura di almeno 5 ore per garantire che l'80% del manganese presente diffonda nell'austenite), si capisce il perché questa tecnica di produzione sia oramai quasi completamente accantonata. Va comunque ricordato, solo per motivi storici, che è stato il primo sistema con il quale si è ottenuta una microstruttura dual-phase.

### **1.2.2. Ricottura continua**

La ricottura continua è stata adottata commercialmente in larga scala in Giappone dal 1972, con vantaggi economici e metallurgici notevoli rispetto alla ricottura statica. I minori tempi di permanenza nella regione intercritica permettono infatti di evitare la ricristallizzazione del grano ferritico, con l'ottenimento di caratteristiche meccaniche superiori, e le alte velocità raffreddamento garantiscono il superamento della velocità critica di tempra anche senza l'aggiunta di grandi quantità di elementi di lega.

Lo schema del ciclo termico a cui è sottoposto il materiale durante la ricottura continua è mostrato in figura 1.2, il materiale è riscaldato rapidamente fino alla temperatura  $T_1$  (superiore ad  $A_1$ ), alla quale è mantenuto per un breve tempo ( $t_1$ ) prima di essere raffreddato rapidamente con un getto gassoso fino alla temperatura  $T_2$  e infine temprato. L'acciaio, al termine della tempra, può essere eventualmente riportato per brevi tempi ad una temperatura compresa tra 230 e 400 °C per favorire processi di invecchiamento.



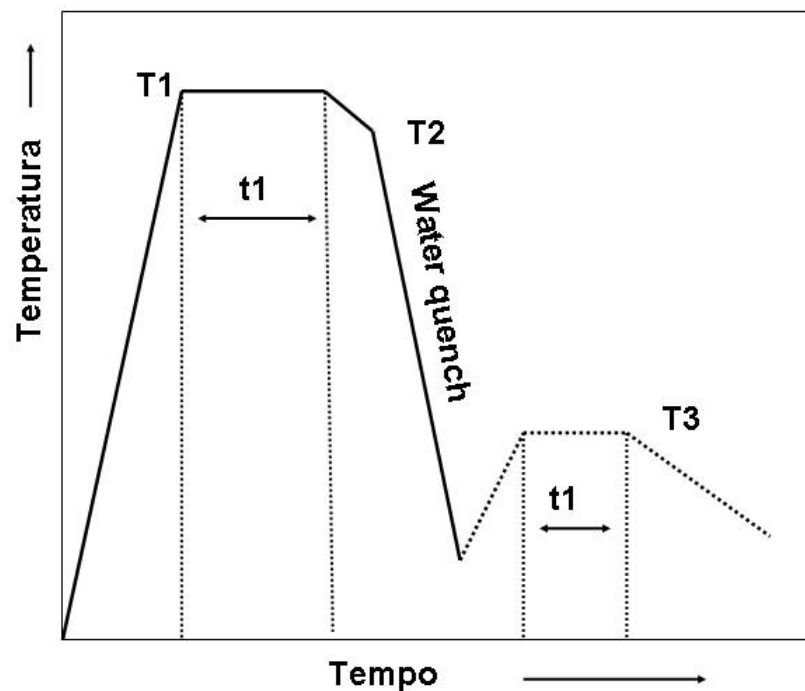


figura 1.2: ciclo di ricottura continua per la produzione di acciai dual-phase

Se è la microstruttura finale quella che effettivamente determina le caratteristiche meccaniche dell'acciaio, è anche vero che questa non è altro che il risultato delle trasformazioni di fase che avvengono durante le varie fasi del ciclo produttivo, la compressione, quindi, dell'influenza di ogni parametro del processo sul risultato finale è necessaria per poter ottenere un prodotto dalle caratteristiche desiderate. Di seguito si cercherà dunque di descrivere come evolve la microstruttura di un acciaio dual-phase durante la ricottura continua.

Negli acciai dual-phase il raffreddamento a temperatura ambiente produce una microstruttura costituita da martensite più ferrite. Il processo di raffreddamento e la composizione chimica devono essere ottimizzati in modo da ridurre la formazione di nuova ferrite e le reazioni bainitica e perlitica. L'aggiunta di Mn, Cr, Mo permettono di raggiungere questo risultato.

Le proprietà meccaniche degli acciai dual-phase sono dipendenti principalmente dalla frazione volumetrica, dal contenuto di carbonio e dalla distribuzione dei prodotti di trasformazione finali. Tutti questi fattori sono influenzati dalla composizione e dalla distribuzione della fase austenitica genitrice.

### **1.3. Formazione dell'austenite durante la ricottura intercritica**

La formazione dell'austenite è stata ampiamente studiata durante lo scorso secolo, ma non così ampiamente come la sua decomposizione. Arnold e McWilliams furono i primi a dimostrare che l'

austenite si forma in seguito a processi di nucleazione e accrescimento.

Y.J. Park e G.T. Eldis, [14], nel loro lavoro, hanno studiato la cinetica della formazione dell'austenite durante la ricottura intercritica e la conseguente decomposizione durante il raffreddamento tramite dilatomia di due acciai; (C=0.11, Mn=1.31, Si=0.55, Mo=0.09 e C=0.11, Mn=1.4, Si=0.55, V=0.063). Sono state simulate tre temperature intercritiche, 760, 790 e 830 °C, e tre tempi di permanenza intercritica, 30, 60 e 120 s. I campioni sono stati portati rapidamente a temperatura intercritica, mantenuti a questa temperatura per 30, 60 o 120 s e poi rapidamente temprati nel dilatometro. Essi hanno osservato che la formazione dell'austenite nella perlite e ai bordi di grano della ferrite inizia dalla dissoluzione dei carburi, questa è completa dopo poco tempo, non osservandosi carburi indissolti nei campioni ricotti a 760 °C per 30 s. Hanno anche osservato che la velocità di crescita dell'austenite è rapida fino a 60 s. poi rallenta. Poiché la temprabilità dell'austenite dipende principalmente sul suo contenuto di carbonio, la sua temprabilità diminuisce alzando la temperatura di ricottura intercritica e il tempo di permanenza a questa temperatura. Perciò, per i due autori, il contenuto di martensite nella microstruttura finale, dipende da due fattori opposti:

- dal contenuto di austenite,
- dalla temprabilità della austenite.

Essi hanno anche osservato che la formazione dell'austenite nel campo intercritico può essere distinta in più stadi. Inizialmente si ha la nucleazione quasi istantanea della austenite dalle colonie di perlite o sulla cementite intergranulare, con rapida crescita dell'austenite fino alla completa dissoluzione della perlite/cementite. Segue una crescita più lenta della fase  $\gamma$  all'interno della ferrite ad un grado controllato dalla diffusione del carbonio nella fase stessa, a temperature elevate (850°C), dalla diffusione del manganese nella ferrite a quelle più basse (750°C), fino ad ottenere, dopo tempi dell'ordine di 30-60 minuti per le basse temperature, un equilibrio tra le due fasi, ferritica e austenitica, controllato dalla diffusione del manganese nella austenite. Garcia e DeArdo, [15,16] hanno condotto uno studio simile su acciai contenenti lo 1.5% di manganese e su acciai ferritici con un tenore di carbonio dello 0.01%. In generale, la nucleazione dell'austenite è associata alle particelle di cementite e, perciò, siti di nucleazione potenziale sono l'interfaccia ferrite/perlite e le particelle di cementite presenti ai bordi di grano ferritico.

Nella ricerca ECSC, "prediction of the development of the microstructure in HSS grades during continuous annealing and the resulting mechanical properties", [17], è stata approfonditamente studiata la formazione dell'austenite a varie temperature intercritiche (750, 800, 850 °C). Il confronto dei dati sperimentali con quelli ricavati da modelli termodinamici basati sul paraequilibrio e l'ortoequilibrio hanno evidenziato buona concordanza con i primi alle più basse temperature e con i secondi a quelle più alte. Per spiegare questa discrepanza è sono state esaminate le varie fasi di formazione dell'austenite:

- la prima fase (la fase di formazione dell'austenite dalla cementite o perlite) dipende dalla

microstruttura iniziale (dimensione e frazione dei carburi, percentuale di manganese nella cementite) e dalla temperatura;

- la seconda fase (la fase di formazione dell'austenite dalla ferrite) puo' essere divisa in tre parti. Nella prima parte la velocità di crescita è controllata dal carbonio, c'è una trascurabile partizione del manganese nell'austenite. Nella seconda il manganese è espulso dalla ferrite e perciò la crescita dell'austenite è controllata dalla diffusione del manganese nella ferrite. Nella terza parte avviene la redistribuzione degli elementi sostituzionali (manganese, silicio) e la crescita dell'austenite è controllata dalla diffusione del manganese (o del silicio) nell'austenite.

Queste fasi sono rappresentate schematicamente in figura 1.3. La fine della prima fase finisce dopo circa 10 s. Questo tempo dipende principalmente dagli elementi di lega presenti, dalla microstruttura iniziale e dalla temperatura. La prima è comunque la fase piu' veloce se paragonata alla seconda o alla terza. Durante la seconda fase la frazione di austenite aumenta lentamente perché è controllata dalla diffusione del manganese nella ferrite e la velocità dell'interfaccia dipende principalmente dagli elementi di lega, dalla temperatura e dal tempo di ricottura. La terza fase, chiamata di equilibrio pieno, avviene dopo un tempo di ricottura molto lungo e porta a diminuzione della frazione di austenite dovuta alla redistribuzione degli elementi costituzionali. Secondo la ricerca la quantità di austenite che si forma al termine della ricottura intercritica è approssimata meglio da un modello basato sulle condizioni di ortoequilibrio.

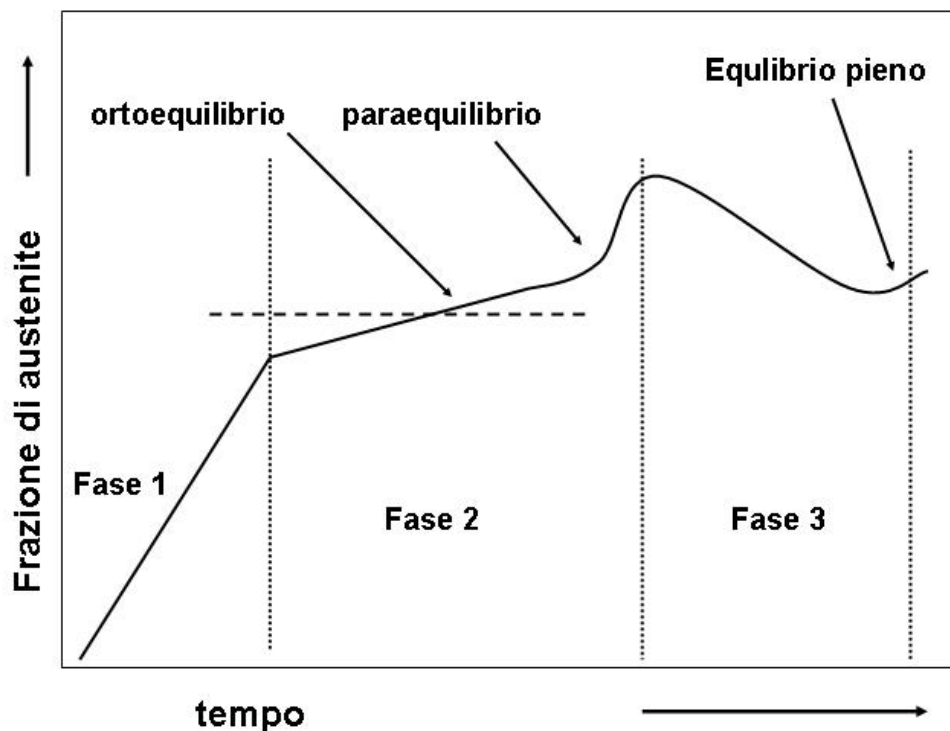


figura 1.3: fasi di formazione dell'austenite

Chester et al., [18], hanno trovato che la frazione volumetrica dell'austenite presente alla temperatura intercritica T puo' essere calcolata tramite un'equazione di tipo Avrami:

$$V_{\gamma} = \frac{\left[ 1 - \exp \left\{ -k_0 \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \frac{[T - A_{C1}]}{[A_{C3} - A_{C1}]^n} \right\} \right]}{1 - \exp \left\{ -k_0 \exp \left( -\frac{Q}{kA_{C3}} \right) \right\}} \quad (4)$$

Essi trovato, fittando i dati sperimentali, che il valore delle costanti è  $k_0=0.0206$ ,  $n=0.849$ ,  $Q/k=0.12 \times 10^{-6}$ .

La ricerca ECSC sopraccitata propone un modello piu' semplice per calcolare le frazioni di austenite e ferrite presenti ad una data temperatura intercritica. La frazione di austenite è data dalla regola della leva:

$$f_{\gamma} = \frac{C - C_{\alpha}}{C_{\gamma} - C_{\alpha}} \quad (5)$$

dove C è la percentuale di carbonio,  $C_{\alpha}$  è il contenuto percentuale di carbonio nella ferrite,  $C_{\gamma}$  è il contenuto percentuale di carbonio nell'austenite.

$C_{\gamma}$  è l'intersezione, nel diagramma Fe-C, di una retta orizzontale ( $y=T$ ) che definisce la temperatura di ricottura intercritica è di una funzione quadratica ( $A_{e3}=a(\%C)^2+b(\%C)+c$ ). Di conseguenza  $C_{\gamma}$  è la soluzione dell'equazione:

$$a(\%C)^2 + b(\%C) + c = T \quad (6)$$

dove T è la temperatura intercritica, a, b e c sono parametri funzione della composizione chimica dell'acciaio:

$$\begin{aligned} a &= -232 \\ b &= 418 - 32Mn + 86Si + Cr \\ c &= 911 - 29Mn + 70Si - 10Cr \end{aligned} \quad (7)$$

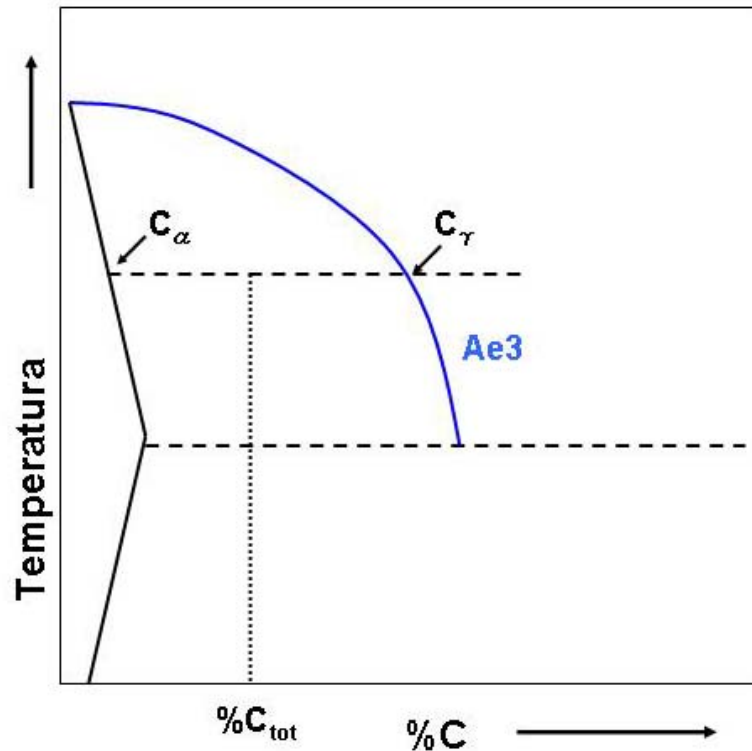


figura 1.4: schematizzazione del calcolo della percentuale di carbonio presente nell'austenite a temperatura intercritica secondo il progetto ESCS

## 1.4. Trasformazione dell'austenite dopo ricottura intercritica

Sebbene le trasformazioni dell'austenite dopo la ricottura intercritica siano simili a quelle delle austenite dopo ricottura convenzionale, alcune peculiarità le rendono uniche. La trasformazione della fase gamma dalla regione intercritica differisce da quella prodotta a partire da una struttura completamente austenitica sia in termini di contenuto di carbonio che di temprabilità, essendo questi fattori funzione della temperatura. E' possibile, inoltre, che dopo il raffreddamento sia presente nella microstruttura dell'austenite residua nella forma di piccole particelle, che risulta stabile a temperatura ambiente o a temperature inferiori a 0 °C, ma che puo' trasformarsi in seguito a deformazione plastica.

Inoltre si puo' verificare la formazione di ferrite con crescita epitassiale all' interno della austenite come effetto, nel processo di ricottura, del tempo ridotto durante il quale l'acciaio viene mantenuto alle alte temperature, con un incremento della densità delle dislocazioni.

Sotto l'azione temprante, con elevato grado di raffreddamento dalla temperatura intercritica, si ha la quasi completa trasformazione dell'austenite in martensite, accompagnata da un incremento di volume cui consegue un aumento della densità delle dislocazioni attorno alla fase martensitica. Questa ha la classica substruttura ad elevato contenuto di carbonio in forma di isole disperse nella matrice ferritica

con dimensioni che sono funzione del trattamento termico. Qualora fosse adottato un grado di raffreddamento più lento, per esempio ricorrendo alla tempra ad olio, si avrebbe la permanenza di austenite trattenuta sotto forma di particelle molto piccole. Questa è stabile a temperatura ambiente e a temperature inferiori allo zero, ma si trasforma quando è soggetta a deformazioni plastiche, giocando un ruolo particolarmente significativo nel comportamento meccanico di questi acciai.

Davenport e Bain hanno ipotizzato che la bainite si forma come ferrite supersatura, con la cementite che precipita nella ferrite. Secondo il modello di Bhadeshia, [19,20] la bainite cresce attraverso la nucleazione e crescita di subunità:

- dopo la nucleazione le subunità di bainite ereditano il contenuto di carbonio dell'austenite da cui derivano; il volume e la forma della bainite dipendono dall'energia elastica indotta nel sistema dalla deformazione derivante dalla trasformazione stessa;
- dopo la formazione della bainite il contenuto di carbonio in eccesso nella ferrite viene istantaneamente espulso nell'austenite, rendendo possibile una nuova nucleazione di subunità bainitiche.

## **1.5. Influenza della microstruttura di partenza**

Sebbene i meccanismi di nucleazione e accrescimento dell'austenite durante la ricottura intercritica siano i medesimi per tutti gli acciai dual-phase, e il bilanciamento tra la fase ferritica e quella austenitica sia sempre controllato dal tenore del carbonio, degli elementi di lega e dalla temperatura intercritica, la microstruttura di partenza dell'acciaio ha una notevole influenza sulle sue caratteristiche meccaniche finali.

Shirasawa e Thompson [21] hanno dimostrato come partendo da microstrutture diverse e sottoponendole allo stesso ciclo termico, le caratteristiche meccaniche finali del materiale siano molto diverse. I due studiosi hanno lavorato su provini con la stessa composizione chimica (0.07 % C, 1.0 % Si, 1.54 % Mn) ma con vari componenti strutturali (cementite sferoidale, ferrite-perlite, bainite-ferrite e martensite), li hanno laminati a freddo riducendone lo spessore del 50% e infine li hanno sottoposti ad una ricottura a 800 °C per 1 minuto, garantendo una frazione volumetrica di martensite di almeno il 40%. Dalla comparazione tra le caratteristiche meccaniche dei vari provini è emerso che:

- per microstrutture di partenza bainitico-ferritiche c'è una distribuzione uniforme di LTTP (Low Temperature Transformation Product), associata ai grani ferritici privi di seconde fasi al loro interno: questo si traduce in un'ottima resistenza a fatica, maggiore di quella degli altri campioni;
- per microstrutture di partenza ferritico-perlitiche o contenenti cementite sferoidale, si hanno LTTP all'interno del grano ferritico e bordi di grano incompleti, con il risultato di basse caratteristiche meccaniche;

- per microstrutture di partenza martensitiche si sono osservati grani molto fini di ferrite circondati da isole martensitiche, e grani più grandi parzialmente coperti da martensite: ciò si traduce in alti carichi di rottura (780 MPa rispetto a 700 MPa dei ferritico-perlitici).

Lo studio di Randa et al. [22] ha poi evidenziato le conseguenze prodotte da trattamenti termomeccanici sulla microstruttura finale di un dual-phase. In particolare è emerso che in un provino, riscaldato e mantenuto, per alcuni minuti, ad una temperatura superiore a quella critica di completa austenizzazione (43), successivamente raffreddato all'aria fino alla regione intercritica, laminato infine temprato in acqua con un grado di raffreddamento dell'ordine di 833°K/s, il tenore di ferrite nel prodotto finito è superiore a quello che si otterrebbe in assenza di deformazioni della fase austenitica. Diversamente, nel caso in cui la microstruttura di partenza, da assoggettare a laminazione, sia costituita da ferrite e perlite (a causa del differente trattamento termico iniziale), le deformazioni imposte incrementano la fase martensitica, determinando diverse proprietà meccaniche dell'acciaio prodotto rispetto al caso precedente.

E' stato poi mostrato che la microstruttura iniziale (normalizzata o temprata) condiziona la percentuale di martensite che si ottiene dopo il trattamento in campo intercritico, la sua morfologia e dispersione all'interno della ferrite, pur a parità di temperatura e durata di tempra intercritica. La dispersione iniziale del carbonio della struttura temprata conduce ad un tenore inferiore di martensite, rispetto al caso di campioni normalizzati, a causa della più modesta formazione di austenite durante la tempra intercritica, vista l'assenza iniziale di cementite e i rapidissimi tempi della tempra ad induzione. Questo condiziona anche la morfologia della martensite che nei campioni temprati si presenta in forma di isole piccole e disperse, in quelli normalizzati, invece, di isole con dimensioni maggiori.





## Capitolo 2

### Caratteristiche meccaniche degli acciai dual-phase

Questi acciai sono caratterizzati da una eccellente combinazione di resistenza e duttilità, da uno snervamento continuo e da un iniziale elevato grado di incrudimento, proprietà meccaniche che derivano dall'abbinamento microstrutturale tra la fase ferritica e quella martensitica [1]. La ferrite (soluzione solida interstiziale di carbonio nella varietà allotropica del ferro  $\alpha$ ) è il componente strutturale che consente al materiale di essere facilmente lavorato e forgiato, avendo minima durezza ( $H_v = 130$ ) e massima deformabilità: questo dipende dall'assenza di corpi esterni (come carburi o atomi interstiziali o sostituzionali) che facciano da barriere al moto delle dislocazioni, le quali come unico ostacolo trovano il bordo di grano. E' importante dunque garantire un grano di piccole dimensioni quando siano richieste buone caratteristiche meccaniche. La martensite nasce di per sé stessa come struttura deformata. La trasformazione martensitica si caratterizza per l'assenza di un periodo di nucleazione e di accrescimento, diversamente da quanto avviene per quella ferritica, in quanto avviene attraverso un movimento coordinato di atomi e senza processi di diffusione. Ne consegue che la composizione chimica della martensite è identica a quella della austenite da cui si forma. E' proprio questa trasformazione che determina le proprietà meccaniche della martensite: yield ratio prossimo all'unità, basso allungamento percentuale a rottura e massima durezza (funzione del tenore di carbonio dell'austenite di partenza:  $H_v = f(C\%)$ ).

Le proprietà meccaniche dei dual-phase, essendo dotati di una microstruttura eterogenea, sono dipendenti, in particolare, dalla morfologia delle due fasi presenti, dalle corrispondenti frazioni volumetriche, dalle relative distribuzioni spaziali e dalle dimensioni medie dei grani. Pertanto, esistendo una forte correlazione tra questi fattori e i trattamenti termici e meccanici cui sono soggetti, il comportamento meccanico è condizionato dalla temperatura e durata nella regione intercritica, dalla eventuale laminazione a caldo, dalla procedura di raffreddamento e dagli elementi di lega aggiunti. In particolare, per ottenere la microstruttura desiderata, con le volute caratteristiche meccaniche, è necessario impiegare un grado di raffreddamento critico che è funzione della composizione chimica e che deve essere aumentato se è stata ridotta la quantità di elementi che ritardano la formazione di perlite e bainite. Confrontando un acciaio dual-phase con un comune HSLA di pari resistenza, si può

osservare che il primo presenta una formabilità superiore e una superficie regolare non rugosa dopo lavorazione a causa dell'assenza del fenomeno dello snervamento discontinuo e delle conseguenti bande di Luders, ovvero zone preferenziali di deformazione sulla superficie metallica.

In figura 2.1 è riportato un confronto tra varie tipologie di acciai, dal quale sono evidenti le caratteristiche sopra elencate.

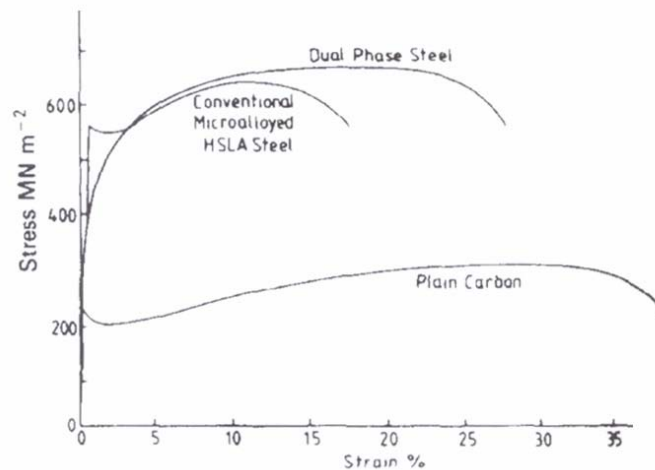


Figura 2.1: Confronto tra caratteristiche tensili per varie tipologie di acciai

Tali caratteristiche sono essenzialmente attribuite alla trasformazione dell'austenite in martensite durante il raffreddamento dalla regione intercritica. Infatti questa trasformazione introduce nella matrice ferritica una fase più dura e rigida che comporta, a causa dell'aumento di volume che accompagna la sua produzione e degli stress termici, elevate tensioni residue e l'incremento della densità delle dislocazioni mobili in corrispondenza dell'interfaccia ferrite-martensite. L'ordine di grandezza degli stress interni può essere tale da provocare lo snervamento nella matrice duttile. Lo snervamento, infatti, è determinato dall'inizio del flusso plastico nella fase duttile, quando la martensite è ancora in campo elastico ed è fortemente condizionato dalla frazione volumetrica e dalla forma delle inclusioni della fase dura. Dalle prove di trazione si evince la presenza di una curva di sforzo-deformazione reali continua anche nel tratto interessato dallo snervamento. Non sono, cioè, presenti fenomeni di instabilità e ciò si può spiegare in riferimento alla presenza di microcelle martensitiche che permette un maggiore mobilità interstiziale. Negli acciai dual-phase l'esistenza di una notevole densità di dislocazioni, combinata alle elevate tensioni residue, è responsabile dello snervamento continuo a seguito del flusso plastico che si verifica facilmente anche in corrispondenza di bassi livelli deformativi. Infatti, quando il sistema composito è soggetto ad un carico esterno, le inclusioni martensitiche e la matrice ferritica si trovano in uno stato tensionale non nullo ma autoequilibrato, con la ferrite che è solitamente deformata plasticamente dopo la tempra intercritica e la trasformazione di fase conseguente. Ne risulta un comportamento non lineare.

Bouaziz et al.[23] hanno proposto un modello per il comportamento meccanico di questi acciai in cui si assume una proporzionalità tra lo stato tensionale e la radice quadrata della densità totale delle dislocazioni. A questo proposito Ashby, [24], ha introdotto il concetto di densità di dislocazioni geometricamente necessarie ad accogliere, all'interno della matrice ferritica, l'espansione volumetrica e la deformazione a taglio che accompagna la trasformazione di fase austenite-martensite. Tale densità è messa in relazione con alcuni fattori caratteristici, quali la frazione volumetrica di martensite, il gradiente di deformazione medio tra le due fasi, e il diametro medio delle inclusioni di martensite, crescendo all'aumentare dei primi due, diminuendo invece con il diametro delle isole di martensite in modo lineare. Un modello teorico per indagare l'elevata densità di dislocazioni in corrispondenza delle zone di espansione volumetrica è stato sviluppato da Owen et al. [25,26].

## **2.1. Influenza della microstruttura finale sulle caratteristiche meccaniche dell'acciaio**

Molti sono i ricercatori che hanno cercato di determinare la relazione che lega la microstruttura alle proprietà meccaniche degli acciai dual-phase in modo da sviluppare nuovi materiali per applicazioni specifiche. Chen e Cheng, [27], hanno investigato sull'effetto della resistenza della martensite sulla resistenza di questi acciai. Chang e Preban, [28] hanno studiato l'effetto della dimensione del grano ferritico sul loro carico di rottura. Sarwar e Priestner, [29] hanno trovato che un aumento del carico di rottura può essere ottenuto attraverso un aumento della frazione volumetrica di martensite così come da un aumento del suo aspect ratio. Tomita, [30], ha esaminato l'effetto della frazione volumetrica di martensite e la morfologia delle fasi. Battacharyya et al., [31] hanno sviluppato un modello per esaminare l'effetto della morfologia della martensite sullo stato plastico iniziale della matrice ferritica e sulla curva sforzo-deformazione degli acciai dual-phase. Sarwar et al., [8], hanno studiato la temprabilità di questi acciai, mentre Jiang et al., [32], hanno stabilito l'esistenza di una relazione tra il flow-stress e la dimensione dei grani delle diverse fasi basata sulla teoria dell'incrudimento.

Per quanto riguarda la variazione delle proprietà meccaniche (carichi di rottura e di snervamento), l'aumento del loro valore è strettamente legato alla percentuale di martensite presente nella struttura molecolare dell'acciaio. Per acciai mediamente legati si può ottenere un aumento del valore della tensione di snervamento del 500% passando da acciai con contenuto nullo di martensite ad acciai completamente martensitici. Un aumento notevolmente più marcato si riflette sulla tensione di rottura. Nel caso dei dual-phase, tuttavia, l'andamento della tensione di snervamento non possiede la caratteristica crescita monotona che caratterizza invece i valori della tensione di rottura, bensì tende a decrescere con l'aumentare del tenore di martensite per poi crescere nuovamente. Per ciò che concerne la resistenza ultima a trazione, questa aumenta all'aumentare del tenore di martensite e del suo

contenuto di carbonio, ed è condizionata anche dalla resistenza della fase ferritica, in analogia a quanto si verifica in un comune materiale composito. La resistenza della martensite dipende principalmente dal suo contenuto di carbonio che è determinato dalle condizioni realizzate nel trattamento intercritico e dal tenore originale dell'elemento nell'acciaio di partenza. Bayram et al.[33] a questo proposito hanno ricavato una relazione empirica tra il carico di rottura di un dual-phase e il contenuto di carbonio dell'acciaio e la temperatura nella regione intercritica ( $\alpha+\gamma$ ), ottenendo una stima della resistenza che si discosta al più di un 10% dai risultati sperimentali. La resistenza della fase ferritica, invece, dipende dalla sezione dei grani e dalle caratteristiche della soluzione solida ottenuta con l'aggiunta dei metalli di lega. Dai risultati sperimentali si evince un incremento del carico di rottura con la percentuale di martensite in maniera quasi lineare, ma questo fintanto che il tenore della fase dura si mantiene inferiore allo 0.5. [34].

Nell'ambito dello studio [11], si è analizzata l'influenza della microstruttura finale di acciai dual-phase (o multifase) sulle caratteristiche meccaniche finali. Si è messo in luce che la presenza di un punto netto di snervamento, uno yield ratio alto ( $>0.65$ ) e un carico di rottura basso ( $<600$  MPa) sono associati alla presenza di una seconda fase dominante di tipo perlitica. Negli acciai con seconda fase costituita da martensite, bainite e austenite metastabile, il carico di rottura si aggira sui 600–670 MPa; essi hanno uno yield ratio compreso tra 0.5 e 0.65 e presentano una elongazione con la perdita di elasticità. Infine negli acciai con seconda fase martensitica predominante, si sono rilevati i più alti valori di carico di rottura, il più basso yield ratio e l'assenza di un punto di snervamento definito.

E' da ricordare che negli acciai dual-phase, a parità di carico di rottura, la presenza di bainite aumenta il carico di snervamento (e quindi di conseguenza lo yield ratio) e abbatta il picco dell'indice di incrudimento  $n$ , diminuendo quindi l'attitudine del materiale ad essere deformato plasticamente.

Nel lavoro di Tavares et al. [35] è stata investigata ad ampio campo la relazione tra le proprietà meccaniche di questi acciai e la frazione volumetrica di martensite. In particolare sono stati misurati e analizzati i cambiamenti promossi da azioni di rinvenimento a diverse temperature, e ricavata l'entità delle tensioni residue indotte con la tempra dalla regione intercritica. E' stato trovato che il carico di rottura e di inizio snervamento diminuiscono linearmente quando la temperatura di rinvenimento viene aumentata nel campo tra 100 °C e 300 °C mentre la tenacità cresce. Contemporaneamente, attraverso questo trattamento termico, viene scongiurato un comportamento fragile anche nei campioni con la percentuale più elevata di martensite, in cui la duttilità e tenacità decrescono rapidamente se il tenore di martensite supera il 25% (in volume). Gli stress residui, invece, non sono sensibilmente influenzati dalle particolari condizioni di rinvenimento. La diminuzione di duttilità e tenacità nei dual phase ad elevato contenuto di martensite è stata attribuita alla formazione di una fase dura (martensite) a grana grossa [34]. Questa osservazione suggerisce che, per migliorare le suddette caratteristiche, è necessario ottenere microstrutture a grana molto fine e con una distribuzione il più possibile uniforme delle due fasi. Da osservazioni metallografiche [29] è risultato che la laminazione a caldo provoca un

appiattimento e allungamento delle particelle di austenite ai quali consegue una fase dura con aspetto fibroso nella direzione di laminazione. Il conseguente incremento del fattore di forma delle particelle di martensite è accompagnato dall'aumento di resistenza dell'acciaio a causa del migliore trasferimento di carico tra la matrice ferritica e la fase dura durante la deformazione plastica, a cui contribuisce anche l'affinamento, dopo laminazione, del grano ferritico. Da queste osservazioni emerge che l'aggiunta di una fase di laminazione durante il trattamento intercritico è il mezzo più efficace, per conseguire un miglioramento delle caratteristiche meccaniche, rispetto ulteriori trattamenti termici.

## **2.2. Duttilità degli acciai dual phase**

Per quanto riguarda la duttilità, invece, questa è principalmente condizionata dalle proprietà della matrice ferritica. L'accresciuto livello rispetto a quello di un tradizionale acciaio altoresistenziale basso legato è da attribuire a diverse cause, in particolare all'inferiore contenuto di carbonio della ferrite, alla possibile plasticizzazione della fase più dura, al tenore di ferrite epitassiale e alla quantità di austenite trattenuta. Tra questi fattori, tuttavia, la quantità di austenite presente a temperatura ambiente e il modo in cui si trasforma sotto deformazioni plastiche hanno ottenuto maggiore consenso in termini di giustificazione per il superiore comportamento duttile. Infatti, nei casi in cui la quantità di austenite residua è stata incrementata attraverso un opportuno controllo del trattamento termico, la duttilità ha mostrato di raggiungere un valore massimo [2]. Molti studi sulla duttilità di questi acciai hanno anche evidenziato una diminuzione dell'allungamento ultimo con la frazione volumetrica di martensite e sono giunti alla conclusione che un acciaio con una microstruttura più fine (dimensioni ridotte dei grani) esibisce una duttilità superiore. Pertanto è importante controllare la modalità di produzione della microstruttura dual-phase tenendo in considerazione che le dimensioni delle particelle delle due fasi diminuiscono con il diminuire della temperatura nella regione intercritica e con l'aumentare della durata dell'eventuale pretrattamento di normalizzazione.

Studi sulla duttilità di funi in acciaio dual-phase hanno messo in luce l'influenza esercitata su questa proprietà dalla morfologia e dalla distribuzione della fase martensitica [36]. Durante la lavorazione a freddo, le prime fratture si verificano soprattutto come conseguenza della sconnessione all'interfaccia delle due fasi, piuttosto che come effetto degli scorrimenti a taglio all'interno della fase dura. Per questo motivo, è importante che la martensite prodotta con il trattamento termico sia il più possibile deformabile affinché rimanga connessa alla matrice ferritica durante le sollecitazioni provocate dalla lavorazione. Da risultati sperimentali di prove a trazione è emerso che il comportamento deformativo della martensite è significativamente influenzato dalla geometria delle particelle, dalle loro dimensioni e dallo stato tensionale conseguente allo loro orientamento rispetto alla direzione di trazione, ovvero che le caratteristiche meccaniche sono intimamente condizionate dalla evoluzione microstrutturale

dell'acciaio durante la lavorazione a freddo.

### **2.3. Incrudimento negli acciai dual phase**

E' importante sottolineare come rispetto ai comuni acciai HSLA nel caso dei dual-phase l'indice di incrudimento n presenti un picco iniziale, indicativo proprio dell'alta velocità di incrudimento nelle prime fasi della deformazione; questo è estremamente positivo in termini di formabilità del materiale, poiché comporta una distribuzione delle tensioni-deformazioni in un volume piu' esteso, nelle critiche fasi iniziali dello stampaggio.

Ci sono stati molti studi tesi a valutare il comportamento incrudente degli acciai dual-phase in relazione alla loro microstruttura. A. Bhattacharyya et al. [31] hanno proposto una teoria, basata su una analisi micromeccanica, in cui si tiene conto della influenza delle incompatibilità termiche delle due fasi, delle deformazioni conseguenti la trasformazione austenite-martensite, della forma delle inclusioni e della loro frazione volumetrica sulla estensione dell'iniziale snervamento della matrice duttile e sulla conseguente deformazione del sistema composito ai fini di ricavare la completa relazione tra tensione e deformazione. La frazione volumetrica di martensite, la durezza relativa delle fasi ferritica e martensitica, dovuta alla dimensione dei grani (che controlla la dinamica delle dislocazioni) e al contenuto di carbonio, rispettivamente, e la diffusione e forma (sferica o a disco) delle isole di martensite nella matrice ferritica sono, pertanto, responsabili del comportamento deformativo di un dual-phase [37]. Koo e Thomas, [38] hanno proposto la seguente descrizione fenomenologica dei vari stadi di deformazione in un dual-phase. In una prima fase (0.1-0.5% di deformazione unitaria) si evidenziano deformazioni plastiche localizzate entro i grani di ferrite a seguito della abbondanza di dislocazioni mobili (nel proprio piano di scorrimento) all' interfaccia ferrite-martensite, comportando questo uno snervamento continuo. Contemporaneamente si puo' osservare un iniziale rapido incrudimento a causa della eterogenea distribuzione delle dislocazioni dentro la ferrite [26] e dell'aumento delle tensioni interne causato dalla presenza di particelle di carburi non disciolte che impediscono lo scorrimento delle dislocazioni stesse. In un secondo stadio (0.5-4% di deformazione unitaria) si verifica la trasformazione della austenite residua con l'attenuazione del grado di incrudimento a causa delle deformazioni forzate della ferrite provocate dalla presenza della fase piu' dura. Infine, lo stadio finale (per deformazioni dell'ordine di 4-18%) è caratterizzato da una ulteriore diminuzione del grado di incrudimento a causa del fenomeno degli scorrimenti deviati delle dislocazioni nella ferrite, responsabili della successiva deformazione insieme con un eventualmente snervamento della martensite, fino alla formazione di fratture nella martensite stessa, in corrispondenza delle zone piu' caricate.

## 2.4. Modelli meccanici di comportamento degli acciai dual-phase

In letteratura sono stati proposti molti modelli ai fini di interpretare il comportamento meccanico di tali acciai ricorrendo alla teoria dei compositi e impiegando la regola della miscela tra la fase dura (martensite) e quella duttile (ferrite):

$$\sigma = V_m \sigma_m + (1 - V_m) \sigma_f \quad (8)$$

dove  $V_m$  è la frazione volumetrica di martensite mentre  $\sigma$ ,  $\sigma_m$  e  $\sigma_f$  sono le tensioni nel composito, nella martensite e nella ferrite, rispettivamente, assunte invarianti rispetto alla quantità, natura, morfologia delle rispettive fasi. Essa predice una variazione lineare della tensione, funzione della frazione volumetrica della fase dura. Tuttavia tale semplice regola non è applicabile poiché prescinde dal considerare che al variare della temperatura di tempra intercritica varia sia il tenore di martensite che, ovviamente, il tenore di carbonio nella fase stessa [7], inoltre non è in accordo con i risultati sperimentali quando la percentuale di martensite è superiore allo 0.5. Infatti, oltre questo livello il carico di rottura diminuisce con l'aumento del tenore di martensite mentre il modello predice un incremento di resistenza [34].

Chang e Preban, [28], hanno proposto un modello alternativo per spiegare la variazione dei carichi di rottura e snervamento in funzione della percentuale di martensite. Nel loro modello assumono che il cammino libero della ferrite influenza sui carichi attraverso un'espressione simile alla formula di Hall-Petch:

$$\sigma_y = \sigma_{0y} + K_y \lambda_f^{-1/2} \quad (9)$$

dove  $\sigma_{0y}$  è la tensione di frizione e  $K_y$  è una costante. Sia  $\sigma_{0y}$  che  $K_y$  sono funzione della percentuale di martensite. Questa espressione è basata sull'assunzione che la deformazione plastica negli acciai dual phase rimane principalmente confinata nelle regioni ferritiche. Osservazioni di fratture occorse in questi tipi di acciai da Su et al., [39] mostrano lo snervamento della regione martensitica, indicando che anche la deformazione plastica della martensite è da prendere in considerazione.

La relazione tra resistenza e microstruttura nei dual phase è stata spesso investigata ricorrendo a modelli teorici del continuo [1]: due principali assunzioni sono state fatte, una ipotizza il materiale come una miscela di due fasi duttili che si deformano con lo stesso rapporto, sviluppata nei cosiddetti modelli di isodeformazione, l'altra, invece, sull'ipotesi di isostress. Si tratta di approcci opposti, fondati sulla regola della miscela, tuttavia entrambi convalidati da risultati sperimentali (per convenzionali dual-phase con bassi tenori di martensite) anche se, come sottolinea Korzekwa, [40] per

un caso fortuito. Infatti osservazioni con il microscopio elettronico [41] hanno evidenziato che la distribuzione della deformazione tra ferrite e martensite, così come tra i diversi grani di ciascuna fase, risulta eterogenea. Si è osservato che la ferrite si deforma immediatamente e ad un grado più rapido rispetto alla martensite. Con il microscopio elettronico è stato anche mostrato che a bassi tenori  $V_m$  di martensite si deforma solo la matrice duttile, mentre al crescere di  $V_m$ , e a parità di contenuto di carbonio, le differenze nel comportamento delle due fasi si attenuano, e ad alti  $V_m$  la deformazione si estende all'interno delle inclusioni di martensite, dopo che la matrice è stata deformata fortemente a causa del carico trasferito alle inclusioni attraverso l'interfaccia ferrite martensite. Ciò è in contrasto con altri HSLA in cui la fase più dura non esibisce significative deformazioni. A questo proposito, diversi modelli sono stati proposti sulla base di una modifica della legge della miscela che considera il trasferimento tensionale e la ripartizione di deformazione tra le due fasi; tra questi lo studio di Tamura, quello di Fischmeister e Karlsson [41]. Speich, [42], per esempio, ha proposto una partizione eterogenea tra le due fasi in termini di deformazione cui consegue una caratterizzazione del comportamento meccanico con il seguente modello:

$$\sigma_y = \sigma_{y,f} + \left( \frac{1}{3} \sigma_{y,m} - \sigma_{y,f} \right) V_m \quad (10)$$

$$\sigma_t = \sigma_{t,f} + (\sigma_{y,m} - \sigma_{t,f}) V_m \quad (11)$$

dove  $\sigma_y$ ,  $\sigma_{y,m}$ ,  $\sigma_{y,f}$  sono i carichi di inizio snervamento nel composito, nella martensite, nella ferrite rispettivamente, e  $\sigma_t$ ,  $\sigma_{t,f}$  i corrispondenti carichi di rottura del composito e della ferrite, con però l'ipotesi che il rapporto di deformazione si mantenga costante durante l'intero processo di carico. Nel lavoro di Valentini et al [7] sono riportate delle formule di interpolazione relative alle caratteristiche meccaniche di questi acciai che sono risultate di grande affidabilità. Per il carico di snervamento:

$$\sigma_y = k_1 d^{-1/2} + k_2 (1 - v_f) d^{-1/2} \quad (12)$$

Per il carico di rottura:

$$\sigma_r = v_f \left( \left( k_3 + k_4 d^{-1/2} \right) + (1 - v_f) \left( k_5 + k_6 C_m^{-1/2} \right) \right) \quad (13)$$

$$C_m = \frac{(C_a - C_f v_f)}{(1 - v_f)} \quad (14)$$



dove  $d$  è la dimensione del grano ferritico in  $\mu\text{m}$ ,  $v_f$  è la percentuale di fase ferritica,  $C_m$  è la percentuale di carbonio disciolta nella fase martensitica,  $C_a$  il carbonio iniziale e  $C_f$  è la solubilità massima del carbonio nella ferrite presa pari a 0.02%, mentre le costanti  $k_i$  sono coefficienti di interpolazione. Si è osservata, inoltre, una dipendenza quasi lineare del carico di snervamento, convenzionalmente corrispondente allo 0.2% di deformazione unitaria residua, dalla frazione volumetrica di martensite [43], esibita nelle prove a trazione. Queste evidenze sperimentali cozzano con la trattazione teorica tradizionale di un materiale con microstruttura dual-phase. Infatti, secondo Fischmeister e Karlsson, [41], l'inizio delle deformazioni plastiche in una microstruttura composita, caratterizzata da una matrice duttile con disperse inclusioni più dure, è governato dal carico di snervamento della sola matrice, se le caratteristiche elastiche dei due costituenti sono le stesse, come nel caso degli acciai dual-phase. Pertanto, le variazioni del carico di inizio snervamento con i fattori suddetti possono essere attribuite solo ad una alterazione delle proprietà della matrice ferritica causate dalla presenza delle inclusioni di martensite. Una simulazione micromeccanica è stata sviluppata da Liedl et al. [43], a questo proposito, con lo scopo di investigare la trasformazione di fase austenite/martensite durante la tempra intercritica al fine di spiegare tale inaspettata dipendenza del carico corrispondente allo 0.2% di deformazione unitaria dal  $V_m$  (frazione volumetrica di martensite). La modellazione tridimensionale agli elementi finiti ha evidenziato che a causa dell'aumento di volume conseguente alla trasformazione di fase si origina uno scheletro ferritico il cui comportamento incoerente è fortemente influenzato dal tenore di martensite.

Recentemente, è stato elaborato un modello teorico che indaga la relazione tra lo stato tensionale e le variabili microstrutturali, quali il diametro medio delle particelle delle due fasi e la frazione volumetrica di martensite  $V_m$ , basato sulla teoria di Ashby che ipotizza una disomogenea distribuzione di stress nella matrice ferritica in termini di densità di dislocazioni [44]. Da questa teoria si può dedurre che la tensione in un dual-phase può essere generalmente espressa nella forma seguente:

$$\sigma = \sigma_A + \sigma_B \quad (15)$$

in cui  $\sigma_A$  rappresenta la tensione media nella fase duttile, con il contributo delle dislocazioni presenti all'interfaccia ferrite-martensite e ferrite-ferrite, mentre  $\sigma_B$  rappresenta lo stato tensionale conseguente alle incompatibilità dovute alle differenti deformazioni tra le due fasi e alla disomogenea distribuzione delle dislocazioni nella matrice ferritica, funzione della frazione volumetrica della fase più dura. Ostrom, [45], in uno studio su modelli analitici per materiali con microstruttura dual-phase ha concluso che senza la conoscenza di come effettivamente lo stato tensionale e deformativo si sviluppino all'interno del materiale non sia possibile ottenere risultati attendibili, pertanto, secondo questo parere i modelli basati sulla regola della miscela non sono affatto affidabili. E' comunque da

sottolineare che l'applicabilità di analisi basate su semplici modelli e meccanismi del continuo risulta forzata, ai fini di predire il carico di rottura come una funzione di  $Vm$ , in particolare in acciai ottenuti con trattamenti ai quali consegue una microstruttura caratterizzata da una non uniforme distribuzione delle fasi (per esempio è il caso di campioni ottenuti con la tempra intermedia IQ [6]).

Dalle precedenti osservazioni si può quindi giungere alla conclusione che la resistenza della ferrite e della martensite non sono funzione unicamente del tenore della fase dura, ma anche della composizione chimica, della forma e continuità delle fasi, delle tensioni residue. Sviluppare un modello teorico che incorpori tutte queste variabili è un compito molto difficile; una importante semplificazione è stata fatta assumendo che il fattore più influente sulla resistenza di questi acciai sia il percorso medio libero nelle due fasi [34] funzione dello spazio interparticellare del composito. Al diminuire di questo, per esempio conseguentemente al crescere del tenore di martensite o durante uno stato tensionale di trazione, la resistenza del composito aumenta.

## **2.5. Modelli predittivi dell'incrudimento**

Nell'elaborazione sperimentale delle curve  $\sigma$ - $\varepsilon$  gli studi di Samuel [46] hanno confermato sulla base dell'analisi di Jaoul-Crussard (J-C), fondata sulla relazione di Ludwik, che i dual-phase si deformano secondo i suddetti tre definiti stadi di incrudimento, indifferentemente dal procedimento impiegato per l'ottenimento della microstruttura dual-phase. Diversamente, ricorrendo alla analisi modificata J-C, basata sulla relazione di Swift

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + k\sigma^m \quad (16)$$

dove  $\varepsilon$  e  $\sigma$  sono le deformazioni e tensioni reali, rispettivamente,  $\sigma_0$ ,  $k$  e  $m$  sono costanti e  $m$  è il coefficiente di incrudimento. Jang et al. [47] hanno dimostrato l'esistenza di due stadi di incrudimento individuati dall'intervallo di deformazione entro cui la martensite passa da uno stato elastico ad uno plastico, il primo associato con la deformazione della matrice ferritica, il secondo invece con una deformazione uniforme di entrambe le fasi. Tuttavia, è errato, poichè eccessivamente semplicistico, trattare la fase dura come se fosse interamente elastica nel primo stadio e snervata in quello successivo. Infatti, a causa della distribuzione disomogenea della martensite e delle eterogenee deformazioni della ferrite nel composito, le inclusioni di martensite non si deformano plasticamente allo stesso tempo. Per questa ragione, Jang et al. [47] hanno individuato tre espressioni matematiche in grado di descrivere tre diversi stadi di incrudimento nel composito, il primo corrispondente allo snervamento della ferrite e alla deformazione elastica della martensite, il secondo relativo all'inizio della plasticizzazione della fase dura, a partire da quelle particelle orientate opportunamente e localizzate in regioni maggiormente

caricate, infine il terzo correlato allo snervamento di entrambe le fasi. Dato che lo stato deformativo della martensite dipende primariamente dalla differenza di resistenza tra le fasi, nel caso di acciai temprati con  $V_m$  inferiore al 50% l'iniziale differenza è grande, pertanto può essere assunto che tutta la fase dura si deforma elasticamente nel primo stadio, ovvero che il comportamento deformativo di questi acciai può essere descritto da due soli stadi di incrudimento. Per dual-phase temprati con  $V_m$  superiore al 50% o temprati e rinvenuti con  $V_m$  oltre il 33% invece l'iniziale diversità tra le due fasi in termini di resistenza è ridotta, perciò il primo stadio di incrudimento, in cui solo la matrice ferritica deforma plasticamente, si esaurisce in un breve intervallo di deformazione, quindi si può assumere per essi un modello teorico che contempli tre stadi di incrudimento. Le considerazioni suddette sono supportate dal comportamento di altri metalli con microstruttura dual-phase. È stata, inoltre, investigata l'influenza della dimensione dei grani ferritici, a differenti livelli di deformazione, sul grado di incrudimento: è emerso che questo aumenta con l'affinamento dei grani in corrispondenza di bassi livelli deformativi, mentre per livelli superiori diviene quasi indipendente dalla sezione. Per limitate deformazioni il grado di incrudimento è più elevato se è maggiore la frazione volumetrica di martensite; ad alte deformazioni, invece, è minore per campioni con un  $V_m$  superiore. Abbasi et al. [48] hanno sviluppato un modello micromeccanico al fine di indagare gli effetti causati dalle differenze dimensionali delle particelle sul comportamento meccanico di un dual-phase. Da questa modellazione è emerso che l'influenza diviene significativa quando il rapporto tra le due dimensioni estreme diviene pari ad un mezzo. Inoltre per bassi tenori di martensite, gli effetti di una distribuzione di diametri è trascurabile, ma ad un medio-alto contenuto di martensite l'interazione dovuta a differenze di sezione diviene abbastanza importante. Huper et al., [48], hanno investigato l'effetto della percentuale di martensite sul comportamento meccanico dei dual-phase con l'aiuto della micromeccanica. Essi hanno trovato che, nel secondo stadio, l'indice di incrudimento aumenta al diminuire della frazione volumetrica di ferrite. Mentre nella terza fase, l'indice di incrudimento è funzione della differenza della resistenza tra la fase dura e la fase soffice: maggiore è questa differenza maggiore è l'indice di incrudimento.



## **Capitolo 3**

### **I diagrammi TTT e CCT**

Le curve TTT (Temperatura-Trasformazione-Tempo) e quelle ottenute per raffreddamento continuo (diagrammi CCT) sono incredibilmente utili nella progettazione di acciai e dei loro trattamenti termici. Applicazioni recenti includono la manipolazione della microstruttura durante la laminazione in controllo e i processi di raffreddamento accelerato; e nei modelli utilizzati per la predizione della microstruttura nelle zone termicamente alterate dalla saldatura negli acciai.

Un tipico diagramma TTT contiene i seguenti elementi: la temperatura  $A_{e3}$  al di sotto della quale la formazione della ferrite diventa termodinamicamente possibile, la temperatura  $B_s$  o di inizio trasformazione bainitica, la temperatura  $M_s$  o di inizio trasformazione martensitica, un insieme di curve a naso che descrive l'andamento delle trasformazioni diffusive (ferrite, perlite), un insieme di curve a naso che descrive l'andamento delle trasformazioni non diffusive (bainite).

#### **3.1. Le teorie cinetiche**

La maggior parte delle trasformazioni sono il risultato dei processi simultanei di nucleazione e accrescimento, [50,51].

##### **3.1.1 Modelli di nucleazione**

I vari modelli possibili di nucleazione, nel caso di trattamenti isotermi, sono illustrati in figura 3.1.

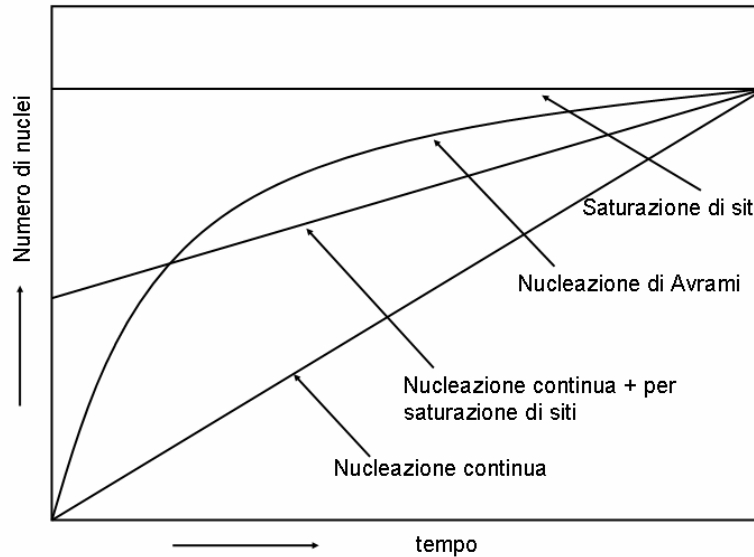


figura 3.1: modelli di nucleazione

Da un punto di vista cinetico, è possibile studiare la nucleazione attraverso la variazione di energia libera. L'energia associata ad una trasformazione solido-solido (come nel caso di nucleazione di nuove fasi), è data da:  $\Delta F = -\Delta F_C + \Delta F_S + \Delta F_E$  (17) dove  $\Delta F_C$  è l'energia chimica associata alla trasformazione dipendente dal volume del nucleo attraverso una costante  $\alpha$  (energia chimica per unità di volume),  $\Delta F_S$  è l'energia superficiale per la formazione di una nuova superficie ed è dipendente, quindi, dalla superficie del nucleo attraverso una costante  $\gamma$  (energia superficiale per unità di superficie) e  $\Delta F_E$  è l'energia elastica associata alla distorsione del reticolo provocata dal nucleo. Si ottiene quindi:

Questa formula, analizzata in funzione del raggio, presenta un massimo che rappresenta il raggio

$$\Delta F = -\frac{4}{3}\pi r^3 \alpha + 4\pi r^2 \gamma$$

critico per la nucleazione:

$$r^* = \frac{2\gamma}{\alpha} \tag{19}$$

La velocità di nucleazione è data dal numero di nuclei critici e dalla velocità di salto degli atomi dalla fase genitrice attraverso la nuova superficie verso il nucleo critico. La frequenza dei salti attraverso l'interfaccia è funzione di un termine di Arrhenius, mentre il numero di nuclei critici dipende da una energia di attivazione. Nel caso di nucleazione continua la velocità di nucleazione per unità di volume è data da:

$$\dot{N}(T) = N_0 \exp\left(-\frac{Q_N}{RT}\right) \quad (20)$$

Dove  $N_0$  è un fattore pre-esponenziale e  $Q_N$  è l'energia di attivazione per la nucleazione che è indipendente dalla temperatura. La definizione di nucleazione continua implica che il numero di nuclei critici sia nullo per un tempo nullo. Il termine nucleazione per saturazione dei siti è usato in quei casi in cui la quantità di nuclei critici non cambia durante la trasformazione: tutti i nuclei, in quantità pari a  $N^*$ , sono presenti per un tempo pari a zero:

$$\dot{N}(T) = N^* \delta(t - 0) \quad (21)$$

dove  $\delta(t-0)$  è la funzione di Dirac.

In pratica, però, spesso avvengono nucleazioni di tipo intermedio tra le due: un numero di nuclei significativo è presente prima che la trasformazione inizi ed altri se ne formano durante. Degli esempi sono:

- somma tra nucleazione continua e per saturazione di siti: questo modello implica che la velocità di nucleazione ad un certo stadio è pari alla somma pesata delle due diverse velocità di nucleazione:

$$\dot{N}(T) = N^* \delta(t - 0) + N_0 \exp\left(-\frac{Q_N}{RT}\right) \quad (22)$$

- nucleazione di Avrami: il numero totale di grani, di dimensione sub-critica e super-critica,  $N^*$ , è costante. La variazione del numero di nuclei super-critici è perciò uguale al prodotto del numero di grani sub-critici,  $N_{sub}$ , per la velocità,  $\lambda$ , con cui i nuclei sub-critici diventano super-critici:

$$\dot{N} = -\dot{N}_{sub} = \lambda N_{sub}$$

(23)

Supponendo che  $\lambda$  abbia una dipendenza dalla temperatura del tipo di Arrhenius:

$$\lambda = \lambda_0 \exp\left(-\frac{Q_N}{RT}\right) \quad (24)$$

con  $\lambda_0$  come costante. Integrando l'equazione 23 dopo aver separato le variabili e la condizione al contorno per cui il numero di grani sub-critici è pari a  $N^*$  per tempo nullo, si ottiene:

$$\dot{N} = -\dot{N}_{sub} = \lambda N^* \exp\left(-\int_0^t \lambda dt\right) \quad (25)$$

Con la variazione di  $\lambda_0$  il tipo di nucleazione varia da quella per saturazione di siti ( $\lambda_0$  infinitamente grande) a quella continua ( $\lambda_0$  infinitamente piccola)

### **3.1.2. Modelli di accrescimento**

I due modelli estremi di accrescimento verranno trattati di seguito: il primo è quello in cui la diffusione volumetrica controlla la crescita; il secondo è quello in cui è l'interfaccia a controllare la crescita. Il primo modello riproduce bene le trasformazioni di fase che avvengono con cambiamenti di composizione, il secondo le trasformazioni di fase allotropiche.

### **Accrescimento controllato dalla diffusione**

In questo caso la diffusione a lunga distanza nella matrice governa la crescita delle particelle della nuova fase. La lunghezza di diffusione caratteristica è data, in condizioni isoterme, da:

$$L = (Dt)^{1/2} \quad (26)$$

dove D è il coefficiente di diffusione; esso è dipendente dalla temperatura secondo la seguente formula:

$$D(T(t)) = D_0 \exp\left(\frac{-Q_D}{RT}\right) \quad (27)$$

dove  $D_0$  è un fattore pre-esponenziale e  $Q_D$  è l'energia di attivazione per la diffusione. Questa legge di accrescimento è valida solo per la crescita di particelle di una seconda fase all'interno di una grossa matrice di fase genitrice, e quindi solo nelle prime fasi di trasformazione.

Il volume della particella trasformata, Y, è dato da:

$$Y = gL^d \quad (28)$$

dove d è il numero di dimensioni in cui la particella cresce e g è un fattore geometrico.

### **Accrescimento controllato dall'interfaccia**

In questo caso i processi che avvengono all'interfaccia tra le particelle e la matrice controllano la crescita delle particelle della nuova fase. La velocità dell'interfaccia particelle/matrice è data dal numero di atomi netto che passano dalla matrice alla nuova particella attraverso l'interfaccia per unità di tempo. L'energia di Gibbs di un atomo nella nuova fase differisce da quella nella fase genitrice di un  $\Delta G$ , forza motrice necessaria per la trasformazione ( $\Delta G < 0$ ). L'interfaccia si comporta da barriera al



passaggio degli atomi. L'energia di Gibbs di un atomo all' interfaccia differisce di una quantità  $\Delta G^a$  da quella nella matrice ( $\Delta G^a > 0$ ).

Il flusso netto degli atomi che va dalla matrice alla particella di nuova fase è la differenza tra il flusso d'atomi che va dalla matrice alla particella e quello che dalla particella va alla matrice. Il flusso di atomi in una direzione puo' essere espresso da una relazione di Arrhenius con la corrispondente barriera di energia di Gibbs come energia di attivazione. Se i fattori pre-esponenziali fossero uguali il flusso netto potrebbe essere espresso come:

$$J \propto \exp\left(\frac{-\Delta G^a}{RT}\right) - \exp\left(-\frac{\Delta G^a + \Delta G}{RT}\right) = \exp\left(-\frac{\Delta G^a}{RT}\right) \left(1 - \exp\left(-\frac{\Delta G}{RT}\right)\right) \quad (29)$$

Se la forza motrice  $\Delta G$  è grande se paragonata a  $RT$ , come per grossi sottoraffreddamenti o surriscaldamenti, il flusso puo' essere espresso come:

$$J \propto \exp\left(\frac{-\Delta G^a}{RT}\right) \quad (30)$$

Il flusso,  $J$ , è proporzionale alla velocità dell'interfaccia,  $j$ , e perciò il volume di una particella trasformata,  $Y$ , è dato da:

$$Y = g \left( \int j dt \right)^d \quad (31)$$
$$j = j_0 \exp\left(-\frac{\Delta G^a}{RT}\right)$$

dove  $j_0$  è un fattore pre-esponenziale.

Entrambi i modelli di crescita, rappresentati dalle equazioni 28 e 31, possono essere espressi in una forma piu' compatta. Al tempo  $t$ , il volume,  $Y$ , di una particella enucleata la tempo  $\tau$ , è dato da:

$$Y = g \left( \int_{\tau}^t v dt \right)^{\frac{d}{m}} \quad (32)$$
$$v = v_0 \exp\left(-\frac{Q_g}{RT}\right)$$

dove  $v_0$  è il fattore pre-esponenziale per la crescita,  $Q_g$  è l'energia di attivazione per la crescita, e  $m$  è un parametro che indica il tipo di crescita. Nel caso di crescita controllata dalla diffusione,  $m$  è uguale a 2,  $Q_g$  è uguale a  $Q_D$  e  $v_0$  è uguale a  $D_0$ . Nel caso di crescita controllata dall'interfaccia,  $m$  è uguale a 1,  $Q_g$  è uguale a  $\Delta G^a$  e  $v_0$  è uguale a  $j_0$ .

### 3.1.3. Grado totale di trasformazione

Il numero di nuclei super-critici formati per unità di volume, al tempo  $\tau$  durante un intervallo di tempo  $d\tau$  è dato da  $\dot{N}(T(\tau))d\tau$  con  $\dot{N}(T(\tau))$  dato dalle equazioni 20, 21, 22. Il volume di ciascuno di questi nuclei cresce da  $\tau$  a  $t$  secondo l'equazione 32, dove si suppone che ogni particella cresce in una fase genitrice infinitamente grande, in assenza di altre particelle trasformate in crescita. Il volume di tutte le particelle al tempo  $t$  è dato da:

$$V_e = \int_0^t V \dot{N} d\tau \quad (33)$$

dove  $V$  è il volume totale del sistema, che è supposto costante durante la trasformazione.  $V_e$  è chiamato "volume esteso". In realtà le particelle non crescono in una fase genitrice infinitamente grande: il "volume esteso" non considera né la possibilità di sovrapposizione di particelle (hard impingement), né quella che siano circondati da aree di diffusione (soft impingement). Perciò, la relazione tra il "volume esteso" e il "volume attuale",  $V^t$ , della fase trasformata è richiesto.

Si suppone che i nuclei siano dispersi a caso nel volume. Si suppone che al tempo  $t$  il volume trasformato reale sia  $V^t$ . Dopo un intervallo di tempo  $dt$ , sia il "volume esteso" che il "volume attuale" aumenteranno di una quantità  $dV_e$  e  $dV^t$ . Solo una parte dell' aumento del "volume esteso",  $dV_e$ , contribuirà all'aumento del volume attuale,  $dV^t$ . Quindi:

$$dV^t = \left( \frac{V - V^t}{V} \right) dV_e \quad (34)$$

dove  $\left( \frac{V - V^t}{V} \right)$  è la frazione di volume non trasformata. Questa equazione può essere integrata e dare il grado di trasformazione,  $f$ :

$$f = \frac{V^t}{V} = 1 - \exp\left(\frac{-V_e}{V}\right) \quad (35)$$

### 3.2. La legge di Avrami

La cinetica di trasformazione di fase in condizioni isoterme è descritta dall'equazione di Johnson-Mehl-Avrami, [52-54]:

$$X = 1 - e^{(-kt^n)} \quad (36)$$

Dove X è la frazione trasformata, t è il tempo, k è una costante funzione della composizione chimica e della temperatura, n può variare da 1 a 4. La precedente equazione è stata ricavata per la prima volta da Johnson e Mehl per nucleazione continua e successivamente da Avrami per nucleazione continua e per saturazione dei siti.

Durante la trasformazione ogni fase (ferrite, perlite, bainite) appare con una propria cinetica di trasformazione. Il valore di k varia in funzione della temperatura. Per rappresentare la funzione  $k=f(T)$  è adeguata una funzione gaussiana modificata:

$$k = P_1 e^{-\left(\frac{T-P_2}{P_3}\right)^{P_4}} \quad (37)$$

$P_1$  è il massimo valore di k,  $P_2$  è la temperatura del naso,  $P_3$  è proporzionale all'ampiezza del naso a metà ampiezza e  $P_4$  è relativo alla forma della curva, [55].

Quando la temperatura scende al di sotto della temperatura di martensite start ( $M_S$ ) la trasformazione procede in maniera diversa. Mentre nei campi ferritico-perlitico e bainitico si osserva un periodo di incubazione e la trasformazione è di tipo nucleazione più accrescimento (le leggi di diffusione per il carbonio giocano il ruolo maggiore); la martensite si forma senza un periodo di incubazione attraverso un movimento coordinato di atomi e senza processi di diffusione. La struttura cristallina cambia da una cubica centrata a una tetragonale. L'avanzamento della cinetica della trasformazione martensitica è dato dalla temperatura. Il modello proposto da Koistinen e Marburger, [56,66], è il seguente:

$$X = 1 - e^{-k(M_S - T)^n} \quad (38)$$

Con la temperatura espressa in gradi centigradi. Per gli acciai legati  $k=0.011$  e  $n=1$ .

Per la determinazione della temperatura  $M_S$  esistono in letteratura varie equazioni, ad esempio secondo Kunitake, [57], la temperatura di inizio trasformazione martensitica è data da:

$$M_S = 521 - 353C - 22Si - 24Mn - 17Ni + 18Cr - 8Cu - 26Mo \quad (39)$$

Le trasformazioni non isoterme possono essere descritte dalla legge di Avrami applicando il principio di addittività di Scheil-Cahn. Il principio dell'addittività è considerato uno speciale algoritmo per la predizione delle trasformazioni non isoterme (curve CCT) sulla base dei dati cinetici isotermi (curve TTT). Esso, insomma, fornisce una relazione matematica tra le trasformazioni che avvengono in condizioni non isoterme e quelle che avvengono a temperatura costante.

### **3.3. Il principio dell'addittività**

Nel 1935 una teoria, conosciuta come 'fractional nucleation', fu presentata da Scheil e indipendentemente più tardi da Shteinberg, per prevedere lo svolgersi delle trasformazioni in condizioni non isoterme, [58,59,60,61]. Fu proposto che il tempo impiegato ad una particolare temperatura,  $t_i$ , diviso per il tempo isoterma,  $\tau_i$ , che è richiesto perché inizi la trasformazione, può essere considerato rappresentare la frazione del tempo totale di incubazione impiegato. Scheil postulò che per trattamenti non isotermi, la trasformazione inizia quando la somma dei tempi di incubazione eguaglia l'unità. Matematicamente ciò può essere espresso da:

$$\sum_i \frac{t_i}{\tau_i} = 1 \quad (40)$$

La sommatoria è effettuata su tutti gli stadi incrementali usati per descrivere il raffreddamento non isoterma tra la temperatura di equilibrio e la temperatura a cui inizia la trasformazione. Perciò, il tempo totale per raggiungere l'instaurarsi della trasformazione può essere ottenuto sommando tutte le frazioni di tempo necessarie per arrivare questo stadio isotermicamente, finché la loro somma raggiunge l'unità. L'equazione può essere generalizzata nel modo seguente:

$$\int_{t_0}^t \frac{dt}{t_i(T)} = 1 \quad (41)$$

implicando che il processo, di incubazione o di trasformazione, sarà completato quando la somma degli incrementi frazionari degli eventi raggiunge l'unità. Questa teoria è anche conosciuta come principio dell'additività e fornisce una relazione matematica razionale tra la trasformazione a temperatura costante e quella che avviene in condizioni non isoterme.

Integrando rispetto alla temperatura invece che rispetto al tempo si ottiene:

$$\int_{T_0}^{T_f} \frac{1}{t_x(T)} \frac{dt}{dT} dT = 1 \quad (42)$$

dove  $t_x(T)$  è il tempo per una certa temperatura isoterma,  $T$ , a cui è completato una certa quota di trasformazione,  $x$ ,  $T_0$  è la temperatura a cui, in condizioni di equilibrio la trasformazione inizia,  $A1$  o  $A3$ , e  $T_f$  è la temperatura di trasformazione isoterma. Bisogna notare che  $dt/dT=1/C(T)$  dove  $C(T)$  è la velocità con cui varia la temperatura durante il raffreddamento.

### **3.3.1. Criteri per l' additività**

Cahn ha esaminato l'applicabilità del principio di additività ai processi di trasformazione, [62,63]. I suoi studi hanno portato ad un criterio per identificare una reazione di additività: *se la velocità di reazione è funzione solo della temperatura istantanea e della frazione trasformata la reazione può considerarsi additiva:*

$$\frac{D\chi}{dt} = F(T, \chi) \quad (43)$$

Dove  $\chi$  è la frazione trasformata,  $t$  e  $T$  sono il tempo e la temperatura di trasformazione.

Christian, [64,65], modificò questo criterio ulteriormente e provò che il principio di additività è soddisfatto se la velocità di trasformazione può essere espressa come:

$$\frac{D\chi}{dt} = \frac{G(T)}{H(\chi)} \quad (44)$$

Dove  $G(T)$  è una funzione della sola temperatura e  $H(\chi)$  è funzione solamente della frazione trasformata. Una reazione additiva richiede che la velocità di reazione dipenda solamente dallo stato finale e non dal cammino termico che porta a tale stato.

### **3.3.2. La legge di Avrami e il principio dell'additività**

Avrami, ricavando le relazioni temperatura-tempo per trasformazioni isoterme per nuclei distribuiti casualmente, aveva notato che nell'intervallo di temperatura in cui il rapporto tra la velocità di crescita e di nucleazione è costante la cinetica del cambiamento di fase è indipendente dal tempo e dal percorso termico. Egli si riferiva ad esso come all'intervallo 'isocinetico'. In queste condizioni i risultati della trasformazione isoterma possono essere impiegati per descrivere i fenomeni che avvengono variando la temperatura. Cahn riconobbe che la condizione 'isocinetica' è una condizione molto speciale che si incontra comunemente in molte trasformazioni. Egli notò che in molti sistemi i siti di nucleazione si esauriscono rapidamente nelle prime fasi della reazione e che il successivo processo di trasformazione è dominato dalla crescita, che è un processo dipendente dalla temperatura. Egli perciò ha suggerito una condizione più generale per l'additività basata sulla saturazione precoce dei siti e ha correlato questa condizione al tempo necessario per il completamento della metà della trasformazione,  $t_{0.5}$ . Egli concluse, [72,73] che per una reazione dove la nucleazione avviene solo sui bordi di grano (che includono bordi, gli angoli e di grano), la velocità di reazione diventa insensibile alla velocità di nucleazione quando:

$$\frac{\dot{G}t_{0.5}}{D_{\gamma}} < 0.5 \quad (45)$$

dove  $D_{\gamma}$  è la dimensione della fase genitrice. Questi criteri possono esaminati più facilmente in funzione del processo di trasformazione e sono stati studiati da numerosi autori.

### **3.3.3. Proprietà del principio dell'additività**

La funzione cinetica isoterma può essere formulata nella forma generale:

$$F(t,x,T) \quad (46)$$

Dove  $t$  è il tempo,  $T$  è la temperatura,  $x$  è la frazione trasformata, e  $F$  una funzione reale appropriatamente scelta. È supposto inoltre che  $dx/dt$  è positiva per  $t > 0$  e che l'equazione precedente descrive la trasformazione ad una temperatura costante  $T$ , per  $T_{\min} < T < T_{\max}$ .

Si assume che nel caso di temperatura costante  $T$ , e per ogni  $x$  positiva, la funzione inversa è definita come:

$$t = \tau(x, T) \quad (47)$$

ed esiste. Ne segue che la funzione  $\tau(x, T)$  è identica al tempo isoterma a cui la trasformazione ha raggiunto una certa frazione a temperatura  $T$ .

Basandosi sul tempo isoterma  $\tau(x, T)$  il concetto della regola di additività di Scheil-Chan tradizionale può essere esteso dal periodo di incubazione all'intero intervallo di trasformazione formulandolo nel seguente modo: *variando la temperatura  $T$  come funzione del tempo  $t$ , l'integrale*

$$G(t, x) = \int_0^t \frac{dt}{\tau(x, T)} \quad (48)$$

*eguaglia l'unità al tempo  $t = t_f$  quando la frazione trasformata raggiunge la prescelta  $x$ :*

$$G(t_f, x) = 1 \quad (49)$$

La funzione  $G$  è una funzione di accumulazione è una funzione non negativa, monotona, crescente del tempo per ogni  $x > 0$ .

Per prevedere lo svolgersi della trasformazione in condizioni non isoterme può essere usata la forma semplificata:

$$G(T) = \int_0^t \frac{dt}{\tau_{in}(T)} \quad (50)$$

dove  $\tau_{in}(T)$  è il tempo di incubazione isoterma.

### **3.4. Dilatometria**

Esistono pochi metodi per misurare le trasformazioni di fase, tra di essi il più popolare è la dilatometria, la misura della variazione di lunghezza dei provini come funzione del tempo e della temperatura. Gli acciai esibiscono una significativa variazione di volume durante il raffreddamento o il riscaldamento dovuta all'espansione termica e alle trasformazioni di fase. La dilatometria viene usata per determinare le temperature di inizio e di fine delle trasformazioni negli acciai, [67-71].

Ad ogni istante la variazione di lunghezza del campione è definita come  $\varepsilon = (L - L_0)/L_0$  con  $L_0$  e  $L$  che sono la lunghezza del campione alla temperatura di riferimento e alla temperatura  $T$ . Essa consiste in tre parti: la variazione dimensionale delle fasi dovuta alla temperatura:

$$\Delta\varepsilon_i^T = f_i(t)k_i^T(t)\Delta T \quad (51)$$

con  $f_i(t)$  che rappresenta la frazione volumetrica della fase  $i$  al tempo  $t$  e  $\Delta T$  il cambio di temperatura in un intervallo di tempo,  $k_i$  è il coefficiente di espansione termica della fase  $i$ ; la variazione dimensionale dovuta alla variazione del contenuto di carbonio delle fasi:

$$\Delta\varepsilon_i^C = f_i(t)k_i^C \Delta C_i \quad (52)$$

con  $k_i^C$  che indica il coefficiente di espansione del soluto e  $\Delta C_i$  il cambiamento del contenuto di carbonio della fase  $i$  in un intervallo di tempo; e la variazione dimensionale dovuta alla trasformazione di fase:

$$\Delta\varepsilon_{\gamma \rightarrow i(+j)}(t) = -k^{Trans}_{\gamma \rightarrow i(+j)}(t)\Delta f_{\gamma}(t) \quad (53)$$

con  $k^{Trans}_{\gamma \rightarrow i(+j)}(t)$  che è il coefficiente di espansione della trasformazione di fase  $\gamma \rightarrow i(+j)$ .

Per ricavare le curve CCT un provino realizzato con l' acciaio che si vuole testare viene portato con una data velocità alla temperatura di austenitizzazione, mantenuto a questa temperatura per un certo tempo e poi raffreddato con diverse velocità in modo da misurare le temperature di inizio e fine trasformazione di fase per diversi componenti microstrutturali.



## Capitolo 4

### Attività sperimentale

Il lavoro di seguito presentato si riferisce all'attività sperimentale svolta presso il "Laboratorio di Scienza dei Metalli" dell'Università di Pisa nel periodo compreso tra i mesi di gennaio 2004 e dicembre 2006. Durante tale attività è stato analizzato un campione di oltre 500 provini di acciai dual-phase, fornito dal gruppo RIVA-ILVA S.p.a., diversificati sia in termini di composizione chimica che di ciclo termico a cui sono stati sottoposti. I campioni sono stati prodotti nello stabilimento RIVA ACCIAIO di Lesegno (CN), a mezzo del simulatore siderurgico Gleeble 3800, e rientrano in un ampio progetto di messa a punto di un ciclo produttivo per acciai dual-phase, che ha lo scopo di individuare i parametri chimici e di processo per l'ottenimento di materiali con il desiderato grado di resistenza e comportamento meccanico, con particolare riferimento al campo plastico.

Gli ingenti costi richiesti per ogni ciclo siderurgico impongono che questo venga messo in opera solo dopo approfondite prove e verifiche, completate da opportune analisi metallografiche, in grado di garantire con sufficiente sicurezza il risultato finale.

Il lavoro sperimentale è stato condotto su due fronti: da un lato è stata studiata la correlazione tra le caratteristiche meccaniche degli acciai di interesse, la loro composizione chimica e i parametri di processo dei cicli termomeccanici di produzione, nell'ottica di individuare una legge di regressione in grado di stimare con adeguata confidenza, a partire da questi dati di input (composizione chimica e parametri di processo), il carico di rottura e di snervamento. Dall'altro lato si è posta l'attenzione sulle curve di trasformazione per raffreddamento continuo, CCT, degli acciai dual-phase. Si è sviluppato un modello matematico in grado di riprodurre l'andamento delle curve. Da curve CCT ricavate sperimentalmente tramite il Gleeble è stato possibile ricavare i parametri presenti nel modello matematico.

In definitiva gli scopi della tesi possono essere così riassunti:

- definizione di un modello di predizione del carico di rottura e di snervamento di acciai dual phase, a partire dalla conoscenza della composizione chimica e dei parametri di processo;
- sviluppo di un modello matematico in grado di predire le curve CCT per acciai dual-phase noti la composizione chimica e i parametri di processo;

- sviluppo di un modello matematico che descriva, in campo plastico, il comportamento meccanico degli acciai dual-phase.

## **4.1. Predizione caratteristiche meccaniche: materiali e prove meccaniche**

### **4.1.1. Materiali**

Gli acciai oggetto dello studio appartengono a cinquanta diverse colate, classificate con le sigle da 050 a 126, e si differenziano non solo per la composizione chimica, ma anche per il tipo di ciclo termico subito.

Ponendo l'attenzione sulla composizione chimica, si può notare che il tenore di carbonio varia tra 0.055 % e 0.15 %: in questo modo è garantita sia la formazione di una quantità di martensite sufficiente ad assicurare un adeguato equilibrio tra resistenza e duttilità sia una buona saldabilità (proprietà fondamentale nel settore automobilistico). Il manganese è l'elemento di lega aggiunto in quantità maggiori: il suo tenore nelle colate studiate è compreso tra 1.21 % e 1.58 %, in modo da garantire una sufficiente temprabilità dell'austenite intercritica e ritardare la formazione di perlite. Il molibdeno, il boro e il cromo sono stati aggiunti per permettere lo spostamento delle curve CCT verso tempi più alti.

Per ciascuna colata i campioni di acciai dual-phase studiati sono ottenuti come successione delle fasi di normalizzazione, forgiatura, laminazione a freddo e in ultimo trattamento termico con il Gleeble 3800. La colata, in forma di bramma lunga 960 mm, larga 95 mm e spessa 25 mm, prodotta in un forno Calamari; viene normalizzata. Le bramme sono successivamente riscaldate nella forgia ad una temperatura di circa 1000 °C, battute al maglio fino alla riduzione ad uno spessore di 5-6 mm, rifinite a lapidello (in base allo spessore finale del campione: 4.2 mm per uno spessore di 1.5mm, 2.2 mm per uno spessore di 0.8 mm) ed infine laminate a freddo fino allo spessore desiderato. I campioni così ottenuti sono sottoposti ai cicli termici con il simulatore Gleeble.

### **4.1.2. Simulazione dei cicli termici**

I cicli termici studiati sono i cicli industriali di zincatura Novi, Taranto-Selas e Taranto concentratore basso e di CAPL.

Il ciclo termico a cui viene sottoposto l'acciaio è strettamente legato al suo spessore: a spessori diversi corrispondono diversi tempi di mantenimento alla temperatura intercritica, velocità di riscaldamento e

di raffreddamento e tempi di zincatura. In termini generali i cicli di zincatura sono del tutto simili, e possono schematicamente essere rappresentati in tre macrofasi, così riassumibili:

1. riscaldamento fino alla temperatura intercritica scelta e mantenimento (soaking)
2. primo raffreddamento fino ad una temperatura di circa 450 °C e zincatura
3. secondo raffreddamento fino a temperatura ambiente

Il ciclo CAPL puo' essere così riassunto:

- 1- riscaldamento fino alla temperatura intercritica scelta e mantenimento (soaking)
- 2- raffreddamento fino ad una temperatura di circa 270 °C

Il simulatore siderurgico Gleeble 3800 è costituito da due unità scomponibili collegate ad una postazione informatica di lavoro, sulla quale vengono impostati i parametri di lavoro dei diversi cicli; in particolare, assumendo come dati di partenza la lunghezza della linea, la sua velocità e le temperature in gioco nelle varie fasi, si ricavano le velocità di riscaldamento e, soprattutto, di raffreddamento dei provini, nonché i tempi di permanenza in temperatura. Sui provini, caricati in trazione da un martinetto idraulico durante tutto il corso della prova (per riprodurre l'effetto dei rulli di trascinamento nel ciclo industriale), vengono saldate tre termocoppie con lo scopo di monitorare l'andamento della temperatura nella zona di interesse, in base alle specifiche di lavoro (fig. 4.1 e 4.2).

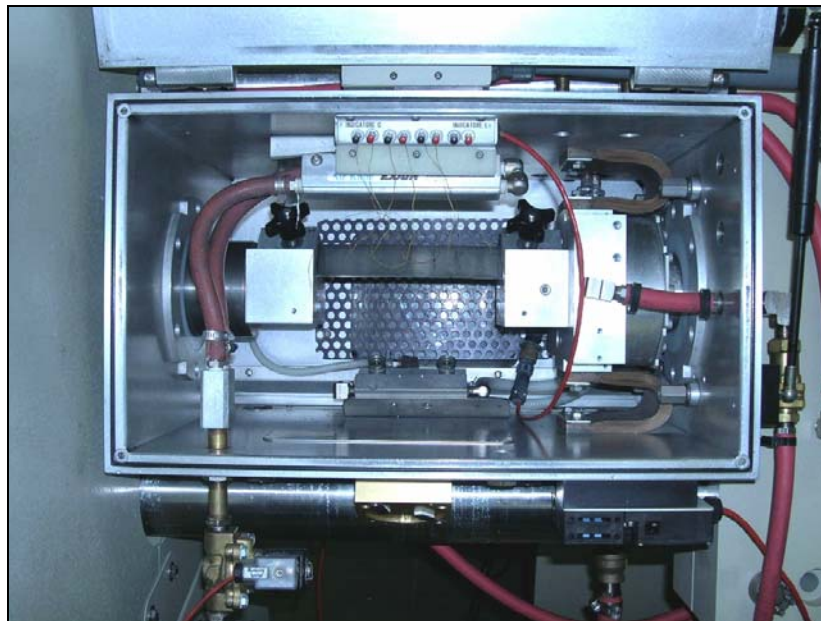


Figura 4.1: Particolare del sistema di fissaggio del campione di acciaio alla ganascia fissa (a destra) e al martinetto idraulico (a sinistra)

Il raffreddamento dei campioni puo' essere effettuato, a seconda della velocità impostata, solamente con aria, oppure con aria ed acqua.

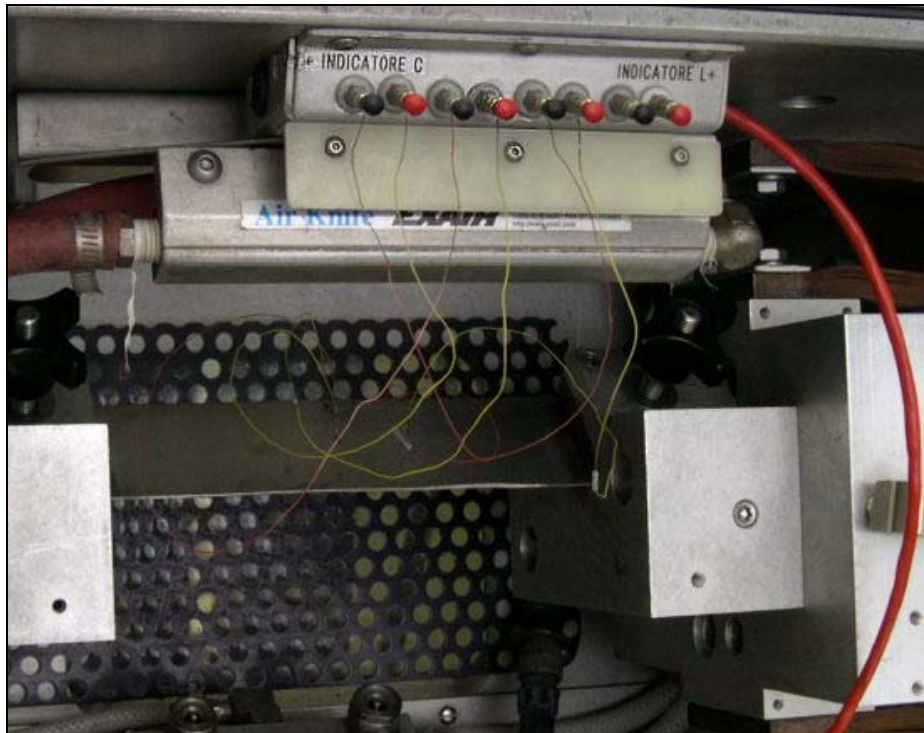


Figura 4.2: Termocoppie saldate sulla superficie superiore del provino

Industrialmente, durante il processo di produzione degli acciai dual-phase, avviene anche la zincatura a caldo: i rotoli di acciaio, preventivamente decapati e laminati a freddo, passano attraverso il bagno di zinco fuso, il quale si deposita sulla loro superficie aumentando la resistenza alla corrosione; fondamentale per garantire una completa aderenza dello strato di zinco è la corretta scelta dei parametri di lavoro.

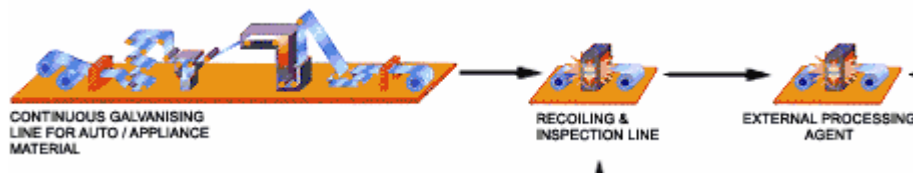


Figura 4.3: Rappresentazione schematica di una linea industriale di zincatura

All' uscita dal bagno di zinco il nastro di acciaio passa attraverso una sezione di raffreddamento (figura 4.3) e in alcuni casi anche attraverso un forno che rinforza l'aderenza dello strato di zinco appena depositato. In ultimo viene effettuata una laminazione, detta di "skin-pass", con la quale si riduce lo spessore del nastro del 0.7–1%: lo scopo di questa ulteriore fase non è solo quello di fissare

la planarità della lamiera e la rugosità superficiale richiesta dal cliente, ma anche e soprattutto quello di evitare la formazione delle bande di Luders durante un successivo stampaggio del materiale, grazie ad un aumento della densità delle dislocazioni con l'attivazione delle sorgenti di Frank-Read.

### 4.1.3. Primo ciclo di zincatura

I parametri che definiscono il ciclo termico sono funzione dello spessore dei campioni. Per il primo ciclo analizzato essi sono 0.8, 1.2 e 1.5 mm, a cui corrispondono rispettivamente i cicli ZINO110, ZINO90 e ZINO85. Analizzandoli in dettaglio (figura 4.4), si osserva che l'acciaio viene riscaldato con velocità costante (3-5 °C/s) fino alla temperatura intercritica scelta, mantenuta per un tempo di 75-95 secondi, e successivamente sottoposto a due raffreddamenti in serie: un primo "slow cooling" (SC) ad una velocità di 3-4 °C/s, seguito da un "jet cooling" (JC) a velocità maggiore di 12-18 °C/s.

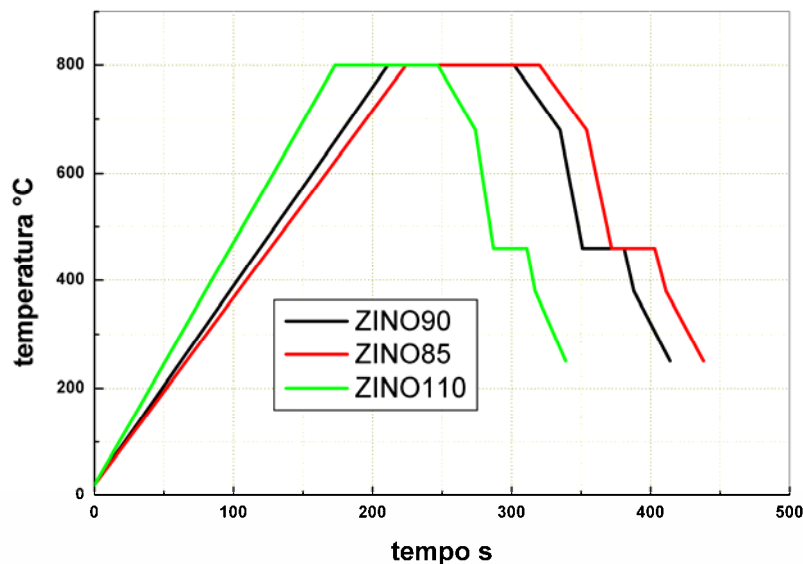


figura 4.4:primo ciclo di zincatura

Al termine di queste fasi il materiale ha raggiunto una temperatura di 460 °C, viene zincato (overageing) per un tempo di 24-31 secondi, e infine subisce un ulteriore doppio raffreddamento: "cool 1" fino alla temperatura di 380 °C ad una velocità di 10-13 °C/s e "cool 2" fino a 250 °C ad una velocità minore di 5-6 °C/s.

#### 4.1.4. Secondo ciclo di zincatura

I cicli definiti sono: ZITASE120 per lo spessore di 0.8 mm, ZITASE90 per lo spessore di 1.2 mm e ZITASE80 per lo spessore di 1.5 mm. I cicli di zincatura primo e secondo differiscono per le velocità di raffreddamento e per i tempi di mantenimento alla temperatura intercritica, tali da poter dire che il ciclo secondo è più veloce del primo. Analizzandoli in dettaglio, figura 4.5; si osserva che l'acciaio viene mantenuto alla temperatura intercritica scelta, per un tempo di 75-95 secondi per il primo ciclo, 30-60 secondi per il secondo, e successivamente sottoposto a due raffreddamenti in serie: un primo "slow cooling" (SC) ad una velocità di 3-4 °C/s, seguito da un "jet cooling" (JC) a velocità di 12-18 °C/s per il primo, 20-29 °C/s per il secondo ciclo.

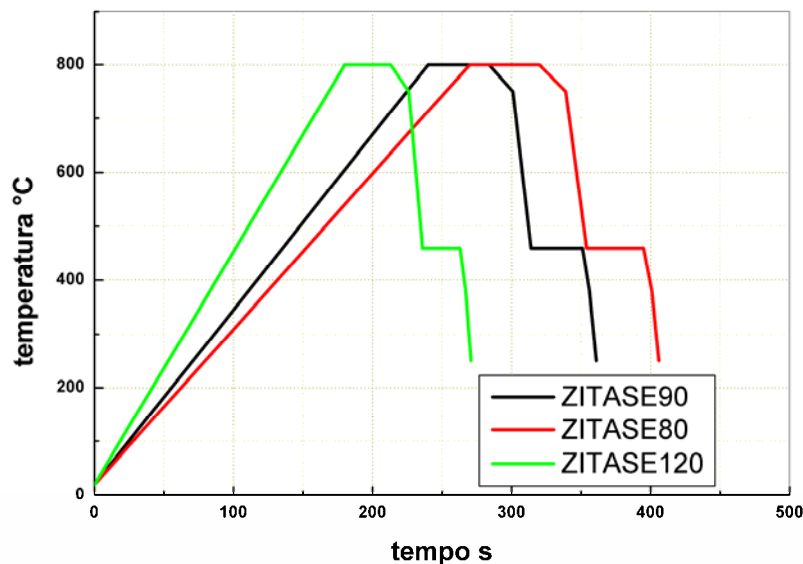


figura 4.5: secondo ciclo di zincatura

#### 4.1.5. Terzo ciclo di zincatura

I cicli definiti sono: ZITASECB120 per lo spessore di 0.8 mm, ZITASECB90 per lo spessore di 1.2 mm e ZITASECB80 per lo spessore di 1.5 mm. Il secondo e il terzo ciclo di zincatura differiscono per il tempo di zincatura, per il primo pari a 30-40 s, per il secondo 20-30 s. Il terzo ciclo di zincatura è riportato in figura 4.6.

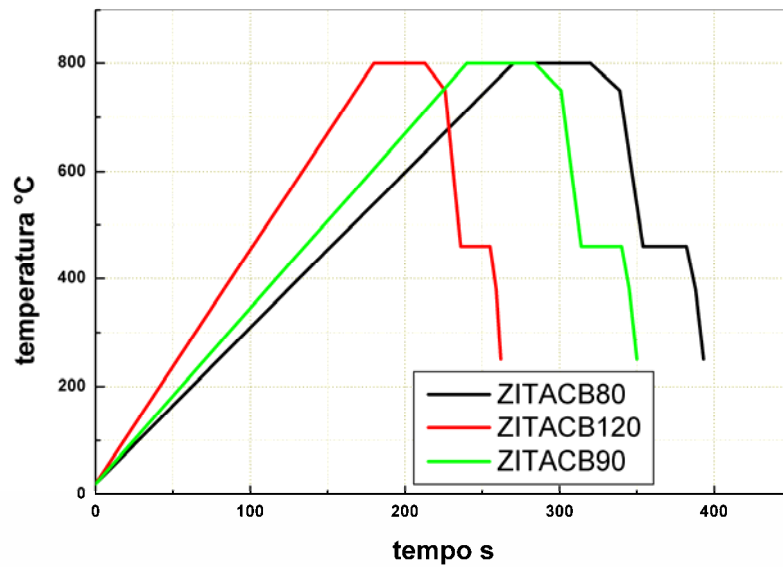


figura 4.6: terzo ciclo di zincatura

#### 4.1.6. Ciclo CAPL

I parametri che definiscono il ciclo termico sono funzione dello spessore dei campioni. Essi sono 0.8, 1.0, 1.2 e 1.5 mm, a cui corrispondono rispettivamente i cicli CAPL160, CAPL140, CAPL120 e CAPL100. Analizzandoli in dettaglio (figura 4.7), si osserva che l'acciaio viene riscaldato con velocità costante (6-10 °C/s) fino alla temperatura intercritica scelta, mantenuta per un tempo di 85-140 secondi, e successivamente sottoposto a due raffreddamenti in serie: un primo "slow cooling" (SC) ad una velocità di 2-3 °C/s, seguito da un "jet cooling" (JC) a velocità maggiore di 30-48 °C/s.

Al termine di queste fasi il materiale ha raggiunto una temperatura di 270 °C, che viene mantenuta per un tempo di 400-600 secondi, e infine subisce un ulteriore raffreddamento: fino alla temperatura di 150 °C ad una velocità di 2-3 °C/s.

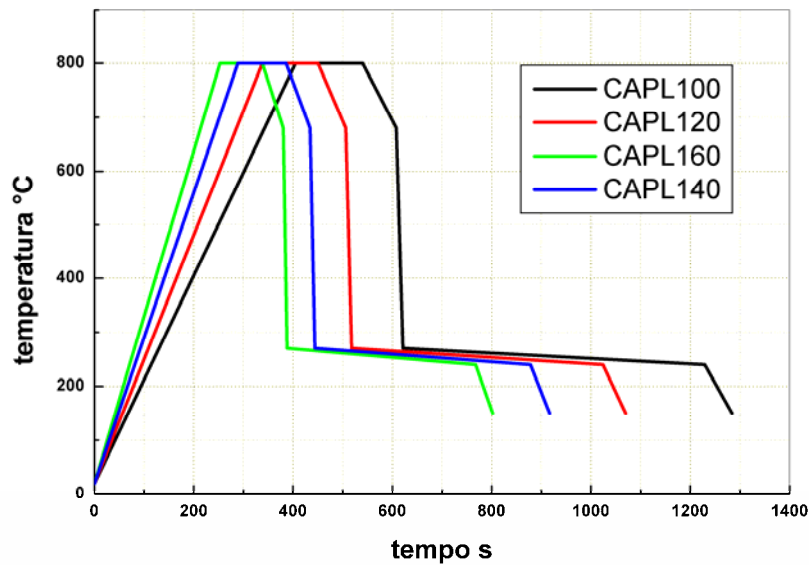


figura 4.7: ciclo CAPL

## 4.2. Caratterizzazione meccanica e metallurgica

La caratterizzazione meccanica dei provini è stata condotta da ILVA secondo la prova di trazione standard UNI 556 a mezzo di macchina di trazione Galdabini; i provini per la prova di trazione sono stati ricavati dai campioni di acciaio sottoposti ai cicli termici, tramite fresatura parallela alla direzione di laminazione. In figura 4.8 è riportata la geometria del provino, in accordo con la normativa UNI 556.

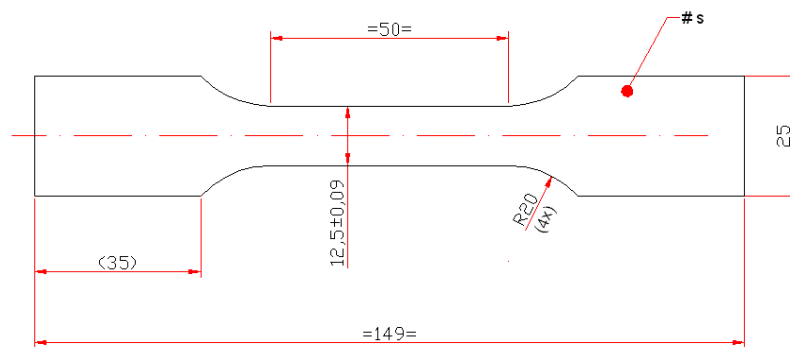


Figura 4.8: Geometria del provino piano impiegato per le prove di trazione (in accordo con UNI 556).

La caratterizzazione metallurgica è stata eseguita presso il “Laboratorio di scienza dei metalli” dell’Università di Pisa, tramite analisi al microscopio ottico (LOM) e dove necessario a scansione elettronica (SEM).



I campioni di acciaio sono stati prelevati direttamente dai provini della prova di trazione (in una zona non interessata da intense deformazioni plastiche ) mediante taglio con sega in direzione perpendicolare all' asse del provino, in modo tale da poter osservare al microscopio la microstruttura dell'intera sezione.

#### **4.2.1. Inglobatura, lucidatura attacco chimico misura della percentuale di seconde fasi presenti**

L'analisi metallografica ha comportato le seguenti operazioni:

- Inglobatura del campione prelevato in resina acrilica termoindurente, necessaria per poter manipolare comodamente il campione altrimenti troppo piccolo;
- Lucidatura meccanica fino all' ottenimento di una superficie speculare, tramite l'utilizzo di carte abrasive al carburo di silicio di grana decrescente (FEPA P#320, P#500, P#800, P#1200), e in ultimo lucidatura su panno di feltro con pasta diamantata;
- Attacco chimico, effettuato sul campione allo scopo di mettere in evidenza per mezzo del contrasto cromatico la microstruttura, il bordo del grano ferritico, il tipo di seconde fasi presenti e la eventuale presenza di carburi e difetti geometrici (inclusioni, porosità). I reagenti impiegati a questo scopo sono stati due:

A) Nital: soluzione 1-5 cc di acido nitrico ( $\text{HNO}_3$ ) in 100 cc di alcool etilico; fornisce il massimo contrasto possibile tra la matrice ferritica e la martensite ma non consente la distinzione della tipologia di seconde fasi e quindi l'individuazione di eventuali isole di bainite o perlite;

B) Le Pera: soluzione 1:1 di una soluzione di 1% di metabisulfito di sodio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ ) in acqua e di una soluzione di 4% di acido picrico in alcol etilico; è stato impiegato per la valutazione della tipologia di seconde fasi presenti nei campioni. Con questo reagente, che non consente la distinzione dei bordi di grano, le diverse seconde fasi assumono colori diversi (la martensite si presenta bianca, la bainite marrone scuro e la ferrite dal grigio al marrone chiaro). E' bene sottolineare però come la gradazione dei colori sia influenzata notevolmente sia dalla composizione chimica dell'acciaio che dai tempi di immersione del campione nella soluzione; per questo motivo le informazioni dedotte dall'osservazione al LOM del provino sono da considerarsi indicative e dove si è supposta la presenza di bainite sono state eseguite osservazioni più approfondite al microscopio elettronico (SEM).

- scansione della sezione del provino al LOM e acquisizione digitale dell'immagine della microstruttura in zone casuali del campione (immagine in bianco e nero, formato JPG, risoluzione 300 kPixel).
- Misura della percentuale di fase secondaria presente tramite il programma Image Pro Plus. Esso si basa sulla binarizzazione dell'immagine, grazie alla quale è possibile valutare quantitativamente le seconde fasi: il valore di grigio di soglia (grey threshold) viene impostato automaticamente dal programma in base alla regolazione cromatica della stessa, ma può essere variato manualmente dall'utente in modo da garantire che le zone conteggiate come seconde fasi corrispondano effettivamente al reale. Per ogni campione sono state analizzate un minimo di 10 immagini. Come ulteriore verifica per i provini in cui la misura è risultata più dubbia, è stato usato il metodo manuale Point Counting, sull'immagine, divisa in una griglia di 121 quadrati: vengono conteggiate le isole di martensite che intersecano i vertici dei quadrati e tramite una formula empirica si risale al valore percentuale.

### **4.3. Prove sperimentali determinazione CCT**

Tutte le prove sperimentali effettuate hanno lo scopo di calcolare le variabili presenti nel modello di predizione delle curve CCT.

Le prove effettuate possono essere divise nei seguenti filoni:

- determinazione di curve CCT reali: le curve CCT sono state determinate per 12 acciai di composizione chimica diversa tramite prove di dilatomia eseguite al GLEEBLE 3800;
- determinazione delle frazioni di austenite intercritica: 30 acciai di composizione chimica diversa sono stati sottoposti a tempra intercritica.

#### **4.3.1. Composizione chimica e ciclo termico simulato**

Per tracciare le CCT degli acciai dual-phase esaminati è stato impiegato il simulatore termomeccanico Gleeble 3800. Questo misura la dilatazione del provino in funzione della temperatura.

Gli acciai, con il variare della temperatura, subiscono delle trasformazioni di fase. Queste trasformazioni sono accompagnate da variazioni significative di volume che sono, di solito, misurate dalla variazione di lunghezza di provini lunghi in una sola direzione. Queste variazioni di lunghezza sono necessarie per la determinazione della cinetica di trasformazione di fase.

Sono due i fattori principali che influenzano l'accuratezza della misura della variazione di lunghezza effettuata tramite i classici dilatometri:

- la dilatazione termica del puntale che sorregge il provino e trasmette il segnale di dilatazione;

- la precisione della misura della temperatura del provino a causa del gradiente di temperatura lungo il provino a causa del calore disperso per radiazione e per conduzione attraverso il puntale.

Il Gleeble, per misurare la variazione di volume, usa il metodo “direct resistance bulk”: sia durante il raffreddamento che il riscaldamento è mantenuto un piano isoterma dove sono effettuate sia la misura di temperatura che di dilatazione.

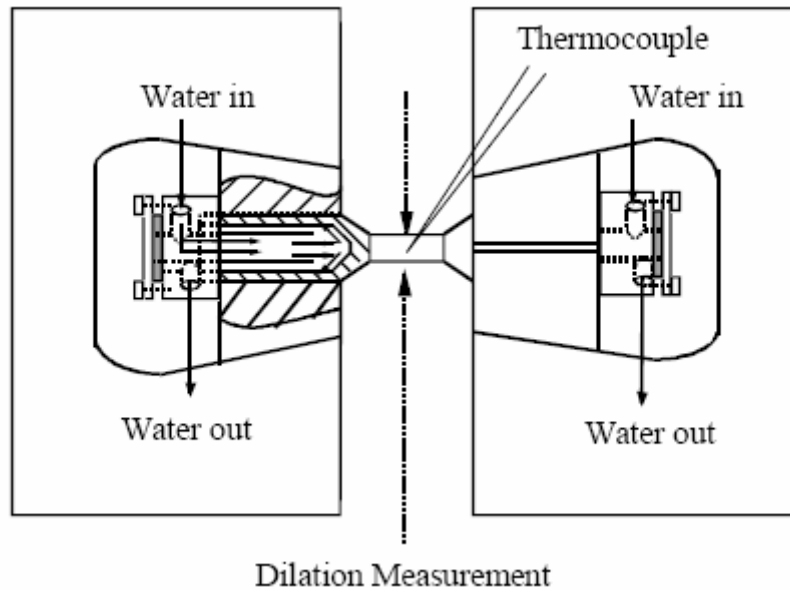


figura 4.9: schema del funzionamento del Gleeble

Il raffreddamento è eseguito da entrambe le estremità del tratto utile del campione sia con acqua che con aria a seconda della velocità di raffreddamento richiesta. Poiché il calore è dissipato tramite la conduzione assiale, i piani isoterma sono mantenuti all'interno della zona di misura; ciò permette una misura precisa della cinetica di trasformazione di fase perché sia la temperatura che la dilatazione sono misurate sullo stesso piano.



figura 4.10: campione e tubi di raffreddamento del Gleeble

In tabella 4.1 è riportata la composizione chimica degli acciai per cui sono state ricavate le CCT: Due classi di acciai dual-phase sono state testate: DP450 e DP600: all' interno delle due classi i tenori del manganese, cromo, molibdeno, alluminio e boro sono stati variati per studiarne la singola influenza sulla cinetica di trasformazione di fase.

Il ciclo termico scelto riproduce un ciclo industriale CAPL. I provini sono stati prima ricotti in forno alla temperatura di 1200. La temperatura intercritica di 800 °C è raggiunta con un riscaldamento di 4 °C/s e mantenuta per 300 s, figura 3. Le velocità di raffreddamento testate sono: 2.5, 5, 10, 20,30, 50 °C/s.

In figura 4.11 è riportata la geometria usata per i provini. Ogni provino è stato usato per simulare una sola velocità. Sono stati ricavati dei campioni che, inglobati, lucidati e attaccati, hanno permesso di esaminare la sezione trasversale di ogni campione al microscopio ottico.

La frazione di austenite intercritica è stata calcolata per trenta acciai dual-phase appartenenti alle classi DP450, DP600 e DP1000. Cinque temperature intercritiche sono state testate: 760, 780, 800, 820 e 840 °C. La tempra è stata effettuata in acqua. I provini sono stati successivamente, inglobati, lucidati, attaccati con il nital, ed esaminati al microscopio ottico. La frazione di martensite è stata calcolata tramite il programma Image Pro Plus. Si è posto che dopo la tempra, tutta l'austenite intercritica si sia trasformata in martensite. La percentuale di martensite misurata è quindi uguale a quella dell'austenite formata alle diverse temperature intercritiche.

Tabella 4.1: composizione chimica degli acciai DP450 e DP600 per cui sono state ricavate le curve CCT

<b>Colata</b>	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Al</b>	<b>Ti</b>	<b>B</b>
<b>136</b>	0.06	1.61	0.11	0.44	--	0.024	0.034	--
<b>137</b>	0.06	1.26	0.12	0.45	--	0.044	--	--
<b>140</b>	0.07	1.32	0.11	0.04	--	0.034	--	--
<b>141</b>	0.07	1.27	0.12	0.42	0.23	0.041	--	--
<b>142</b>	0.06	1.36	0.13	0.43	--	0.061	--	--
<b>143</b>	0.065	1.29	0.11	0.40	--	0.032	0.030	0.0031
<b>144</b>	0.05	1.33	0.27	0.37	--	1.05	0.026	--
<b>145</b>	0.115	1.45	0.11	0.40	--	0.031	--	--
<b>146</b>	0.11	1.9	0.13	0.39	--	0.031	--	--
<b>147</b>	0.11	1.65	0.13	0.02	--	0.030	--	--
<b>148</b>	0.115	1.59	0.14	0.44	--	0.063	--	--
<b>153</b>	0.11	1.54	0.12	0.38	0.23	0.0033	--	--
<b>154</b>	0.11	1.63	0.11	0.42	--	0.028	0.029	0.0037

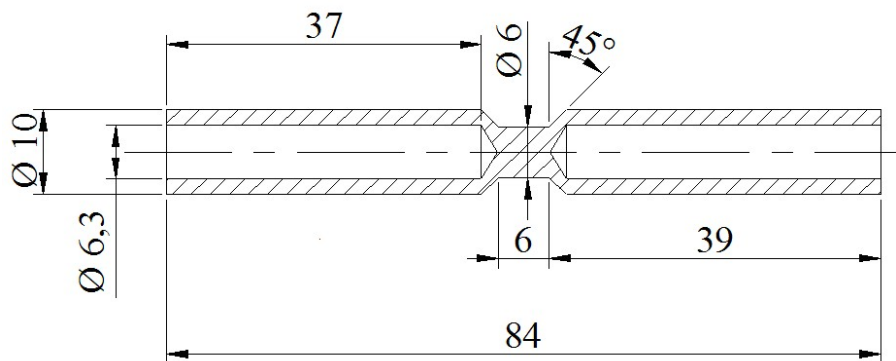


figura 4.11: geometria del provino usato per ricavare le curve CCT

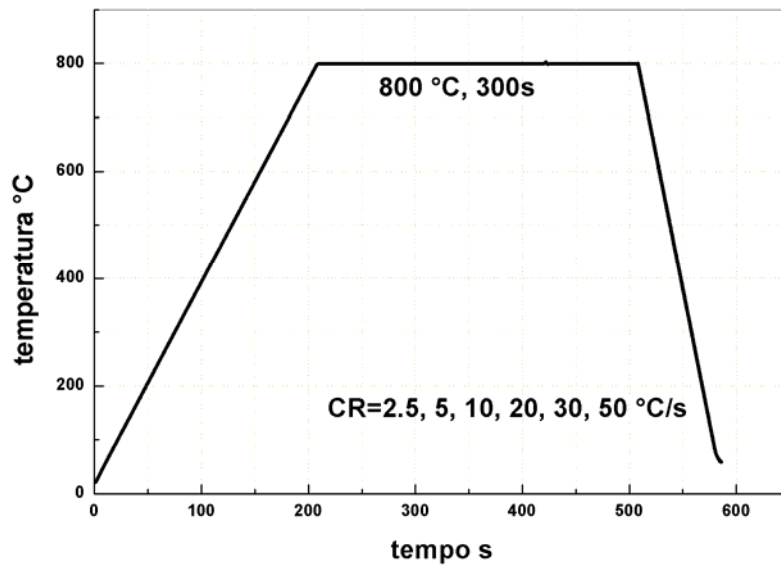


figura 4.12: ciclo termico simulato per ricavare le curve CCT

#### 4.4. Comportamento plastico: chimiche esaminate

Gli acciai oggetto dello studio appartengono a sei diverse colate, classificate con le sigle da 116 a 126, e si differenziano non solo per la composizione chimica, ma anche per il tipo di ciclo termico.

Tab.4.2 Composizione chimica degli acciai studiati

\*Quantometro fuori curva massima

<i>Tipo di acciaio</i>	<i>Colata</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>P</i>	<i>Cr</i>	<i>Al</i>	<i>Ti</i>	<i>B</i>
DP450 al B	116	0.06	1.27	0.15	0.013	0.46	0.044	0.034	0.0025
DP600 al B	117	0.115	1.50	0.11	0.014	0.47	0.030	0.030	0.0026
DP450 al P	118	0.11	1.34	0.46	0.092	0.11	0.037	0.028	0.0027
DP600 al P	119	0.15	1.58	0.38	0.075	0.07	0.029	0.026	0.0024
DP450 al Al	121	0.055	1.21	0.19	0.014	0.43	*0.95	0.025	-
DP600 al Al	126	0.12	1.54	0.19	0.014	0.43	*0.95	0.022	-

## Capitolo 5

### Previsione delle caratteristiche meccaniche

Il risultato del lavoro sperimentale puo' essere riassunto nella tabella in appendice II, nella quale vengono riportati per ciascuna tipologia di acciaio e per le diverse temperature di soaking i valori medi delle percentuali di seconde fasi misurate, e le proprietà meccaniche distinguendo tra i vari cicli.

Dall' analisi delle prove effettuate con la stessa temperatura di soaking si ricava che:

- all' aumento della percentuale di seconde fasi corrisponde un aumento del carico di rottura. Questo conferma l'importanza del tenore di martensite nel determinare le caratteristiche meccaniche di acciai dual-phase.

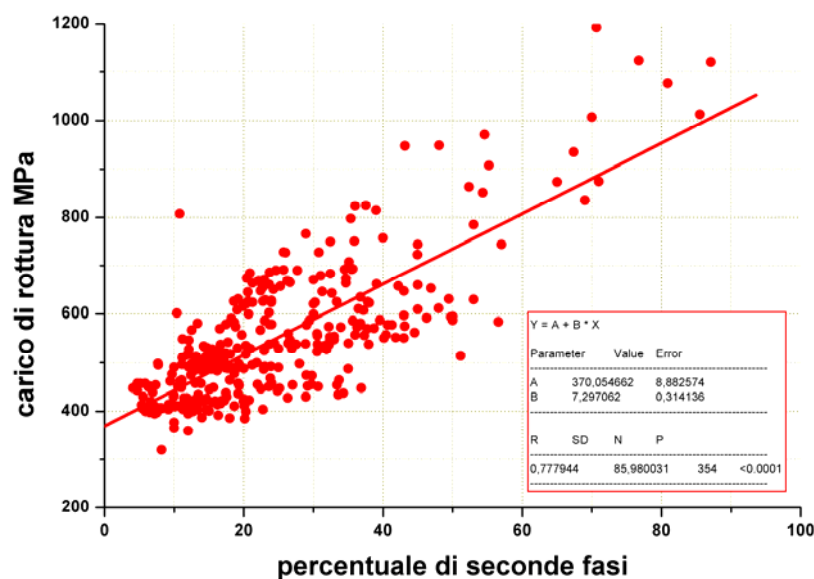


figura 5.1: carico di rottura in funzione della percentuale di seconde fasi per tutti gli acciai esaminati

- A parità di composizione chimica generale si hanno percentuali di seconde fasi e carichi di rottura maggiori dove i tenori di carbonio e manganese sono piu' elevati.

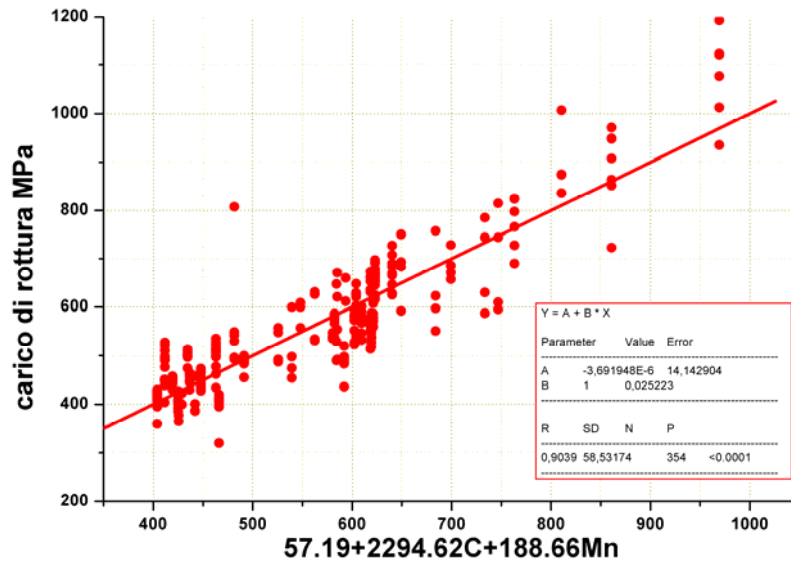


figura 5.2: carico di snervamento in funzione della percentuale di seconde fasi per tutti gli acciai esaminati

- I provini con il carico di rottura piu' alto (circa 680 MPa) appartengono alla colata 069, ovvero DP600 al cromo-molibdeno.
- Tra i DP450 i campioni con carico di rottura piu' alto sono quelli della colata 118, ovvero DP450 al P.

## 5.1. Valutazione della tipologia di seconde fasi presenti

Finora si è parlato genericamente di seconde fasi, senza specificare se si tratta di bainite o martensite. Ciò è dovuto sia alla netta e attesa predominanza della fase martensitica nella maggioranza dei provini analizzati, sia alla difficoltà oggettiva di valutare quantitativamente la percentuale di sola bainite o di sola martensite.

Per gli acciai dual-phase il migliore comportamento meccanico è associato ad una seconda fase di sola martensite. Per individuare la eventuale presenza di bainite si è proceduto attaccando i campioni, con reagente Le Pera. Si è ottenuta così un'immagine della microstruttura con un contrasto cromatico sufficiente ad una valutazione qualitativa e quantitativa del tipo di componenti microstrutturali presenti. Per i campioni per i quali non si è riusciti a distinguere le varie seconde fasi, al microscopio ottico, si è proceduto all'analisi tramite un microscopio elettronico a scansione elettronica.



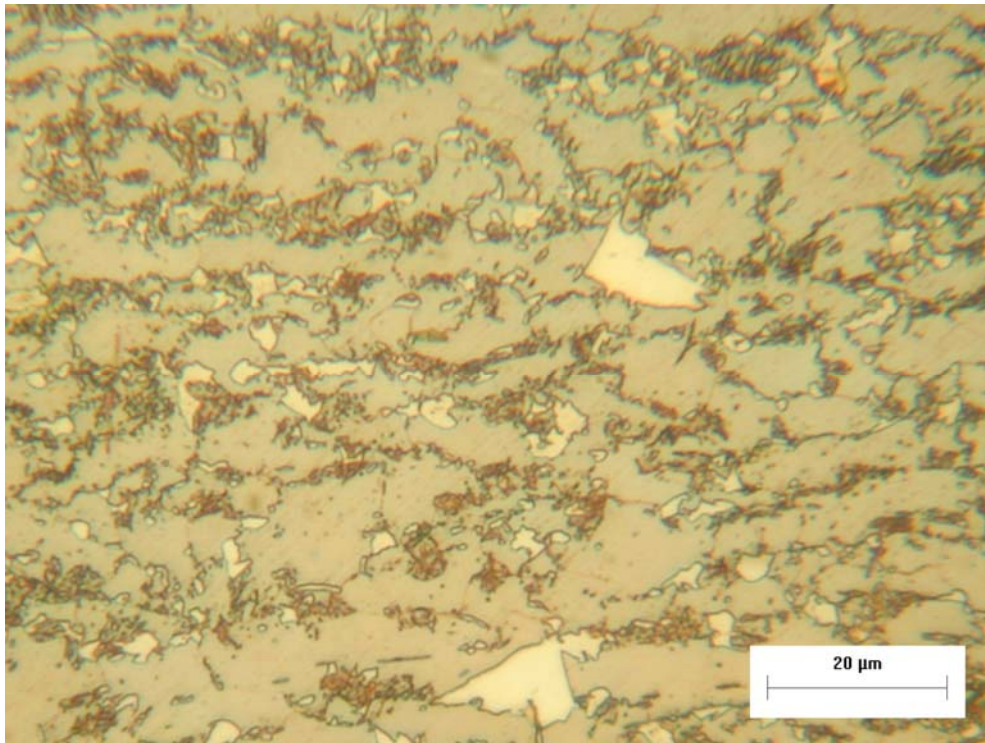


Figura 5.3: microstruttura di un acciaio dual-phase attaccato con il Le Pera: la ferrite appare marrone chiaro, la martensite sotto forma di particelle bianche, la bainite marrone

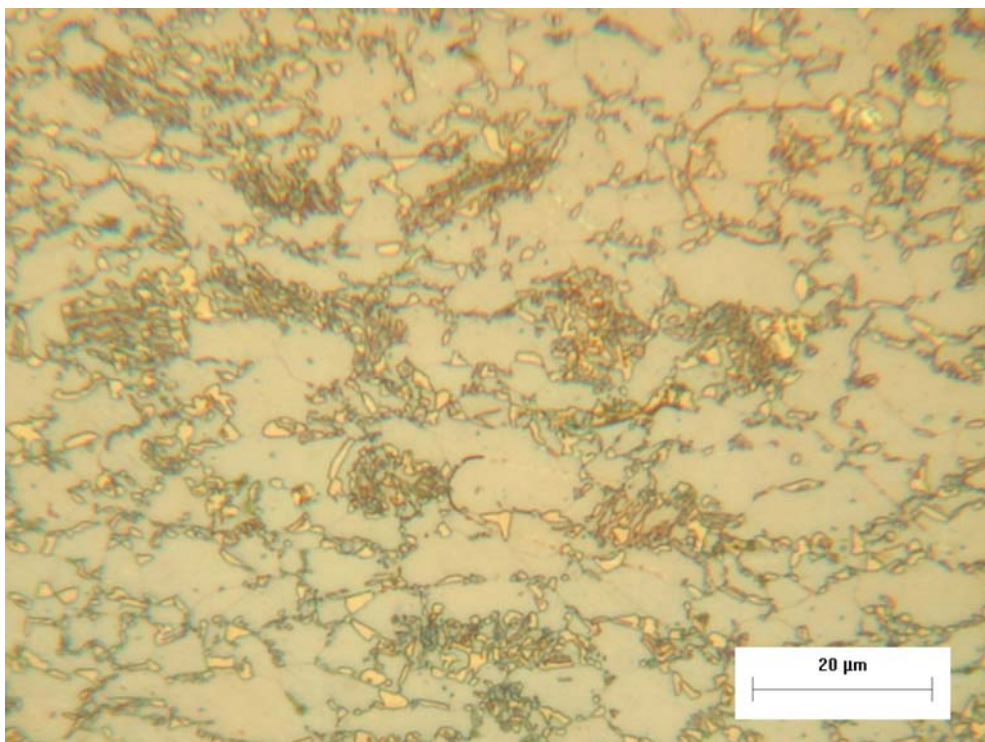


Figura 5.4: microstruttura di un acciaio dual-phase attaccato con il Le Pera: la ferrite appare marrone chiaro, la martensite sotto forma di particelle bianche. Gli agglomerati di particelle bianche, in cui si distingue la struttura a lamelle, corrispondono alla bainite e sono chiamati per il loro aspetto “falsa martensite”

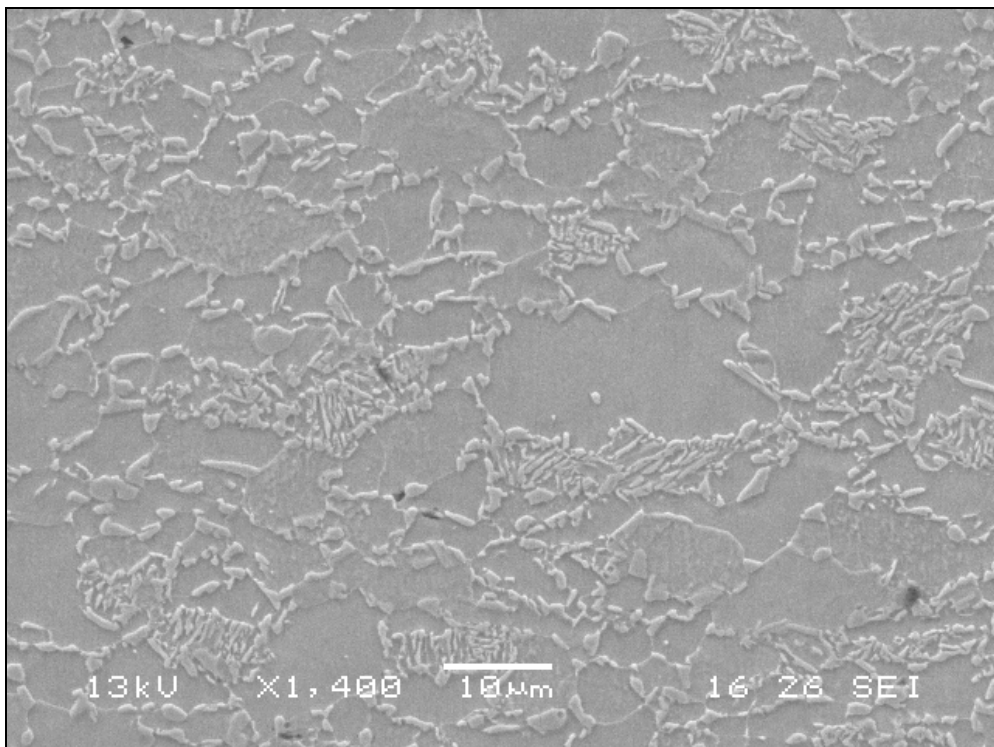


Figura 5.5: Immagine SEM di una microstruttura dual-phase, la martensite e la bainite sono facilmente riconoscibili.

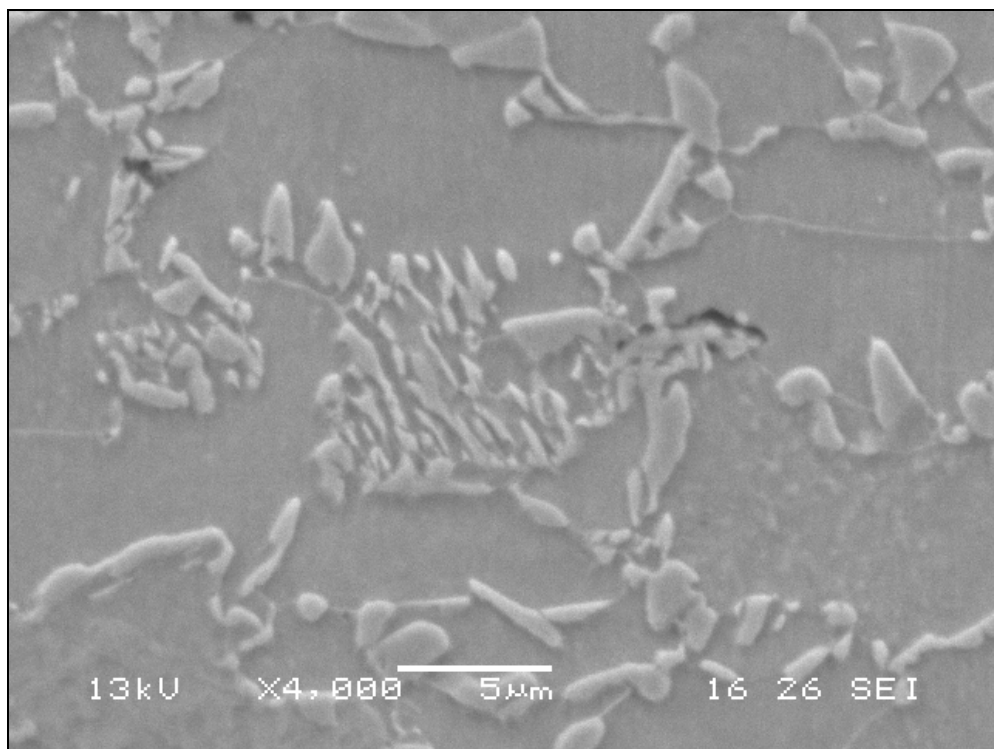


Figura 5.6: Immagine SEM di una microstruttura dual-phase in cui si distingue chiaramente la bainite con le lamelle di cementite (in rilievo) alternate alla ferrite

L'analisi delle micrografie degli acciai dual-phase attaccati con il Le Pera non è sempre facile. Il colore che assumono le varie microstrutture dipende, infatti, dalla composizione chimica dell'acciaio. Il colore della ferrite può variare dal grigio al marrone scuro all'aumentare del tenore di silicio, vedere figure 5.6 e 5.7.

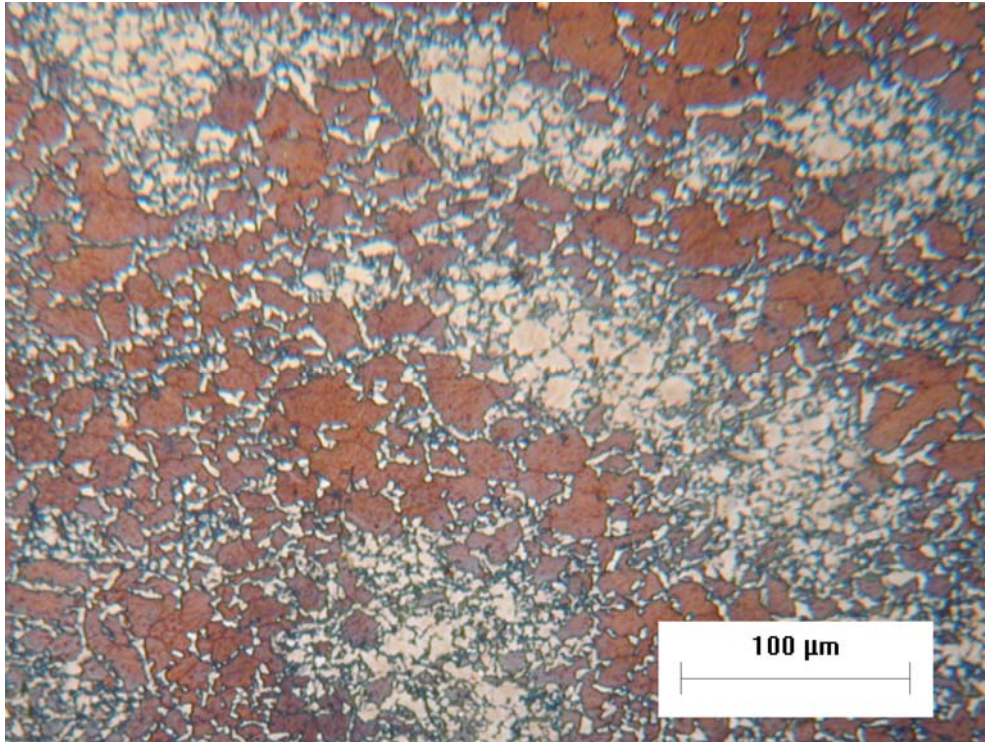


Figura 5.7: Microstruttura di un acciaio dual-phase con alto tenore di silicio (0.19C, 1.58Mn, 1.6Si), attaccato con il Le Pera: la ferrite appare marrone scuro.

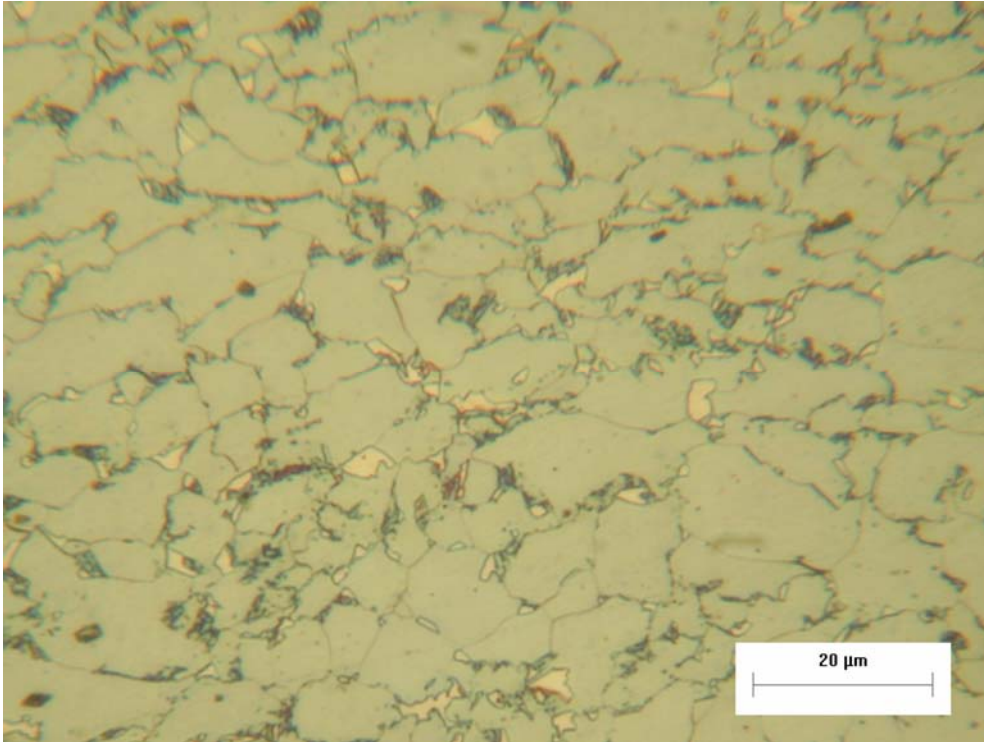


Figura 5.8: Microstruttura di un acciaio dual-phase con basso tenore di silicio (0.085C, 1.74 Mn, 0.11Si), attaccato con il Le Pera: la ferrite appare grigia.

Non sempre la martensite appare bianca e può essere confusa con la bainite. In questi casi solo l'analisi con il microdurometro può permettere di distinguerle. Nelle figure 5.9 e 5.10, sono riportate due micrografie dello stesso campione attaccato con il Le Pera, nel primo la martensite appare bianca, nella seconda marrone.

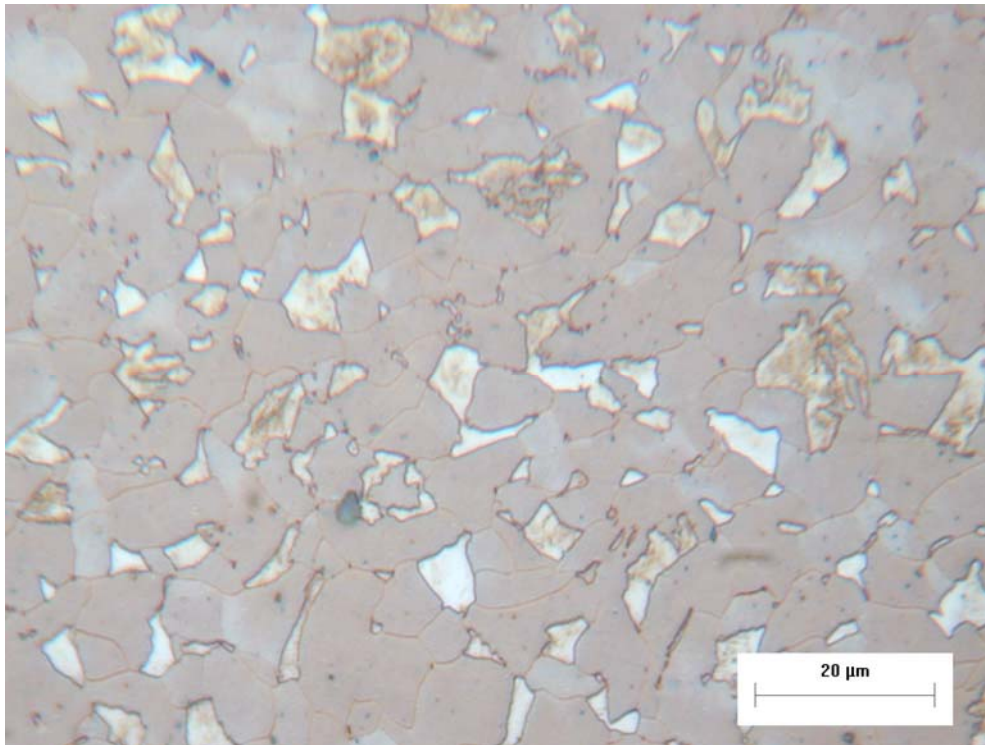


Figura 5.9: Microstruttura di un acciaio dual-phase, (0.05C, 1.27 Mn, 0.11Si), attaccato con il Le Pera: la martensite appare bianca.

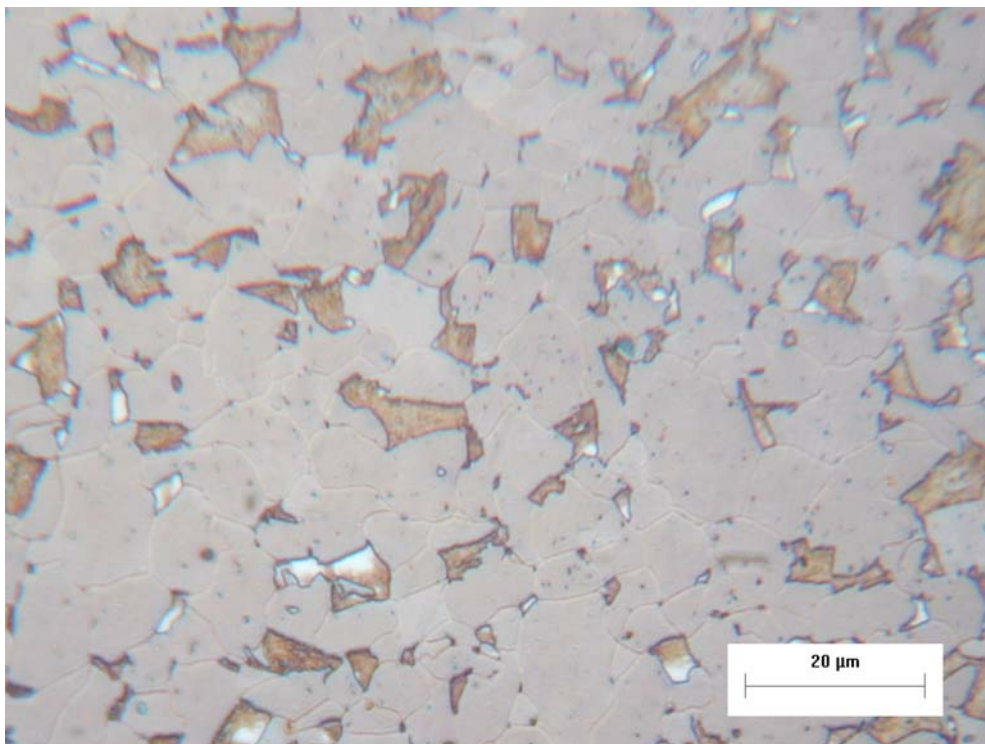


Figura 5.10: Microstruttura di un acciaio dual-phase, (0.05C, 1.27 Mn, 0.11Si), attaccato con il Le Pera: la martensite appare marrone.

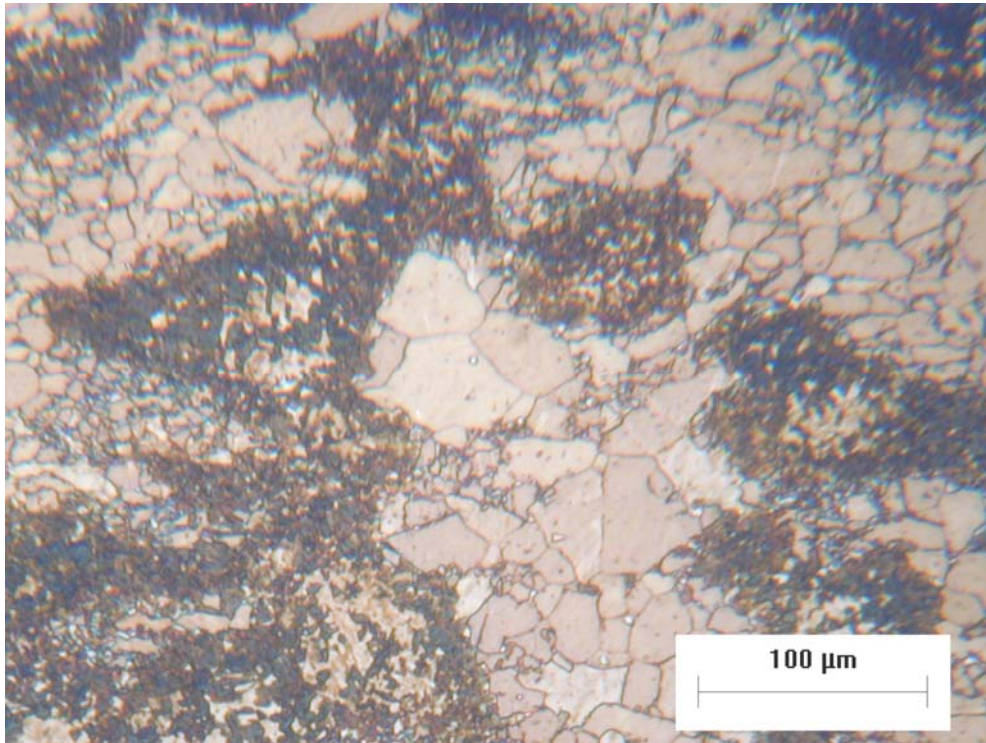


Figura 5.11: Microstruttura di un acciaio dual-phase, (0.12C, 1.53 Mn, 0.11Si), attaccato con il Le Pera: la martensite appare bianca, la bainite marrone

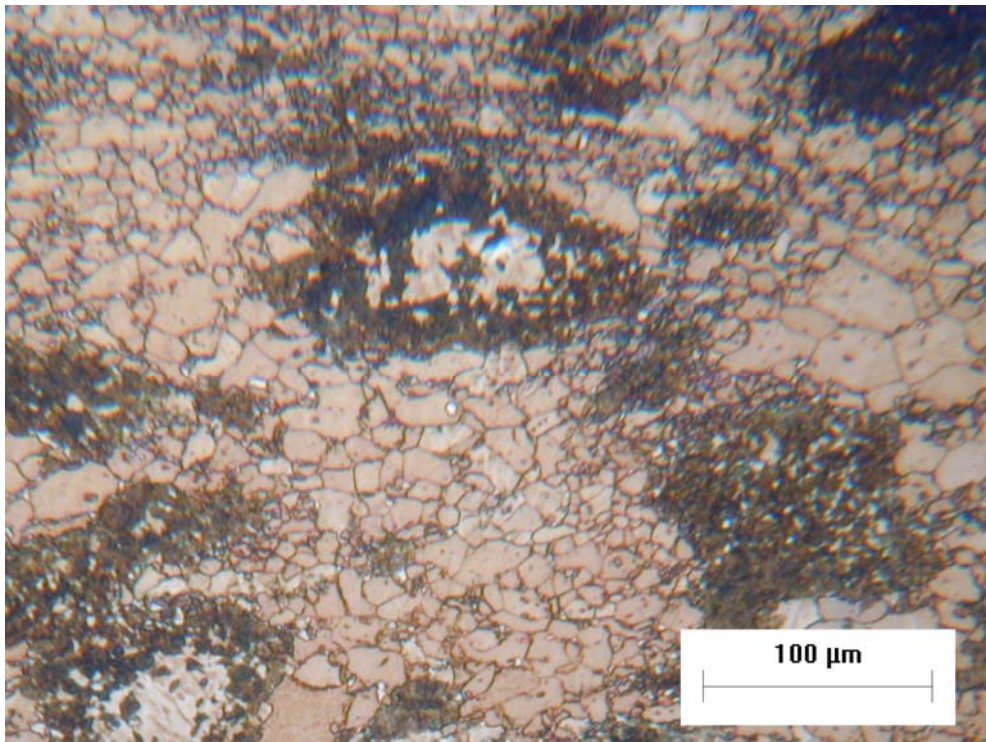


Figura 5.12: Microstruttura di un acciaio dual-phase, (0.12C, 1.53 Mn, 0.11Si), attaccato con il Le Pera: la martensite appare bianca, la bainite marrone.

## 5.2. Predizione delle caratteristiche meccaniche

Il carico di rottura  $UTS$  ed il carico di snervamento  $YS$  sono stati stimati secondo le formule lineari illustrate di seguito. Le due caratteristiche sono stimate con una combinazione lineare della composizione chimica, le frazioni di fase finali e i parametri di processo:

$$UTS = b_0 + b_1 \cdot [C] + b_2 \cdot [Mn] + b_3 \cdot [Cr] + b_4 \cdot [Mo] + b_5 \cdot [Si] + b_6 \cdot [Ti] + b_7 \cdot [Nb] + b_8 \cdot [B] + b_9 \cdot X_{mart\_fin} + b_{10} \cdot X_{bain\_fin} + b_{11} \cdot X_{ferr\_fin} \quad (54)$$

$$YS = c_0 + c_1 \cdot [C] + c_2 \cdot [Mn] + c_3 \cdot [Cr] + c_4 \cdot [Mo] + c_5 \cdot L_{line} + c_6 \cdot V_{line} + c_7 \cdot H + c_8 \cdot T_{aust} + c_9 \cdot T_{SC} + c_{10} \cdot T_{JC} + c_{11} \cdot T_{OA} + c_{12} \cdot T_{CI} + c_{13} \cdot X_{mart\_fin} + c_{13} \cdot X_{bain\_fin} + c_{14} \cdot X_{ferr\_fin} \quad (55)$$

Dove  $X_{mart\_fin}$ ,  $X_{bain\_fin}$ ,  $X_{ferr\_fin}$  sono le percentuali finali di martensite, bainite e ferrite;  $T_{aust}$  è la temperatura intercritica,  $V_{line}$  è la velocità della linea,  $T_{OA}$  è la temperatura di zincatura,  $T_{SC}$  è la temperatura di “slow cooling”,  $T_{CI}$  è la temperatura di “cool 1”. Nella stima del carico di snervamento vengono apportate alcune correzioni se sono presenti: boro, titanio, niobio e alluminio.

### 5.2.1. Calcolo del carico di rottura

$$UTS = 30.8750 + 1432.3378 \cdot [C] + 209.9555 \cdot [Mn] + 72.0375 \cdot [Cr] + 222.1690 \cdot [Mo] + 162.7735 \cdot [Si] + 1959.5784 \cdot [Ti] - 714.4813 \cdot [Nb] - 7497.5701 \cdot [B] + 189.9091 \cdot X_m + (-72.9566 \cdot X_b - 15.1745 \cdot X_f) \quad (56)$$

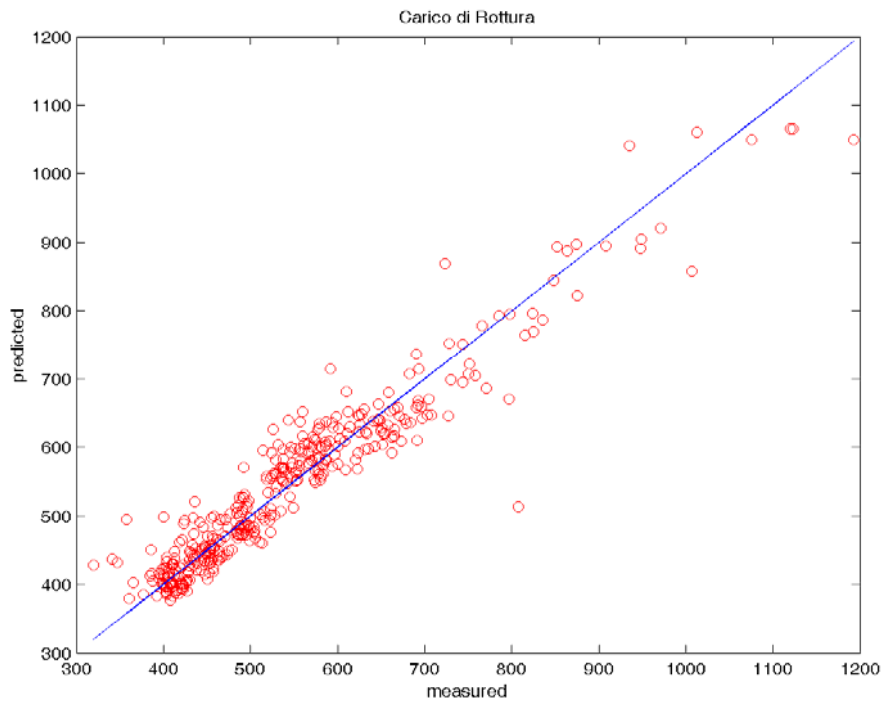


Figura 5.13: Carico di rottura predetto in funzione di quello calcolato

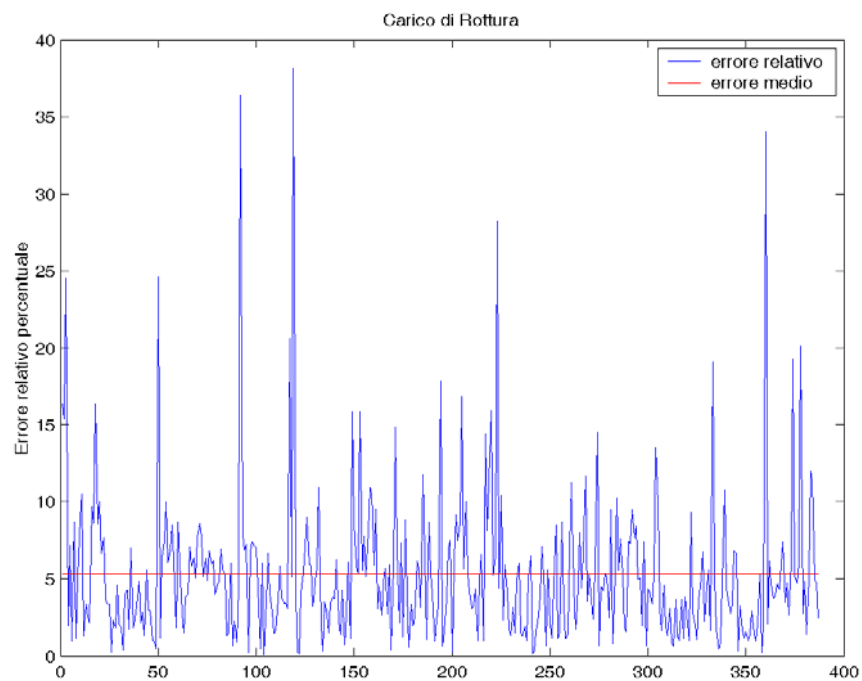


Figura 5.14: Errore relativo e medio per la formula lineare trovata per predire il carico di rottura



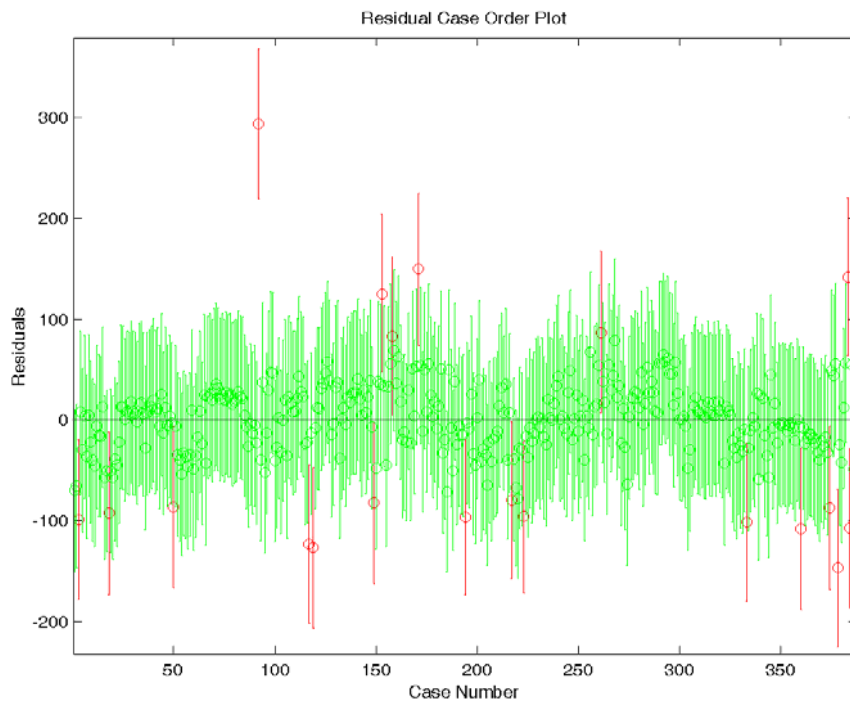


Figura 5.15: Residui per la formula lineare trovata per predire il carico di rottura

### 5.2.2. Calcolo del carico di snervamento

$$\begin{aligned}
 YS = & -476.3862 + 778.8692 \cdot [C] + 154.0155 \cdot [Mn] + 11.0109 \cdot [Cr] + 155.8239 \cdot [Mo] + \\
 & + 0.0812 \cdot L_{linea} - 0.5547 \cdot V_{linea} - 35.8166 \cdot SPESS + 0.4741 \cdot T_{aust} + 0.3549 \cdot T_{ini\_raffr} + \\
 & - 0.5189 \cdot T_{JC} + 0.1480 \cdot T_{OA} + 0.3295 \cdot T_{C1} + 189.8145 \cdot X_m + 133.1460 \cdot X_b - 103.2942 \cdot X_f
 \end{aligned} \quad (56)$$

Al risultato della (56) vengono sommate delle correzioni in caso alcuni componenti siano presenti.

Se è presente Boro

$$YS = YS - 24.7401 + 0.6571 \cdot [B] \quad (57)$$

Se è presente Titanio

$$YS = YS - 80.0960 - 2320.4587 \cdot [Ti] \quad (58)$$

Se è presente Alluminio

$$YS = YS - 0.3760 + 44.0169 \cdot [Al] \quad (59)$$

Se è presente Niobio

$$YS = YS - 60.9451 + 2805.0105 \cdot [Nb] \quad (60)$$

Infine viene introdotta una ulteriore correzione dipendente dal valore, come segue:

$$YS_{fin} = YS + 0.0009428 \cdot YS^2 - 0.82832802 \cdot YS + 164.60630 \quad (61)$$

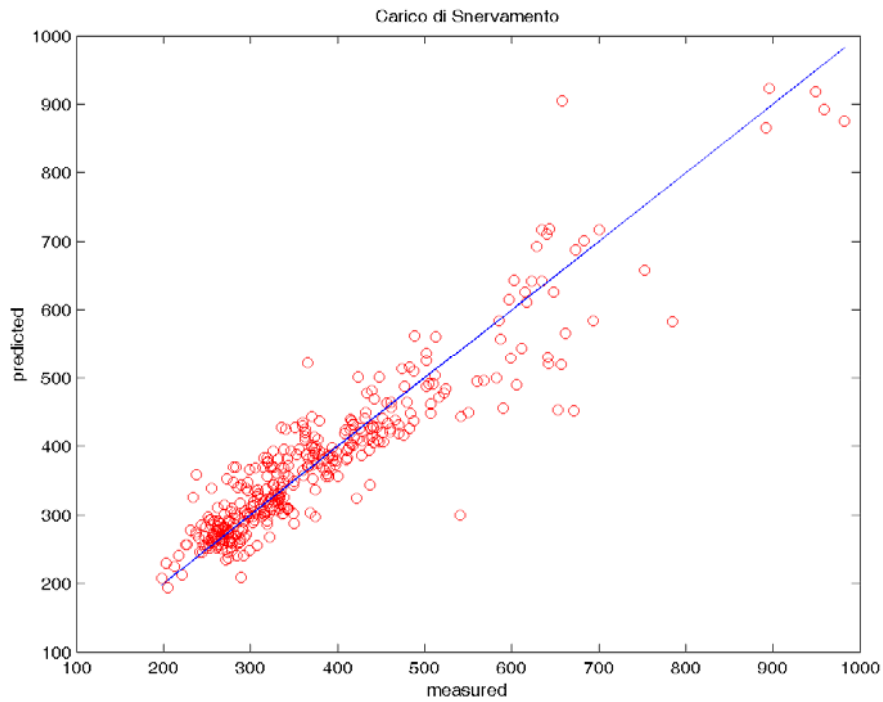


Figura 5.16: Carico di snervamento predetto in funzione di quello calcolato

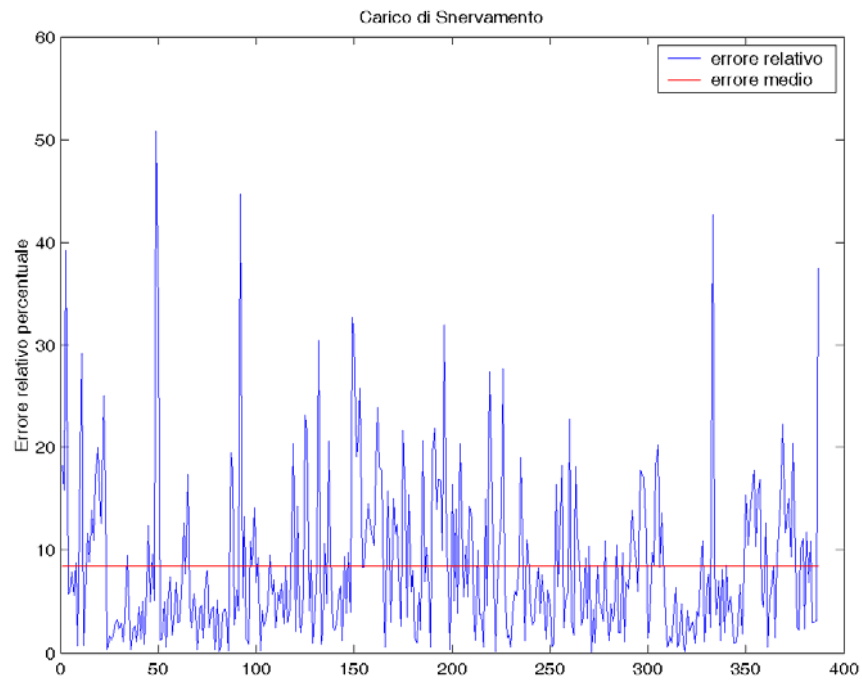


Figura 5.17: Errore relativo e medio per la formula lineare trovata per predire il carico di snervamento

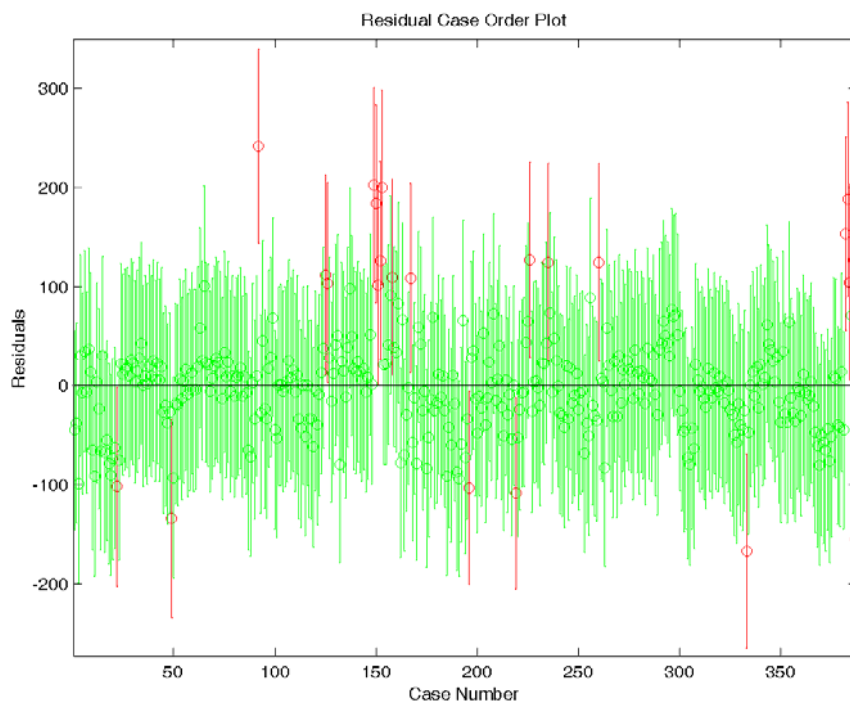


Figura 5.18: Residui per la formula lineare trovata per predire il carico di snervamento



## **Capitolo 6**

### **Analisi delle curve dilatometriche**

Le curve dilatometriche ottenute con il Gleeble consistono, come mostrato in figure 6.1; 6.2, 6.3, in grafici dove è tracciato l'andamento della dilatazione termica ( $\Delta L/L_0$ ) in funzione della temperatura.

Durante il raffreddamento, il punto di inizio di una trasformazione di fase è il punto in cui c'è variazione della velocità di contrazione termica da quella della precedente struttura, mentre il punto di fine è quello in cui la velocità di contrazione termica rimane costante e uguale a quella della nuova fase. Se c'è più di una trasformazione di fase durante il raffreddamento ogni cambio di velocità di contrazione corrisponde a una nuova trasformazione. Unendo tutti i punti di inizio trasformazione per ogni fase e tutti quelli di fine in un diagramma semilogaritmico temperatura-tempo si costruisce un diagramma CCT.

Dalle curve dilatometriche ottenute da ricottura totale è possibile ricavare le temperature  $A_{e3}$  e  $A_{e1}$  nel tratto di riscaldamento, mentre nel tratto di raffreddamento è possibile rilevare le temperature di inizio e di fine di trasformazione delle diverse microstrutture che si formano.

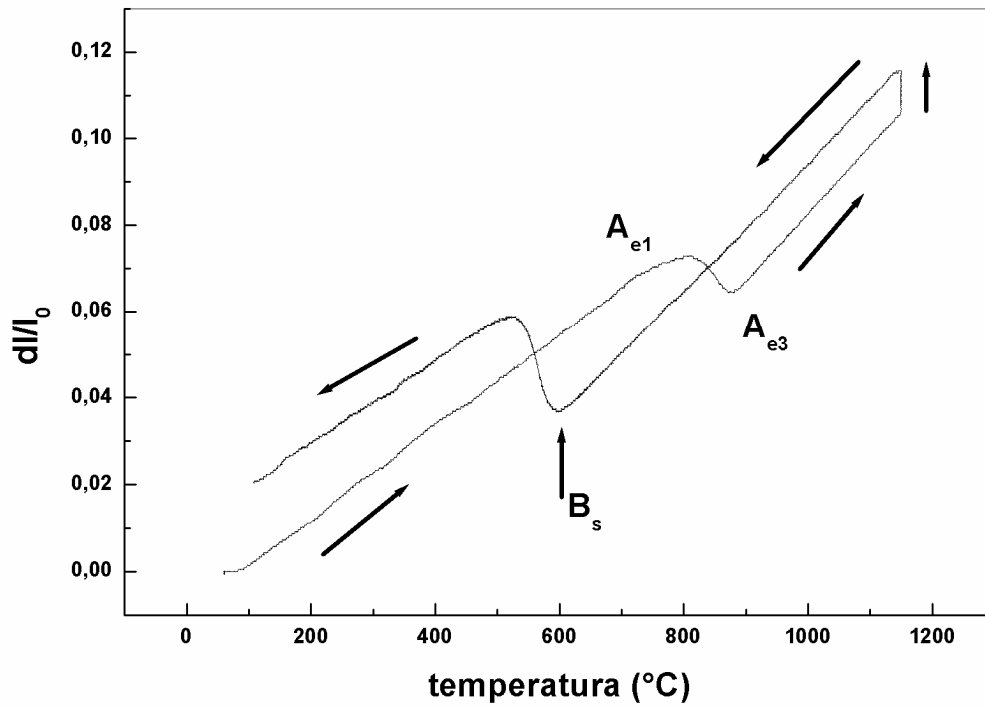


figura 6.1: Curva di dilatazione per ricottura continua

Dalle curve di ricottura parziale, figura 6.2, nella fase di riscaldamento è valutabile solo la temperatura  $A_{e1}$ . La fase di austenitizzazione è ben visibile ed è accompagnata da una diminuzione di lunghezza del provino metallico. Nel tratto di raffreddamento è possibile individuare le temperature di inizio e fine per le trasformazioni che avvengono.

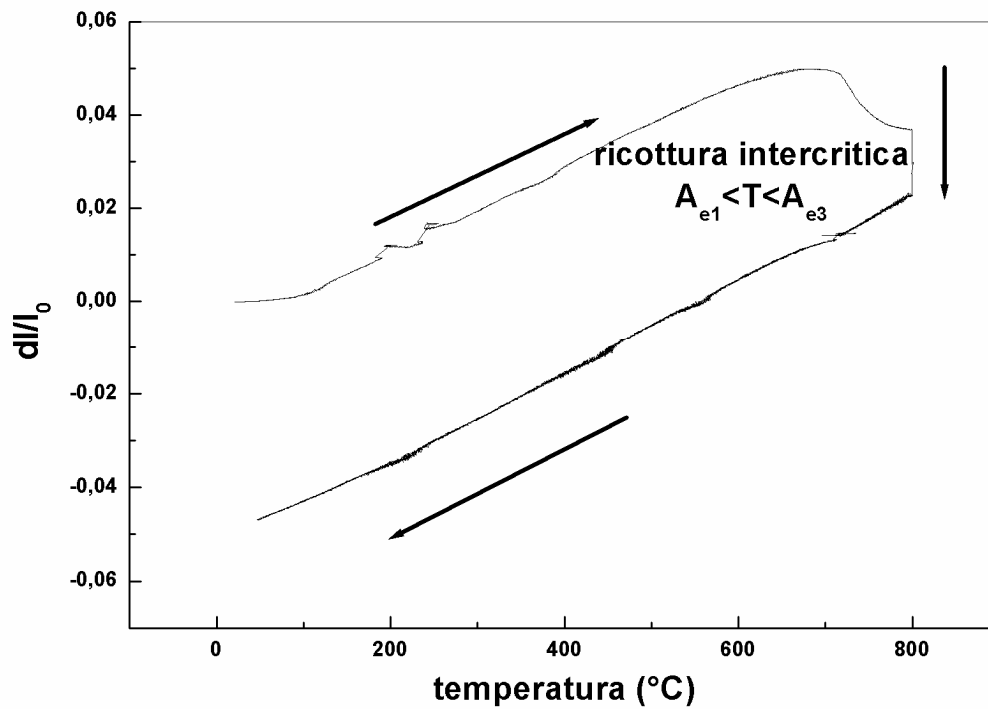


figura 6.2: Curva di dilatazione per ricottura intercritica

Le curve dilatometriche ottenute tramite il Gleeble 3800 sono state esaminate con il programma CCT Dynamic System che determina i punti di inizio e fine trasformazione applicando la tecnica di derivazione numerica alla curva dilatazione-temperatura. Dalla figura 6.3 si può vedere come si interpreta una curva di dilatazione. I punti rilevabili sono i seguenti:

$T_s \rightarrow$  temperatura di inizio trasformazione convenzionale o apparente;

$T_f \rightarrow$  temperatura di fine trasformazione convenzionale o apparente;

$T_s' \rightarrow$  temperatura di inizio trasformazione reale;

$T_f' \rightarrow$  temperatura di fine trasformazione reale.

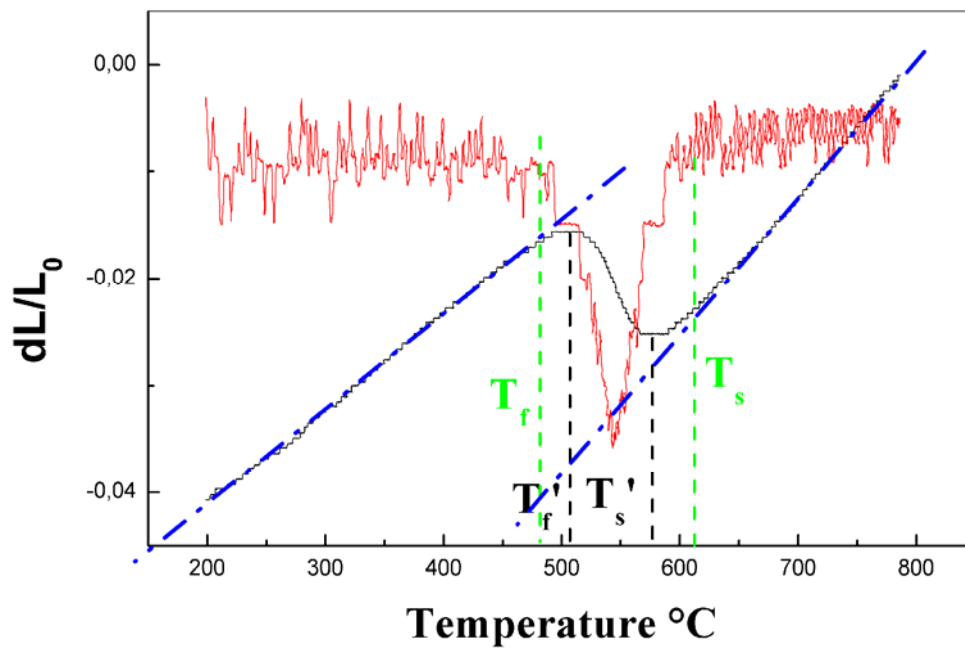


figura 6.3: analisi della curva dilatometrica tramite la derivazione numerica

Con l'aiuto del programma CCT Dynamic System sono state tracciate le curve CCT per i 12 acciai DP testati.



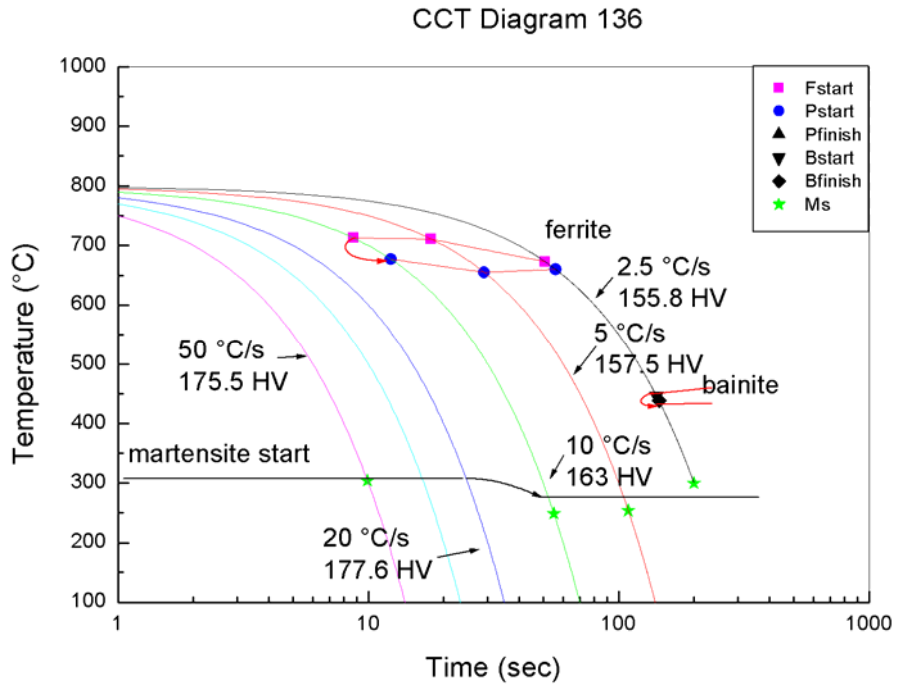


figura 6.4:Curve CCT per l'acciaio 136

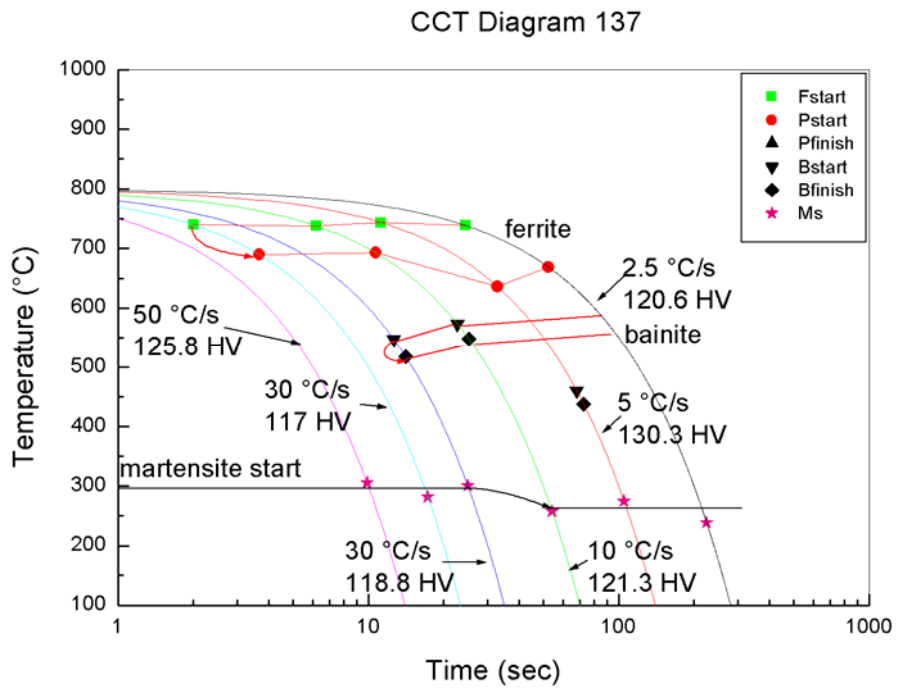


figura 6.5:Curve CCT per l'acciaio 137

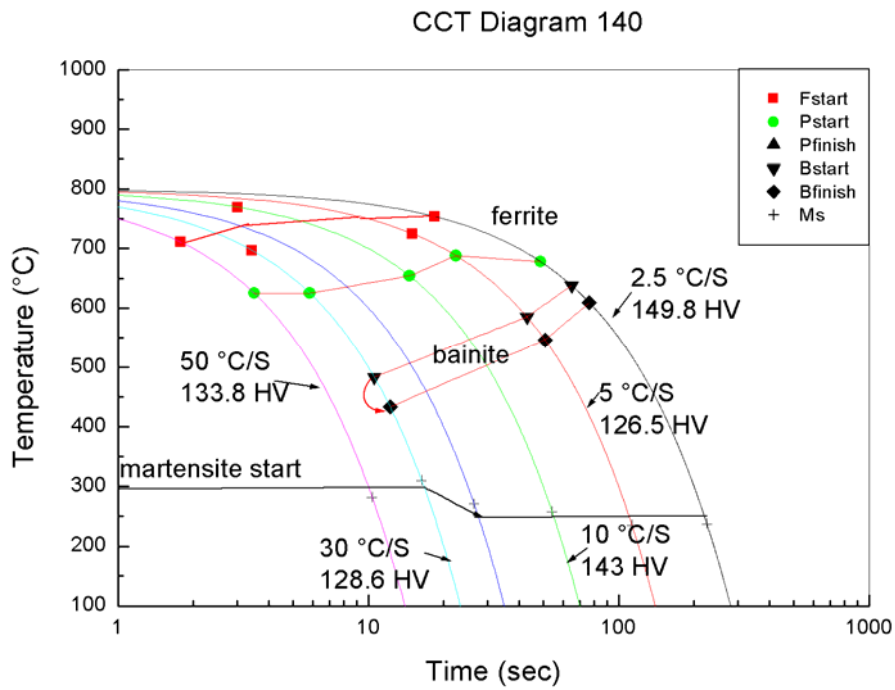


figura 6.6:Curve CCT per l'acciaio 140

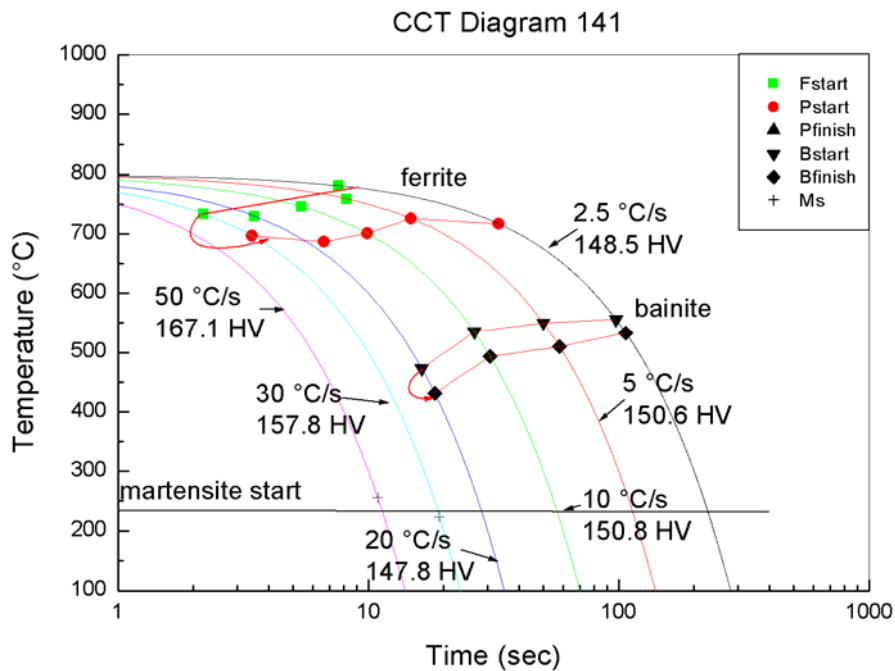


figura 6.7:Curve CCT per l'acciaio 141

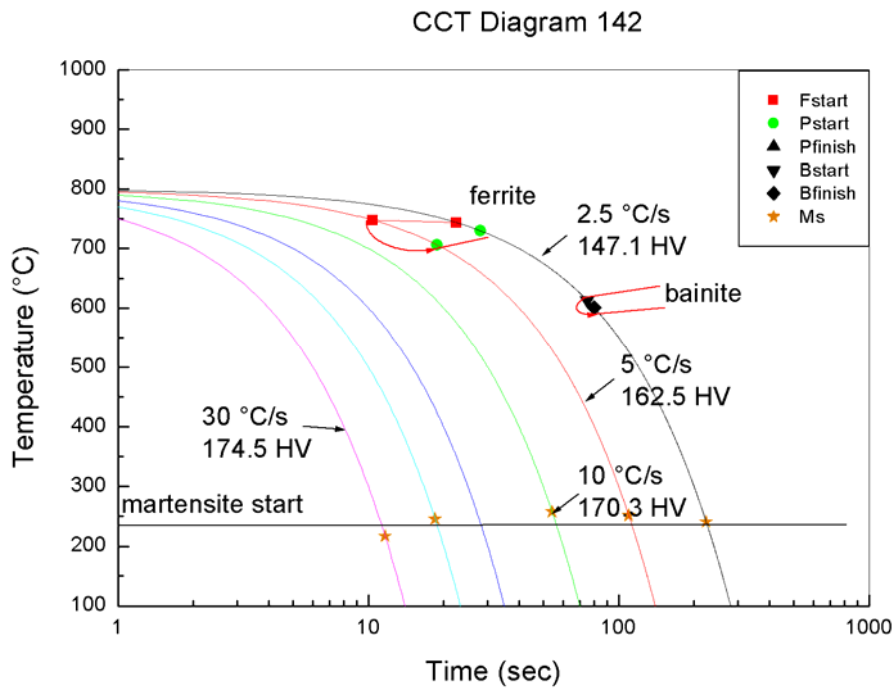


figura 6.8:Curve CCT per l'acciaio 142

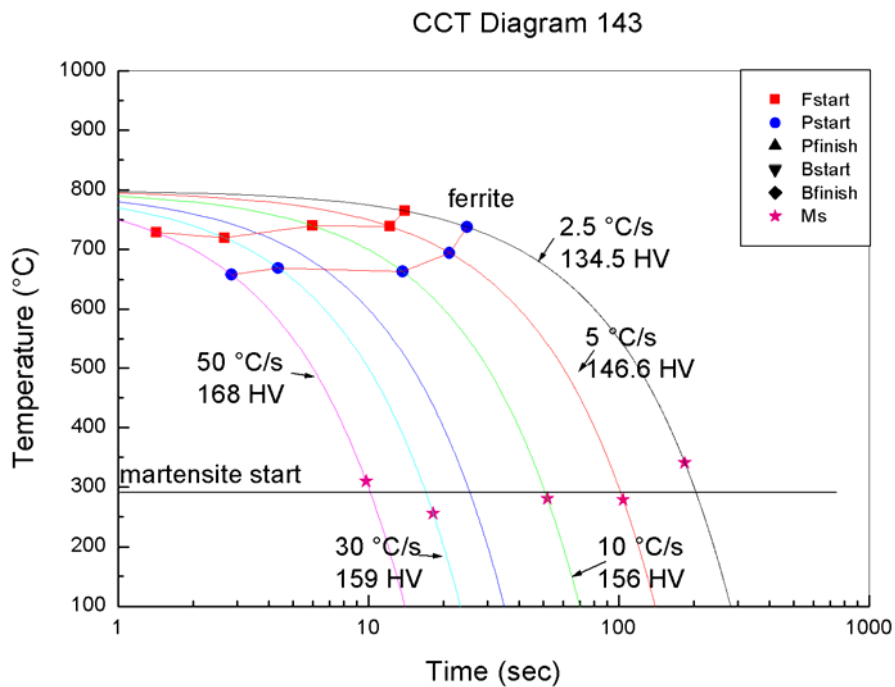


figura 6.9:Curve CCT per l'acciaio 143

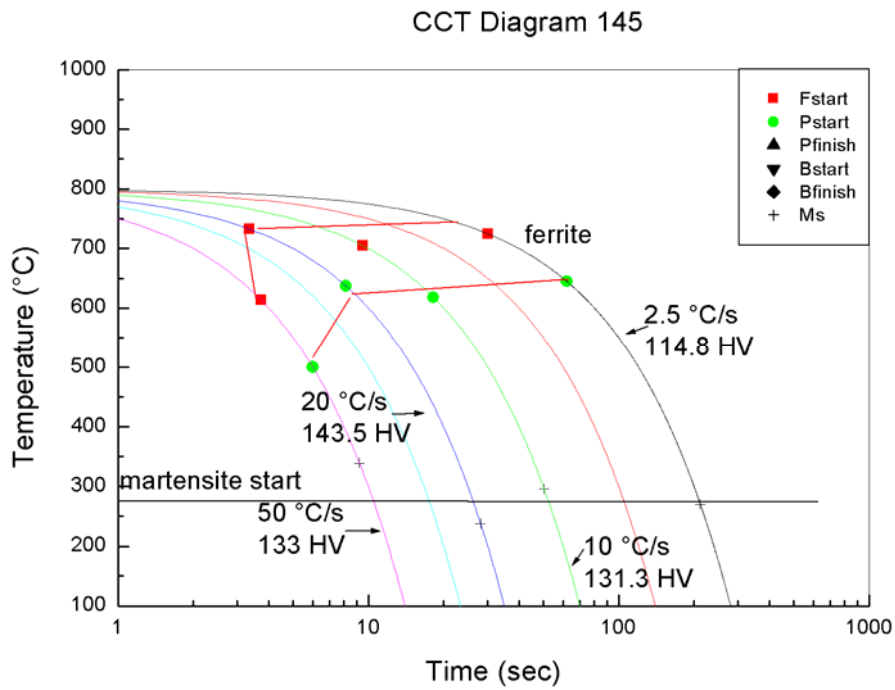


figura 6.10:Curve CCT per l'acciaio 145

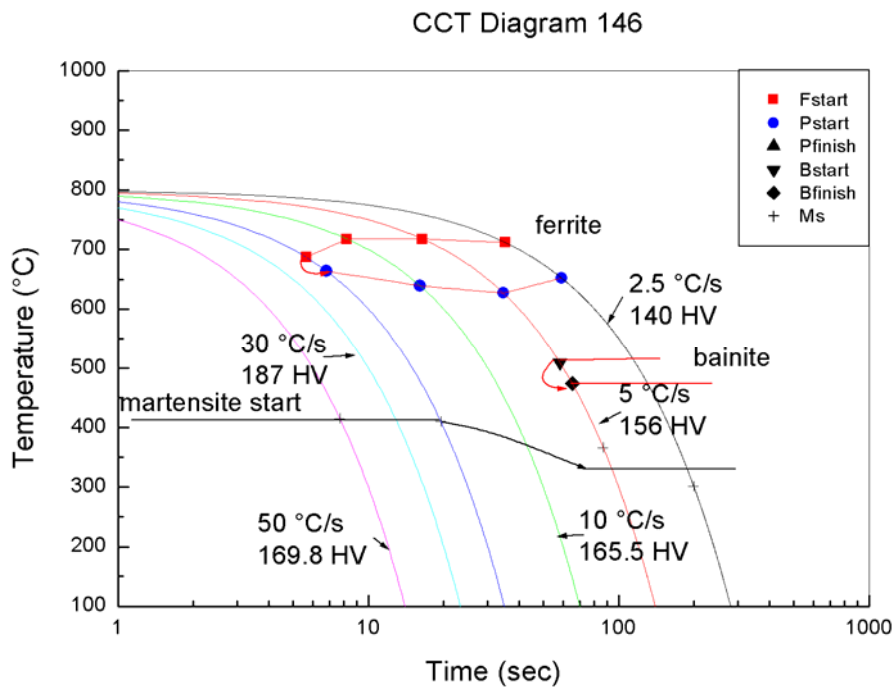


figura 6.11:Curve CCT per l'acciaio 146

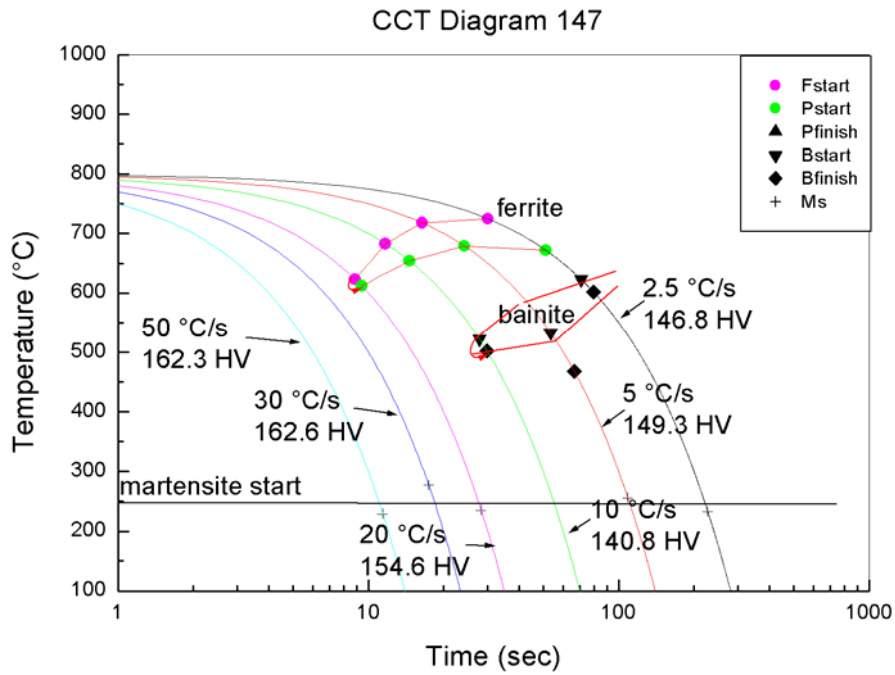


figura 6.12:Curve CCT per l'acciaio 147

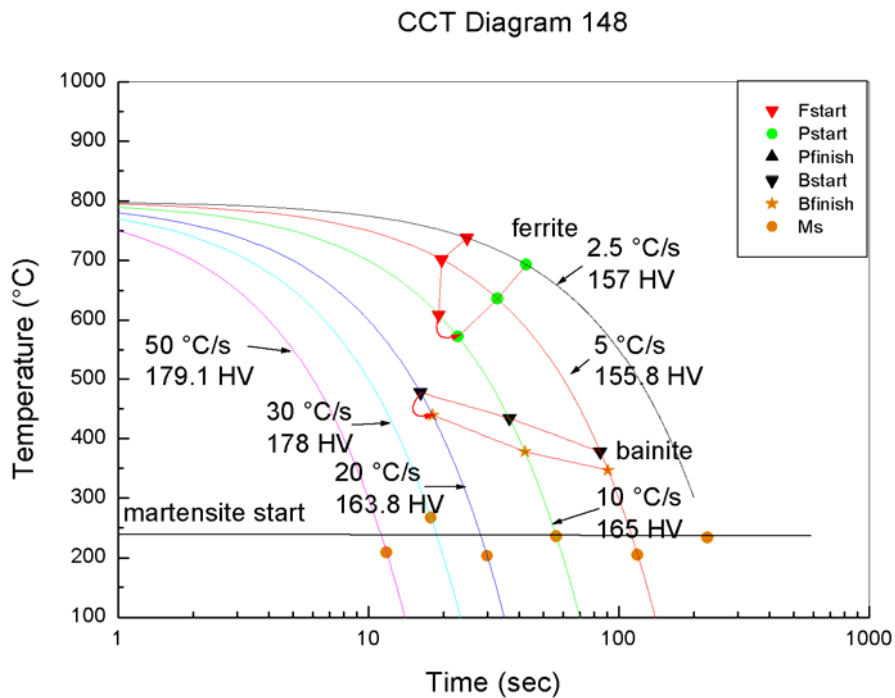


figura 6.13:Curve CCT per l'acciaio 148

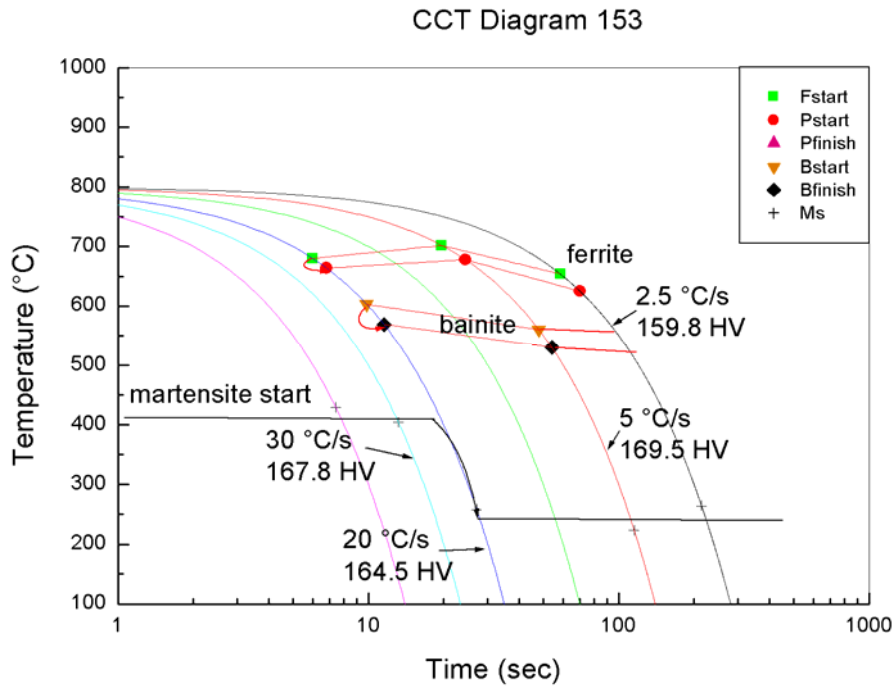


figura 6.14:Curve CCT per l'acciaio 153

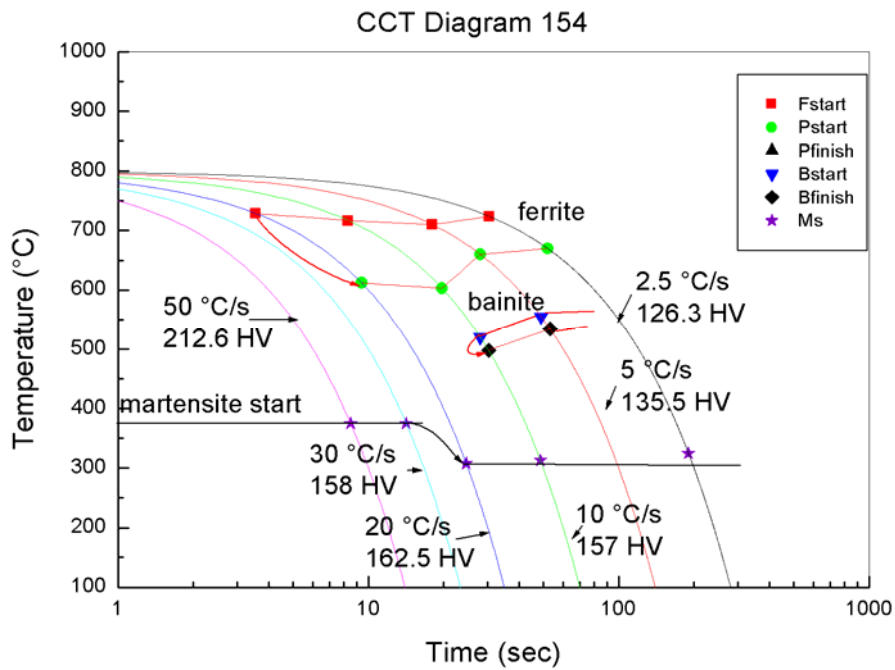


figura 6.15:Curve CCT per l'acciaio 154

Le curve CCT di questi acciai risultano essere interessanti: la curva di inizio trasformazione della ferrite risulta essere, infatti, molto spostata a sinistra.

Questa osservazione risulta coerente con il lavoro di Y.J. Park *et al.*, [14]. Essi hanno tracciato i diagrammi CCT di tre acciai dual-phase: il primo contenente 0.11% di C, 1.40% di Mn, 0.55% di Si e lo 0.09% di Mo; e il secondo contenente lo 0.11% di C, 1.40% Mn, 0.55% di Si e 0.063% di V, il terzo contenente lo 0.14% di C, 1.52% di Mn, 0.74% di Si e lo 0.18 di Mo. Le curve CCT sono state tracciate a partire dalla temperatura intercritica di 790 °C. Anche in essi, infatti, la curva di inizio trasformazione della ferrite poligonale è spostata a sinistra. Perché la trasformazione ferritica avvenga, non è necessario che essa nuclei, ma solamente che l'interfaccia austenite-ferrite avanzi nell'austenite. Alle basse velocità di raffreddamento la diffusione del carbonio è abbastanza rapida rispetto alla velocità di crescita della ferrite, non c'è, quindi, nessuno accumulo di carbonio all' interfaccia austenite-ferrite. Il gradiente di carbonio, nell'austenite, rimane basso e come risultato, uno stato vicino all' equilibrio è mantenuto durante il raffreddamento. A 600 °C la trasformazione di austenite in ferrite cessa, indipendentemente dalla velocità di raffreddamento. Per gli acciai esaminati dagli studiosi, l' austenite residua si trasforma completamente in martensite per velocità superiori a 10 °C/s, per velocità di 5°C/s o inferiori in bainite o rimane non trasformata.

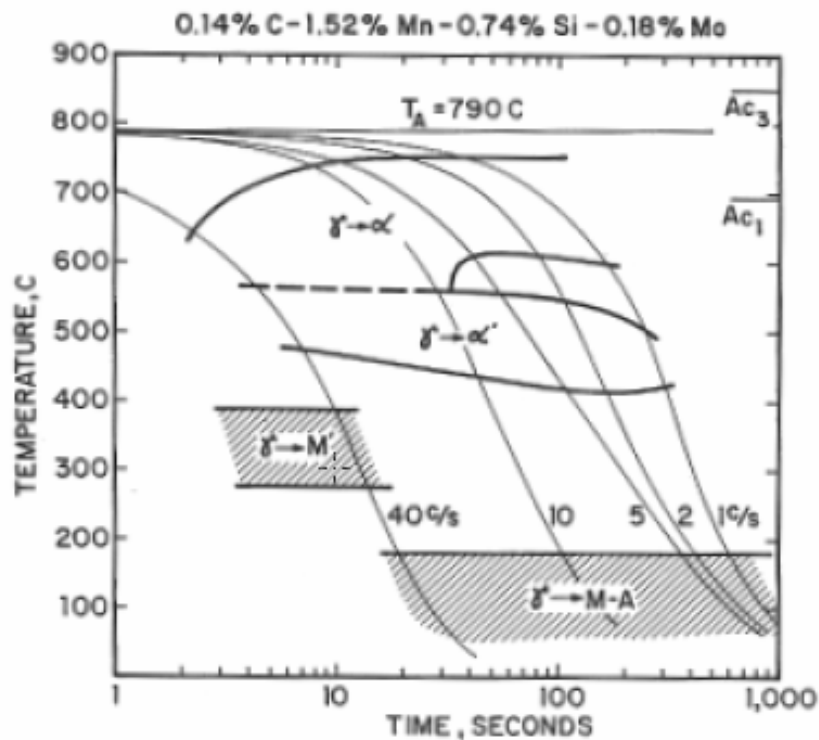


figura 6.16:Curve CCT per acciai dual-phase trovate da Y.J. Park *et al*

## **6.1. Determinazione della frazione di austenite a temperatura intercritica**

Dopo aver determinato la frazione di austenite intercritica per più di trenta acciai dual-phase appartenenti alle classi DP450, DP600 e DP1000 per cinque temperature intercritiche (760, 780, 800, 820 e 840 °C) si è cercata una formula che la legasse alla composizione chimica e alla temperatura intercritica. Non è stato possibile trovarne una che andasse bene per tutti gli acciai esaminati. Questi sono stati divisi in tre classi: acciai al carbonio-manganese, acciai al molibdeno e acciai microlegati e per ognuna di queste è stata trovata una formula che desse una stima della percentuale di austenite che si forma a temperatura intercritica.

La quantità di martensite presente in un acciaio dual-phase dopo la tempra da una data temperatura intercritica dipende sia dalla quantità che dalla temprabilità dell'austenite. La temprabilità martensitica dell'austenite si esprime sia in funzione della frazione di austenite che si trasforma in martensite sia in funzione di come questa frazione varia con la velocità di raffreddamento.

È stato trovato da Y.J. Park *et al* [14] che la temprabilità martensitica dell'austenite di acciai solo parzialmente austenitizzati è sorprendentemente alta rispetto a quelli completamente austenitizzati di uguale composizione. Negli acciai completamente austenitizzati, la cinetica di trasformazione della ferrite è controllata sia dalla velocità di nucleazione che da quella di accrescimento, mentre in quelli dual-phase la ferrite è già presente alla temperatura intercritica e la formazione durante il raffreddamento è data dalla crescita epitassiale. In un acciaio completamente austenitizzato, inoltre, la velocità di formazione della ferrite è inizialmente lenta per aumentare nel momento dell'urto. Negli acciai dual-phase, con una percentuale di austenite del 50%, la velocità di trasformazione parte dal suo massimo.

Per grandi frazioni di austenite trasformate in martensite la velocità critica di raffreddamento è molto più alta per austenite con basso tenore di carbonio che per quelle con un alto tenore di carbonio. Le velocità di raffreddamento critiche convergono, per entrambi i tipi, quando la frazione di austenite che si trasforma in martensite diminuisce. È per questa ragione che grandi quantità di martensite possono essere ottenute con basse velocità di raffreddamento alle più alte temperature intercritiche, nonostante il minor tenore di carbonio.

Il boro ha l'effetto di ridurre la frazione volumetrica di austenite presente ad una data temperatura intercritica. Il boro quindi ha l'effetto di aumentare la concentrazione di carbonio dell'austenite presente ad una data temperatura intercritica. L'effetto temprante del boro è evidente in figura 6.17: la sua presenza porta all'ottenimento di una maggiore quantità di martensite nonostante si formi meno austenite.



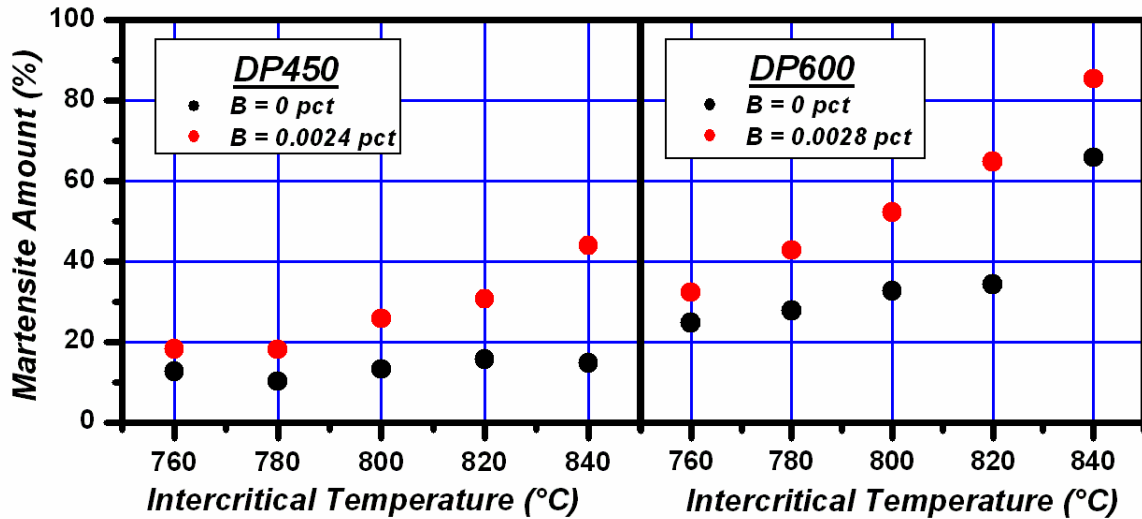


Figura 6.17: Effetto del boro su acciai DP450 e DP600

Anche l'alluminio e il cloro riducono il campo di esistenza dell'austenite. La proprietà di stabilizzare la ferrite dell'alluminio è tale che l'aggiunta dello 1.2% in tipico acciaio DP450 porta alla scomparsa della regione completamente austenitica, come si evince dalla figura 6.20. L'aggiunta dello 1% di alluminio riduce la quantità di austenite che si forma alle diverse temperature intercritiche per gli acciai DP450 e DP600 testati. Di conseguenza aumenta il loro tenore di carbonio e perciò la loro temprabilità. L'effetto del cromo è anche più marcato e più evidente alle più alte temperature intercritiche.

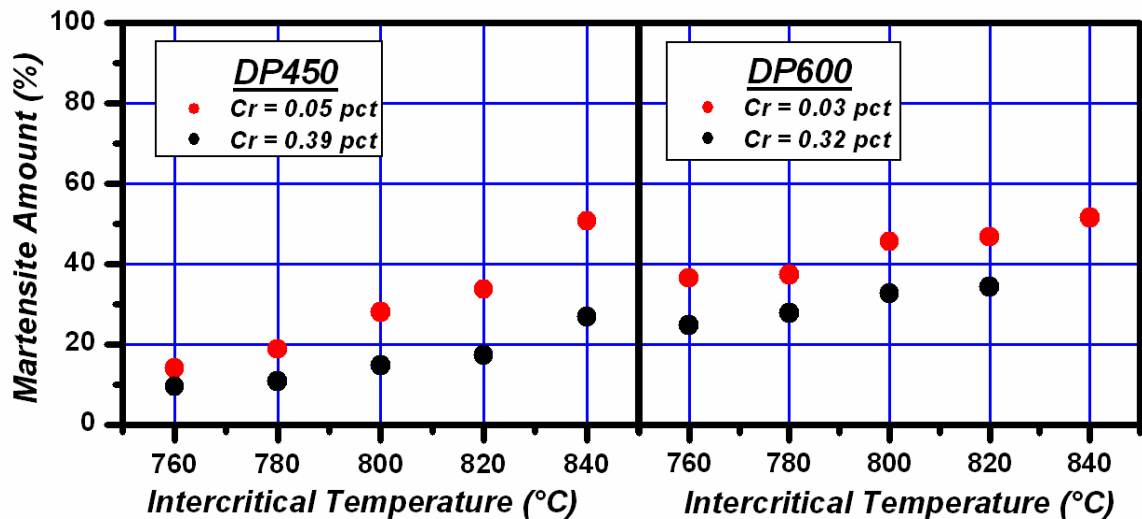


Figura 6.18: Effetto del cromo su acciai DP450 e DP600

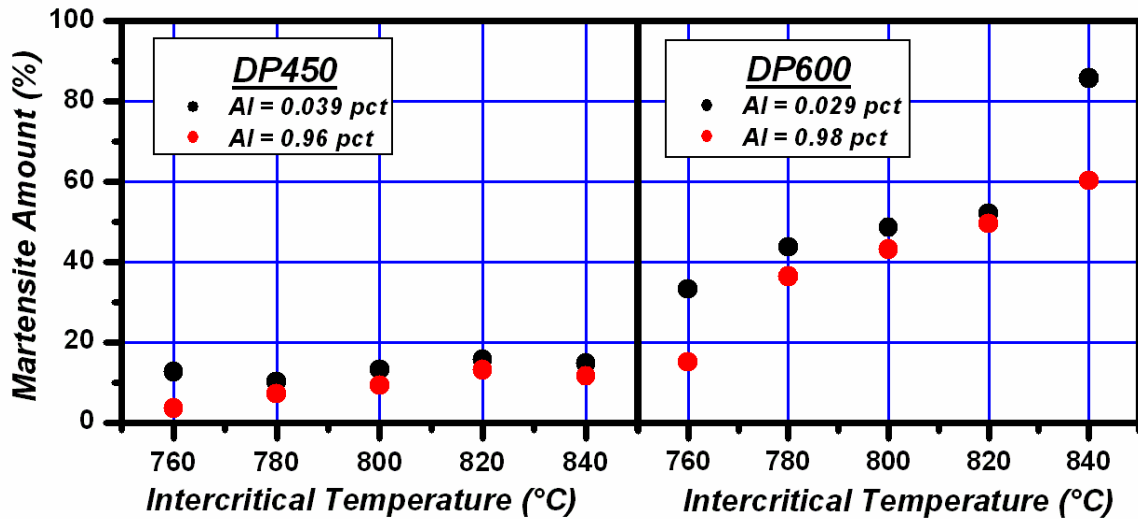


Figura 6.19: Effetto dell'alluminio su acciai DP450 e DP600

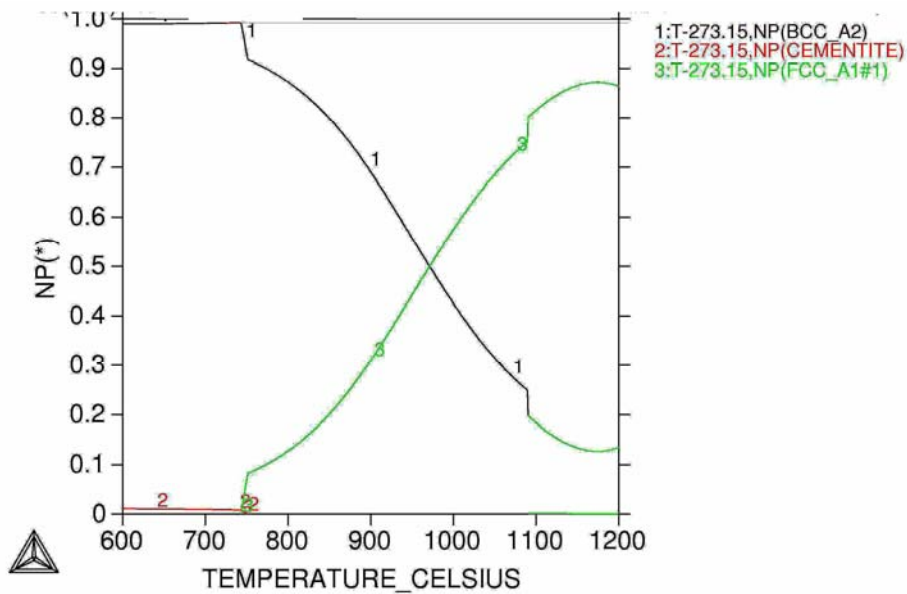


Figura 6.20: Frazione volumetrica dell'austenite in funzione della temperatura (linea verde) per un acciaio 1.2 Al wt% DP 450.

La percentuale di austenite presente alle varie temperature intercritiche viene stimata secondo le formule lineari illustrate di seguito. Essa è stimata con una combinazione lineare della composizione chimica, e i parametri di processo:

per acciai dual-phase al C-Mn-Cr

$$\text{martensite\%} = -593.11 + 116.99\text{Mn}^2 + 1844.023 * \text{C}^2 - 15.58 * \text{Si} + 41.73 * \text{Cr} + 0.56 * \text{T} \quad (62)$$

per gli acciai dual-phase al Mo

$$\text{martensite\%} = -428.96 + 93.5\text{Mn} + 218.06\text{Si} + 7.02\text{Cr} + 75.35\text{C}^{0.5} - 721.09\text{Mo}^2 - 0.39\text{T} \quad (63)$$

per gli acciai dual-phase microlegati

$$\text{martensite\%} = -534.77 + 470.72\text{C} + 19.29\text{Mn} - 6.83\text{Si} + 3.11\text{Cr} - 16.52\text{Mo} + 19.35(\text{Ti} + \text{V} + \text{Nb}) + 6761.6\text{B} + 0.61\text{T}$$

(64)

dove T è la temperature intercritica in °C.

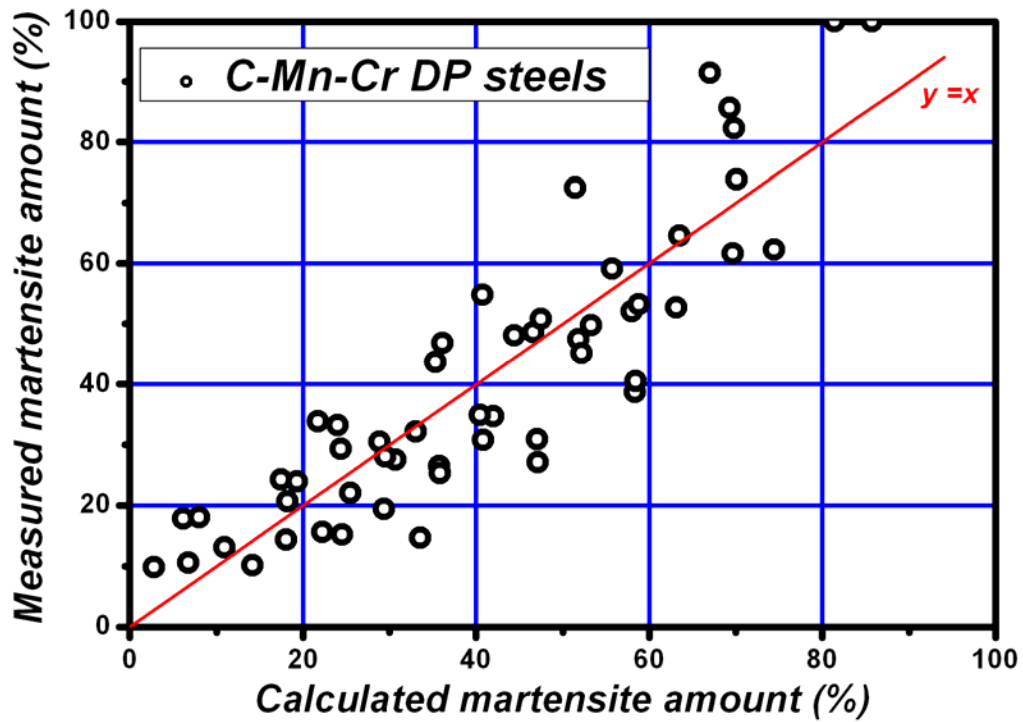


Figura 6.21: predizione della percentuale di austenite intercritica per gli acciai al C-Mn

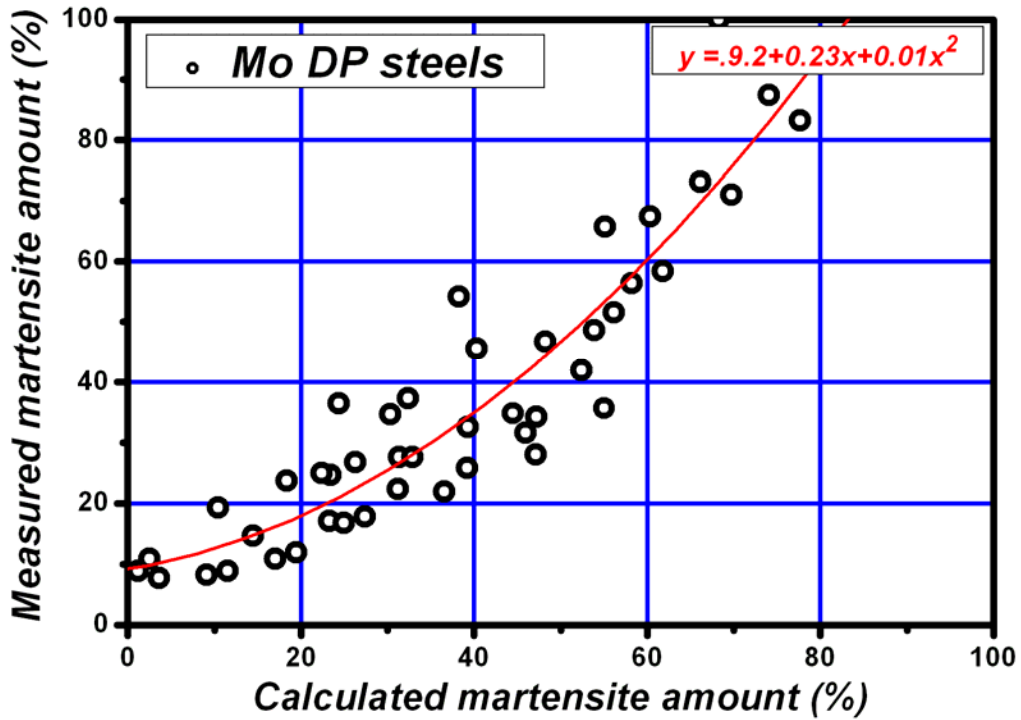


Figura 6.22: predizione della percentuale di austenite intercritica per gli acciai al Mo

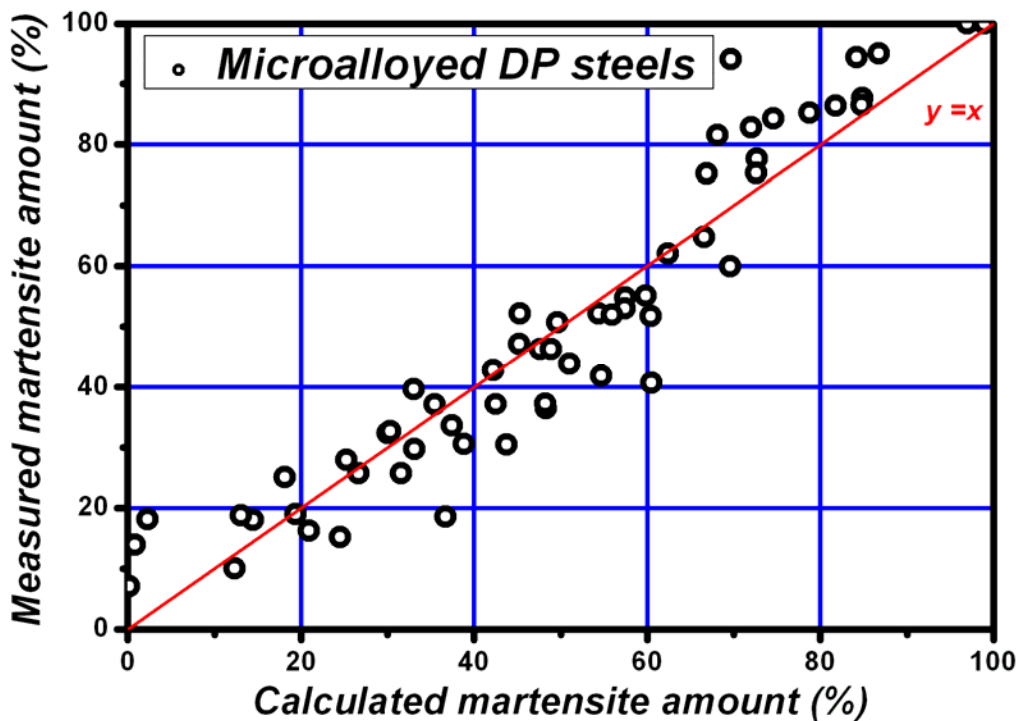


Figura 6.23: predizione della percentuale di austenite intercritica per gli acciai microlegati

## Capitolo 7

### Comportamento plastico degli acciai dual-phase

Una parte di questo lavoro di tesi è rivolta ad individuare un modello matematico che descriva con sufficiente accuratezza il comportamento meccanico in campo plastico di acciai dual phase.

Il comportamento meccanico di questi acciai è stato già ampiamente discusso, sottolineando l'assenza di un punto definito di perdita di linearità, ma uno snervamento continuo determinato dal particolare tipo di microstruttura. E' importante modellizzare adeguatamente tale comportamento attraverso una legge matematica che sia nel contempo semplice ma precisa: grazie a questa è possibile non solo confrontare tra loro in maniera analitica diverse tipologie di acciai dual phase, ma anche simulare i processi deformativi (ad esempio con programmi ad elementi finiti).

Nell'industria automobilistica vengono condotte numerose prove di formabilità, che hanno lo scopo sia di mettere in evidenza l'attitudine dei diversi acciai ad essere impiegati per la costruzione di particolari componenti strutturali, sia di ricavare informazioni importanti per la produzione dei componenti stessi. La prova "Plain Strain Drawing Test", ad esempio, figure 7.1 e 7.2, consente di quantificare il ritorno elastico dopo intense deformazioni permanenti, e serve a dimensionare gli stampi in modo da compensare questo fenomeno.

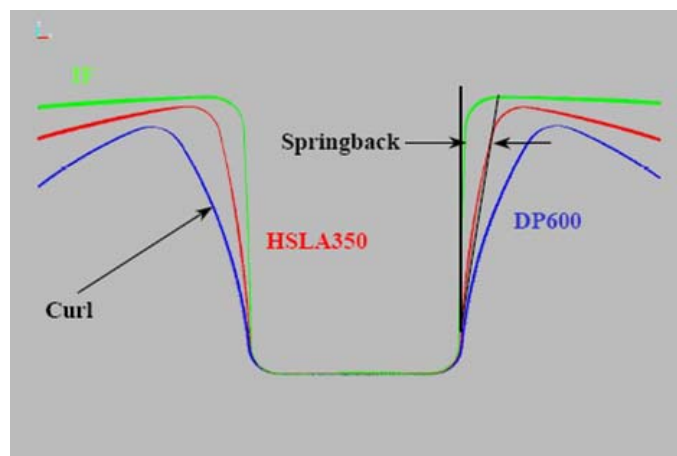


Figura 7.1: Ritorno elastico (springback) misurato con la prova "Plain strain drawing test"

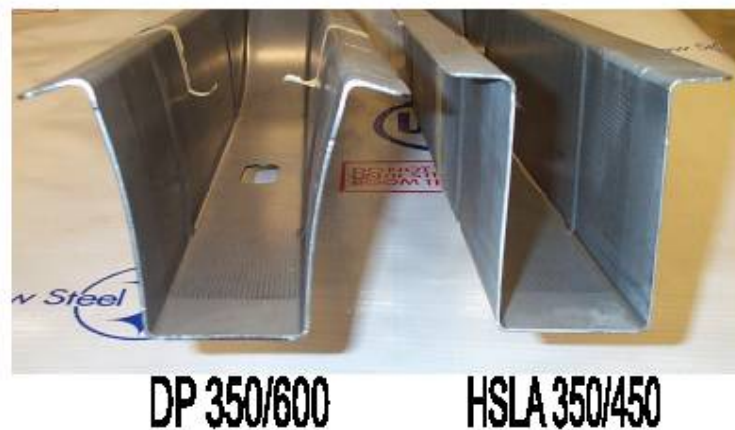


Figura 7.2: Confronto tra acciaio DP e HSLA per il ritorno elastico

In questo capitolo si confronteranno alcuni tra i più noti modelli usati in letteratura, [80-83] per la descrizione della curva sforzo-deformazioni reali, e inoltre si cercherà una legge che descriva l'indice di incrudimento  $n(\varepsilon)$ , definito come:

$$n(\varepsilon) = \frac{d \ln \sigma_t}{d \ln \varepsilon_t} \quad (65)$$

Questo presenta un andamento particolare, con un marcato picco nelle prime fasi della deformazione plastica, indicativo dell'alta velocità di incrudimento che caratterizza gli acciai dual phase grazie alla quale essi presentano un'ottima attitudine ad essere stampati.

Si cercherà, anche, di correlare i parametri descrittivi dei diversi modelli matematici alla composizione chimica e ai parametri di processo: tale leggi di correlazione rappresentano, insieme a quelle per i carichi di snervamento e rottura, un semplice ma completo strumento con il quale è possibile valutare globalmente le caratteristiche e il comportamento meccanico di un acciaio dual-phase.

Dall'esame delle curve sforzo-deformazioni reali ricavate per gli acciai testati possono essere tratte le seguenti conclusioni:

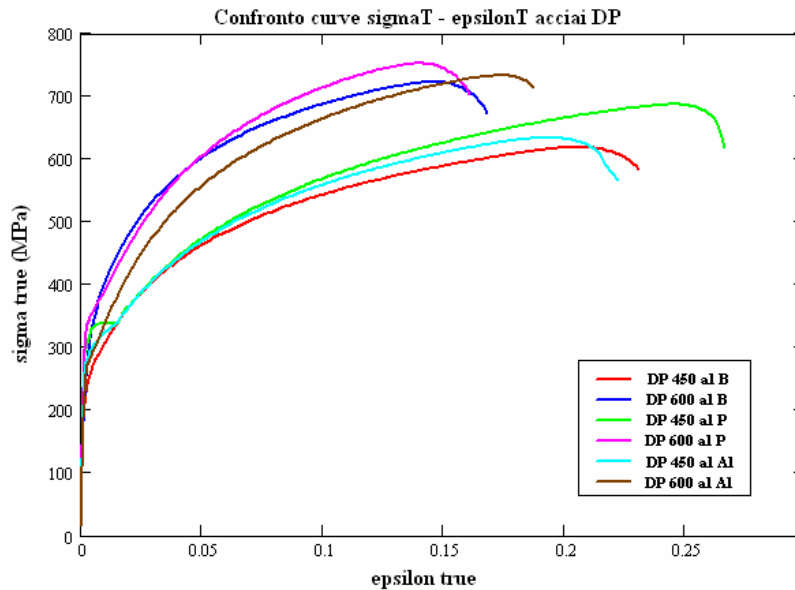


Figura 7.3: Curve sigma – epsilon per le sei tipologie di acciai DP studiati

- gli acciai DP450 e DP600 al fosforo presentano una piccola ma evidente inflessione nella curva di flusso subito dopo lo snervamento ( $Sy_{450} = 320 \text{ MPa}$ ,  $Sy_{600} = 340 \text{ MPa}$ ). Tale inflessione è presente anche negli acciai all'alluminio, anche se di entità molto minore, mentre è assente in quelli al boro. Ciò mette in evidenza come il fosforo in tenori attorno allo 0.1% determini notevoli differenze nell'acciaio sia in termini di caratteristiche meccaniche (in particolare in  $S_u$ ), che di comportamento meccanico.
- L'acciaio DP450 al P è quello che presenta l'instabilità plastica e il necking (dove la curva  $\sigma_t - \epsilon_t$  decresce) verso valori di deformazione plastica più elevati.
- Gli acciai DP600 hanno carichi di rottura più elevati ma allungamenti  $\epsilon_u$  (deformazione reale alla strizione) più bassi: ciò può essere spiegato con il maggiore tenore di fase "dura" martensitica; di conseguenza la quantità di ferrite è minore e con essa la deformabilità.

## 7.1. Modelli di letteratura

In letteratura sono presenti numerosi modelli di descrizione della curva  $\sigma_t - \epsilon_t$ , dai più semplici come quello di Hollomon, ai più complessi come quelli proposti da Johnson-Cook, Kang e Cowper-Symond [82,83]. Si è deciso di impiegare e confrontare il modello di Hollomon (66) e quello di Pickering (67).

$$\sigma_t = KH \cdot \varepsilon_t^{mH} \quad (66)$$

$$\sigma_t = AP \cdot \ln(\varepsilon_t) + BP \cdot \varepsilon_t + CP \quad (67)$$

Il primo è stato scelto per la sua notevole semplicità, essendo una legge potenza. Esso è definito dai due parametri  $KH$  e  $mH$  (dove  $H$  è stato aggiunto per specificare che il parametro si riferisce a Hollomon) che contribuiscono, entrambi, a definire la forma e posizione della curva.

Il secondo è stato scelto in quanto un recente studio [84] ha messo in luce la sua validità nel descrivere il tasso di incrudimento; è definito dai tre parametri  $AP$ ,  $BP$  e  $CP$ , dove il primo definisce la forma della curva, il secondo la sua deviazione da un andamento puramente logaritmico, e il terzo la sua posizione di offset nel piano sigma-epsilon. Proprio per questo la legge di Pickering è chiamata anche “STS equation”, dove la sigla STS si riferisce ai tre coefficienti:  $AP$  ovvero “Shape”,  $BP$  ovvero “Tilt” e  $CP$  ovvero “Strenght”.

## **7.2. Modello di Pickering.**

I tre parametri che definiscono la “STS equation”,  $AP$ ,  $BP$  e  $CP$ , sono stati determinati con una regressione non lineare sui dati sperimentali (le coppie  $(\sigma_t, \varepsilon_t)$  della prova di trazione), per le sei tipologie di acciai dual phase analizzati. Questo lavoro è stato fatto per un minimo di 4 campioni per colata. In figura 7.4 è riportato un confronto grafico del valore medio dei vari parametri per le sei colate.



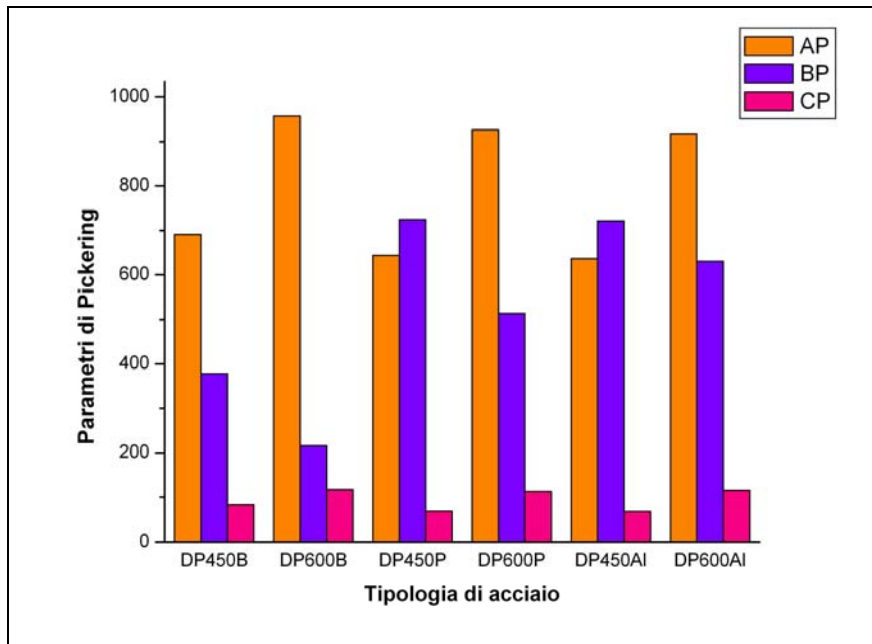


Figura 7.4: Confronto tra i coefficienti del modello di Pickering per le sei colate studiate.

Si puo' osservare che:

- il valore di  $AP$  varia sensibilmente con il grado di resistenza dell'acciaio, come pure quello di  $CP$ : infatti sia  $AP$  che  $CP$  sono molto simili per acciai DP450 e DP600, con differenze evidenti tra i due gradi di resistenza.

- essendo  $\frac{d^2\sigma_t}{d\varepsilon_t^2} = -AP\left(\frac{1}{\varepsilon_t^2}\right)$  si puo' affermare che la velocità di variazione del tasso di

incrudimento (ovvero la derivata seconda della curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$ ) dipende prevalentemente dal grado di resistenza dell'acciaio, e quindi in primis dal tenore dei due elementi di lega maggiormente influenti su questo: carbonio e manganese. Dove C e Mn sono in quantità piu' alte la curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$  ha pendenza e curvatura maggiori, l'acciaio incrudisce piu' rapidamente.

- $CP$  è correlato linearmente con il carico di rottura dell'acciaio: il coefficiente di correlazione  $r$  secondo Pearson-Bravais vale 0.68, da cui (5.4) la statistica  $T = 3.34$ ; il valore di riferimento ad un livello di significatività  $\alpha = 0.05$  (confidenza del 5%) è 2.160, perciò essendo  $T$  maggiore del riferimento si rifiuta l'ipotesi  $H_0$  di assenza di correlazione e si afferma l'esistenza di un legame lineare tra  $CP$  e  $S_u$ .

$$T = r \cdot \sqrt{\frac{n-2}{1-r^2}} \quad (68)$$

- per acciai con lo stesso grado di resistenza  $BP$  può assumere valori anche molto diversi, e non ha quindi l'andamento riscontrato per  $AP$  e  $CP$ . Essendo le colate a coppie, si può osservare che  $BP$  assume valori più elevati nei DP450 rispetto ai DP600, cioè per gradi di resistenza più bassi la curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$  si discosta maggiormente da un andamento puramente logaritmico.
- Per colate diverse  $BP$  varia, ed è perciò influenzato molto dalla composizione chimica: questo perché è collegato a fenomeni microstrutturali quali ad esempio il recupero dinamico (dynamic recovery).

A partire da queste osservazioni preliminari si è cercata una legge di correlazione tra i parametri appena discussi e la composizione chimica e i parametri di processo degli acciai studiati. Si adottano come variabili indipendenti per la previsione dei coefficienti del modello di Pickering, il carbonio, il manganese, il silicio e l'alluminio, e le leggi di regressione risultano:

$$AP = -59.8 + 1960 \cdot [C] + 546 \cdot [Mn] - 540 \cdot [Si], \quad (69)$$

$$BP = -2885 + 27612 \cdot [C] + 4514 \cdot [Mn] + 3840 \cdot [Si] - 30770 \cdot [Al], \quad (70)$$

$$CP = -271 - 709 \cdot [C] + 309 \cdot [Mn], \quad (71)$$

con  $AP$ ,  $BP$  e  $CP$  espressi in MPa.

In conclusione si può dire che:

1. per  $AP$  non si evidenziano grosse differenze tra colate con lo stesso grado di resistenza, tanto che nella regressione si hanno ottimi valori degli stimatori anche solo con il carbonio e il manganese; il silicio migliora la previsione e viene dunque preso in considerazione nell'ottica di ottimizzare la previsione su  $AP$ , visto il suo legame diretto con il tasso di incrudimento.
2. il valore assoluto di  $BP$  non dipende dal grado di resistenza dell'acciaio, ma a parità di composizione chimica generale i DP450 hanno  $BP$  maggiori dei DP600; è funzione della composizione chimica, tanto che nella regressione silicio e alluminio danno un contributo notevole nell'ottimizzare la previsione.
3.  $CP$  ha un andamento del tutto analogo ad  $AP$ , ed è correlato linearmente al carico di rottura  $S_u$ ; nella regressione basta considerare solo carbonio e manganese.

### 7.3. Modello di Hollomon.

Come detto il modello di Hollomon viene scelto per la sua semplicità e facilità d'uso; è definito da due soli coefficienti ed è quindi prevedibile che rappresenti meno accuratamente la curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$ .

Nell'analisi di questo modello si adotta una procedura del tutto analoga a quella impiegata per il modello di Pickering: sui dati sperimentali vengono fatte delle regressioni non lineari dalle quali si ricavano i valori dei coefficienti  $KH$  e  $mH$ .

In figura 7.5 viene riportato un confronto grafico per le varie colate.

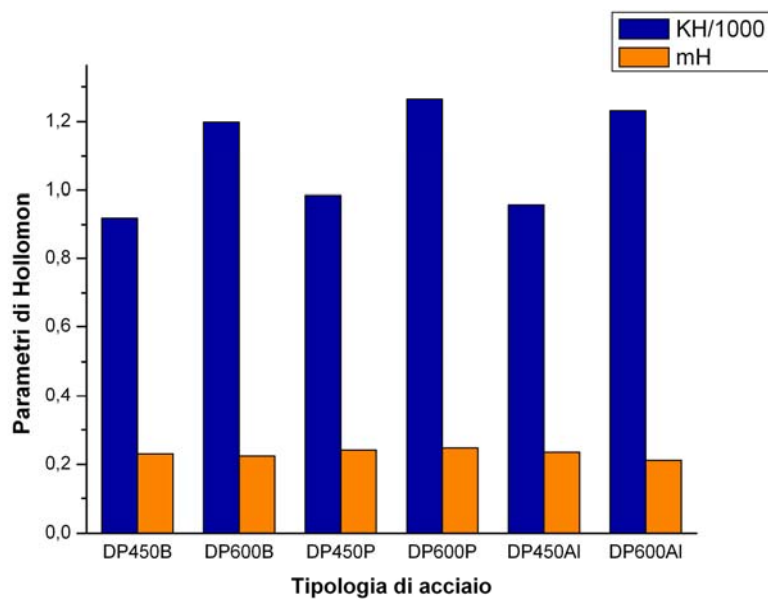


Figura 7.5: Confronto tra i coefficienti del modello di Hollomon per le sei colate studiate

Si può notare come  $KH$  abbia un andamento simile a quello di  $AP$  nel modello di Pickering: per acciai con lo stesso grado di resistenza ha valori molto simili, e le differenze più marcate si hanno tra gli acciai DP450 e DP600.

Delle considerazioni interessanti possono essere fatte su  $mH$ : in un provino l'instabilità plastica e il necking si hanno quando il tasso di incrudimento è pari alla tensione vera nella sezione, ovvero:

$$\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_t} = \sigma_t; \quad (72)$$

questa scrittura nel caso del modello di Hollomon si traduce nell'equazione

$$mH \cdot KH \cdot \varepsilon_t^{mH-1} = KH \cdot \varepsilon_t^{mH} \Rightarrow mH = \varepsilon_u, \quad (73)$$

dove  $\varepsilon_u$  è la deformazione vera alla strizione.

Si capisce quindi come l'esponente  $mH$  fornisca importanti informazioni, insieme con l'allungamento a rottura, sulla formabilità del materiale.

Come già fatto per il modello di Pickering, anche per quello di Hollomon si cerca una correlazione tra i coefficienti descrittivi e la composizione chimica e i parametri di processo.

Nel cercare una correlazione lineare per il parametro  $mH$ , si nota che ci sono dei miglioramenti considerando nella regressione un elemento di lega piuttosto che un altro (con il Cr la previsione migliora piuttosto che con il Si), ma il valore degli stimatori statistici è comunque sempre molto basso ( $R^2_{adj}$  è attorno a 0.25), e le differenze su  $mH$  possono dunque essere considerate non significative.

Per questo motivo conviene assumere per  $mH$  il valore medio, rinunciando alle informazioni derivanti dalla sua previsione, troppo poco accurata. Dunque il modello di Hollomon da bi-parametrico diventa, per gli acciai studiati, mono-parametrico. Dall'analisi degli stimatori statistici si scelgono come variabili indipendenti per la regressione su  $KH$  il carbonio, il manganese e la temperatura di soaking, che fa vedere i suoi effetti rispetto al modello di Pickering.

La legge di previsione per  $KH$  è:

$$KH = -1525 + 1.45 \cdot [T_{soak}] - 131 \cdot [C] + 1031 \cdot [Mn], \quad (74)$$

dove la temperatura di soaking è espressa in °C, e per gli elementi di lega si fa riferimento al peso percentuale;  $KH$  è in MPa.

In conclusione si può dire che:

1. la previsione su  $KH$  è sufficientemente buona, si osserva che  $KH$  dipende dal grado di resistenza dell'acciaio e quindi in primo luogo da carbonio e manganese; l'effetto della temperatura di mantenimento è evidenziabile.
2.  $mH$  non è prevedibile con una legge di regressione, il suo valore varia poco da colata a colata e anche per diversi gradi di resistenza, perciò viene assunto il valore medio  $mH = 0.236$ .
3. non essendo in grado di prevedere  $mH$ , non si può stimare la  $\varepsilon_u$  alla quale si ha instabilità plastica e strizione.

Il modello quindi è molto semplice ma poco preciso e adattabile alle varie colate.

## 7.4. Modello basato sull'indice di incrudimento

L'indice di incrudimento è definito come la derivata del logaritmo della tensione reale rispetto al logaritmo della deformazione reale, ovvero ripetendo la (65):

$$n(\varepsilon) = \frac{d \ln \sigma_t}{d \ln \varepsilon_t} \quad (65)$$

Questo indice fornisce importanti informazioni sul comportamento meccanico degli acciai.

Nei dual phase  $n(\varepsilon)$  presenta un picco all'inizio delle deformazione plastiche, indicativo dell'alta velocità di incrudimento in queste prime fasi e grazie alla quale questi materiali presentano un'ottima attitudine ad essere stampati.

L'indice di incrudimento non deve essere confuso con il tasso di incrudimento, in quanto sebbene matematicamente i due possano essere collegati, il primo fornisce informazioni diverse e più approfondite rispetto al secondo.

Il tasso di incrudimento  $d\sigma_t/d\varepsilon_t$  è definito come la pendenza della curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$ , e consente dunque di capire come varia l'incrudimento nell'acciaio; tuttavia il suo andamento è sempre decrescente e non mette in luce un comportamento caratteristico negli acciai altoresistenziali.

Nelle prime fasi delle deformazioni permanenti le dislocazioni, altamente mobili nella matrice ferritica, incrociano le isole martensitiche ed hanno difficoltà ad attraversarle: si attivano le sorgenti di Frank-Read con un aumento complessivo della densità di dislocazioni e con il risultato macroscopico di una elevata velocità di incrudimento. Questo fenomeno risulta evidente con l'analisi dell'indice di incrudimento  $n(\varepsilon)$ .

Tasso di incrudimento e indice di incrudimento sono collegati; con uno sviluppo non del tutto matematicamente rigoroso, ma pienamente accettabile per impieghi ingegneristici, si può infatti scrivere:

$$\frac{d \ln \sigma_t}{d \ln \varepsilon_t} = \frac{\varepsilon_t}{\sigma_t} \cdot \frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_t}, \quad (75)$$

Si nota come  $n(\varepsilon)$  sia correlato a  $d\sigma_t/d\varepsilon_t$  attraverso il rapporto istantaneo di deformazione e tensione reali. L'indice di incrudimento dunque non tiene solo in considerazione il tasso di incrudimento, ma anche il livello di deformazione e tensione istantanei, ed è per questo più preciso nel descrivere il comportamento meccanico dell'acciaio.

In letteratura non sono presenti modelli di descrizione della curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$  che si basano su  $n(\varepsilon)$ , ed è questo quello che si vuole fare qui di seguito. I passi necessari a raggiungere questo obiettivo sono:

1. costruzione della curva  $n = n(\varepsilon)$  per gli acciai dual-phase studiati,
2. ricerca di una funzione  $Pn(\varepsilon_t)$  semplice in grado di rappresentare bene  $n(\varepsilon)$ ,
3. a partire da  $Pn(\varepsilon_t)$  ricostruzione della curva  $\sigma_t = f(\varepsilon_t, Pn(\varepsilon_t))$ .

Per ricavare  $n(\varepsilon_t)$  si utilizza la definizione stessa di indice di incrudimento:

$$n(\varepsilon) = \frac{d \ln \sigma_t}{d \ln \varepsilon_t}. \quad (65)$$

Questa scrittura puo' essere trasformata dalla forma differenziale a quella incrementale grazie al concetto di derivata come limite del rapporto incrementale, e diventa:

$$n(\varepsilon_t) = \frac{\ln \sigma(\varepsilon_{i+1}) - \ln \sigma(\varepsilon_i)}{\ln \varepsilon_{i+1} - \ln \varepsilon_i}, \quad (76)$$

dove per  $\sigma$  e  $\varepsilon$  si intendono i valori veri (si è ommesso il pedice  $t$  per chiarezza di lettura della formula).

Partendo dai dati della prova di trazione, si ricava la curva  $\ln \sigma_t - \ln \varepsilon_t$ , e da questa con (76) si risale all'andamento di  $n(\varepsilon_t)$  nel campo di deformazione caratteristico degli acciai dual-phase. Come si puo' vedere chiaramente in figura 7.6,  $n(\varepsilon_t)$  presenta il picco all'incirca per  $\varepsilon_t = 0.02$ , e cioè proprio nelle fasi iniziali delle deformazioni permanenti.

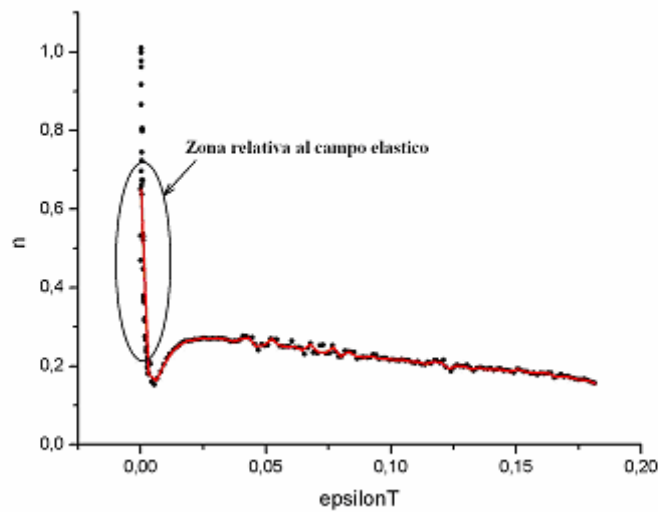


Figura 7.6: Tipico andamento dell'indice di incrudimento per acciai dual phase.

Per individuare una funzione in grado di rappresentare bene tale andamento, è stata eliminata la prima parte della curva (figura 7.6), relativa al campo elastico, prendendo in considerazione solo la parte del campo plastico, grazie alla conoscenza del carico di snervamento.

#### 7.4.1. Scelta della funzione di rappresentazione di $n(\varepsilon_t)$

La funzione (77) è stata invece scelta tra quelle presenti in letteratura: viene impiegata nell'ambito della fisica e della biologia e grazie alla sua forma matematica (doppia potenza) riesce a riprodurre con precisione il picco caratteristico di  $n(\varepsilon_t)$ ; è definita dai tre parametri  $a$ ,  $b$  e  $c$ .

$$Pn(x) = a \cdot x^{b \cdot x^c} \quad (77)$$

In figura 7.7 è presentato come questa funzione riproduca i dati sperimentali per uno degli acciai dual-phase analizzati.

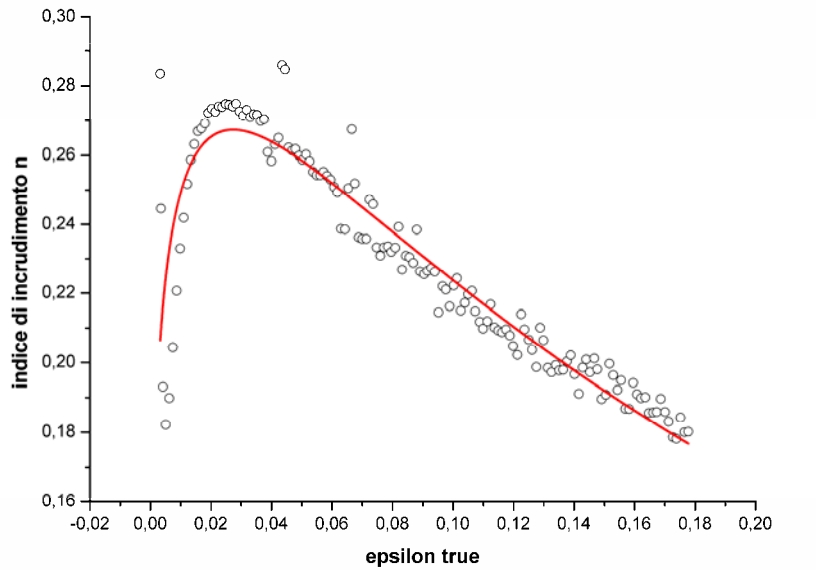


Figura 7.7: Riproduzione dei dati sperimentali della funzione (77)

La funzione scelta ha una forma matematica piuttosto complessa, essendo una doppia potenza ( $x^x$ ), ed è dunque interessante capire l'influenza dei tre parametri  $a$ ,  $b$  e  $c$ . Rimandando ad altri contesti uno studio matematico rigoroso, qui di seguito si valuta la variazione nella forma e posizione della funzione tenendo fissi due dei tre parametri e facendo variare il restante. Il range di variazione è quello tipico riscontrato per gli acciai dual phase studiati.

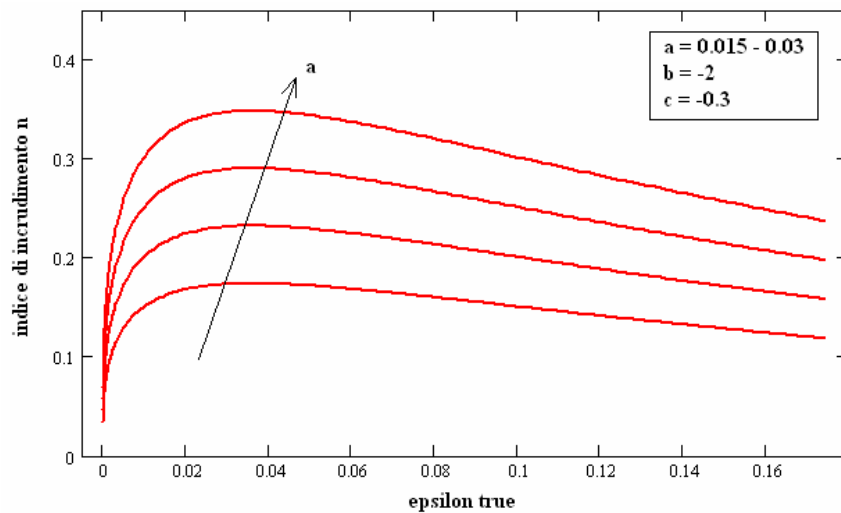


Figura 7.8: Influenza del parametro “a” sulla funzione (77)



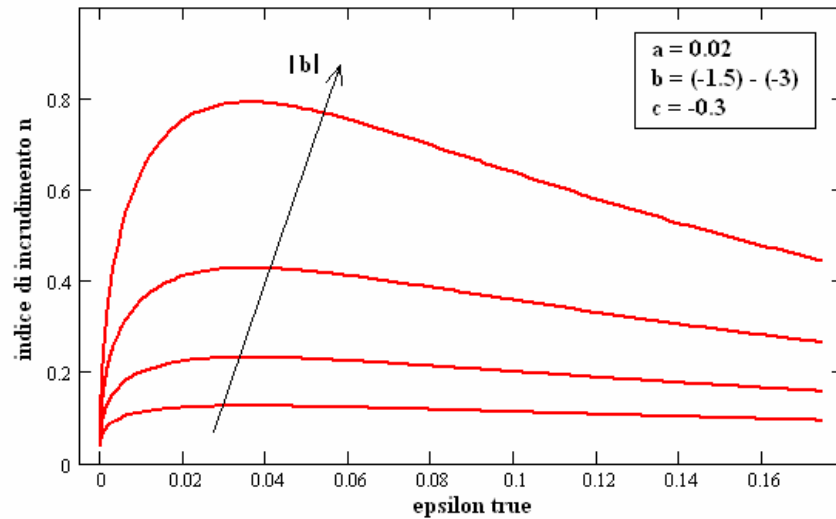


Figura 7.9: Influenza del parametro “b” sulla funzione (77)

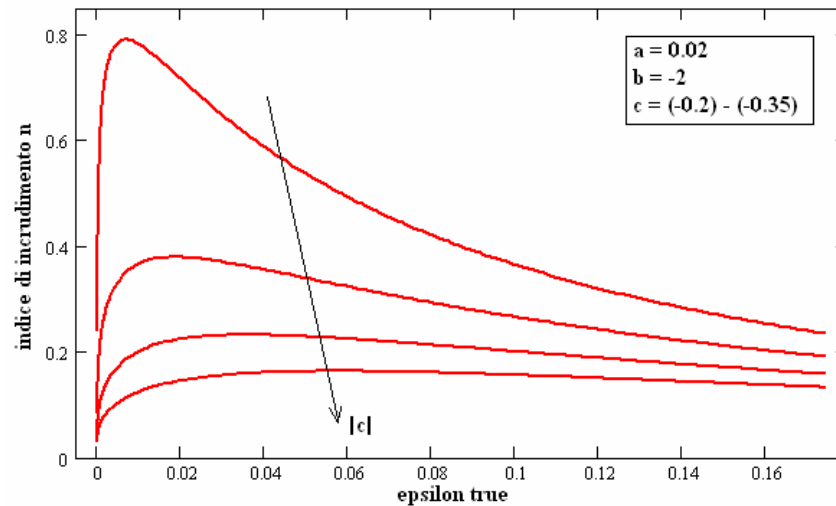


Figura 7.10: Influenza del parametro “c” sulla funzione (77)

Da questo studio indicativo si può concludere che il parametro  $a$  è, tra i tre, quello meno influente nel modificare la forma della curva; a una sua variazione corrisponde uno spostamento della funzione nel piano, senza significativi cambiamenti nella forma. Il parametro  $b$  ha un'influenza più marcata: al crescere di  $|b|$  il picco della curva (ovvero  $n(\epsilon_t)$  max) aumenta, ma rimane fisso lungo le ascisse (cioè  $\epsilon_t$ ) e la curva diventa meno schiacciata. All'aumentare del parametro  $|c|$  il picco si abbassa e nel contempo si sposta verso  $\epsilon_t$  minori, inoltre varia notevolmente la curvatura.

Si deve sottolineare comunque come i tre parametri contribuiscano collettivamente nel definire posizione e forma della curva.

### 7.4.2. Costruzione della funzione $\sigma_t = f(\varepsilon_t, Pn(\varepsilon_t))$ .

Scelta la funzione (77) per rappresentare il particolare andamento di  $n(\varepsilon_t)$ , si può in ultimo esplicitare matematicamente il legame tra le tensioni vere, le deformazioni vere e l'indice di incrudimento.

Dalla definizione di indice di incrudimento si può scrivere:

$$Pn(\varepsilon_t) = \frac{d \ln \sigma_t}{d \ln \varepsilon_t}, \quad (78)$$

cioè  $d \ln \varepsilon_t \cdot Pn(\varepsilon_t) = d \ln \sigma_t$ ; esplicitando la derivata dei logaritmi si può anche scrivere:

$$\frac{1}{\varepsilon_t} \cdot d\varepsilon_t \cdot Pn(\varepsilon_t) = \frac{1}{\sigma_t} \cdot d\sigma_t, \quad (79)$$

da cui integrando tra il punto di snervamento e il valore  $x$  generico:

$$[\ln(\sigma_{t,x}) - \ln(Sy)] = \int_{\varepsilon_{Sy}}^{\varepsilon_x} Pn(\varepsilon_t) \cdot \frac{1}{\varepsilon_t} d\varepsilon_t, \quad (80)$$

cioè in definitiva:

$$\sigma_{t,x} = \exp \left[ \ln(Sy) + \int_{\varepsilon_{Sy}}^{\varepsilon_x} Pn(\varepsilon_t) \cdot \frac{1}{\varepsilon_t} d\varepsilon_t \right], \quad (81)$$

dove  $\ln(Sy)$  è il logaritmo del carico di snervamento vero e  $Pn(\varepsilon_t)$  è la funzione di scelta.

Per completare il lavoro di modellazione della curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$  sono stati calcolati, tramite regressione non lineare sui dati sperimentali, i coefficienti  $a$ ,  $b$  e  $c$  per i campioni di acciai studiati, e in ultimo questi sono stati correlati alla composizione chimica e ai parametri di processo, con una procedura analoga a quella già descritta per Pickering e Hollomon.

Vista l'importanza del boro come elemento temprante, si è adottata la convenzione di inglobare il suo effetto nel manganese, definendo una variabile MnB: dove il boro è presente in tenori maggiori dello 0.002%, la sua influenza si traduce in un aumento equivalente del 30% sul tenore di manganese (ovvero per  $B \geq 0.0020$ ,  $MnB = Mn + 0.3 \cdot Mn$ ).

Le leggi di regressione per i coefficienti della formula sono:

$$a = -0.04 - 0.356 \cdot [C] + 0.0464 \cdot [MnB] + 0.0171 \cdot [Cr], \quad (82)$$

$$b = -21.3 - 13 \cdot [C] + 5.125 \cdot [MnB] + 19.9 \cdot [Cr] + 16.8 \cdot [Si], \quad (83)$$

$$c = -0.647 + 0.962 \cdot [C] + 0.0836 \cdot [MnB] + 0.344 \cdot [Cr], \quad (84)$$

## 7.5. Confronto tra i modelli di descrizione della curva $\sigma_t - \varepsilon_t$

Note le leggi di regressione per i tre modelli di descrizione della curva sigma–epsilon reali analizzati, si puo' in ultimo effettuare un interessante confronto su uno dei campione di acciaio dual phase studiato. A partire dalla composizione chimica si possono calcolare i coefficienti che definiscono i tre modelli, e quindi mettere a confronto tra loro, e con i dati misurati, le curve  $\sigma_t - \varepsilon_t$  previste. In tabella 7.1 è riportata la composizione chimica del campione scelto, un DP600 al B con carico di snervamento  $S_y$  di 300 MPa e carico di rottura  $S_u$  di 628 MPa.

Tabella 7.1: Composizione chimica del campione scelto per il confronto

<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Al</i>	<i>B</i>	<i>MnB</i>
0.115	1.50	0.11	0.47	0.030	0.0026	1.95

Impiegando le leggi di previsione si trova per Pickering che  $AP$  vale 925 MPa,  $BP$  210 MPa e  $CP$  111 MPa, per Hollomon  $mH$  è fisso al valore di 0.236 mentre  $KH$  vale 1166 MPa, e infine per il modello basato sulla funzione di Freundlich si ha che  $a$  vale 0.0175,  $b$  -1.59 e  $c$  -0.213.

Cioè secondo il modello di Pickering:

$$\sigma_t = 925 \cdot \ln(\varepsilon_t) + 210 \cdot \varepsilon_t + 111; \quad (85)$$

secondo il modello di Hollomon:

$$\sigma_t = 1166 \cdot \varepsilon_t^{0.236}; \quad (86)$$

e secondo il modello basato sull'indice di incrudimento:

$$\sigma_{t,x} = \exp \left[ \ln(300) + \int_{\varepsilon_{Sy}}^{\varepsilon_x} (0.0175 \cdot x^{-1.59 \cdot x^{0.213}}) \cdot \frac{1}{\varepsilon_t} d\varepsilon_t \right]. \quad (87)$$

In figura da 7.11 a 7.13 sono riportate le curve  $\sigma_t - \varepsilon_t$  per i vari modelli, confrontate con i dati sperimentali.

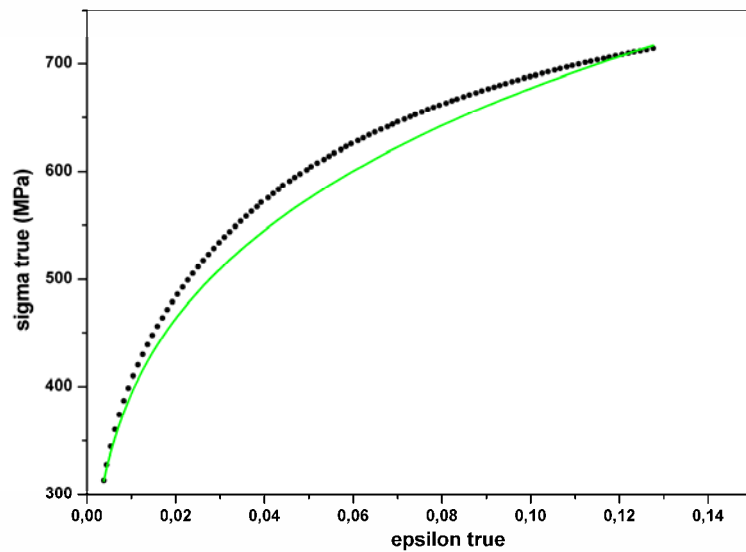


Figura 7.11: Confronto tra i dati sperimentali e la previsione secondo il modello di Hollomon

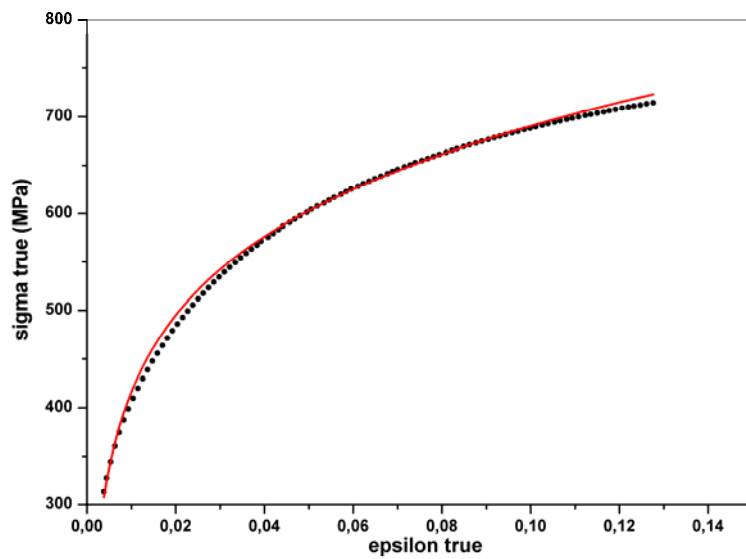


Figura 7.12: Confronto tra i dati sperimentali e la previsione secondo il modello di Pickering

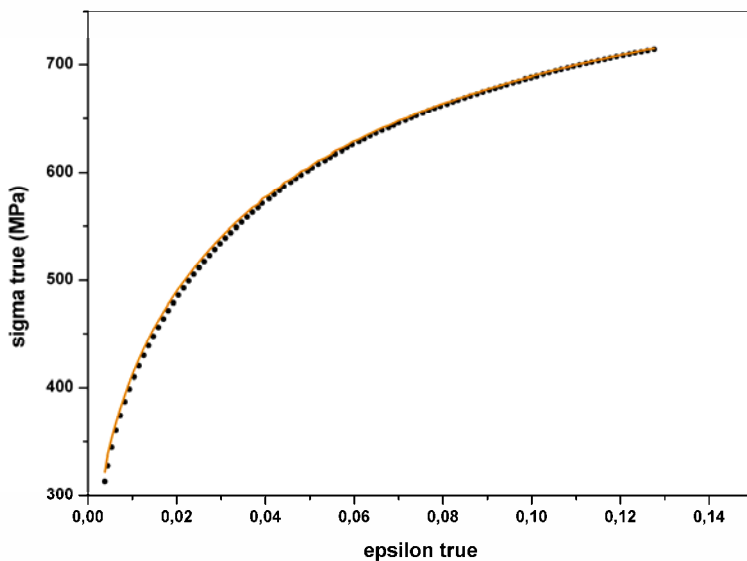


Figura 7.13: Confronto tra i dati sperimentali e la previsione secondo il modello basato sull'indice di incrudimento

Come prevedibile il modello di Hollomon è il meno preciso, basandosi su un solo parametro (l'esponente infatti è tenuto fisso): la curva sta sotto i dati sperimentali fino a deformazioni del 12%, per poi passare sopra, e questo lascia intuire come anche il tasso di incrudimento previsto sia sensibilmente diverso dal reale.

Il modello di Pickering è accurato nel descrivere il comportamento plastico degli acciai dual phase, e dall'analisi degli stimatori statistici si nota come la previsione dei coefficienti sia robusta, tuttavia come Hollomon sovrastima le tensioni per deformazioni permanenti maggiori del 10 %, e inferiori al 4 %. E' molto preciso nel range 4 – 10%.

Il modello basato sull'indice di incrudimento fornisce ottimi risultati, “copiando” quasi perfettamente i dati sperimentali; un aspetto estremamente interessante da notare è che a differenza dei due modelli di letteratura, non taglia la curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$  reale, e questo poiché si basa sulla previsione dell'andamento dell'indice di incrudimento. Si deve sottolineare però come sia piu' complesso nella forma matematica dei modelli di Pickering e Hollomon, e richieda la conoscenza sia del carico di snervamento che della deformazione vera alla quale si verifica. Già sostituendo a  $S_y$  il valore previsto con il modello sviluppato, i risultati degradano notevolmente; ancora piu' critico è l'estremo inferiore di integrazione, ovvero la deformazione corrispondente a  $S_y$ , che influisce pesantemente sull'andamento della curva.

In generale però, con il lavoro qui presentato, si è dimostrato come la descrizione del comportamento plastico di acciai dual-phase sulla base dell'indice di incrudimento sia molto piu' precisa che impiegando i comuni modelli di letteratura; tale miglioramento puo' essere numericamente quantificato con l'analisi dei residui, riportata in figura 7.14, 7.15, 7.16.

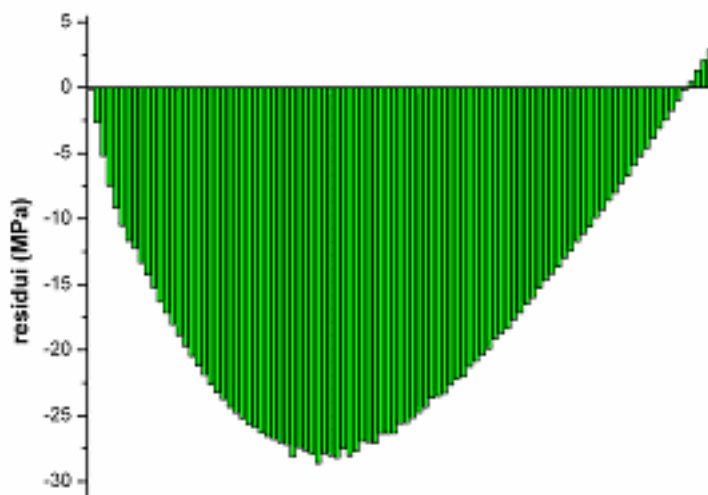


Figura 7.14: Residui per il modello di Hollomon

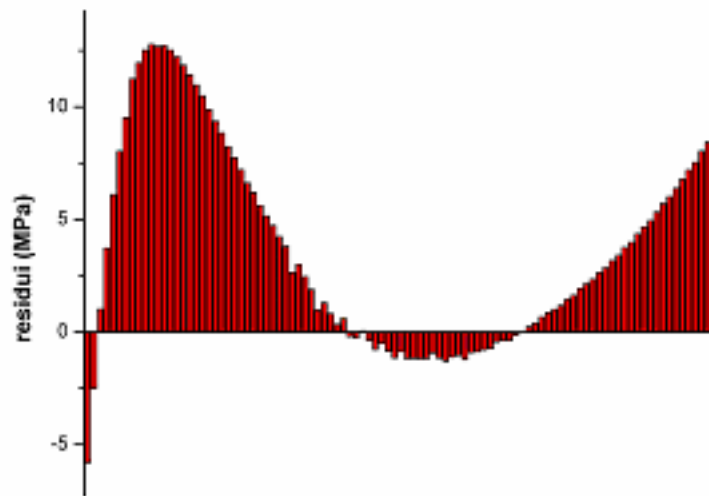


Figura 7.15: Residui per il modello di Pickering

Per Hollomon e Pickering i residui cambiano segno, a dimostrazione del fatto che questi modelli non riproducono perfettamente l'andamento della curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$  reale e quindi del tasso di incrudimento; per il modello basato sull'indice di incrudimento i residui hanno invece tutti lo stesso segno.

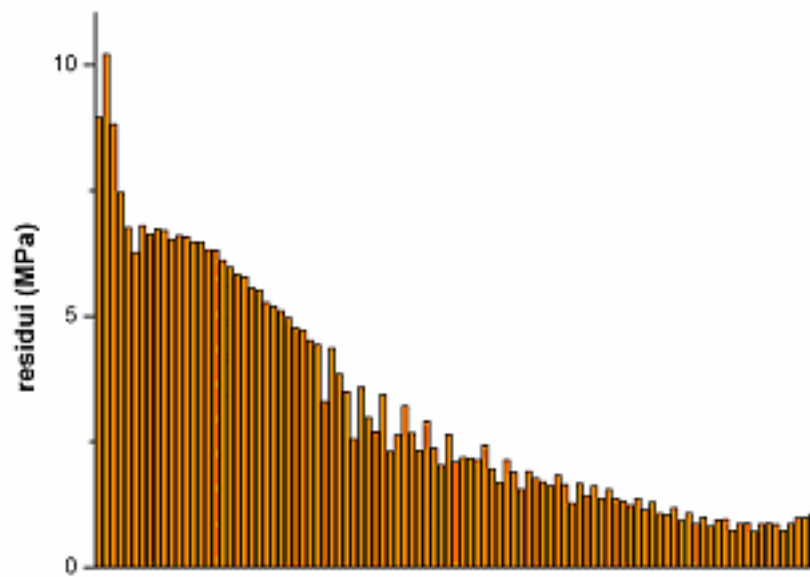


Figura 7.16: Residui per il modello basato sull'indice di incrudimento

In questo capitolo sono stati messi a confronto due dei piu' diffusi e impiegati modelli di descrizione della curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$  presenti in letteratura, cercando di sviluppare una legge di previsione dei parametri che li definiscono. Si è inoltre messo a punto un modello, piu' complesso dei precedenti, che permette di descrivere il comportamento plastico degli acciai dual-phase in base all'andamento dell'indice di incrudimento: i risultati che si ottengono sono estremamente validi anche se è richiesta la conoscenza di un numero maggiore di informazioni ( $S_y$  e  $\varepsilon_{t,Sy}$ ).

Si puo' quindi concludere che:

1. il modello di Hollomon paga la sua notevole semplicità con una scarsa accuratezza nel descrivere il legame  $\sigma_t - \varepsilon_t$ . Dalle regressioni sui dati sperimentali non è stato possibile inoltre ricavare informazioni circa la deformazione limite alla quale si ha instabilità plastica e necking.
2. il modello di Pickering è semplice (è definito da 3 soli parametri) ma preciso: si è riusciti ad ottimizzare le leggi di previsione per i tre parametri che lo definiscono, fornendo in ultimo una matrice di correlazione tra la composizione chimica e i coefficienti  $AP$ ,  $BP$  e  $CP$ .
3. il modello sviluppato in questo lavoro di tesi, basato sull'indice di incrudimento, è quello che fornisce i risultati migliori: per rappresentare l'andamento di  $n(\varepsilon_t)$  si è usata una funzione potenza presente in letteratura, che consente di riprodurre il caratteristico picco dei dual-phase.



Così facendo si descrive ottimamente sia la curva  $\sigma_t - \varepsilon_t$ , che  $(d\sigma_t / d\varepsilon_t) - \varepsilon_t$ , ovvero il tasso di incrudimento. E' però richiesta la conoscenza con accuratezza del carico di snervamento e della deformazione vera corrispondente.



## Capitolo 8

### Modello matematico per la predizione delle curve CCT

Un programma in matlab è stato sviluppato in modo da riprodurre la cinetica della trasformazione di fase basata sulla legge di Avrami:

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \quad (36)$$

Dove X si riferisce alla percentuale di trasformazione, t è il tempo, n è una costante il cui valore è compreso tra 1 e 4 e k è un parametro che dipende dalla composizione chimica dell'acciaio e dai parametri di processo e che può essere descritta da una funzione a 4 parametri:

$$k = P_1 \cdot \exp \left[ - \left( \frac{T - P_2}{P_3} \right)^{P_4} \right] \quad (37)$$

dove  $P_1$  è il Massimo valore di k,  $P_2$  corrisponde alla temperatura del naso,  $P_3$  è proporzionale all'ampiezza del naso e  $P_4$  è legato alla forma della curva.

Un modello basato sulle regressioni lineari è stato implementato per predire i quattro parametri ( $P_1$ ,  $P_2$ ,  $P_3$ ,  $P_4$ ). La scarsa quantità di dati, dovuta alle poche CCT sperimentali, ha impedito di usare sistemi più sofisticati come le reti neurali.

#### 8.1. Il dataset

Il dataset è composto dalla composizione chimica degli acciai, alcuni parametri di processo (tabelle 8.1 e 8.2) e dalle curve CCT sperimentali. I primi due gruppi costituiscono l'input del modello, le curve sperimentali sono usate per addestrarlo e per validarlo.

Il gruppo composizione chimica è costituito dai principali elementi chimici espressi in peso percentuale, tranne il boro che è espresso in parti per milione. Alcuni dei parametri di processo sono usati per tracciare le curve, altri sono un input per la predizione delle caratteristiche meccaniche.

Tabella 8.1 – elementi chimici

Elemento	Unità	Simbolo
C %	wt%	$[C]$
Si %	wt%	$[Si]$
Mn %	wt%	$[Mn]$
Ni %	wt%	$[Ni]$
Cr %	wt%	$[Cr]$
Mo %	wt%	$[Mo]$
Al %	wt%	$[Al]$
B ppm	ppm	$[B]$
Ti %	wt%	$[Ti]$
Nb %	wt%	$[Nb]$

Table 8.2 – parametri di processo

Nome	Unità	Simbolo
Soaking temperature	°C	$T_{aust}$
Slow cooling temperature	°C	$T_{SC}$
Rapid cooling speed	°C/sec	$CR_1$
After pot cooling speed	°C/sec	$CR_2$
Thickness	mm	$H$
Zincpot time	sec	$t_{OA}$
Line length	m	$L_{line}$
Line speed	m/min	$V_{line}$
Jet cooling temperature	°C	$T_{JC}$
Overageing temperature	°C	$T_{OA}$
Cool 1 temperature	°C	$T_{C1}$

## 8.2. Struttura del modello

La struttura di implementazione Matlab del modello è abbastanza semplice (figura 8.1). Il modulo di *coefficient estimation* è alimentato con un training set ed è il responsabile della scelta dei coefficienti che vengono usati nel modulo di *parameters prediction*. Una volta fissato il training set, questo processo è eseguito una volta sola in modo da calcolare i coefficienti. Il modulo *parameters prediction* prevede i quattro parametri che vengono usati nella legge di Avrami che viene usata nel modulo *curve drawer* per tracciare le curve su un grafico.

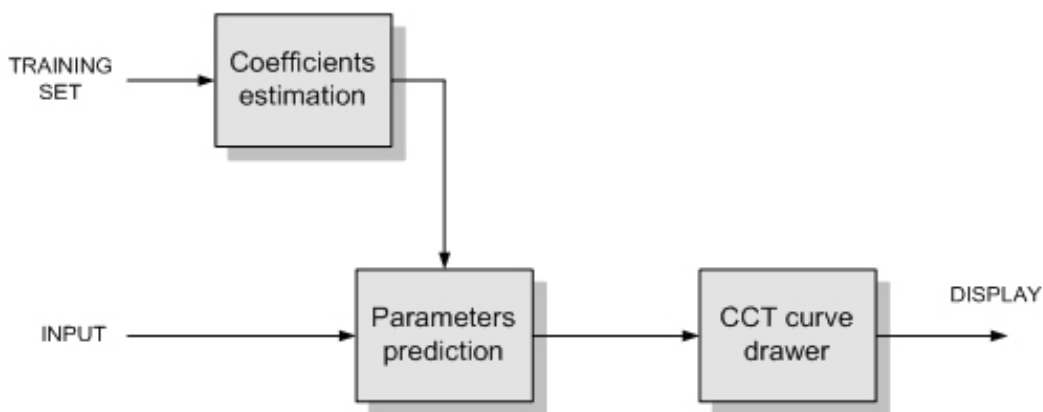


Figura 8.1: Struttura del modello

Ogni curva (ferrite, bainite) ha un diverso set di parametri ( $P_1, P_2, P_3, P_4$ ) eccetto la martensite che è calcolata in funzione delle altre curve.

I parametri di ogni set sono calcolati con una combinazione lineare della composizione chimica dell'acciaio, dove i coefficienti moltiplicativi sono scelti tramite una regressione lineare. La formula base per la predizione dei parametri è la combinazione lineare degli elementi chimici che dà la migliore correlazione:

$$P_i = a_0 + a_1 \cdot [C] + a_2 \cdot [Mn] + a_3 \cdot [Si] + a_4 \cdot [Cr] + a_5 \cdot [Mo] + a_6 \cdot [Al] \quad (88)$$

dove i coefficienti  $a_i$  sono diversi per ogni parametro e per ogni fase. Essi sono scelti nel modulo *coefficient estimation*.

In figura 8.2 sono riportati due esempi di stima del set di parametri per la curva di inizio trasformazione ferritica. I residui dell'approssimazione con i minimi quadrati  $P_1^f$  (ferrite) e  $P_1^b$  (bainite) sono mostrati in figura 8.3. In figura 8.4 ci sono due esempi di predizione delle intere curve CCT.

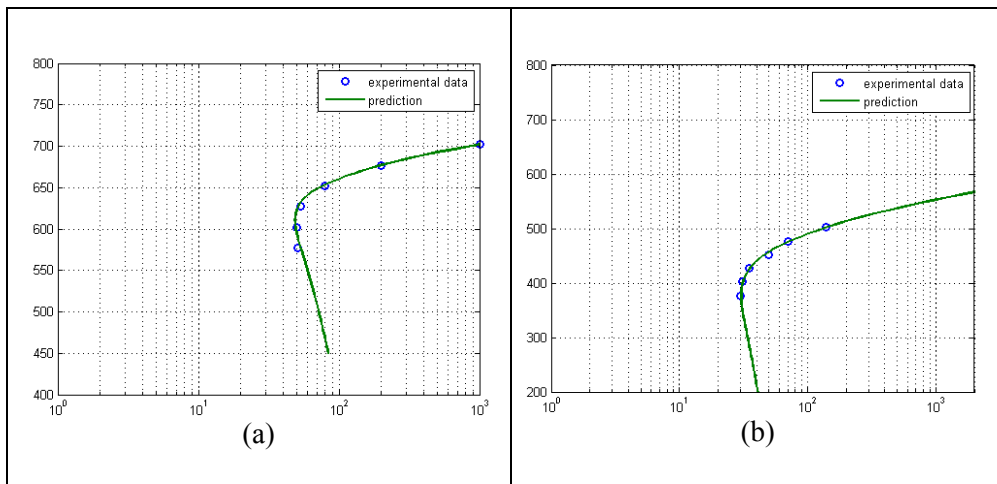


Figura 8.2: Due esempi di predizione sono riportati: in (a) troviamo una curva di inizio trasformazione ferritica sperimentale (per punti) e la curva predetta (linea), mentre in (b) un esempio di predizione per la bainite

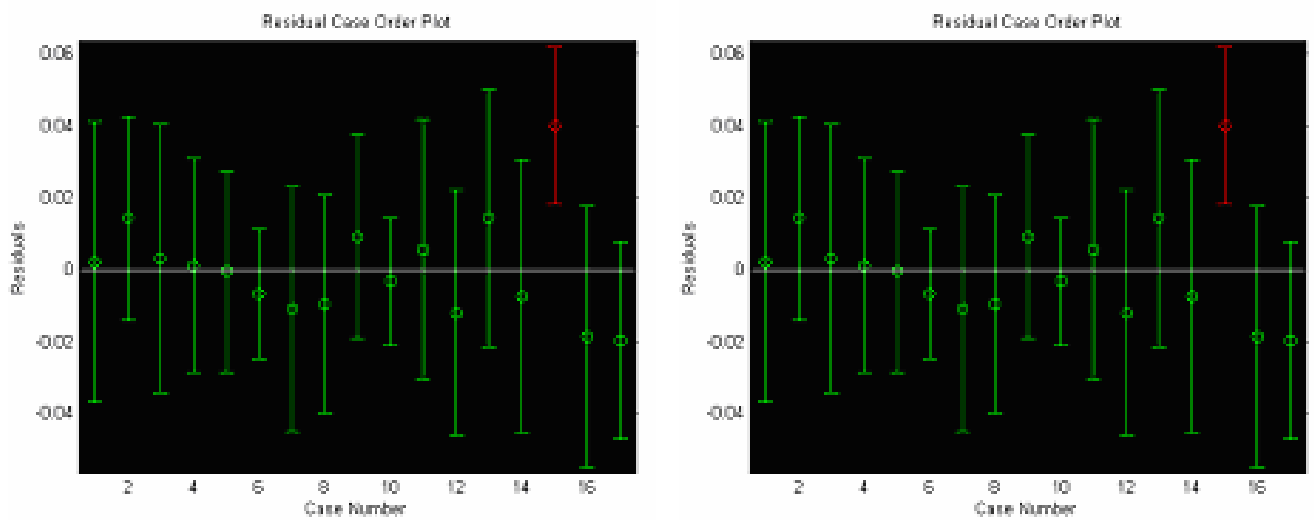


Figura 8.3: Residui dell'approssimazione con i minimi quadrati: per la ferrite (a destra) e per la bainite (a sinistra)

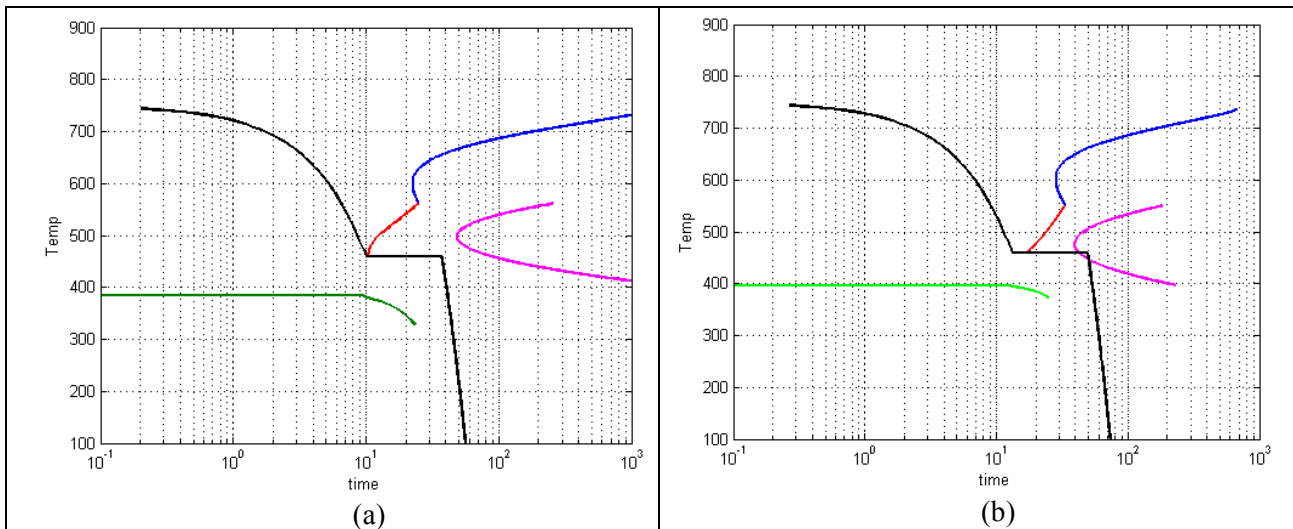


Figura 8.4: Esempi di previsione di intere curve CCT

### 8.3. Il modello

Il software si articola in due parti principali:

- la prima disegna i diagrammi di fase corrispondenti ad alcuni particolari valori della frazione  $X$  (tipicamente  $X=0,1$  e  $X=0,9$ ) utilizzando la formula di Avrami nella quale compaiono 4 parametri i cui valori dipendono dalla composizione chimica dell'acciaio; sullo stesso grafico viene riprodotta la curva di raffreddamento corrispondente al ciclo.
- la seconda calcola per il ciclo specificato le frazione di ferrite, bainite e martensite che si formano.

#### 8.3.1. Calcolo della cinetica di trasformazione

Viene stimata la frazione di austenite iniziale  $X_{a0}$  in funzione della composizione chimica dell'acciaio, secondo le seguenti formule:

Se  $[B] > 0$

$$X^* = -534.770288 + 470.725728 \cdot [C] + 0.609178 \cdot T_{\text{aust}} + 19.299879 \cdot [\text{Mn}] - 6.830656 \cdot [\text{Si}] + 3.110046 \cdot [\text{Cr}] - 16.523983 \cdot [\text{Mo}] + 19.355663 \cdot ([\text{Nb}] + [\text{Ti}] + [\text{V}]) + 0.67616031 \cdot [B] \quad (88.a)$$

$$X_{a0} = (3.477872e - 5 + X^*) / 100$$

altrimenti se  $[Mo] > 0$

$$\begin{aligned}
 X^* &= -428.962859 + 0.396555 \cdot T_{aust} + 93.502281 \cdot [Mn] + 218.056081 \cdot [Si] + \\
 &\quad + 7.025646 \cdot [Cr] - 721.09476 \cdot [Mo]^2 + 75.353124 \cdot \sqrt{[C]} \\
 X_{a0} &= (9.215648 + 0.230828 \cdot X^* + 0.010336 \cdot X^{*2})/100
 \end{aligned} \tag{88.b}$$

altrimenti

$$\begin{aligned}
 X^* &= -593.111693 + 116.987175 \cdot \sqrt{[Mn]} + 1844.028235 \cdot [C]^2 - 15.576345 \cdot [Si] + \\
 &\quad + 0.566178 \cdot T_{aust} + 41.730333 \cdot [Cr] \\
 X_{a0} &= (3.377324e-4 + X^*)/100
 \end{aligned} \tag{88.c}$$

La frazione di ferrite iniziale  $X_{f0}$  si ricava per differenza:

$$X_{f0} = 1 - X_{a0} \tag{89}$$

Si calcola  $Ae_3$  come:

$$\begin{aligned}
 Ae_3 &= 880.83161 - 103.067166 \cdot \sqrt{[C]} + 39.221048 \cdot [Si] - 29.801048 \cdot [Mn] + \\
 &\quad + 17.7273 \cdot [Cr] + 66.5666 \cdot [Mo] + 179.322403 \cdot [Al] + 1.8658072 \cdot [B]
 \end{aligned} \tag{90}$$

Il carbonio austenitico  $C_{austen}$  si calcola sfruttando le equazioni (92) e (94) come segue:

$$C_{austen} = \begin{cases} \frac{-b - \sqrt{b^2 - 4a(c - T_{aust})}}{2a} & \text{se } T_{aust} < Ae_3 \\ [C] & \end{cases} \tag{91}$$

dove

$$\begin{aligned}
 a &= 232 \\
 b &= -\{418 - 32[Mn] + 86([Si] + [Al]) + [Cr]\} \\
 c &= 911 - 29[Mn] + 70([Si] + [Al]) - 10[Cr]
 \end{aligned} \tag{92}$$

Le temperature di inizio della formazione della martensite (temperatura di Martensite start  $T_{Ms}$ ) e della bainite (temperatura di Bainite start  $T_{Bs}$ ) si ricavano in funzione della composizione chimica dell'acciaio:

$$T_{Ms} = -19.158 + 151.1 \cdot C_{aust} + 187.87 \cdot [Mn] + 142.26 \cdot [Si] + 254.57 \cdot [Cr] - 2527.0 \cdot [Al] \tag{93}$$

$$T_{Bs} = 637 - 58C_{austen} - 35[Mn] - 15[Ni] - 4[Mo] - 34[Cr] \tag{94}$$



I 4 parametri che caratterizzano le curve di Avrami per la ferrite ( $P_1^f, P_2^f, P_3^f, P_4^f$ ), la bainite ( $P_1^b, P_2^b, P_3^b, P_4^b$ ) e la bainite isoterma ( $P_1^{bi}, P_2^{bi}, P_3^{bi}, P_4^{bi}$ ) si ricavano a partire dalla composizione chimica e da  $C_{austen}$ .

Per tracciare i grafici dei diagrammi di fase per un prefissato valore  $X$  della frazione trasformata occorre invertire la formula di Avrami ricavando il tempo in funzione della temperatura. Dunque si ottiene per la curva della ferrite, ossia per valori di temperatura che soddisfano  $T_{ini\_raff} < T \leq T_{Bs}$ :

$$t_f(T) = \frac{(T - T_{ini\_raff}) \log\left(\frac{1}{1-X}\right)^{1.5}}{\int_{Ae_3}^T P_1^f \exp\left(-\left|\frac{\tau - P_2^f}{P_3^f}\right|^{P_4^f}\right) d\tau} \quad (95)$$

e per la curva della bainite, ossia per valori di temperatura che soddisfano  $T_{Bs} < T \leq T_{GALV}$ :

$$t_b(T) = \frac{(T - T_{ini\_raff}) \log\left(\frac{1}{1-X}\right)}{\int_{Ae_3}^T P_1^b \exp\left(-\left|\frac{\tau - P_2^b}{P_3^b}\right|^{P_4^b}\right) d\tau} \quad (96)$$

Per la curva relativa alla bainite isoterma, ossia per valori di temperatura che soddisfano  $T_{GALV} < T \leq T_{Ms}$ :

$$t_{bi}(T) = -\frac{\log(1-X)}{P_1^{bi} \exp\left(-\left|\frac{T - P_2^{bi}}{P_3^{bi}}\right|^{P_4^{bi}}\right)} \quad (97)$$

Per quanto riguarda la martensite, la curva martensitica, a differenza delle precedenti, rappresenta una funzione del tipo  $T_m(t)$ , quindi non occorre invertire, ma piuttosto calcolare la frazione di ferrite e bainite formata ad ogni istante, al fine di calcolare il carbonio residuo  $C_{res}$  che viene utilizzato per il calcolo della frazione di martensite che si forma ad ogni istante.

La curva della martensite ha un primo tratto costante corrispondente all' intervallo iniziale di tempo in cui la temperatura si mantiene superiore a  $T_{Ms}$  ed il valore costante è proprio pari a  $T_{Ms}$ . Per tutti gli istanti successivi, occorre calcolare la frazione di ferrite e bainite utilizzando le seguenti formule:

$$X_f(t) = 1 - \exp \left\{ - \left[ \int_0^t P_1^f \exp \left( - \left| \frac{T(\tau) - P_2^f}{P_3^f} \right|^{P_4^f} \right) d\tau + \left| \log \frac{1}{1 - X_{f0}} \right|^{1.5} \right] \right\} \quad (98)$$

$$X_b(t) = (1 - X_f(t)) \left\{ 1 - \exp \left[ \int_0^t P_1^b \exp \left( - \left| \frac{T(\tau) - P_2^b}{P_3^b} \right|^{P_4^b} \right) d\tau \right] \right\} \quad (99)$$

dove  $X_{f0}$  e  $X_{a0}$  sono stati ricavati tramite le equazioni (88) e (89).

L'austenite residua ad ogni istante viene ricavata per differenza, come:

$$X_a(t) = X_{a0} - (X_f(t) - X_{f0}) - X_b(t) \quad (100)$$

Il carbonio residuo  $C_{res}(t)$  viene calcolato utilizzando la seguente formula:

$$C_{res}(t) = \frac{C_{austen} X_{a0} - C_{ferrite} (X_f(t) - X_{f0}) - [C] X_b(t)}{X_a(t)} \quad (101)$$

Infine la quantità  $K_m(t)$  viene calcolata tramite la (93) dove al posto di  $C_{austen}$  viene utilizzato il carbonio residuo calcolato con la (101):

$$K_m(t) = 512 - 453C_{res}(t) + 217C_{res}^2(t) - 7.5[Si] - 71.5[Mn]C_{res}(t) - 17[Ni] + 9.5[Mo] + 15[Cr] - 67.5C_{res}(t)[Cr] \quad (102)$$

La curva della martensite si calcola come:

$$T_m(t) = K_m(t) - \frac{\log(1 - X)}{K_{MS}} \quad (103)$$

### **8.3.2. Calcolo delle frazioni finali di ferrite, bainite e martensite**

Per calcolare i valori finali delle frazioni di ferrite e bainite che si formano, vengono sfruttate le equazioni (98) e (99) utilizzando come secondo estremo dell' integrale nel tempo gli istanti di tempo in cui vengono raggiunte rispettivamente le temperature di bainite start  $T_{Bs}$  e di galvanizzazione  $T_{GALV}$ .

Inoltre, occorre calcolare la bainite che si forma durante l' intervallo isoterma del ciclo e per questo di usa la seguente formula:

$$X_{bi} = X_{a0} \left\{ 1 - \exp \left[ -t_{OA} \cdot \int_0^{T_{GALV}} P_1^{bi} \exp \left( - \left| \frac{\tau - P_2^{bi}}{P_3^{bi}} \right|^{P_4^{bi}} \right) d\tau \right] \right\} \quad (104)$$

La frazione finale di martensite si trova per differenza, tenendo conto che tutta l'austenite si trasforma alla fine, quindi.

$$X_m = 1 - X_f - X_b \quad (105)$$

## 8.4. Implementazione in C++ e interfaccia d' uso

Il modello di implementazione in C++ ha seguito la struttura descritta per il modello in MATLAB. Questa garantisce l'indipendenza da programmi esterni, maggiore velocità nella valutazione e la possibilità di sviluppare una interfaccia grafica di utilizzo amichevole.

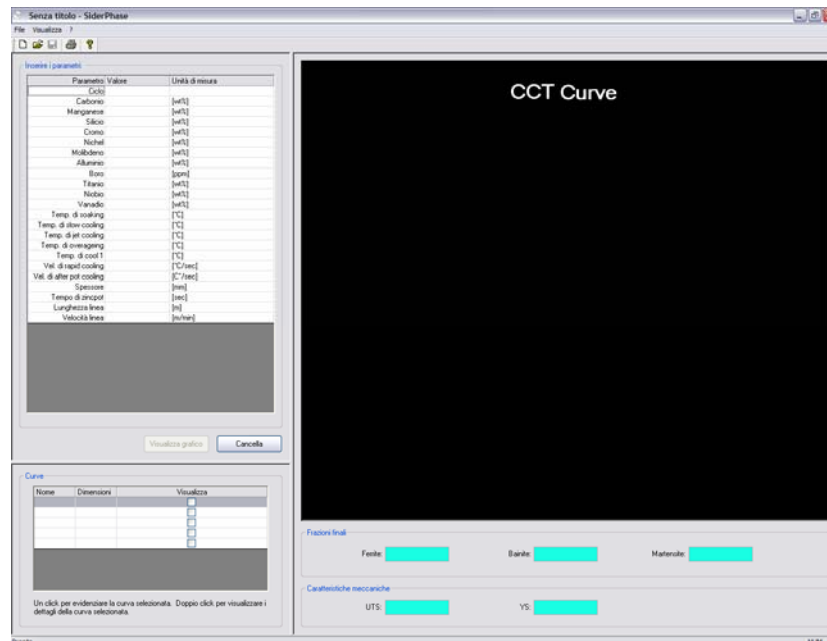


Figura 8.5: Interfaccia del programma

In figura 8.5 è mostrato un prototipo dell' interfaccia. Tramite la griglia in alto a sinistra è possibile immettere gli input e dare il via ai conti. Le curve CCT predette vengono tracciate nell'area nera, mentre le percentuali di fase finali stimate e le proprietà meccaniche predette appaiono nei campi

sottostanti. Nell' area in basso a sinistra c'è un riassunto delle curve tracciate: si può attivare o disattivare la visualizzazione di ogni curva e vederne i dettagli.

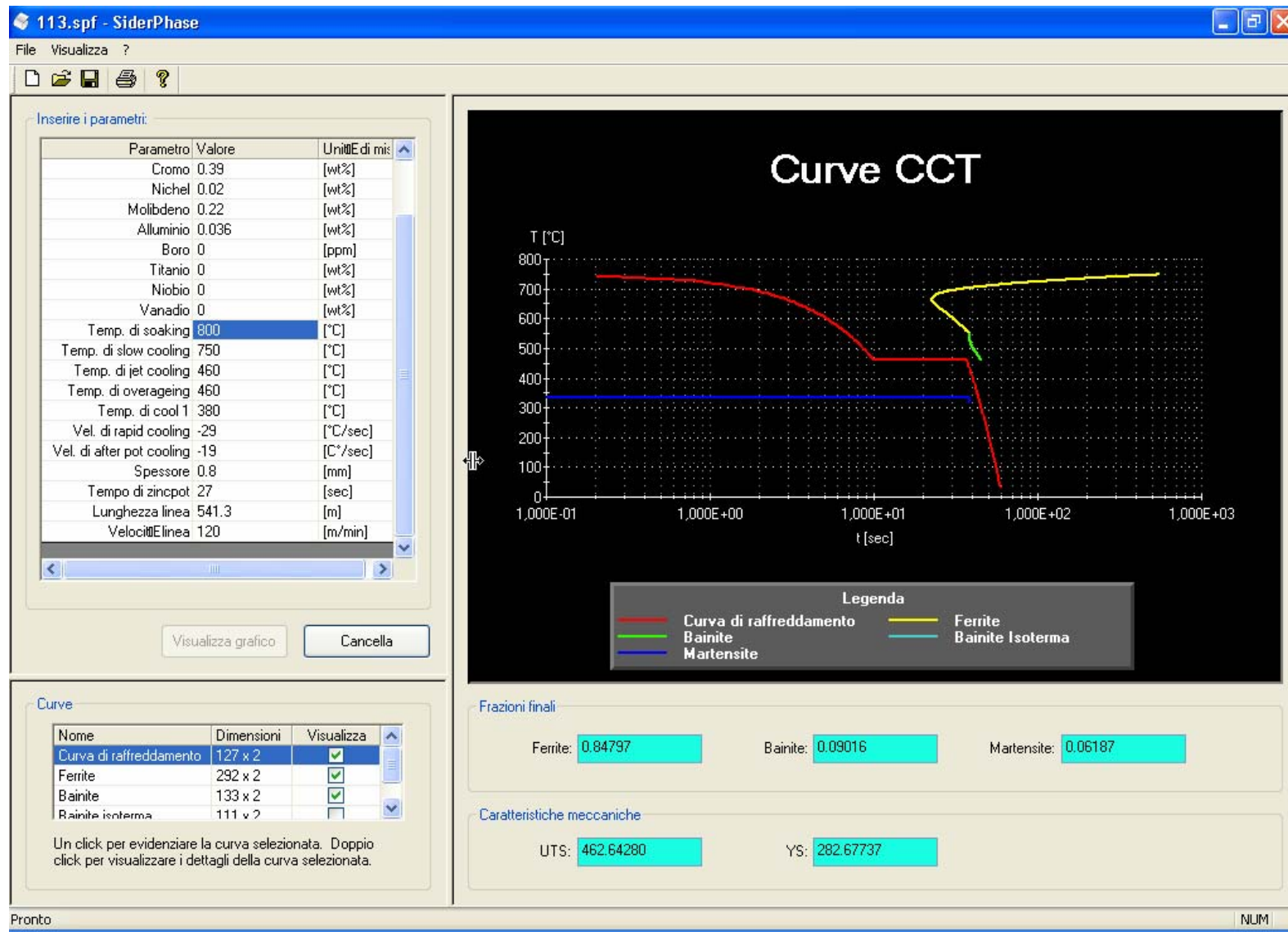


Figura 8: predizione delle proprietà meccaniche, curve CCT e delle percentuali delle componenti microstrutturali della colata 51 dopo processo di zincatura (spessore 0.8 mm, temperatura intercritica 800 °C)

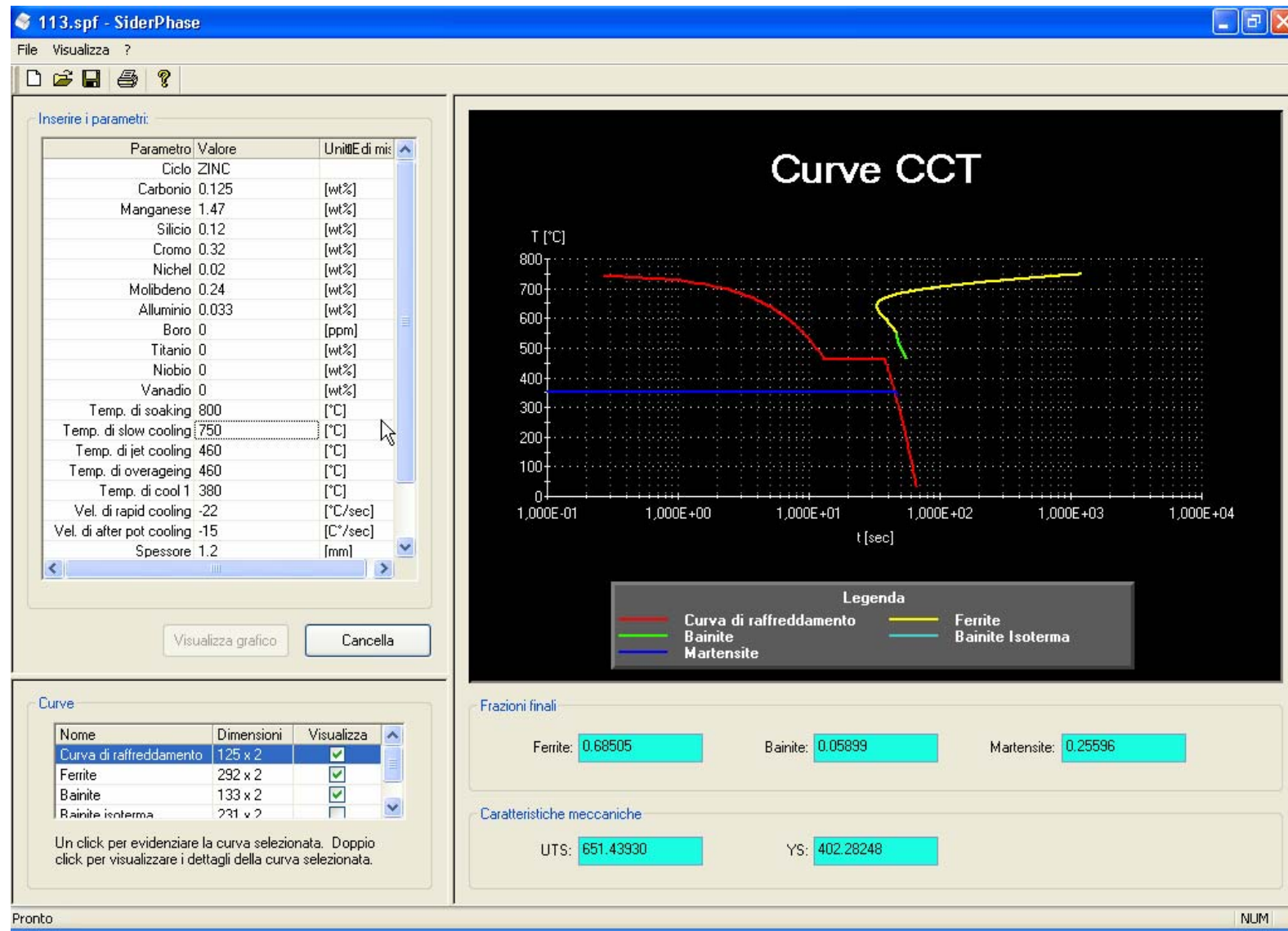


Figura 9: predizione delle proprietà meccaniche, curve CCT e delle percentuali delle componenti microstrutturali della colata 52 dopo processo di zincatura (spessore 1.2 mm, temperatura intercritica 800 °C)

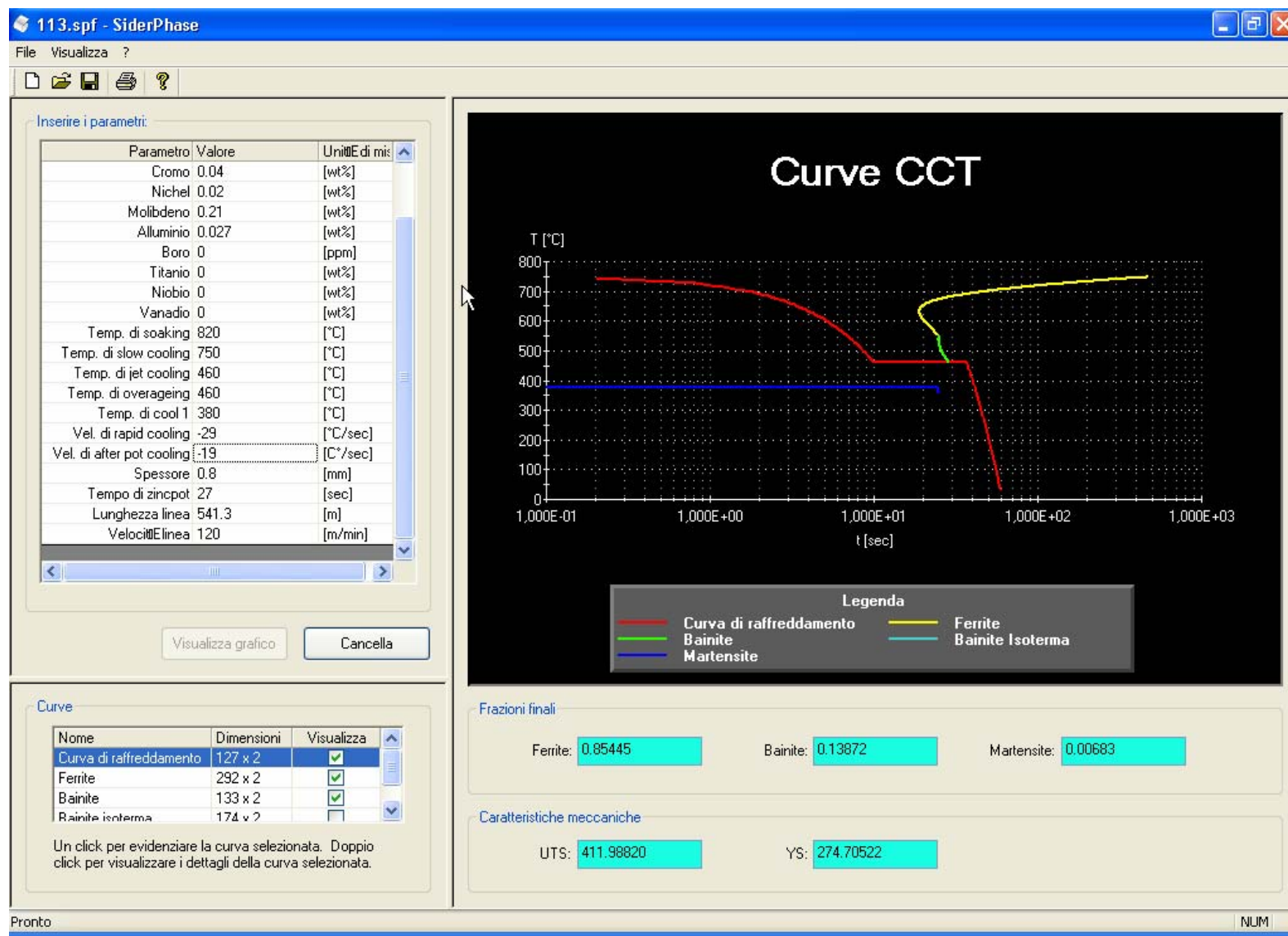


Figura 10: predizione delle proprietà meccaniche, curve CCT e delle percentuali delle componenti microstrutturali della colata 55 dopo processo di zincatura (spessore 0.8 mm, temperatura intercritica 820 °C)

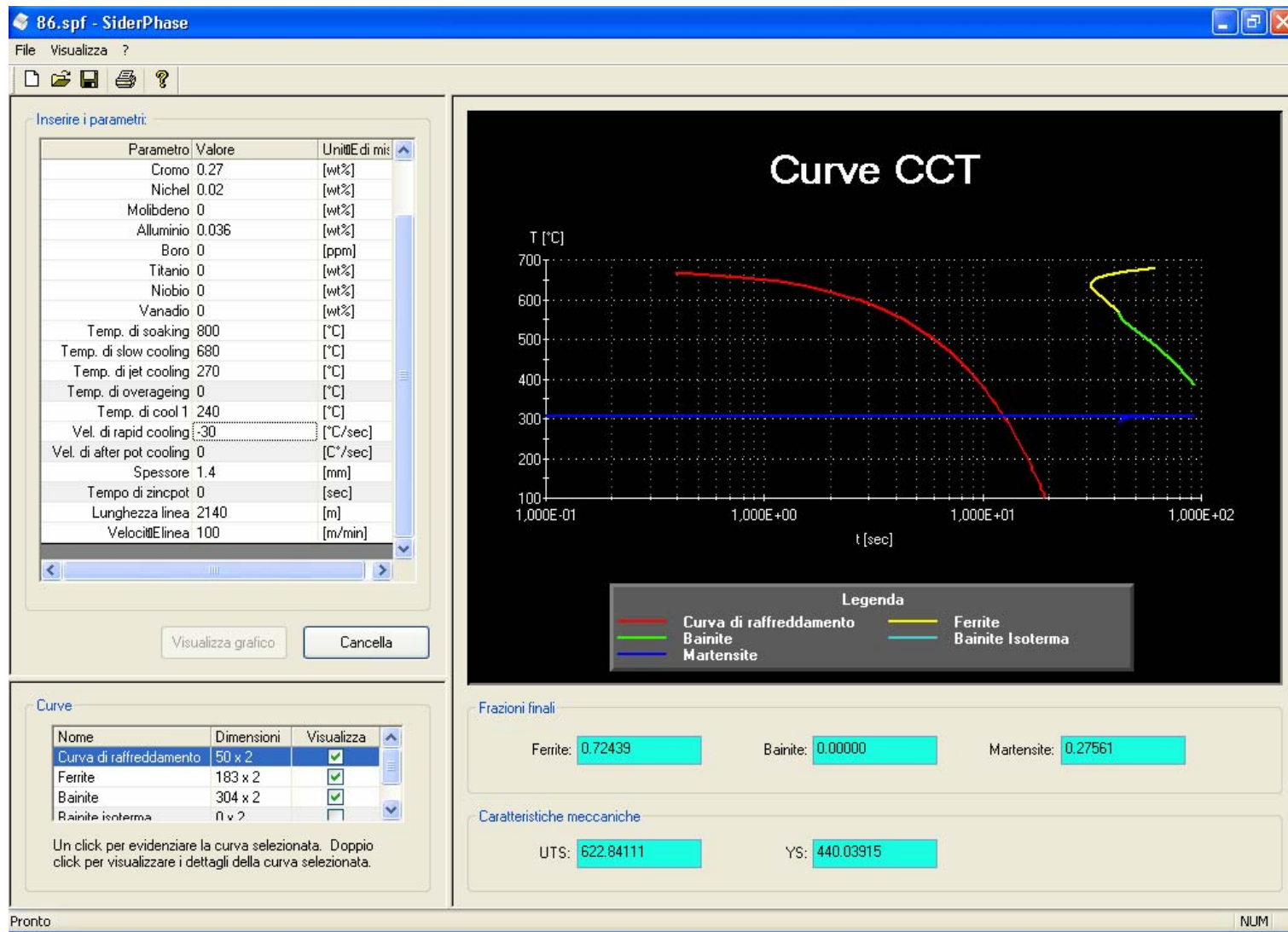


Figura 11: predizione delle proprietà meccaniche, curve CCT e delle percentuali delle componenti microstrutturali della colata 51 dopo processo CAPL (spessore 1.4 mm, temperatura intercritica 800 °C)



## Appendice I

### Gli acciai dual-phase e la saldatura

Con il termine saldatura si indica l'operazione di collegamento di parti metalliche solide in modo da realizzare la continuità fisico-chimica fra le due parti unite. Con il termine saldatura si indica, anche, il risultato dell'operazione stessa, cioè il giunto saldato. I collegamenti ottenuti fra i pezzi mediante saldatura non possono essere rimossi se non distruggendo la saldatura stessa.

I procedimenti di saldatura possono essere raggruppati nelle quattro categorie seguenti che riuniscono procedimenti affini: *saldatura per fusione*, *saldatura a resistenza*, *saldatura per pressione* e *brasatura*.

Tra i vari procedimenti di saldatura, la saldatura a resistenza elettrica costituisce un procedimento largamente diffuso per la saldatura di lamiere sottili, tanto in produzioni di grande serie, quanto in applicazioni modeste. Nell'industria automobilistica, questo procedimento viene impiegato nelle carrozzerie grazie alle saldatrici a bracci mobili. La saldatura a resistenza elettrica è un tipo di saldatura per pressione che sfrutta il calore che la corrente elettrica produce attraversando le due superfici di contatto che si comportano da resistenza. Con questo processo, che non ha bisogno di metallo d'apporto, si possono saldare praticamente tutti i metalli e le loro leghe combinando tra loro anche moltissimi materiali diversi.

Il procedimento di saldatura a punti, tra i vari metodi di saldatura a resistenza elettrica, è sicuramente il più rapido, basti osservare come esempio che la saldatura di un punto fra due lamiere di acciaio dello spessore di 1 mm si effettua in tempi dell'ordine di pochi centesimi di secondo.

In questo lavoro di tesi, la saldatura per punti è stata impiegata per studiare l'attitudine alla saldatura di alcuni acciai dual-phase.

La figura 1 mostra i due elettrodi di rame contrapposti che serrano tra di loro a sovrapposizione le due lamiere in acciaio da collegare a destra e, a sinistra, il diagramma temperature-spazio.

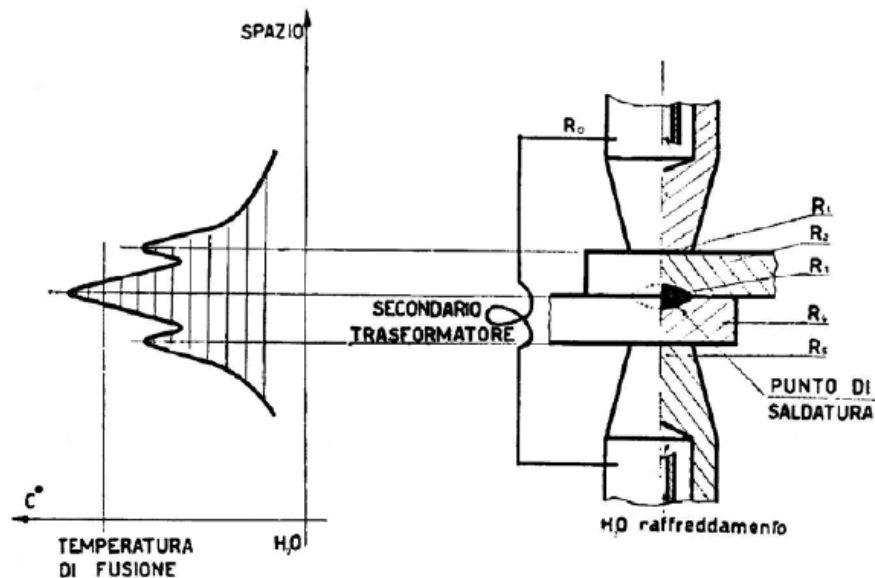


figura 1: Schema saldatura a punti

La quantità di calore sviluppata nelle varie sezioni del circuito dipende dall'azione combinata dei fattori: *corrente, pressione, tempo*. L'equazione che lega tra loro questi parametri è fornita dalla legge di Joule:

$$Q = 0.239\eta \int_{\Delta t} RI^2 dt \quad (106)$$

Dove  $Q$  è la quantità di calore espressa in calorie,  $t$  è il tempo in secondi,  $R$  è la resistenza elettrica in Ohm,  $I$  è l'intensità di corrente in Ampère,  $\eta$  è rendimento totale. La quantità di calore  $Q$  dipende quindi da  $R$ ,  $I^2$ ,  $t$  e affinché essa permetta di ottenere la fusione dei due lembi, è necessario che questi tre parametri siano elevati abbastanza.

La resistenza  $R$  del circuito secondario comprende:

- $R_0$  = resistenza del circuito secondario fino ai due elettrodi compresi;
- $R_1$  = resistenza di contatto fra l'elettrodo (rame) e la superficie della lamiera superiore (acciaio);
- $R_2$  = resistenza ohmica della lamiera superiore;
- $R_3$  = resistenza di contatto fra lamiera e lamiera (acciaio su acciaio);
- $R_4$  = resistenza ohmica della lamiera inferiore;
- $R_5$  = resistenza di contatto fra la lamiera inferiore (acciaio) e l'elettrodo (rame).

Trattandosi di resistenze in serie si ha:

$$R = R_0 + R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5 \quad (107)$$

Possiamo però trascurare  $R_0$  (gli elettrodi oltre ad essere di rame sono anche raffreddati con circolazione interna di acqua e quindi non vi è praticamente in essi un innalzamento di temperatura),  $R_2$  e  $R_4$  (pur essendo notevole il riscaldamento prodotto, esso è sempre molto inferiore a quello dovuto alle resistenze di contatto). Per cui: la somma delle resistenze di contatto è:

$$R = R_1 + R_3 + R_5 \quad (108)$$

E' però necessario, per non ottenere la fusione anche nelle zone di contatto tra lamiera ed elettrodo, che  $R_3$  sia notevolmente superiore ad  $R_1$  e  $R_5$ . Ciò si ottiene attraverso un'adeguata pressione agli elettrodi: più alta è la pressione agli elettrodi, più probabilità ci sono di fondere solo in  $R_3$ . Facendo in modo che  $R$  risulti piccolo, si ha che, in confronto alle altre resistenze,  $R_3$  sia grande, e che quindi si ottenga la fusione solo in  $R_3$  come risulta dal diagramma temperature-spazio della figura 1. Ne segue allora che nella zona di contatto fra le due lamiere si forma un nocciolo fuso, mentre attorno ad esso, dove la temperatura ha superato la temperatura di forgatura, si forma un sottile guscio di metallo allo stato plastico (figura 2).

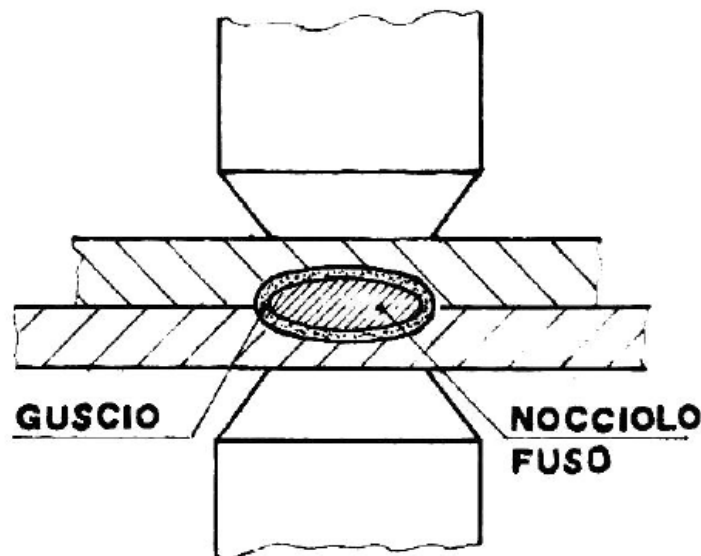


Figura 2: Punto di saldatura

Dovendo la resistenza  $R$  essere necessariamente piccola, affinché la quantità di calore permetta di ottenere la fusione dei due lembi, dovrà risultare grande il prodotto  $I^2 t$ .

Date le perdite di calore che si hanno per conduttività nelle lamiere e negli elettrodi, il tempo di saldatura non è inversamente proporzionale al quadrato della potenza della corrente, ma al suo cubo o alla sua quarta potenza. Ne segue che il rendimento dell'operazione di saldatura è tanto più elevato quanto più breve è il tempo di saldatura e più elevata l'intensità di corrente. Va inoltre detto che, il tempo di saldatura non deve essere troppo elevato altrimenti si produce troppo calore in  $R_3$ , che, propagandosi verso la superficie, fa diventare il materiale pastoso, permettendo agli elettrodi di penetrare nella lamiera e lasciare l'impronta.

Dalle considerazioni precedenti deriva che la corrente  $I$  deve essere elevata per compensare gli altri fattori necessariamente piccoli. Anche nella regolazione della corrente di saldatura va però osservato che essa non deve essere troppo elevata, rispetto al tempo di saldatura assegnato, altrimenti essa dà luogo a spruzzi di materiale dal nocciolo di saldatura, rendendo così la saldatura fragile. Analogamente una intensità di corrente troppo debole dà luogo ad incollature. Considerando queste limitazioni, è opportuno costruire il *campo di saldabilità* per ogni materiale, come quello riportato nella figura seguente:

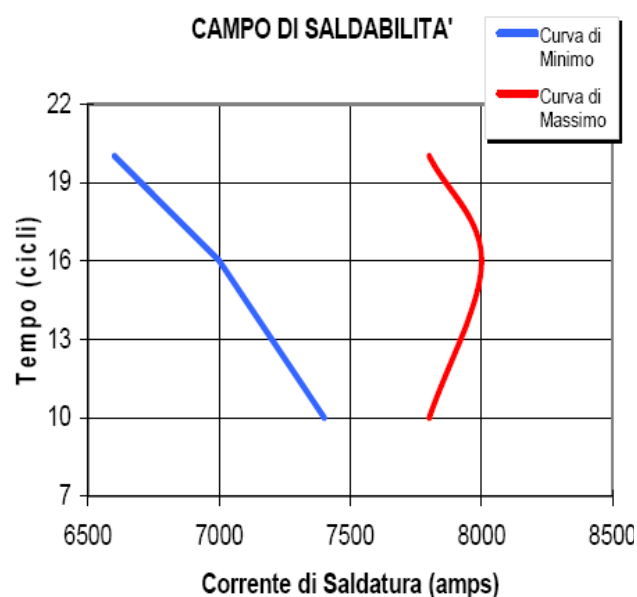


figura 3: Esempio di campo di saldabilità

Come indicato nella figura 3, il campo di saldabilità non è altro che l'area compresa tra le due curve rappresentate nel grafico avente la *corrente di saldatura* in ascisse ed il *tempo* in ordinate. Le due curve delimitano il campo dei valori dei due parametri la cui combinazione genera un buon punto di saldatura, ossia un punto con un nocciolo non troppo piccolo oppure internamente non danneggiato.

La curva di sinistra definisce il limite a sinistra del quale si verificano, durante la prova di sottonatura,

o il distacco del punto di saldatura oppure la presenza di un punto di saldatura con un nocciolo di saldatura avente diametro medio minore di  $4\sqrt{t}$ , dove con  $t$  indichiamo lo spessore della lamiera. La curva di destra definisce invece il limite a destra del quale, durante le prove di saldatura, si hanno spruzzi, ossia il materiale durante la saldatura viene letteralmente espulso con forza dal cuore del nocciolo. Questo fenomeno porta ad avere un nocciolo debole a causa della presenza di possibili zone vuote dovute all'espulsione del materiale.

## **1. Determinazione del campo di saldabilità per gli acciai considerati**

In questo paragrafo, verranno descritte sinteticamente le modalità di esecuzione delle prove effettuate per la determinazione del campo di saldabilità per gli acciai dual-phase, DP600 sia freddi che zincati. Per le suddette prove è stata utilizzata una classica saldatrice a punti, (figura 4).



figura 4:Saldatrice per punti

Per la determinazione della curva di massimo e la curva di minimo che delimitano il campo di saldatura si fa uso, per ogni tipo di acciaio, di una serie di provini di misura  $25 \times 100$  mm e un certo numero di provini di misura  $100 \times 300$  mm.

Si è dapprima determinata la curva di minimo, avendo nel nostro caso tutti i provini lo spessore di 1mm, il valore minimo accettabile del diametro del nocciolo medio è 4 mm.

I campioni di dimensioni  $100 \times 300$  vengono affiancati a due a due, avendo cura di porre l'eventuale superficie verniciata all'esterno (esposta agli elettrodi della saldatrice), e vi viene eseguita una serie di

quattro o cinque punti di saldatura. La prova di sbottonatura viene eseguita sui provini 25×100, dopo aver effettuato due punti di saldatura, ad una distanza, sull'asse longitudinale, di circa 30 mm. La prova di sbottonatura deve essere effettuata sul secondo punto realizzato (figura 6). Nella figura 5 è visibile l'aspetto dei provini saldati con i due punti di saldatura.

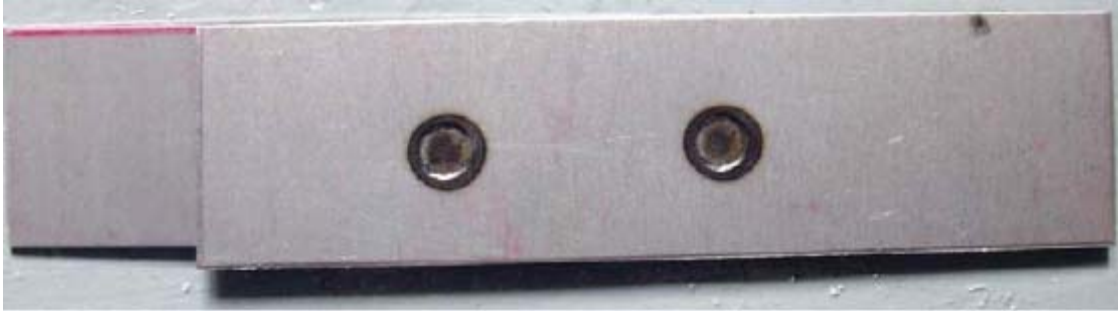


figura 5: Provini saldati con due punti di saldatura

Il fine di questa procedura, che risulta un po' farraginoso, è da ricercarsi nell'esigenza di ottenere dei valori stabili d'intensità di corrente, fase, ecc. durante le prove significative. Ogni qual volta, quindi, che si cambiano le impostazioni della prova (intensità di corrente e numero di cicli), si deve ripetere il procedimento esposto.



figura 6: provini aperti per sbottonatura

La sbottonatura viene effettuata sul secondo punto di saldatura perché realizzando un punto di saldatura in prossimità di un punto già esistente, la corrente tende a disperdersi, seppure in quantità modeste, anche attraverso quest'ultimo. Se così non si procedesse si rischierebbe quindi di prendere per buono un punto che in realtà sulla linea di produzione non lo è.

La curva di minimo è stata costruita congiungendo tre punti trovati sperimentalmente; il primo punto

in corrispondenza di 20 cicli, il secondo in corrispondenza di 16 cicli ed il terzo ed ultimo in corrispondenza di 10 cicli.

Una volta determinata la curva di minimo, si è passati a determinare la curva di massimo del diagramma del campo di saldabilità. Anche per il tracciamento di quest'ultima, si sono trovati tre punti, corrispondenti rispettivamente a 20, 16 e 10 cicli di saldatura. Il procedimento è stato ripetuto finché non si è trovato il più alto valore dell'intensità di corrente di saldatura, in corrispondenza del quale non si verificavano più spruzzi.

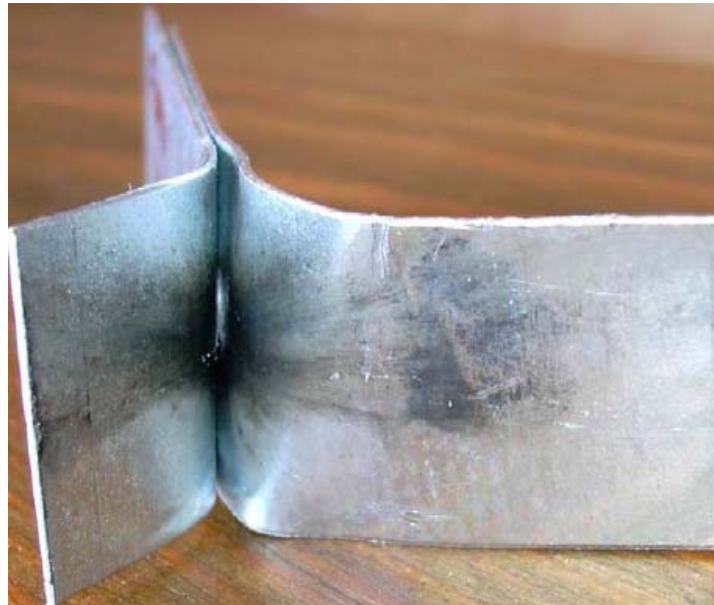


figura 7: effetto degli spruzzi di materiale all'interno della saldatura

Una volta determinate le curve, è indispensabile eseguire una microanalisi nello spessore dei noccioli di saldatura che si sono utilizzati per costruire le curve di minimo e di massimo.

Le coppie di valori intensità-numero di cicli che si trovano comprese tra la curva di minimo e la curva di massimo costituiscono il campo di saldabilità del materiale, cioè l'insieme delle combinazioni intensità-numero di cicli che garantiscono un buon punto di saldatura, cioè un nocciolo non troppo piccolo, né internamente danneggiato.

Dopo aver trovato i 6 punti del diagramma di saldabilità (3 punti per la curva di minimo e 3 per la curva di massimo), sono state effettuate le saldature dei provini con i valori di intensità di corrente e del numero di cicli corrispondenti a ciascun punto.

Sono dunque state sezionate le 6 saldature e per ciascuna di esse è stata eseguita una micrografia, cioè la sezione della saldatura è stata fotografata al microscopio elettronico con un ingrandimento di 16X allo scopo di verificare che nessuno dei noccioli di saldatura fosse internamente danneggiato, cioè che non ci fossero "buchi" di materiale nel nocciolo di saldatura. Questa operazione è richiesta dalla procedura per le prove di saldabilità indicate da FIAT.

Si riportano sotto i campi di saldabilità dei quattro acciai considerati mentre per quanto riguarda le micrografie dei noccioli di saldatura non vi sono stati casi in cui si siano presentati “buchi”, cioè non vi sono stati durante l’operazione di saldatura spruzzi di materiale al di fuori del nocciolo.

### **Campo di saldabilità degli acciai esaminati**

Gli acciai dual-phase possono essere saldati con tutti i metodi di saldatura usati comunemente nell’industria automobilistica: *saldatura laser*, *saldatura a resistenza*, *saldatura ad arco*. La saldatura ad arco può essere a singolo impulso. I risultati migliori si ottengono aumentando i tempi di saldatura e la forza applicata agli elettrodi.

Gli acciai dual-phase richiedono, durante la saldatura, meno corrente degli acciai dolci o degli acciai altoresistenziali in virtù della loro maggiore resistività elettrica. Essi richiedono, però, a parità di spessore, rispetto ad un acciaio dolce, l’applicazione di una forza maggiore sugli elettrodi poiché quest’ultima è funzione della resistenza del materiale. Come è possibile vedere in figura 8, per gli acciai dual-phase il campo di saldabilità è più stretto rispetto agli acciai dolci e agli acciai HSLA e che esso si sposta verso correnti più basse all’aumentare del grado di resistenza dell’acciaio.

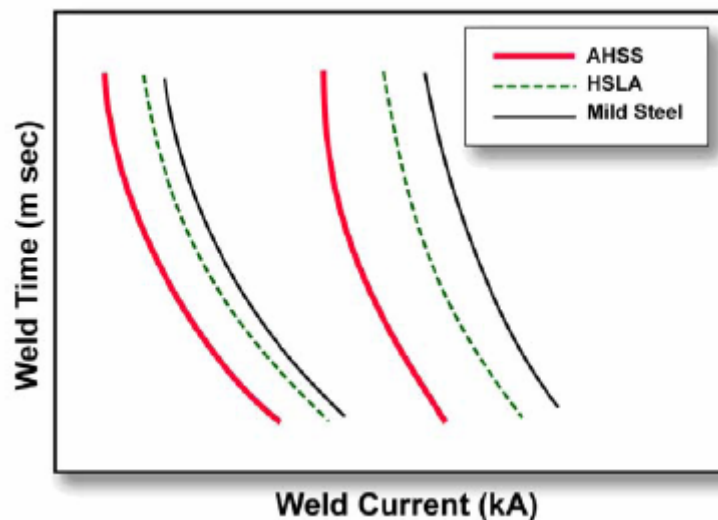


figura 8: confronto tra i campi di saldabilità per acciai dolci, HSLA, e altoresistenziali innovativi.

La composizione chimica dell’acciaio dual-phase DP600 esaminato è riportata nella tabella 1.

Tabella 1: composizione chimica dell’acciaio DP600

C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al
0.09	1.66	0.36	0.018	0.006	0.011	0.02	0.19	0.002	0.006	0.04



Il suo campo di saldabilità ricavato sperimentalmente è riportato in figura 9.

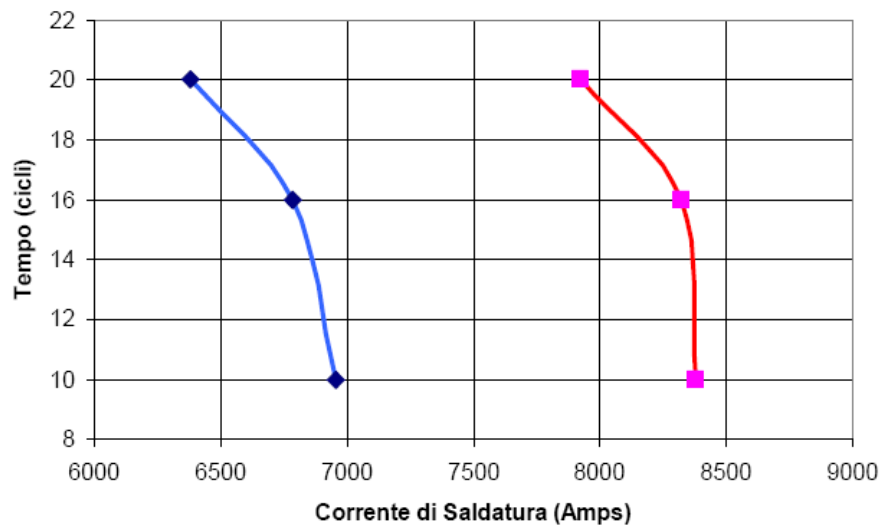


figura 9: campo di saldabilità dell'acciaio DP600

Gli acciai esaminati sono stati sottoposti, con e senza punto di saldatura, a prova di trazione, per verificare come la saldatura ne influenza le caratteristiche meccaniche. Il punto di saldatura è stato effettuato nella mezzeria del provino stesso, con un valore del numero di cicli ed un'intensità di corrente ricavati dal campo di saldabilità trovato in precedenza (con una corrente di 7980 A e con un numero di cicli pari a 16).

I risultati delle prove di trazione sono riportati nella tabella 2.

Tabella 2: Risultati delle prove meccaniche

DP600	Rp 0.2% (MPa)	Rm (MPa)	A%
Tal quale	360	604	20
saldato	363	609	20.4

Come si può notare, i risultati della prova di trazione sono praticamente uguali per provette saldate e non saldate; ciò significa che la saldatura non influisce sulle caratteristiche meccaniche.

Sugli acciai saldati sono state effettuate anche delle prove di microdurezza che sono servite per verificare la variazione di tale grandezza nel passaggio dalla zona termicamente non alterata e quella termicamente alterata dovuta alla presenza del punto di saldatura. La durezza di un materiale viene definita in generale come la resistenza che esso offre alla penetrazione di un altro corpo, più duro. La determinazione della durezza superficiale degli acciai fornisce dati molto importanti poiché da un lato permettono di distinguere tra le varie microstrutture, dall'altro, essendo un indice della resistenza del materiale alle sollecitazioni, possono fornire, tramite relazioni sperimentali, le loro proprietà

meccaniche, con particolare riguardo ai carichi di rottura e di snervamento. Il termine microdurezza è usualmente riferito ai test di durezza che vengono effettuati con carichi che non eccedono 1 Kg.

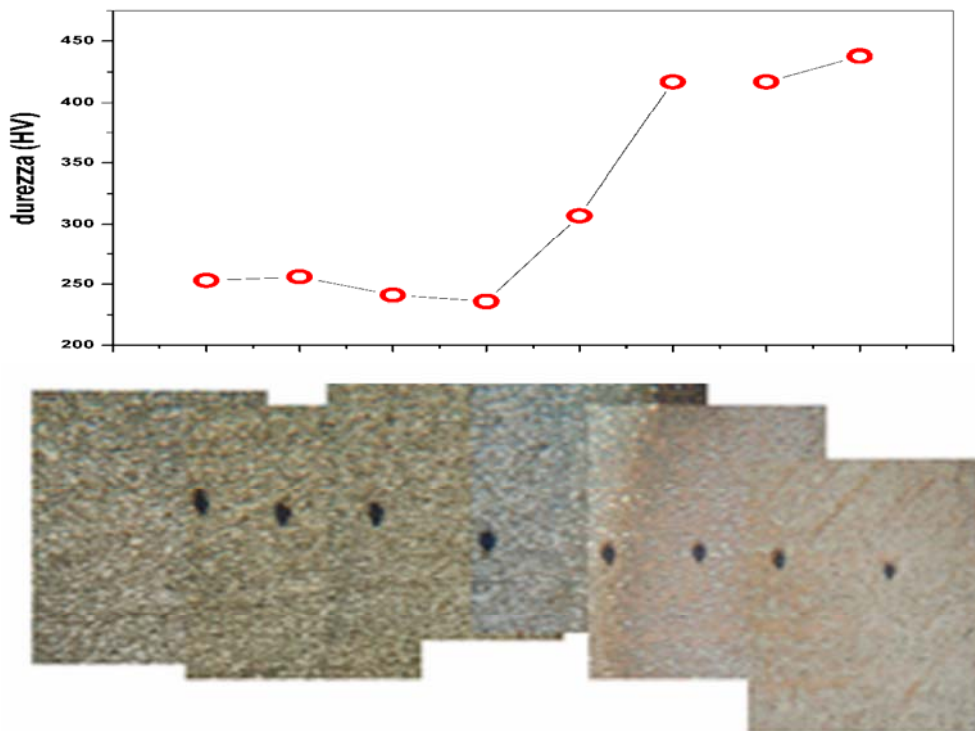


figura 10: andamento delle microdurezze lungo il provino di acciaio DP600.

Per esaminare i DP600 è stata usata la prova di microdurezza Vickers. Il carico applicato è stato pari a 50g per un tempo di 5 s. Per l'acciaio testato la durezza della zona saldata supera la durezza del materiale base. Com'è visibile in figura 10, l'acciaio base, a sinistra, ha una durezza di 250 HV, che arriva a 450 HV nel nocciolo di saldatura. È presente una zona limitata meno dura nella transizione fra la zona termicamente alterata e il materiale base. La limitatezza di questa zona permette di ottenere un materiale più resistente del materiale base, come si evince anche dalle prove di trazione.





Variabili di processo									Caratteristiche meccaniche e percentuali di fase				
Lunghezza Linea (m)	Velocità linea (m/min)	Spessore (mm)	Temp. Soaking (C)	Temp. Slow Cooling (C)	Temp. Jet Cooling (C)	tempo di Overageing (sec)	Temp. Overageing (C)	Temp. Cool 1 (C)	Carico di Rottura Mpa	Carico di Snervamento Mpa	martensite	bainite	ferrite
2140	160	0.8	800	680	270	380	240	150	424	251	20,1	0,0	79,9
2140	160	1.0	800	680	270	380	240	150	423	252	20,8	0,0	79,2
2139.5	100	1.4	800	680	270	607	240	150	400	234	20,3	0,0	79,7
541.3	120	0.8	800	750	460	27	460	379	439	276	3,5	3,5	93,1
541.3	80	1.4	800	750	460	41	460	379	404	261	5,7	5,7	88,8
524.5	120	0.8	800	750	460	19	460	379	451	288	10,6	0,0	89,5
524.5	80	1.4	800	750	460	28	460	379	404	261	9,2	0,0	90,8
621	110	0.8	800	700	460	24	460	380	449	293	7,8	7,8	84,4
621	85	1.4	800	680	460	31	460	380	404	258	6,0	6,0	88,1
541.3	90	1.2	800	750	460	36	460	379	579	363	23,0	0,7	76,3
621	90	1.2	800	680	460	29	460	380	579	356	23,3	0,7	76,0
524.5	90	1.2	800	750	460	25	460	379	560	363	29,6	0,9	69,5
524.5	90	1.2	840	750	460	25	460	379	577	370	10,6	26,2	63,3
524.5	90	1.2	820	750	460	25	460	379	560	363	11,0	15,4	73,6
621	90	1.2	820	680	460	29	460	380	573	363	10,2	23,8	66,1
621	90	1.2	840	680	460	29	460	380	571	340	7,7	31,0	61,3
541.3	90	1.2	840	750	460	36	460	379	586	379	1,8	33,9	64,3
541.3	120	0.8	800	750	460	27	460	379	406	245	0,0	9,2	90,8
541.3	80	1.4	800	750	460	41	460	379	403	255	0,0	12,6	87,5
621	110	0.8	800	700	460	24	460	380	400	248	0,5	12,2	82,3
621	85	1.4	800	680	460	31	460	380	392	242	0,5	15,9	83,7
524.5	120	0.8	800	750	460	19	460	379	408	249	0,0	13,0	77,0
524.5	90	1.4	800	750	460	25	460	379	404	262	0,0	14,7	85,4
541.3	120	0.8	820	750	460	27	460	379	409	263	0,0	12,9	87,2
541.3	80	1.4	820	750	460	41	460	379	404	261	0,0	12,9	87,1
621	110	0.8	820	700	460	24	460	380	400	252	0,4	11,9	87,8
621	85	1.4	820	680	460	31	460	380	404	261	0,0	13,4	86,6
524.5	120	0.8	820	750	460	19	460	379	419	285	0,0	15,5	84,5
524.5	90	1.4	820	750	460	25	460	379	404	258	0,7	22,1	77,2
541.3	120	0.8	840	750	460	27	460	379	385	271	0,6	19,6	79,9
541.3	80	1.4	840	750	460	41	460	379	410	269	0,0	10,0	90,0
621	110	0.8	840	700	460	24	460	380	418	270	0,3	11,1	88,6
621	85	1.4	840	680	460	31	460	380	411	263	0,0	20,1	79,9
524.5	120	0.8	840	750	460	19	460	379	427	276	0,0	11,4	88,6
524.5	90	1.4	840	750	460	25	460	379	411	271	0,5	18,1	81,4
541.3	90	1.2	800	750	460	36	460	379	525	366	3,2	19,7	77,1
621	90	1.2	800	680	460	29	460	380	518	371	6,1	14,2	79,7
524.5	90	1.2	800	750	460	25	460	379	529	383	13,5	13,5	73,1
541.3	90	1.2	820	750	460	36	460	379	529	399	1,5	19,5	79,0
621	90	1.2	820	680	460	29	460	380	518	388	1,8	16,3	81,9
524.5	90	1.2	820	750	460	25	460	379	538	399	11,0	16,5	72,5
541.3	90	1.2	840	750	460	36	460	379	537	416	0,5	31,7	67,8
621	90	1.2	840	680	460	29	460	380	578	411	2,9	26,1	70,7
524.5	90	1.2	840	750	460	25	460	379	545	423	10,7	21,7	66,7
541.3	120	0.8	800	750	460	27	460	379	416	268	0,0	16,7	83,3
541.3	80	1.4	800	750	460	41	460	379	414	258	0,0	16,2	83,8
621	110	0.8	800	700	460	24	460	380	411	246	0,0	11,8	88,2
621	85	1.4	800	680	460	31	460	380	408	253	0,0	11,3	88,7
524.5	120	0.8	800	750	460	19	460	379	427	269	0,6	11,2	88,2
524.5	80	1.4	800	750	460	28	460	379	418	282	0,4	11,8	87,8
541.3	120	0.8	820	750	460	27	460	379	422	275	0,5	16,7	82,8
541.3	80	1.4	820	750	460	41	460	379	421	263	0,0	15,9	84,1
621	110	0.8	820	700	460	24	460	380	421	295	0,0	20,0	80,0
621	85	1.4	820	680	460	31	460	380	411	254	0,0	10,5	89,5
524.5	120	0.8	820	750	460	19	460	379	423	279	0,6	12,4	87,1
524.5	80	1.4	820	750	460	28	460	379	420	268	0,4	13,8	85,8
541.3	120	0.8	840	750	460	27	460	379	420	275	0,4	11,7	89,9
541.3	80	1.4	840	750	460	41	460	379	420	276	0,0	14,2	85,9



Variabili di processo									Caratteristiche meccaniche e percentuali di fase				
Lunghezza Linea (m)	Velocità linea (m/min)	Spessore (mm)	Temp. Soaking (C)	Temp. Slow Cooling (C)	Temp. Jet Cooling (C)	tempo di Overageing (sec)	Temp. Overageing (C)	Temp. Cool 1 (C)	Carico di Rottura Mpa	Carico di Snervamento Mpa	martensite	bainite	ferrite
541.3	120	0.8	840	33	750	460	27	460	379	280	420	275	0.4
541.3	80	1.4	840	50	750	460	41	460	379	280	420	276	0.0
621	110	0.8	840	74	700	460	24	460	380	250	426	276	0.0
621	85	1.4	840	96	680	460	31	460	380	250	422	276	0.0
524.5	120	0.8	840	33	750	460	19	460	379	280	430	291	0.2
524.5	80	1.4	840	50	750	460	28	460	379	280	425	282	0.0
2140	160	0.8	800	84	680	270	380	270	150	0	530	331	19.1
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0	542	339	17.7
2140	160	1.0	800	84	680	270	380	240	150	0	496	326	11.1
2140	160	0.8	780	84	680	270	380	270	150	0	808	541	10.8
2140	100	1.4	780	135	680	270	607	240	150	0	493	326	14.6
2140	160	1.0	780	84	680	270	380	240	150	0	549	349	11.2
2140	120	1.2	800	112	680	270	506	240	150	0	557	390	19.1
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0	600	394	20.1
2140	120	2.0	800	112	680	270	506	240	150	0	609	400	18.5
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	280	523	411	1.5
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250	552	395	2.0
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280	573	413	0.0
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	280	527	429	1.6
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250	581	436	1.8
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280	578	440	0.0
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	280	574	452	0.0
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250	584	440	2.8
524.5	90	1.2	840	44	750	460	25	460	379	280	594	466	0.0
2140	120	1.2	800	33	750	460	27	460	379	280	750	502	29.2
2140	120	1.2	800	33	750	460	27	460	379	280	751	502	35.9
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280	692	505	24.1
2140	120	1.2	780	33	750	460	27	460	379	280	683	474	32.4
2140	100	1.5	780	135	680	270	607	240	150	0	693	502	35.7
2140	120	2.0	780	33	750	460	27	460	379	280	592	488	46.3
524.5	120	0.8	800	33	750	460	19	460	379	280	453	291	2.9
524.5	120	0.8	820	33	750	460	19	460	379	280	468	319	3.4
524.5	120	0.8	840	33	750	460	19	460	379	280	442	283	1.8
621	110	0.8	800	74	700	460	24	460	380	250	448	298	11.0
621	110	0.8	820	74	700	460	24	460	380	250	454	294	6.5
621	110	0.8	840	74	700	460	24	460	380	250	437	279	3.0
541.3	120	0.8	800	33	750	460	27	460	379	280	451	303	4.0
541.3	120	0.8	820	33	750	460	27	460	379	280	452	374	4.0
541.3	120	0.8	840	33	750	460	27	460	379	280	464	342	1.3
524.5	80	1.4	800	50	750	460	28	460	379	280	438	280	0.6
524.5	80	1.4	820	50	750	460	28	460	379	280	451	296	2.6
524.5	80	1.4	840	50	750	460	28	460	379	280	473	328	2.1
621	85	1.4	800	96	680	460	31	460	380	250	428	263	1.4
621	85	1.4	820	96	680	460	31	460	380	250	430	274	5.8
621	85	1.4	840	96	680	460	31	460	380	250	455	297	2.3
541.3	80	1.4	800	50	750	460	41	460	379	280	434	278	4.5
541.3	80	1.4	820	50	750	460	41	460	379	280	447	294	1.9
541.3	80	1.4	840	50	750	460	41	460	379	280	464	342	0.4
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	250	578	445	0.0
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	250	514	671	0.0
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	250	551	653	0.0
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250	631	460	7.0
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250	562	470	9.1
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250	653	507	11.8
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280	662	483	4.2
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280	635	488	4.0
524.5	90	1.2	840	44	750	460	25	460	379	280	673	550	6.4
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	545	280	0.0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	450	350	0.0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	472	318	0.0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	504	300	0.0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	874	694	65.0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	836	439	40.0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	875	489	45.0





Variabili di processo									Caratteristiche meccaniche e percentuali di fase				
Lunghezza Linea (m)	Velocità linea (m/min)	Spessore (mm)	Temp. Soaking (C)	Temp. Slow Cooling (C)	Temp. Jet Cooling (C)	tempo di Overageing (sec)	Temp. Overageing (C)	Temp. Cool 1 (C)	Carico di Rottura Mpa	Carico di Snervamento Mpa	martensite	bainite	ferrite
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	758	476	40,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	551	308	1,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	597	315	2,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	623	295	2,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	600	301	30,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	454	284	0,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	474	266	3,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	498	256	13,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	815	461	39,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	595	391	1,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	610	360	15,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	744	375	30,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	785	433	53,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	587	398	7,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	630	360	5,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	744	351	57,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	647	323	43,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	490	322	1,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	529	288	2,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	565	280	0,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	671	374	30,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	492	279	3,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	554	270	2,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	621	276	25,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	458	238	24,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	387	221	14,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	386	227	18,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	401	213	15,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	419	218	12,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	360	205	1,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	395	203	3,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	411	198	7,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	730	457	0,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	647	353	0,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	612	371	20,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	660	350	30,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	557	295	36,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	487	255	12,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	492	262	23,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	548	263	33,0
2858	343	1.0	790	83	700	280	0	0	100	0	465	330	0,0
720	96	1.0	800	85	650	460	90	450	150	0	341	256	0,0
667	100	1.0	800	40	750	460	48	350	150	0	365	272	6,0
533	100	1.0	800	40	750	460	4	450	150	0	377	289	7,0
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	280	538	373	2,1
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	280	557	419	3,2
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	280	570	428	0,4
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250	556	370	3,8
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250	556	373	3,8
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250	575	436	4,3
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280	553	384	0,6
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280	0	0	0,0
524.5	90	1.2	840	44	750	460	25	460	379	280	587	470	1,9
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250	624	428	3,8
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250	643	418	4,4
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250	608	408	3,8
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	250	625	418	10,1
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	250	611	415	6,1
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280	586	441	5,4
524.5	90	1.2	840	44	750	460	25	460	379	280	658	432	10,8
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280	664	460	8,3
2140	160	0.8	800	84	680	270	380	270	150	0	430	252	8,1
2140	160	0.8	800	84	680	270	380	270	150	0	449	260	7,1
2140	160	0.8	800	84	680	270	380	270	150	0	462	277	3,0



Variabili di processo									Caratteristiche meccaniche e percentuali di fase				
Lunghezza Linea (m)	Velocità linea (m/min)	Spessore (mm)	Temp. Soaking (C)	Temp. Slow Cooling (C)	Temp. Jet Cooling (C)	tempo di Overageing (sec)	Temp. Overageing (C)	Temp. Cool 1 (C)	Carico di Rottura Mpa	Carico di Snervamento Mpa	martensite	bainite	ferrite
2140	160	1.0	800	84	680	270	380	240	150	0458	271	11,1	
2140	160	1.0	800	84	680	270	380	240	150	0464	268	7,2	
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0446	270	18,5	
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0457	282	5,2	
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0445	270	5,3	
2140	120	2.0	800	112	680	270	506	240	150	0708	542	28,1	
2140	120	2.0	800	112	680	270	506	240	150	0625	431	28,0	
2140	120	2.0	800	112	680	270	506	240	150	0646	416	25,3	
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0665	442	21,9	
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0684	590	14,1	
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0727	480	17,6	
2140	120	1.2	800	33	750	460	27	460	379	280690	512	22,8	
2140	120	1.2	800	33	750	460	27	460	379	280669	424	22,7	
2140	120	1.2	800	33	750	460	27	460	379	280628	560	18,8	
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250697	446	25,8	
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250692	438	31,7	
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250679	409	16,8	
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	250691	448	10,1	
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	250651	418	12,1	
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280655	453	15,5	
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280624	426	24,0	
524.5	120	0.8	800	33	750	460	19	460	379	280498	305	10,6	
524.5	120	0.8	820	33	750	460	19	460	379	280477	311	14,7	
524.5	120	0.8	840	33	750	460	19	460	379	280434	339	9,3	
541.3	120	0.8	800	33	750	460	27	460	379	280500	313	14,6	
541.3	120	0.8	820	33	750	460	27	460	379	280516	315	10,6	
541.3	120	0.8	840	33	750	460	27	460	379	280523	304	10,5	
621	110	0.8	800	74	700	460	24	460	380	250535	337	18,3	
621	110	0.8	820	74	700	460	24	460	380	250528	318	13,4	
621	110	0.8	840	74	700	460	24	460	380	250523	311	14,3	
524.5	80	1.4	800	50	750	460	28	460	379	280510	316	1,0	
524.5	80	1.4	820	50	750	460	28	460	379	280462	316	0,5	
524.5	80	1.4	840	50	750	460	28	460	379	280497	311	3,0	
621	85	1.4	800	96	680	460	31	460	380	250513	319	4,2	
621	85	1.4	820	96	680	460	31	460	380	250505	303	8,7	
621	85	1.4	840	96	680	460	31	460	380	250506	309	1,0	
541.3	80	1.4	800	50	750	460	41	460	379	280522	343	15,4	
541.3	80	1.4	820	50	750	460	41	460	379	280511	317	15,8	
541.3	80	1.4	840	50	750	460	41	460	379	280515	309	15,2	
524.5	80	1.4	800	50	750	460	28	460	379	280448	267	2,7	
524.5	80	1.4	820	50	750	460	28	460	379	280457	288	3,5	
621	85	1.4	800	96	680	460	31	460	380	250450	275	2,8	
621	85	1.4	820	96	680	460	31	460	380	250452	274	4,2	
541.3	80	1.4	800	50	750	460	41	460	379	280457	278	3,8	
541.3	80	1.4	820	50	750	460	41	460	379	280454	281	6,4	
524.5	120	0.8	800	33	750	460	19	460	379	280443	292	3,5	
524.5	120	0.8	820	33	750	460	19	460	379	280433	308	8,9	
541.3	120	0.8	820	33	750	460	27	460	379	280457	299	1,1	
621	110	0.8	820	74	700	460	24	460	380	250430	279	2,6	
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250547	349	0,0	
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250567	343	8,7	
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250581	336	10,0	
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	280570	339	12,1	
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	280532	319	11,2	
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	280546	319	6,5	
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280591	343	16,5	
524.5	90	1.2	840	44	750	460	25	460	379	280602	346	10,1	
541.3	120	0.8	800	33	750	460	27	460	379	280495	334	0,0	
541.3	120	0.8	820	33	750	460	27	460	379	280489	332	0,0	
541.3	120	0.8	840	33	750	460	27	460	379	280493	332	0,0	
541.3	80	1.4	800	50	750	460	41	460	379	280489	332	2,0	
541.3	80	1.4	820	50	750	460	41	460	379	280487	336	2,0	
541.3	80	1.4	840	50	750	460	41	460	379	280489	338	1,0	
621	110	0.8	800	74	700	460	24	460	380	250500	336	3,0	



Variabili di processo									Caratteristiche meccaniche e percentuali di fase				
Lunghezza Linea (m)	Velocità linea (m/min)	Spessore (mm)	Temp. Soaking (C)	Temp. Slow Cooling (C)	Temp. Jet Cooling (C)	tempo di Overageing (sec)	Temp. Overageing (C)	Temp. Cool 1 (C)	Carico di Rottura Mpa	Carico di Snervamento Mpa	martensite	bainite	ferrite
621	110	0.8	820	74	700	460	24	460	380	250488	324	0.0	
621	110	0.8	840	74	700	460	24	460	380	250493	327	0.0	
621	85	1.4	800	96	680	460	31	460	380	250485	324	3.0	
621	85	1.4	820	96	680	460	31	460	380	250483	320	5.0	
621	85	1.4	840	96	680	460	31	460	380	250491	322	0.0	
524.5	120	0.8	800	33	750	460	19	460	379	280492	332	3.0	
524.5	120	0.8	820	33	750	460	19	460	379	280495	334	4.0	
524.5	120	0.8	840	33	750	460	19	460	379	280455	330	4.0	
524.5	80	1.4	800	50	750	460	28	460	379	280486	334	2.0	
524.5	80	1.4	820	50	750	460	28	460	379	280484	335	0.0	
524.5	80	1.4	840	50	750	460	28	460	379	280488	333	0.0	
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	280535	379	2.0	
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	280540	377	4.0	
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	280535	373	4.0	
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250538	367	4.0	
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250538	364	6.0	
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250539	370	6.0	
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280547	378	4.0	
524.5	90	1.2	840	44	750	460	25	460	379	280526	366	0.0	
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280540	370	6.0	
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	280567	383	13.7	
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	280586	410	13.3	
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	280579	391	11.7	
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250580	387	0.0	
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250538	372	19.2	
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280574	390	1.9	
524.5	90	1.2	840	44	750	460	25	460	379	280583	395	1.3	
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280537	386	0.5	
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280728	648	30.8	
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280690	617	24.6	
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280825	635	37.5	
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0798	623	35.4	
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0824	603	36.0	
2140	100	1.4	800	135	680	270	607	240	150	0766	615	28.9	
524.5	80	1.4	800	50	750	460	28	460	379	280406	262	0.0	
524.5	80	1.4	820	50	750	460	28	460	379	280411	254	0.0	
524.5	80	1.4	840	50	750	460	28	460	379	280420	338	0.0	
541.3	80	1.4	800	50	750	460	41	460	379	280405	249	0.0	
541.3	80	1.4	820	50	750	460	41	460	379	280406	254	0.0	
541.3	80	1.4	840	50	750	460	41	460	379	280419	369	0.0	
621	85	1.4	800	96	680	460	31	460	380	250398	241	0.0	
621	85	1.4	820	96	680	460	31	460	380	250400	238	0.0	
621	85	1.4	840	96	680	460	31	460	380	250395	244	0.0	
524.5	120	0.8	800	33	750	460	19	460	379	280413	256	0.0	
524.5	120	0.8	820	33	750	460	19	460	379	280414	270	0.0	
524.5	120	0.8	840	33	750	460	19	460	379	280320	258	0.0	
541.3	120	0.8	800	33	750	460	27	460	379	280407	274	0.0	
541.3	120	0.8	820	33	750	460	27	460	379	280398	268	0.0	
541.3	120	0.8	840	33	750	460	27	460	379	280411	276	0.0	
621	110	0.8	800	74	700	460	24	460	380	250400	248	0.0	
621	110	0.8	820	74	700	460	24	460	380	250406	274	0.0	
621	110	0.8	840	74	700	460	24	460	380	250410	264	0.0	
621	90	1.2	800	91	680	460	29	460	380	250484	297	0.3	
621	90	1.2	820	91	680	460	29	460	380	250483	297	0.0	
621	90	1.2	840	91	680	460	29	460	380	250491	299	3.0	
541.3	90	1.2	800	44	750	460	36	460	379	280496	319	0.0	
541.3	90	1.2	820	44	750	460	36	460	379	280498	327	0.3	
541.3	90	1.2	840	44	750	460	36	460	379	280520	332	3.0	
524.5	90	1.2	800	44	750	460	25	460	379	280486	330	0.3	
524.5	90	1.2	820	44	750	460	25	460	379	280436	306	0.0	
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0971	635	54.6	
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0949	683	48.1	
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0948	673	43.2	
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280723	629	45.0	

Generali		Analisi chimica (wt%)								
Numero Colata	Quality code	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	B
81	M120	0,185	0,490	2,010	0,130	0,000	0,037	0,000	0,000	0,0000
81	M120	0,185	0,490	2,010	0,130	0,000	0,037	0,000	0,000	0,0000
82	M140	0,210	0,700	2,280	0,070	0,000	0,042	0,000	0,000	0,0000
82	M140	0,210	0,700	2,280	0,070	0,000	0,042	0,000	0,000	0,0000
82	M140	0,210	0,700	2,280	0,070	0,000	0,042	0,000	0,000	0,0000
82	M140	0,210	0,700	2,280	0,070	0,000	0,042	0,000	0,000	0,0000
82	M140	0,210	0,700	2,280	0,070	0,000	0,042	0,000	0,000	0,0000
82	M140	0,210	0,700	2,280	0,070	0,000	0,042	0,000	0,000	0,0000
119	N 22	0,150	0,380	1,580	0,070	0,000	0,029	0,000	0,026	0,0024
119	N 23	0,150	0,380	1,580	0,070	0,000	0,029	0,000	0,026	0,0024
121	N 25	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
121	N 26	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
121	N 27	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
121	N 28	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
116	TA 1	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	TA 2	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	TA3A	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	TA3B	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	TA 4	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	TA 5	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	TA 6	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	TA6B	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
117	TA 10	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
117	TA 11	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
117	TA 13	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
117	TA 14	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
118	TA 19	0,110	0,460	1,340	0,110	0,000	0,037	0,000	0,028	0,0027
118	TA 20	0,110	0,460	1,340	0,110	0,000	0,037	0,000	0,028	0,0027
119	TA 22	0,150	0,380	1,580	0,070	0,000	0,029	0,000	0,026	0,0024
119	TA 23	0,150	0,380	1,580	0,070	0,000	0,029	0,000	0,026	0,0024
121	TA 25	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
121	TA 26	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
121	TA 27	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
121	TA 28	0,055	0,190	1,210	0,430	0,000	0,950	0,000	0,025	0,0000
126	TA29	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000
126	TA30	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000
126	TA31	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000
126	TA32	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000
116	N1	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	N2	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	N4	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
116	N5	0,060	0,150	1,270	0,460	0,000	0,044	0,000	0,034	0,0025
117	N10	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
117	N11	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
117	N13	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
117	N14	0,115	0,110	1,500	0,470	0,000	0,030	0,000	0,030	0,0026
124	N19	0,110	0,460	1,340	0,110	0,000	0,037	0,000	0,028	0,0027
124	N20	0,110	0,460	1,340	0,110	0,000	0,037	0,000	0,028	0,0027
126	N29	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000
126	N30	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000
126	N31	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000
126	N32	0,120	0,190	1,540	0,430	0,000	0,035	0,000	0,022	0,0000

Variabili di processo									Caratteristiche meccaniche e percentuali di fase				
Lunghezza Linea (m)	Velocità linea (m/min)	Spessore (mm)	Temp. Soaking (C)	Temp. Slow Cooling (C)	Temp. Jet Cooling (C)	tempo di Overageing (sec)	Temp. Overageing (C)	Temp. Cool 1 (C)	Carico di Rottura Mpa	Carico di Snervamento Mpa	martensite	bainite	ferrite
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280	852	700	54,4
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280	908	643	55,2
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0	1123	959	76,8
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0	1193	982	70,7
2140	100	1.5	800	135	680	270	607	240	150	0	935	892	67,4
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280	1120	896	87,1
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280	1013	949	85,5
2140	120	2.0	800	33	750	460	27	460	379	280	1076	658	80,9
621	85	1.39	800	96	680	460	31	460	380	250	728	353	12,9
621	85	1.51	800	96	680	460	31	460	380	250	686	340	11,9
621	110	0.82	800	74	700	460	24	460	380	250	498	289	7,7
621	110	0.82	800	74	700	460	24	460	380	250	495	293	7,7
621	110	0.81	840	74	700	460	24	460	380	250	476	304	9,7
621	110	0.80	840	74	700	460	24	460	380	250	490	278	10,0
541.3	120	0.82	780	33	750	460	27	460	379	280	496	258	13,4
541.3	120	0.80	780	33	750	460	27	460	379	280	497	240	12,4
541.3	120	0.81	780	33	750	460	27	460	379	280	504	253	13,6
541.3	120	0.83	780	33	750	460	27	460	379	280	499	241	12,9
541.3	120	0.80	800	33	750	460	27	460	379	280	509	249	13,0
541.3	120	0.80	800	33	750	460	27	460	379	280	500	230	14,8
541.3	120	0.80	800	33	750	460	27	460	379	280	503	239	14,1
541.3	120	0.82	800	33	750	460	27	460	379	280	474	245	12,4
541.3	80	1.49	780	50	750	460	41	460	379	280	540	273	9,8
541.3	80	1.50	780	50	750	460	41	460	379	280	603	270	9,5
541.3	80	1.46	800	50	750	460	41	460	379	280	629	301	11,6
541.3	80	1.48	800	50	750	460	41	460	379	280	648	309	11,2
541.3	120	0.78	800	33	750	460	27	460	379	280	631	320	19,2
541.3	120	0.77	800	33	750	460	27	460	379	280	626	331	22,8
541.3	80	1.52	800	50	750	460	41	460	379	280	657	343	20,2
541.3	80	1.34	800	50	750	460	41	460	379	280	671	347	18,4
541.3	120	0.83	800	33	750	460	27	460	379	280	510	288	11,2
541.3	120	0.83	800	33	750	460	27	460	379	280	527	287	12,1
541.3	120	0.84	840	33	750	460	27	460	379	280	492	272	14,5
541.3	120	0.78	840	33	750	460	27	460	379	280	521	281	14,9
541.3	80	1,4	800	50	750	460	41	460	379	280	645	277	12,4
541.3	80	1,4	800	50	750	460	41	460	379	280	616	276	11,9
541.3	80	1,4	840	50	750	460	41	460	379	280	674	280	12,3
541.3	80	1,4	840	50	750	460	41	460	379	280	669	280	13,3
621	110	0,8	780	74	700	460	24	460	380	250	510	242	14,4
621	110	0,8	780	74	700	460	24	460	380	250	513	244	13,1
621	110	0,8	800	74	700	460	24	460	380	250	503	250	17,2
621	110	0,8	800	74	700	460	24	460	380	250	500	258	16,0
621	85	1,4	780	96	680	460	31	460	380	250	621	270	16,3
621	85	1,4	780	96	680	460	31	460	380	250	626	276	14,8
621	85	1,4	800	96	680	460	31	460	380	250	624	287	17,0
621	85	1,4	800	96	680	460	31	460	380	250	626	276	16,5
621	110	0,8	800	74	700	460	24	460	380	250	534	313	14,2
621	110	0,8	800	74	700	460	24	460	380	250	531	304	14,7
621	85	1,4	800	96	680	460	31	460	380	250	661	276	18,1
621	85	1,4	800	96	680	460	31	460	380	250	668	276	17,7
621	85	1,4	840	96	680	460	31	460	380	250	664	274	17,0
621	85	1,4	840	96	680	460	31	460	380	250	661	266	18,9

## **Bibliografia**

1. D.T.Llewellyn, D.J.Hillis. "Dual Phase Steels", *Ironmaking and Steelmaking*, Vol. 23, N°6, 1996
2. G.R.Speich. "Fundamentals of Dual-Phase Steel", *The Metallurgical Society*, 1981
3. C. Federici, S. Maggi, S. Rigoni. "The Use of Advanced High Strength Steel Sheets In the Automotive Industry", 2<sup>nd</sup> IC on HT and SE of Automotive Components, Riva del Garda, 20-23 June 2005.
4. K. Funatani. "Emerging Technology in Heat Treatment and Surface Engineering of Automotive Components", 2<sup>nd</sup> IC on HT and SE of Automotive Components, Riva del Garda, 20-23 June 2005.
5. M. Jeannes, P. Pichant. "The Trends of Steel Products in the European Automotive Industry", *La Revue de Métallurgie*, November 2000
6. W. Bleck, K. Phiu-On. "Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades". *Materials Science Forum* Vol. 500-501 2005.
7. R. Valentini, G. Lovicu, M. De Sanctis, A. Solina. "Struttura e Proprietà degli Acciai Dual-Phase Prodotti Mediante Tempra di Tipo Intercritico", 19° Conv. Naz. Trattamenti Termici, Salsomaggiore, May 2003.
8. M. Sarwar, R. Priestner. "Hardenability in a Dual-Phase Steel", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 8(3), 1999.
9. X.P. Shen, R. Priestner. "Effect of Boron on the Microstructure and Tensile Properties of Dual-Phase Steel", *Metallurgical Transactions*, Vol. A21, 1990.
10. N.J. Kim, Y.G. Kim, "Effect of Boron on the Structure and Mechanical Properties of Intercritically Annealed Fe-1.5Mn-0.06C Steels", *Materials Science and Engineering*, Vol. A129, 1990
11. B. Ehrhardt, T. Gerber, H. Hofmann. "Property Related Design of Advanced Cold Rolled Steel with Induced Plasticity", *Steel Grips*, Vol. 2, No. 4, 2004
12. T. Matsuoka, K. Yamanori. "Effect of Morphology of Second Phase Martensite on Tensile Properties of Fe-0.1C Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transaction*, Vol. 6A, 1975.
13. P.R. Mould, C.C. Skena. "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", *AIME*, New York, 1979.
14. Y.J. Park, G.T. Eldis. "A Dilatometric Study of the Transformation Behaviour of Intercritically Annealed Molybdenum- and Vanadium-containing Dual-Phase Steels", *Intern. Conf. On Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel*, Dallas, 1982.
15. C.I. Garcia, A.J. DeArdo. "Formation of Austenite in 1.5 Mn Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol. 12A, 1981



16. J. Huang, W.J. Poole, M. Miltzer. "Austenite Formation during Intercritical Annealing", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 35A, 2004
17. "Prediction of the Development of the Microstructure in HSS Grades during Continuous Annealing and the Resulting Mechanical Properties", *ECSC Steel RTD Programme*.
18. J. Chester, M.C. Mataya, J.A. Lichtenfeld. "Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behaviour of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel". *Metallurgical and Material Transactions A*, Vol. 37, 2006.
19. H.K.D.H. Bhadeshia. "The Mechanism of Bainitic formation in Steels", *Acta Metallurgica*, Vol. 14, 1980.
20. H.K.D.H. Bhadeshia. "The Bainite Transformation in Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol. 21A, 1990.
21. R.O. Rocha, T.M.F. Melo, E.V. Pereloma, D.B. Santos. "Microstructural Evolution at the Initial Stages of Continuous Annealing of Cold Rolled Dual-Phase Steels", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 391, 2005.
22. A.K. Randa, P.K. Ray, R.I. Ganguly. "Effect of Thermomechanical Treatment Parameters on Mechanical Properties of Duplex Ferrite-Martensite Structure in Dual-Phase Steel", *Materials Science and Technology*, Vol. 16, 2000.
23. O. Bouaziz, T. Lung, M. Kandel, C. Lecomte. "Physical Modelling of Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Steel", *J. Phys. IV*, Vol. 11, 2001.
24. A.J. DeArdo, J.E. Garcia, M. Hua, C.I. Garcia. "A New Frontier in Microalloying: Advanced High Strength, Coated Sheet Steels", *Materials Science Forum*, Vol. 500-501, 2005.
25. N. DeCristofaro, R. Kaplow, W.S. Owen. "The Kinetics of Carbon Clustering in Martensite", *Metallurgical Transaction A*, Vol. 9A, 1978.
26. A.M. Sarosiek, W.S. Owen. "The Work Hardening of Dual-Phase Steels at Small Plastic Strains", *Materials Science and Engineering*, Vol. 66, 1984.
27. H.C. Chen, G.H. Cheng. "Effect of Martensite Strength on the Tensile Strength of Dual-Phase Steels", *Journal of Materials Science*, Vol 24, No. 6, 1984.
28. P.H. Chang, A.G. Preban. "The Effect of Ferrite Grain Size and Martensite Volume Fraction on the Tensile Properties of Dual-Phase Steel", *Acta Metallurgica*, Vol. 33, 1985.
29. M. Sarwar, R. Priestner. "Influence of Ferrite-Martensite Microstructural Morphology on Tensile Properties of Dual-Phase Steel", *Journal of Materials Science*, Vol. 31, 1996.
30. Y. Tomita, K. Okabayashi. "Mechanical Properties of 0.40 Pct C-Ni-Cr-Mo High Strength Steel having a Mixed structure of Martensite and Bainite", *Metall. Trans.* Vol. A16, 1985.
31. A. Bhattacharya, T. Sakaki, G.J. Weng. "The Influence of Martensite Shape, Concentration, and Phase Transformation Strain on Deformation Behaviour of Stable Dual-Phase Steels, *Metallurgical Transactions*, Vol. 24A, 1993"

32. Z. Jiang, Z. Guan, J. Lian. "The Relationship Between Ductility and Material Parameters for Dual-Phase Steel", *Journal of Materials Science*, Vol. 28, No. 7, 1993.
33. A. Bayram, A. Durmus. "The Empirical Estimation of Tensile Strength of Dual-Phase Steels Depending on Carbon Content and Austenitizing Temperature", *M. Yazici, Mat-Wiss u. Werkstofftech*, Vo. 33, 2002.
34. A. Bag, K.K. Ray, E.S. Dwarakadasa. "Influence of Martensite Content and Morphology on Tensile and Impact Properties of High Martensite Dual-Phase Steels", *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 30A, 1999.
35. S.S.M. Tavares, P.D. Pedroza, J.R. Teodosio, T. Gurova. "Mechanical Properties of a Quenched and Tempered Dual Phase" *Scripta Materialia*, Vol. 40, No. 8, 1999.
36. W.J. Nam, C.M. Bae. "Microstructural Evolution and its Relation to Mechanical Properties in a Drawn Dual-Phase Steel", *Journal of Materials Science*, Vol. 34, No. 22, 1999.
37. S. Traint, E.A. Werner, A. Pichler, P. Stiaszny. "Microstructure Property Relationships for Dual-Phase Multiphase Steel Strip", *41° MWSP Conf. Proc.*, Vol. 37, 1999.
38. A. Nakagawa, J.Y. Koo, G. Thomas. "Effects of Morphology on the Mechanical Behaviour of a Dual-Phase Fe/2Si/0.1C Steel", *Metall. Trans.*, Vol. 12A, 1981
39. Y.L. Su, J. Gurland. "Strain Partition, Uniform Elongation and Fracture Strain in Dual-Phase Steels", *Mater. Sci. Eng.*, Vol. 95, 1987.
40. D.A. Korzekawa, D.K. Matlock, G. Krauss. "Dislocation Substructure as a Function of Strain in a Dual-Phase Steel", *Metall. Trans.* Vol. 15A, 1984
41. J. Lian, Z. Jiang, J. Liu. "Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual phase steel", *Materials Science and Engineering*, Vol. A147, 1991.
42. G.R. Speich. "Formation of Austenite During Inercritical Annealing of Dual-Phase Steels", *Metallurgical Transactions*, Vol. 12A, 1981.
43. U. Lield, S. Traint, E.A. Werner. "An Unexpected feature of the stress-strain diagram of dual phase steel", *Computational Materials Science*, Vol. 25, 2002.
44. H.P. Shen, T.C. Lei, J.Z. Liu. "Microscopic Deformation of Behaviour of Martensitic-Ferritic Dual-Phase Steels ", *Materials Science and Technology*, Vol. 2, 1986
45. P. Ostrom, B. Ahlblom. "A Dislocation Link Length Model for Strain Hardening in Stage II of Polycrystalline Metals of High Stacking Fault Energy", *Materials Science and Engineering*, Vol. 43, 1980.
46. F.H. Samuel. "Tensile Stress-Strain Analisis of Dual Phase Structures in a Mn-Cr-Si Steel", *Materials Science and Engineering*, Vol. 92, 1987.
47. Z. Jiang, Z. Guan, J. Lian. "Effects of Microstructural Variables on Deformation Behaviour of Dual Phase Steel", *Materials Science and Engineering*, Vol. A190, 1995.
48. F.M. Al-Abbasi, J.A. Nemes. "Micromechanical Modeling of Dual Phase Steels",

- International Journal of Solid and Structures*, Vol. 40, 2003.
49. T. Huper, S. Endo, N. Ishikawa, K. Osawa. "Effect of Volume Fraction of Constituent Phases on the Stress-Strain Relationship of Dual phase Steel", *ISIJ Int.*, Vol. 39, 1999.
  50. V. Erhukimovitch, J. Baram. "Nucleation and Growth Transformation Kinetics", *Physical Review B*, Vol. 51, No. 10, 1995.
  51. A.T.W. Kempen, F. Sommer, E.J. Mittemeijer. "Determination and Interpretation of Isothermal and Non-Isothermal Transformation Kinetics, the Effective Activation Energies in Terms of Nucleation and Growth", *ph.D Thesis Institut for Metallkunde Der Universitat Stuttgart*, 2001
  52. H.K.D.H. Bhadeshia, J. L. Lee. "A Methodology for the Prediction of Time-Temperature-Transformation Diagrams", *Materials Science and Engineering*, Vol. A171, 1993.
  53. M. Venkatram, O.N. Mohanty, R.N. Gosh. "Modelling of Transformation Kinetics in HSLA 100 Steel during Continuous Cooling", *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Vol. 30, 2001.
  54. T. R ti, M. Gergely, P. Tardy. "Mathematical Treatment of Non-Isothermal Transformations", *Materials Science and Technology*, Vol. 3, 1987.
  55. B. Donnay, J.C. Herman, V. Leroy, U. Lotter, R. Grossterlinden, H. Pircher. "Microstructure Evolution of C-Mn Steels in the Hot Deformation Process: the STRIPCAM Model", *2<sup>nd</sup> Int. Conf. On Modelling of Metal Rolling Processes*, London, 1996.
  56. C. Mesplont, S. Vandeputte, B.C. De Cooman. "Microstructure Properties Relationship in Complex Phase Cold Rolled High Strength Steels", *ISS 3<sup>rd</sup> Mechanical Working and Steel Processing Conference*, Charlotte, September 2001.
  57. A.A. Gorni. "Steel Forming and Heat Treating Hand Book", [www.gorni.eng.br](http://www.gorni.eng.br).
  58. I.A. Wierzsyllowski. "The Effect of the Thermal Path to Reach Isothermal Temperature on Transformation Kinetics", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22A, 1991
  59. M. Lusk, H.J. Jou. "On the Rule of Additivity in Phase Transformation Kinetics", *Metallurgical and Materials Transaction A*, Vol. 28A, 1987.
  60. T. R ti, I. Felde. "A Non-Linear Extension of the Additivity Rule", *Computational Materials Science*, Vol. 15, 1999.
  61. T.T. Pham, E.B. Hawbolt, J.K. Brimacombe. "Predicting the Onset of Transformation under Non-Continuous Cooling Conditions", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 26A, 1987.
  62. M.B. Kuban, R. Jayaraman, E.B. Hawbolt, J.K. Brimacombe. "An Assessment of the Additivity Principle in Predicting Continuous Cooling Austenite to Pearlite Transformation Kinetics Using Isothermal Transformation Data", *Metallurgical Transactions A*, Vol. 17A, 1986.
  63. R.G. Kamat, L.C. Brown, E.B. Hawbolt, J.K. Brimacombe. "The Principle of Additivity and

- the Preutectoid Ferrite Transformation”, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 23A, 1992.
64. S. Serajzadeh. “Modelling of Temperature History and Phase Transformations during Cooling of steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 146, 2004.
65. C. Verdi, A. Visintin. “A Mathematical Model of the Austenite-Pearlite Transformation in Plain Carbon Steel based on the Scheils’ Additivity Rule”, *Acta Metallurgica*, Vol. 35, 1987.
66. E.A. Wilson, S.F. Medina. “Application of Koistinen and Marburger’s Athermal equation for Volume Fraction of Martensite to Diffusional Transformations obtained on Continuous Cooling 0.13% C High Strength Low Alloy Steel”, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 16, 2000.
67. J.Z. Zhao, C. Mesplont, B.C. De Cooman. "Quantitative Analysis of the Dilatation during an Isothermal Decomposition of Austenites", *Materials Science and Engineering A*, Vol. A332, 2002.
68. S.F. Medina, M.I. Vega, M. Chapa. “Critical Cooling temperatures and Phase transformation Kinetics in Structural Steels Determined by Mean Flow Stress and Dilatometry”, *Materials Science and Technology*, Vol. 16, 2000.
69. T.A. Kop, J. Sietsma, S. van der Zwaag. “Anisotropic Dilatation Behaviour during Transformation of Hot Rolled Steel Showing Banded Structure”, *Materials Science and Technology*, Vol. 17, 2001.
70. L. Zhao, T.A. Kop, V. Rolin, J. Sietsma, A. Mertens, P.J. Jacques, S. van der Zwaag. “Quantitative Dilatometric Analysis of Intercritical Annealing in a Low Silicon TRIP Steel”, *Journal of Materials Science*, Vol. 37, 2002.
71. J.Z. Zhao, C. Mesplont, B.C. De Cooman. "Calculation of the Phase Transformation Kinetics from a Dilatation Curve", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 129, 2002.
72. O. Grong, O.R. Myhr. “Additivity and Isokinetic Behaviour in Relation to Diffusion controlled Growth”, *Acta Mater.*, Vol. 48, 2000.
73. J.S. Ye, H.B. Chang, T.Y. Hsu. “On the Application of the Additivity Rule In Pearlitic Transformation in Low alloy Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions*, Vol. 34A, 2003.
74. C. Zhang, D. Cai, B. Liao, T. Zhao, Y. Fan. “A Study on the Dual-Phase Treatment of Weathering Steel 0.9CuPCrNi”, *Materials Letters*, Vol. 58, 2004.
75. H.K.D.H. Bhadeshia. “Ferrite Formation in Heterogeneous Dual-Phase Steels”, *Scripta Metallurgica*, Vol. 17, 1983.
76. C.M. Wan, S.N. Yie, M.T. Jahn, S.M. Kuo. “Studies on Stress-Strain relations of Dual-Phase Steels”, *Journal of Material Science*, Vol. 16, No. 10, 1980.
77. J. Vrieze, A. Dekker. “Cold-Rolled Hot-Dip Galvanised Multi-Phase Steel with 600-900 Mpa Tensile Strength”, *Galvanized Steel Sheet Forum-Automotive*.
78. A. Bodin, J. Flemming, E. F. M. Jansen, “Development of as-hot-rolled low-silicon

- and micro-alloyed dual-phase steels”, 42<sup>ND</sup> *MWSP Conf. Proc., ISS, Vol. XXXVIII*, 2000.
79. “Ultra Light Steel Auto Body”, *ULSAB Final Report*, American Iron and Steel Institute, New York, USA, 1998
80. A. Bayran, A. Durmus, “The Empirical Estimation of Tensile Strength of Dual Phase Steels depending on Carbon Content and Austenitizing Temperature”, *Mat-Wiss*, Vol.33, 2002.
81. B. Mintz, “Hot Dip Galvanising of Transformation Induced Plasticity and Other Intercritically Annealed Steels”, *International Material Reviews*, Vol. 46, No. 4, 2001.
82. A. Soderberg, U. Sellgren, “Modelling of Strain Hardening of DP Steels in Finite Element Analysis of Energy-Absorbing Components”, IM-2001-534, *Swedish Institute of Metals Research*, Stockholm, Sweden, 2001
83. M. Meier, “Plastic Deformation and the Onset of Tensile Instability”, *Department of Chemical Engineering and Materials Science, University of California*, Davis, 2004
84. B. M. Hance, T. M. Link, “Work Hardening Behavior of High Strength Steels”, 44<sup>th</sup> *MWSP Conference Proceedings*, Vol. XL, 2002