



**Politecnico
di Torino**

A.A. 2020/2021

POLITECNICO DI TORINO

Corso di Laurea in Ingegneria Meccanica

Tesi di Laurea Magistrale

**Stampaggio a caldo di lamiera di
acciaio con proprietà locali
differenziate per applicazioni
automobilistiche**

Relatore

prof. Paolo Matteis

Studente

Federico PERETTO

matricola: s265409

Supervisore aziendale

Centro Ricerche FIAT

dott. ing. Alessandro Agnello

Dicembre 2021

Indice

1	Elementi Teorici	1
1.1	Introduzione	1
1.2	Uso degli acciai altoresistenziali nel settore automobilistico	6
1.3	Stampaggio e formatura dell'acciaio	8
1.3.1	Parametri di controllo della deformazione	16
1.4	Acciaio da stampaggio	18
1.4.1	Acciai Bake Hardening	22
1.4.2	Acciai HSLA (High Strength, Low Alloy)	22
1.4.3	Acciai Dual-Phase	23
1.4.4	Acciai TRIP/TWIP	24
1.4.5	Acciai Multi-Phase/Complex-Phase	26
1.4.6	Acciai Martensitici	26
1.4.7	Acciai PHS	27
1.5	Stampaggio a Caldo	31
1.5.1	Riscaldamento in forno	34
1.5.2	Trasporto/Attesa	37
1.5.3	Stampaggio	39
1.5.4	Tempra	42
1.5.5	Raffreddamento/springback	45
1.5.6	Rifila	46
1.6	Caratteristiche meccaniche differenziate	46
1.6.1	Tailored Welded Blanks	47
1.6.2	Trattamenti termici differenziati	48
2	Simulazione in esame	55
2.1	Obiettivo della tesi	55
2.2	Caso di studio	57
2.2.1	Operazioni preliminari	59
2.2.2	Modelli matematici utilizzati	62
2.2.3	Setup della simulazione	70
2.3	Risultati simulazione e comparazione con prove pratiche	77
2.3.1	Analisi del processo di Pre-raffreddamento	77
2.3.2	Analisi del processo di formatura	86

2.3.3	Analisi del componente finale	98
	Conclusioni	117
	Ringraziamenti	119
	Bibliografia	120

Capitolo 1

Elementi Teorici

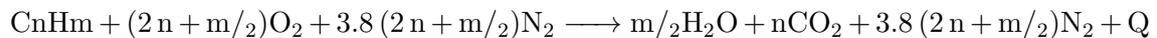
1.1 Introduzione

Il panorama automobilistico odierno è indubbiamente plasmato attorno alle regolamentazioni anti-inquinamento: sin dall'introduzione delle normative EURO a inizio anni '90 i produttori hanno dovuto convivere costantemente con regole e obblighi per ridurre in modo costante l'ammontare di emissioni nocive per l'ambiente e l'essere umano, portando inizialmente a risultati decisamente incoraggianti, soprattutto per quanto riguarda l'abbattimento di sostanze inquinanti come Idrocarburi incombusti (HC), monossido di carbonio (CO), particolato e ossidi di azoto (NOx). Se inizialmente questo era ottenibile con il solo uso di iniezione elettronica e catalizzatori a tre vie, al giorno d'oggi il grado di abbattimento dei livelli di emissioni inquinanti richiede misure drastiche e molto mirate, non sempre garantendo il corretto rispetto dei limiti imposti[2].

Allo stato attuale, in Europa, è la produzione di anidride carbonica a tenere ancora banco nello sviluppo delle normative anti-inquinamento, in quanto gas serra (e quindi fonte di riscaldamento climatico, di cui il settore dei trasporti è tra le cause maggiori [10]) e indice principale dell'efficienza dei motori endotermici attuali, in

quanto prodotto di scarto diretto della combustione di idrocarburi con aria ambiente, al netto delle inefficienze di combustione che portano alla formazione di altri inquinanti quali i suddetti monossido di carbonio, idrocarburi incombusti, ossidi di azoto e particolato (tutti racchiusi nel 1% dell'output dei prodotti di scarico di un motore a combustione interna moderno, indipendentemente dal tipo di combustibile utilizzato[37]). Per quanto riguarda l'Unione Europea è previsto da inizio 2020 una produzione massima di anidride carbonica (di flotta) di 95 g CO₂/km per quanto riguarda i veicoli civili e di 147 g CO₂/km per i mezzi commerciali, con un'ulteriore riduzione delle emissioni del 37% rispetto a tale valore per veicoli civili e del 31% per i veicoli commerciali entro il 2030[39].

Si è detto che la produzione di CO₂ dei motori a combustione interna è utile anche come indice dei consumi e dell'efficienza dei propulsori. Ciò è deducibile dalle reazioni chimiche (ideali) che hanno luogo all'interno delle camere di combustione durante la combustione di idrocarburi con aria ambiente[19]:



con riportato nella formula:

- n: numero di atomi di carbonio nella molecola di idrocarburo;
- m: numero di atomi di idrogeno nella molecola di idrocarburo;
- 3.8: coefficiente di proporzione tra ossigeno e azoto nell'atmosfera (21% O₂ e 79% N₂);
- Q: calore prodotto dalla reazione esotermica di combustione;

E' quindi evidente come il ridurre la produzione di anidride carbonica sia segno di una riduzione dei consumi di carburante. Tale riduzione di combustibile è ottenibile analizzando in che modo e quanto un propulsore consuma carburante per muovere un certo veicolo, osservando valori come l'efficienza del propulsore stesso, la presenza

di optional secondari, lo stile di guida del conducente, le caratteristiche fisiche del veicolo in questione e dell'ambiente in cui il veicolo opera[38]. Tra le caratteristiche fisiche del veicolo la massa ha un ruolo particolarmente importante, in quanto si è visto come sia inesorabilmente aumentata con il passare degli anni assieme alle dimensioni generali dei veicoli[21][22] a causa dell'aumento dei livelli di comfort e sicurezza attiva e passiva che il mercato ha richiesto negli ultimi anni: il maggior spazio a bordo, la proliferazione di gadget e accessori ausiliari alla guida e un aumento delle capacità di resistenza agli urti dato da telai più robusti e massicci comporta un carico maggiore sul motore, il quale sarà obbligato a fornire più potenza e coppia per garantire le medesime prestazioni di un veicolo più leggero.

Dato il consumo di carburante in funzione del consumo specifico (b , espresso in g/kWh), dell'efficienza della trasmissione (η), della velocità del mezzo (V , espressa in m/s) e delle forze esterne al mezzo (Ft , espresse in N)[18]:

$$ConsumoCarburante = \frac{\int b \cdot \left(\frac{Ft \cdot V}{\eta}\right) dt}{\int V dt} \quad (\text{Eq. 1.1.1})$$

Le forze esterne al mezzo possono essere descritte come:

$$Ft = f \cdot m \cdot g + 1/2 \cdot C_x \cdot \rho_a \cdot A \cdot V^2 + m \cdot a \quad (\text{Eq. 1.1.2})$$

dove si definiscono:

- fmg : forza di rotolamento, con f coefficiente di attrito degli pneumatici con il terreno, m massa del veicolo in kg e g accelerazione di gravità in m/s^2 ;
- $1/2C_x\rho_aAV^2$: forza aerodinamica, con C_x coefficiente di attrito frontale, ρ_a densità dell'aria (kg/m^3), A sezione frontale del veicolo (m^2) e V velocità del veicolo (m/s);

- ma : forza d'inerzia del veicolo, con m massa del veicolo (kg) e a accelerazione dello stesso (m/s^2);

In cui si nota la presenza della massa del veicolo in ben due fattori, concernenti l'accelerazione del veicolo e la forza di rotolamento prodotta dagli pneumatici a contatto con il terreno.

Volendo agire sulla riduzione della massa veicolo per ridurre i consumi e le emissioni di anidride carbonica si possono scegliere diverse strade, più o meno percorribili: la riduzione della massa dei propulsori è già ampiamente diffusa, sia per l'ovvia riduzione di peso che per la ricerca di maggiore efficienza degli stessi data dal maggior sfruttamento di motori con cilindrata minore (il cosiddetto "Downsizing", in cui motori di cubatura e dimensioni minori, molto spesso sovralimentati, prendono il posto di motori ad aspirazione naturale di cilindrata maggiore, garantendo prestazioni ed efficienze maggiori a parità di condizioni d'uso[15]); un'altra modalità di riduzione della massa veicolo è attuabile tramite il raffinamento e studio del telaio del veicolo, il quale incide per circa il 25% della massa totale e che quindi può comportare variazioni significative di consumo e di emissioni se ben strutturato[6].

Vi è però un problema con questo metodo: la necessità di mantenere un adeguato livello di sicurezza passiva. Questa necessità è soddisfatta da una struttura del telaio appositamente studiato per assorbire gli urti deformandosi solo in determinate zone, mantenendo una certa porzione dello stesso (quella in cui si trovano i passeggeri del veicolo) indeformata. Questa struttura di sicurezza necessita di elementi di ampia sezione ed elevate caratteristiche meccaniche per non subire deformazioni plastiche non volute. Ciò mal si sposa con la riduzione di peso, in quanto elementi del telaio troppo sottili o creati con leghe leggere e ultraleggere saranno sì leggeri, ma comporteranno anche una sicurezza minore per i passeggeri del mezzo (e/o un aumento dei costi di produzione, ecco perché materiali come leghe leggere di alluminio e fibra di

carbonio sono tendenzialmente prerogativa di vetture sportive o di lusso); viceversa, telai votati alla massima sicurezza soffriranno di dimensioni e pesi parecchio elevati, portando a consumi ed emissioni maggiori. Si vede quindi che c'è un compromesso da effettuare tra le due caratteristiche, ed è in questo ambito che l'uso delle leghe altoresistenziali di acciaio fanno il loro ingresso[36]: con le loro elevate caratteristiche meccaniche permettono l'uso di elementi telaistici con spessori ridotti, garantendo al contempo elevata resistenza dove serve e leggerezza dei componenti.

L'obiettivo di questa tesi è incentrato sulla simulazione di un processo produttivo per la creazione di elementi strutturali per telai automobilistici (nello specifico un montante centrale) basato sulla creazione di zone a caratteristiche meccaniche differenziate nel materiale adoperato (acciaio al boro ultra altoresistenziale per lo stampaggio a caldo), analizzando i risultati di tale processo dal punto di vista metallurgico e industriale, confrontando i risultati ottenuti da tale simulazione con un'effettiva applicazione pratica di tale tecnica e valutando la coerenza della simulazione al risultato reale. La struttura di questa tesi si basa su due capitoli separati: un primo capitolo di introduzione agli aspetti più teorici dell'argomento (processo produttivo, motivazioni, materiali usati e metodi per l'ottenimento di caratteristiche meccaniche differenziate); il secondo capitolo è la trattazione della simulazione vera e propria, in cui si definisce il setup della stessa, i modelli adoperati (meccanici, termici e metallurgici) e i risultati conseguiti, comparati con i componenti reali ottenuti con il medesimo processo produttivo.

1.2 Uso degli acciai altoresistenziali nel settore automobilistico

L'uso dell'acciaio all'interno dell'industria automobilistica è da sempre preponderante rispetto a qualsiasi altro materiale, grazie alla sua facilità di approvvigionamento e riciclabilità, alle sue caratteristiche meccaniche e ai suoi bassi costi di produzione e lavorazione. La grande flessibilità di lavorazione dell'acciaio e le sue numerose varianti ne hanno permesso l'uso su vasta scala: componenti di motore, telaio, carrozzeria, sospensioni, impianto frenante sono solo alcuni settori in cui l'acciaio è presente in una forma o in un'altra. Con l'avvento dei crash test prima (1959), che hanno richiesto l'uso di telai con sezioni dal comportamento differenziato (cellule di sicurezza per proteggere i passeggeri e sezioni a cedimento controllato per dilatare i tempi di impatto e ridurre i traumi sui passeggeri), e l'entrata in vigore delle normative anti-inquinamento poi (anni '90), che hanno portato alla ricerca di soluzioni per ridurre la massa complessiva del veicolo per ridurre i consumi e quindi le emissioni inquinanti, l'uso dell'acciaio nei telai si è evoluto fino allo stato dell'arte che si ha al giorno d'oggi[8]. Dei circa 900kg di acciaio che in media compongono un veicolo (il 70% della circa massa totale) il 40% è usato per la costruzione di elementi strutturali come il BiW (Body in White, lo "scheletro" che compone la struttura portante di qualunque autoveicolo su cui tutti i componenti meccanici, dinamici, estetici e abitativi sono assemblati). All'interno di questa struttura portante la ricerca di standard di sicurezza sempre più elevati e di emissioni sempre più basse ha portato allo sviluppo (e all'uso) di nuove leghe ad altissime prestazioni, sia per quanto riguarda la resistenza agli urti e la deformabilità sotto carico. Questi materiali, definiti dalla sigla HSS, AHSS, UHSS a seconda del livello delle prestazioni che sono in grado di fornire, hanno permesso riduzioni di peso alquanto promettenti a parità di caratteristiche meccaniche, grazie alla possibilità di ottenere elementi con spessori

decisamente più ridotti rispetto alle controparti in acciaio dolce normalmente utilizzato in passato. Riduzioni di massa del 25-40% per il singolo componente hanno permesso un risparmio di peso su tutto il veicolo fino al 10%, abbattendo la massa dell'intero veicolo di circa 100-150 kg, con una conseguente riduzione dei consumi e delle emissioni [41].

Più nello specifico, l'uso di leghe alto-resistenziali HSS/AHSS/UHSS in telai automobilistici è prerogativa degli elementi strutturali più sollecitati in caso di incidente: montanti anteriori, centrali e posteriori, longheroni e elementi trasversali di tetto e pavimento, elementi anti-intrusione di portiere e vano motore, tutti componenti che devono evitare il collasso della "cella di sicurezza" in caso di impatto, garantendo la sicurezza dei passeggeri. Componenti di questo tipo necessitano di valori di resistenza a snervamento e rottura molto elevati, mantenendo al contempo leggerezza e saldabilità elevate. Leghe come gli acciai al Boro da stampaggio a caldo della famiglia Usibor sono ottimali per questo, vista la possibilità di ottenere componenti con spessori ridotti e resistenza molto elevata[47][5].

Altri componenti del telaio invece devono potersi deformare in modo controllato in fase di impatto per dilatare temporalmente la decelerazione improvvisa ed evitare così traumi e contraccolpi ai passeggeri. Questi elementi avranno quindi bisogno di una buona duttilità a scapito di un valore di resistenza alla rottura elevata. Elementi con queste caratteristiche possono essere uniti a componenti ottenuti in acciai ad alta resistenza per ottenere delle sezioni con caratteristiche miste, come nelle zone di testa e piede dei montanti centrali, in cui si vuole ottenere un certo grado di deformazione mantenendo la zona centrale indeformata a proteggere la zona passeggeri. Questa soluzione è stata ulteriormente sviluppata con l'evoluzione delle tecnologie per lo stampaggio a caldo, permettendo l'uso di un solo tipo di lega (di solito alto-resistenziale) che, grazie a un processo di tempra differenziata sul componente, permette di ottenere zone ad alta resistenza (materiale temprato) e zone ad

alta duttilità (zone non temprate). Come si vedrà in seguito, l'utilizzo di tecniche a riscaldamento differenziato permetterà un ulteriore affinamento di questa tecnica, semplificando di molto il layout costruttivo dei macchinari per lo stampaggio a caldo[23].

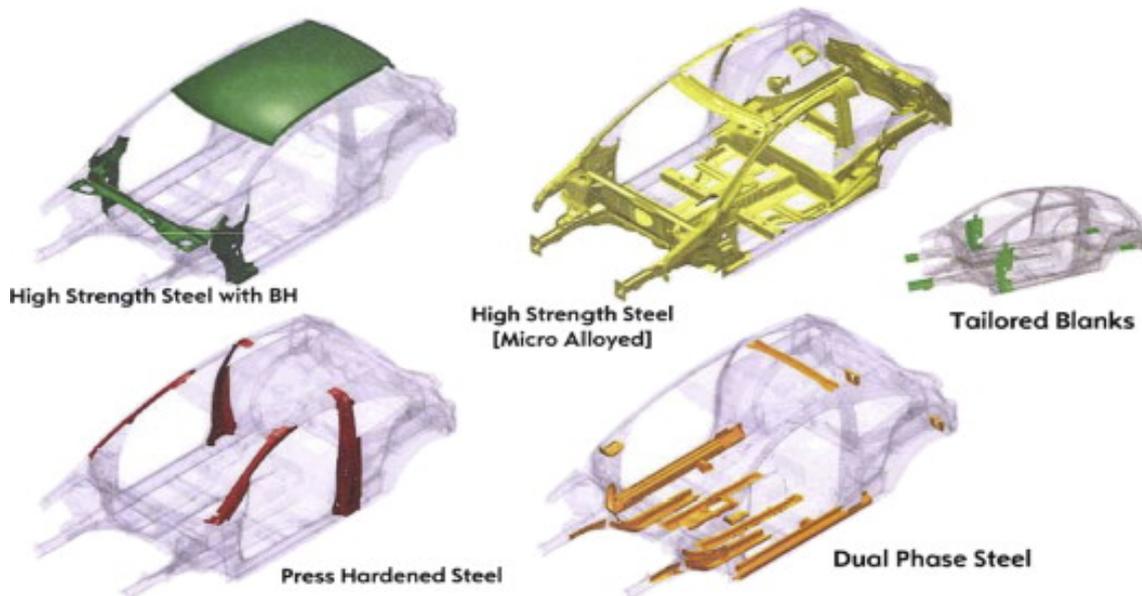


Figura 1.1. Differenti tipi di acciaio utilizzati in un moderno telaio BiW. [9]

1.3 Stampaggio e formatura dell'acciaio

Il processo per l'ottenimento di elementi in acciaio per telai automobilistici si basa ormai quasi interamente sulla formatura e stampaggio di lamiere metalliche opportunamente tagliate da bobine ottenute per laminazione e rifilate prima di essere poste sugli utensili da stampaggio. Tali utensili sono normalmente superfici congiunte (maschio e femmina di uno stampo) che, con l'aiuto di elementi di tenuta e controllo del movimento della lamiera, deformano quest'ultima obbligandola nell'intercapedine tra gli attrezzi. La formabilità della lamiera è quindi un parametro fondamentale per avere un componente a fine stampaggio che non presenta difetti

estetici o danni al materiale, ed è per questo motivo che si sono sviluppati diversi tipi di indici e coefficienti per definire la qualità di un processo di stampaggio, basati per l'appunto sulla formabilità e deformazione del materiale da parte degli utensili. Trattandosi di un processo in cui è predominante la deformazione plastica, è prima di tutto necessario definire, tramite i grafici tensione-deformazione, quanta deformazione può sostenere il materiale impiegato (in questo caso lamiera di acciaio con un dato spessore, date caratteristiche meccaniche e data temperatura) con le caratteristiche di processo impiegate (velocità di esecuzione del processo, corsa di stampaggio, pressione di tenuta dei premilamiera e caratteristiche geometriche dello stampo), osservando come il componente si comporta una volta sottoposto a stress. La lettura dei grafici tensione-deformazione si può effettuare al meglio analizzando una serie di parametri propri del comportamento meccanico del materiale (riferiti solitamente a campioni di date dimensioni testati in laboratorio, solitamente provini assialsimmetrici cilindrici o ottenuti da lamiera opportunamente formati per favorire il serraggio sui macchinari di test e valutare l'allungamento percentuale lungo una direzione preferenziale, tipicamente quella longitudinale):

- Allungamento totale (valore percentuale): definisce la duttilità del materiale usato facendo riferimento all'allungamento di un provino sottoposto a trazione fino al punto di rottura. Maggiore è l'allungamento rispetto alle dimensioni iniziali, maggiore è la duttilità di tale materiale;
- Allungamento uniforme (valore percentuale): definisce la capacità del materiale di deformarsi uniformemente senza giungere a strizione. E' definito come l'allungamento massimo di un provino prima di giungere a strizione rispetto alla dimensione iniziale. Tale allungamento si ritrova sotto le condizioni di carico massimo applicato al componente;
- Coefficiente di incrudimento: definisce quanto le caratteristiche meccaniche del

materiale aumentano all'aumentare della deformazione subita. Tale comportamento è dovuto alla struttura interna dei materiali metallici, in cui elementi di disturbo dei reticoli cristallini, le dislocazioni, vengono create ogni volta che si hanno deformazioni plastiche. Tali dislocazioni possono bloccarsi e "accumularsi" in determinate aree del reticolo cristallino, tensionando il reticolo stesso e aumentando lo sforzo necessario a deformarlo. Questo meccanismo è suscettibile alla temperatura, pertanto aumentando la temperatura di deformazione l'effetto dell'incrudimento viene meno grazie al reticolo cristallino più "libero" e meno suscettibile alla formazione di dislocazioni;

- Coefficiente di anisotropia plastica lineare: definisce la capacità di imbutitura di una lamiera, il coefficiente di deformazione plastica è relativo alla capacità di un foglio metallico di subire assottigliamenti (o inspessimenti) quando sottoposto a forze di trazione o compressione. Tale parametro si definisce tramite prove di carico uni-assiale come il rapporto tra la deformazione sulla larghezza del materiale e la deformazione sullo spessore dello stesso;
- Sensitività alla velocità di deformazione: caratterizza la facilità di deformazione al crescere della velocità di applicazione della forza. All'aumentare della velocità di deformazione si ha infatti un aumento delle caratteristiche meccaniche del materiale, simile a quanto accade con il fenomeno dell'incrudimento. Come l'incrudimento anche questa caratteristica è funzione della temperatura a cui si trova il metallo, in quanto temperature più alte portano a incrementi minori all'aumentare della velocità di deformazione;
- Valori di resistenza meccanica (snervamento e rottura): i valori di resistenza allo snervamento (YTS, Yield Tensile Strength) e rottura (UTS, Ultimate Tensile Strength) definiscono, rispettivamente, il carico necessario al passaggio da comportamento elastico a quello plastico e il carico massimo oltre il quale il

componente arriva a rottura per strizione (necking). Essi in realtà non sono valori che determinano la formabilità del materiale, ma sono fondamentali per definire il carico necessario che la pressa deve applicare alle lamiere per avere la corretta deformazione plastica. Anche questi parametri sono legati alla temperatura di lavoro: più essa cresce minore è il carico applicabile perché si abbia la medesima deformazione plastica.

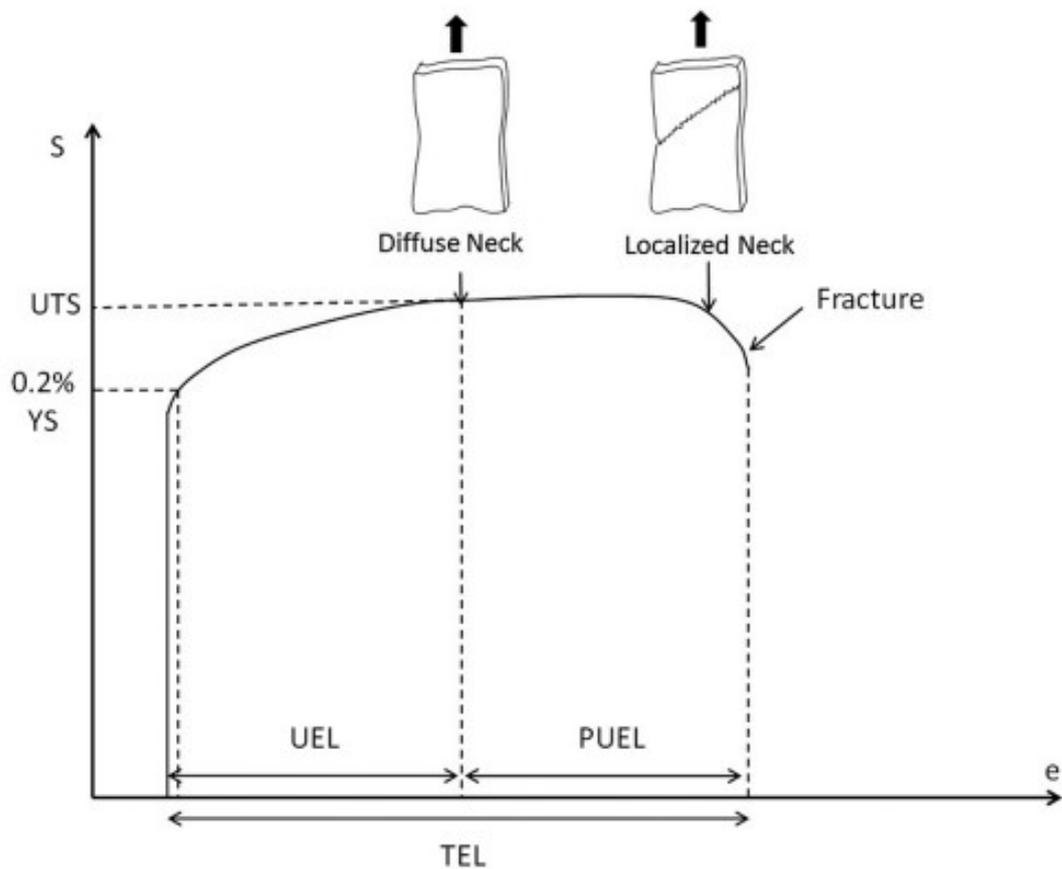


Figura 1.2. Diagramma Tensione (S)-Deformazione (e). [7]

Per quanto riguarda l'analisi su un componente vero e proprio (in questo caso foglio metallico) è necessario uscire dalla dimensione "lineare" tipica dei campioni da laboratorio (provini con dimensioni ben definite a cui sono applicati carichi solo assiali) e operare in un ambiente bidimensionale: si definiscono quindi i concetti

di deformazione principale (major strain) e deformazione secondaria (minor strain) come direzioni perpendicolari tra loro su cui si identificano i valori di deformazione maggiore e minore poste sul piano della lamiera soggetta a tali sforzi. Per aiutarci a determinare al meglio il comportamento di queste deformazioni lungo tutto il componente a seguito del processo di formatura si applica l'analisi della "griglia a cerchi" (Circle Grid Analysis), attraverso la quale a una lamiera campione sono incisi superficialmente una serie di cerchi della medesima dimensione posti a una certa distanza l'uno dall'altro, in modo da avere una matrice ben definita sui cui nodi sono presenti tali cerchi. A fine stampaggio la forma di questi cerchi (diventati più o meno ellittici a seconda del caso) sulla lamiera deformata permette di identificare facilmente le direzioni principali di deformazione per ogni cerchio, permettendo di definire per ognuno il tipo di deformazione piana e la gravità della stessa semplicemente osservando come gli ellissi hanno sviluppato i propri assi maggiori e minori. In base a come si sviluppano gli assi degli ellissi ottenuti si definiscono 3 tipi di deformazione piana:

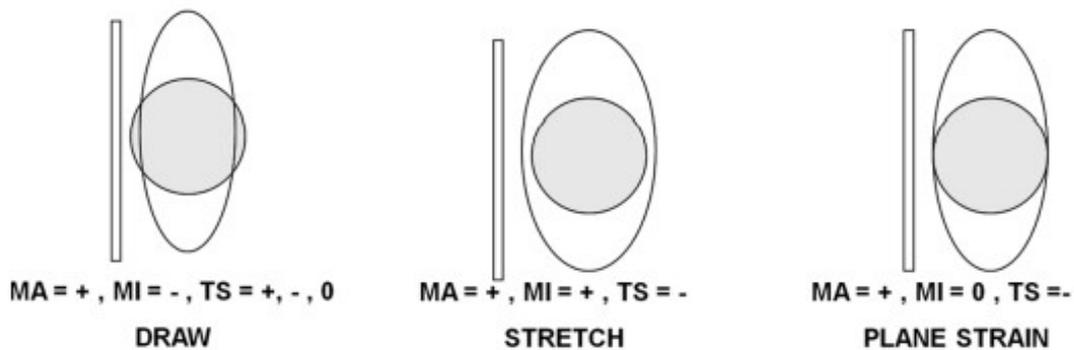


Figura 1.3. Tipi di deformazioni piane. [7]

- Deformazione piana: si ha nel caso l'ellisse mantenga l'asse secondario pari al raggio del cerchio di partenza e l'asse principale sia maggiore dello stesso;

- Stiramento: si ottiene nel caso l'ellisse abbia sia l'asse principale che l'asse secondario maggiore del raggio del cerchio di partenza;
- Imbutitura: ottenuto nel caso l'ellisse abbia l'asse secondario minore del cerchio di partenza e l'asse principale maggiore;

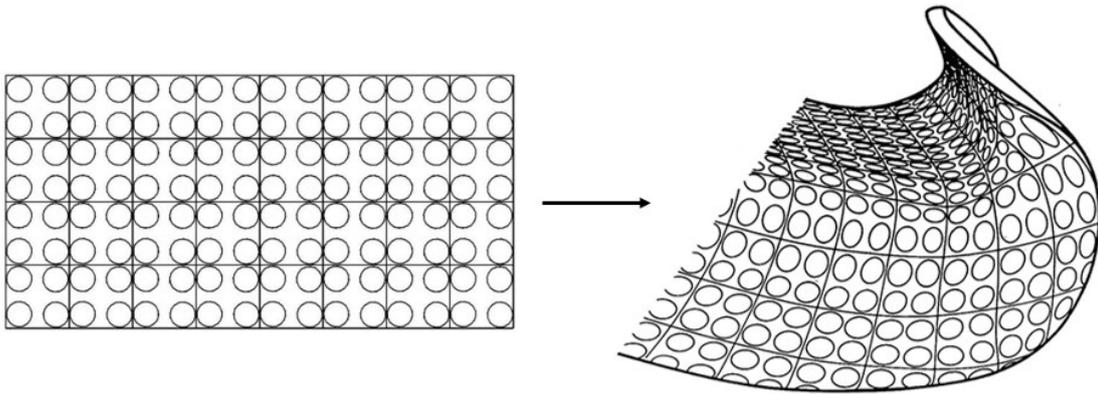


Figura 1.4. Circle Grid Analysis prima e dopo deformazione della lamiera. [7][25]

Una volta definiti gli andamenti delle deformazioni principali e secondarie si può far ricorso ai grafici FLD (Forming Limit Diagram - Diagrammi di formatura limite) per racchiudere tutti i punti studiati sulla lamiera in un unico grafico per favorirne lo studio. I grafici FLD usano come asse delle ascisse i valori di deformazione secondaria (e pertanto si estendono da valori negativi a valori positivi) e come asse delle ordinate i valori di deformazione principale (solo valori positivi); all'interno del piano così creato si vanno a inserire tutti i valori delle zone deformate definite dai cerchi. In base alla condizione in cui si trovano i punti valutati sulla lamiera di test rispetto alla si determina se la deformazione in quel punto è sicura o meno: se il punto presenta un valore di deformazione inferiore alla strizione limite (valutata tramite la misurazione dello spessore e dell'assottigliamento per quel cerchio specifico), allora in quella zona la deformazione ottenuta è sicura. In caso contrario la deformazione è considerata alla stregua di una frattura, e pertanto pericolosa a

livello strutturale. Una volta posti sul grafico tutti i punti interessati dalla CGA è quindi possibile definire una linea di suddivisione tra i punti considerati "fallati" e quelli sicuri, la Forming Limit Curve (FLC, Curva limite di formatura). Di questa curva è ulteriormente possibile definire il punto di intersezione con l'asse delle deformazioni principali, il punto FLD_0 , definito dalla formula, di origine empirica:

$$FLD_0 = [(14.1 \cdot t) + 23.3] \cdot n / 0.21 \quad (\text{Eq. 1.3.1})$$

Con:

- t : spessore della lamiera, espresso in millimetri;
- n : coefficiente di incrudimento del materiale.

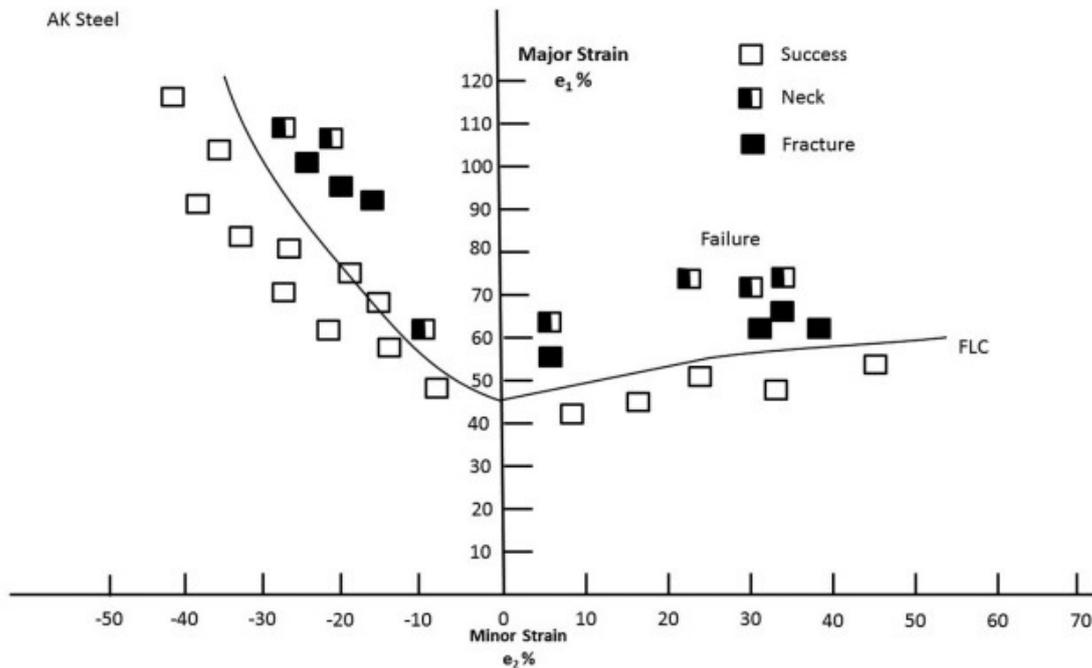


Figura 1.5. Diagramma FLD, in cui si nota la curva di sicurezza FLC. [7]

Questo valore, usato per approssimare il comportamento di metalli della stessa famiglia in base a parametri ben definiti per ogni materiale, è usato per alzare o abbassare

la curva FLC all'interno del grafico di formabilità al dello spessore della lamiera e del tipo di materiale all'interno della stessa famiglia (gli acciai hanno tutti lo stesso comportamento nei test di deformazione tramite punzonatura come può essere quello di Nakajima, ma cambia solo il valore di deformazione principale, che è funzione dell'incrudimento che si ha con la deformazione, il quale è un parametro intrinseco del tipo di acciaio usato): lamiere più spesse o con coefficienti di incrudimento più elevati porteranno a un innalzamento della curva limite sul grafico, aumentando la regione sicura e la possibilità di deformare il materiale in modo più estremo senza causare fratture [7][33].

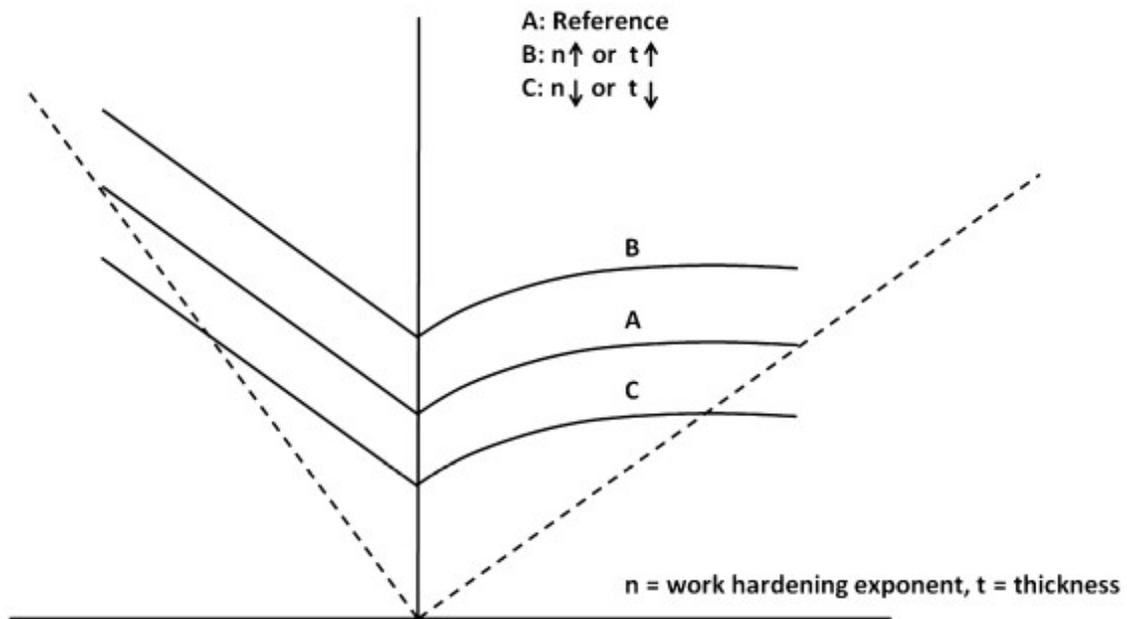


Figura 1.6. Variazione della curva FLC al variare dei parametri di spessore (t) e fattore di incrudimento (n). [7]

Accanto alla Circle Grid Analysis, basata sulla valutazione della deformazione durante il processo di formatura, si utilizzano ulteriori metodologie per definire il comportamento alla deformazione plastica dei materiali metallici, tra cui i più

diffusi sono i test di punzonatura (su provini di forma ben definita) di Nakajima (punzonatura con puntale sferico) e di Marciniak (puntale piatto), attraverso i quali è possibile ottenere il medesimo andamento della curva FLC ottenuto tramite la CGA.

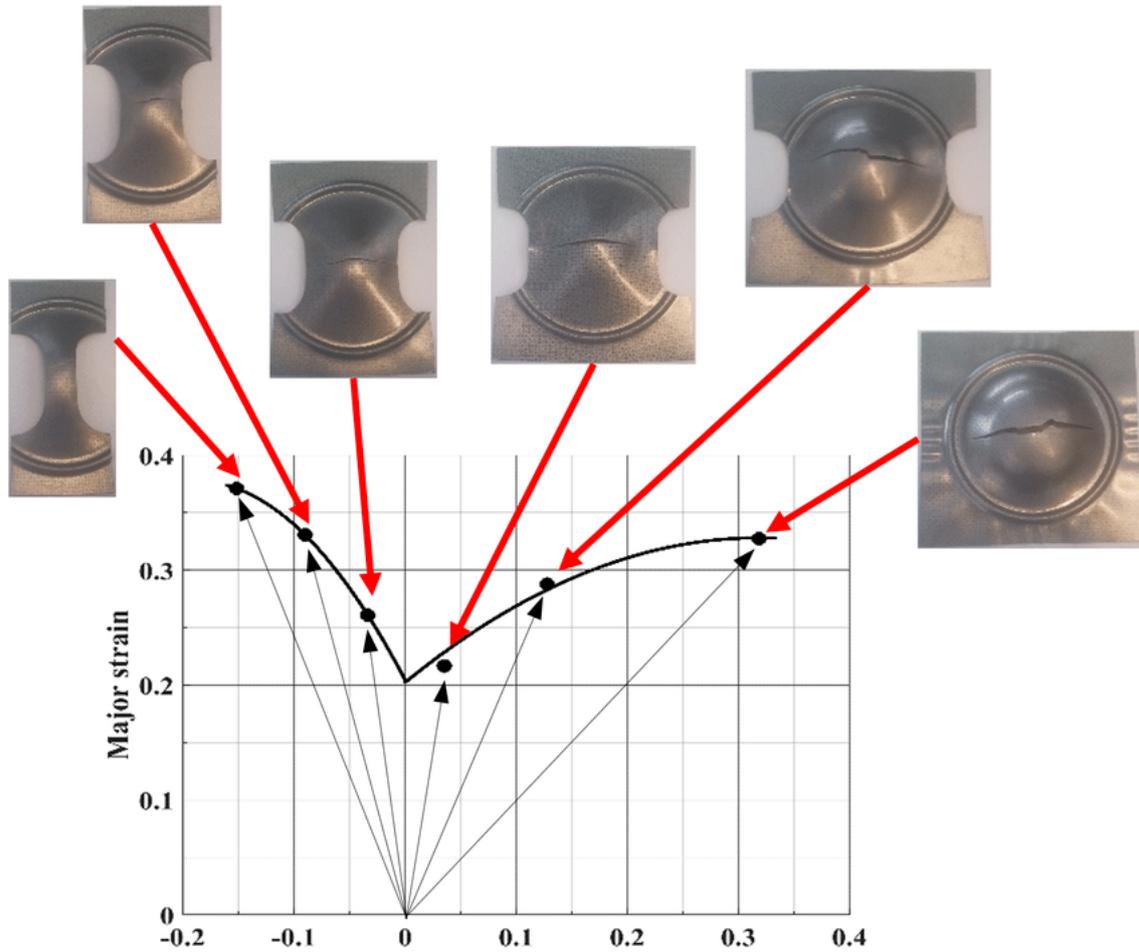


Figura 1.7. Ottenimento della curva FLC tramite l'uso del test di Nakajima e i relativi provini utilizzati. [24]

1.3.1 Parametri di controllo della deformazione

Nella deformazione plastica si hanno una serie di parametri di processo che influenzano e controllano la formabilità di un dato materiale, interagendo anche gli uni con gli altri.

Si è visto come la temperatura influisca su alcuni parametri relativi alla formabilità di un determinato materiale, abbassandone i valori e facilitando la deformabilità della lamiera anche con carichi minori e portando a deformazioni maggiori senza incorrere in fratture o difetti superficiali. Da queste considerazioni, assieme al comportamento di certe leghe metalliche a seguito di trattamenti termici, si è definito l'uso di processi di stampaggio ad alte temperature proprio per sfruttare queste caratteristiche. Tramite lo stampaggio a caldo (con temperature della lamiera superiori a 0.5-0.6 volte la temperatura di fusione del metallo) si eliminano i processi di incrudimento della lamiera in fase di deformazione, che fanno aumentare il carico necessario a deformare plasticamente il materiale e abbattano i fenomeni di ritorno elastico a cui sono soggetti i componenti deformati a freddo (soprattutto se ottenuti da metalli con bassi moduli di Young o se aventi alti carichi di snervamento, come nel caso degli acciai altoresistenziali per l'uso automobilistico), in quanto ad alte temperature la componente elastica dei materiali metallici si riduce di entità. A questi vantaggi si unisce anche la possibilità di effettuare processi di tempra una volta formato il componente, in modo da aumentare in modo considerevole le caratteristiche meccaniche dello stesso una volta raffreddato senza inficiare la fase di stampaggio.

Di contro, con l'aumentare della temperatura di formatura si ha un aumento dell'importanza della velocità di deformazione, in quanto la facilità con cui si deforma il materiale porta a un controllo minore del flusso di materiale e a una resistenza intrinseca minore nello stesso. Si ha così il rischio di arrivare a strizioni e lacerazioni nel materiale nel caso in cui, ad alta temperatura, la velocità di deformazione sia eccessiva. Pertanto è fondamentale un fine controllo della velocità di deformazione, in modo da guidare il flusso di materiale lungo gli stampi senza portare a stiramenti e rotture.

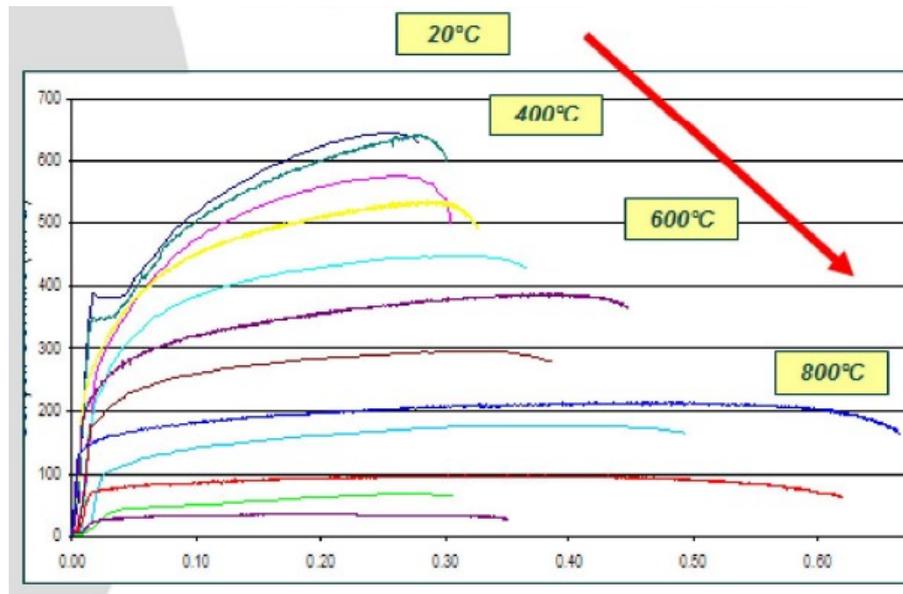


Figura 1.8. Variazione della curva di tensione-deformazione al crescere della temperatura per l'acciaio Usibor 1500P. [52]

1.4 Acciaio da stampaggio

L'acciaio è un materiale eccellente quando si tratta di ottenere componenti con caratteristiche meccaniche elevate: la sua duttilità, unita alla facilità ed economicità di lavorazione e all'elevata resistenza lo rendono il materiale perfetto per l'ambito automobilistico. Vi è però acciaio e acciaio.

Focalizzandosi sugli acciai da stampaggio è opportuno definire fin da subito le caratteristiche base che tali materiali devono avere e il come possono essere ottenute, elencando in seguito alcune tra le tipologie di acciaio più usate per lo stampaggio, sia a freddo che a caldo.

Poiché si tratta di materiali sottoposti a deformazione plastica come primo requisito è fondamentale avere una buona formabilità a temperature relativamente basse (soprattutto per quanto riguarda gli acciai da stampaggio a freddo e a caldo indiretto); il secondo requisito fondamentale, soprattutto per gli elementi destinati a garantire la protezione dei passeggeri a bordo del veicolo, è l'elevata resistenza a snervamento

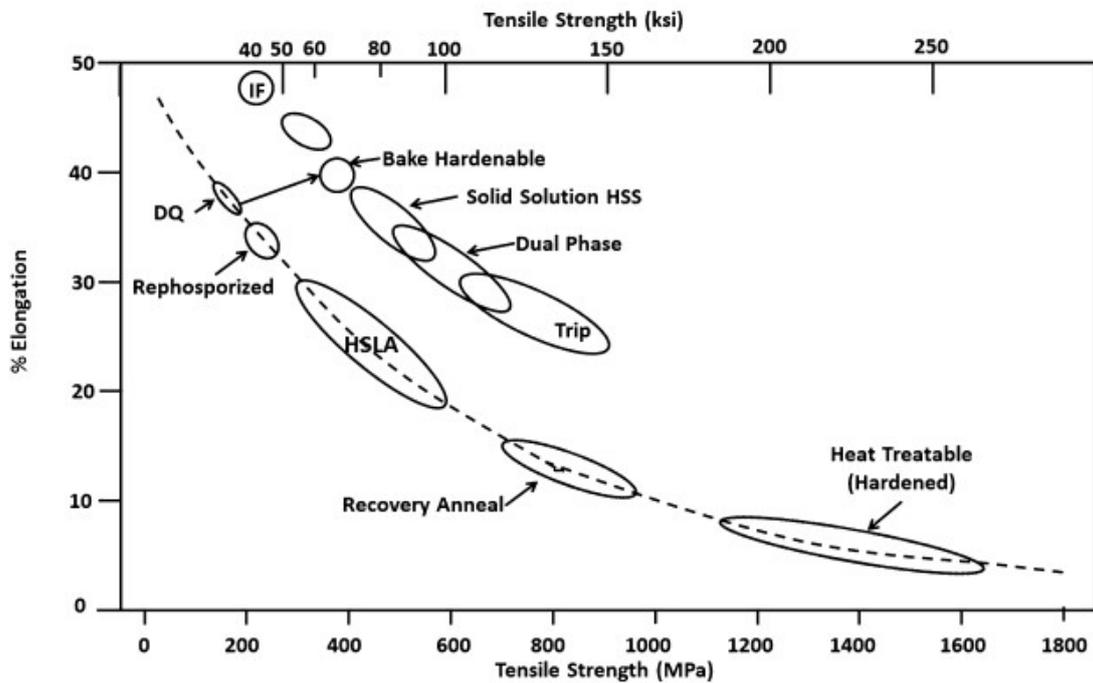


Figura 1.9. Tipi di acciai da stampaggio diagrammati in funzione della resistenza a rottura e allungamento. [7]

e rottura dei componenti (per gli elementi più critici come i montanti si raggiungono valori dell'ordine dei 1000-1500 MPa), in altre parole il contrario della facilità di deformazione altrettanto richiesta. Per far coesistere queste caratteristiche altrimenti discordanti si sono sviluppati diversi metodi, tutti basati in un modo o nell'altro sull'uso di elementi leganti in lega con l'acciaio assieme a processi termo-meccanici per modificare e/o rafforzare la matrice cristallina, rafforzandola solamente dopo (o durante) il processo di formatura.

La deformabilità si ottiene principalmente con un acciaio la cui matrice cristallina è il più omogenea e "rilassata" possibile, con una bassa densità di dislocazioni (deformazioni del reticolo cristallino), assenza di elementi esterni in soluzione o di altri fattori di disturbo del reticolo, i quali impediscono il libero movimento delle dislocazioni generate in fase di deformazione plastica. Per incrementare le caratteristiche

meccaniche di tali materiali in fase di formatura (o successivamente ad essa) vi sono una serie di processi meccanici, termici e chimici a disposizione:

- **Incrudimento:** le dislocazioni generate nel reticolo cristallino durante la fase di deformazione creano elementi di disturbo che impediscono il movimento delle dislocazioni generate in caso di deformazioni successive. Questo metodo di incremento delle caratteristiche meccaniche è ulteriormente amplificato nella sua efficacia quando coadiuvato dall'uso di elementi leganti in soluzione nella matrice cristallina, in quanto la deformazione plastica può portare alla precipitazione di composti come carburi e nitruri all'interno del reticolo, rafforzandolo ulteriormente;
- **Precipitazione e soluzione solida:** come visto per l'incrudimento, l'uso di elementi leganti specifici (Nickel, Manganese e Molibdeno) permette la precipitazione di composti complessi dal grano cristallino nel reticolo in fase di deformazione (tipicamente sul bordo di grano). Questo processo può anche essere attivato termicamente, ma viste le temperature necessarie per ottenere un sensibile aumento delle prestazioni mal si presta all'uso automobilistico. Un processo simile si ha invece durante il processo di riscaldamento in forno in fase di cataforesi e verniciatura, in cui si ha il rilascio di elementi (tipicamente carbonio) nel reticolo cristallino soggetto alle dislocazioni ottenute in fase di deformazione (invecchiamento artificiale o strain-ageing). La soluzione solida consiste invece nel discioglimento nel reticolo cristallino di atomi di elementi diversi da ferro e carbonio, che, grazie alla diversa dimensione da questi, porta alla deformazione del reticolo stesso, rafforzandolo;
- **Variazione della struttura cristallina:** l'uso di materiali leganti specifici (Cromo, Nickel, Manganese e Molibdeno) in fase di produzione dell'acciaio permettono

il mantenimento di una frazione di austenite residua anche a temperature inferiori a quella di inizio austenitizzazione AC_1 , posta a 727°C . Tale austenite residua, alquanto instabile alle temperature tipiche dello stampaggio a freddo, può, durante la fase di formatura, trasformarsi in martensite, la quale ha una maggiore resistenza meccanica;

- **Tempra:** usato solo nei processi di stampaggio a caldo, in cui la facilità di deformazione plastica si ottiene portando la lamiera ad alta temperatura, superando la temperatura di completa austenitizzazione AC_3 . Il materiale così austenitizzato viene quindi facilmente deformato e successivamente raffreddato ad alta velocità. Il rapidissimo raffreddamento porta alla trasformazione della struttura austenitica in martensite, la quale, in quanto struttura cristallina metastabile e intrinsecamente tensionata, porta ad un aumento dei valori di resistenza meccanica di tutto il materiale. L'uso di elementi leganti come Manganese, Nickel, Boro e Molibdeno favoriscono questa trasformazione diminuendo la velocità critica di raffreddamento per l'ottenimento di martensite.

Tutte queste caratteristiche e processi per ottenere tali caratteristiche sono ben rappresentati negli acciai altoresistenziali (HSS, High Strength Steel), le cui caratteristiche salienti sono riassumibili in un'elevata capacità di formatura (sia a caldo che a freddo) e doti meccaniche di alto livello: tipicamente sono considerati acciai HSS tutti gli acciai per uso automobilistico con carico massimo di rottura (UTS, Ultimate Tensile Strength) pari a circa 600 MPa; gli acciai che eccedono tale valore di UTS sono considerati come AHSS (Advanced HSS), al cui interno rientrano anche i cosiddetti UHSS (Ultra HSS), la cui distinzione è puramente di terminologia e si riferisce, a seconda del produttore, ad acciai con valori di UTS maggiori a 980-1200 MPa.

Tipici acciai HSS sono quelli della famiglia HSLA (High Strength, Low Alloy) e Bake

Hardening, mentre tra gli acciai AHSS/UHSS si definiscono i gruppi Dual-Phase, TRIP (TRansformation Induced Plasticity), TWIP (TWinning Induced Plasticity), Multi-Phase, martensitici e PHS[51][7][4].

1.4.1 Acciai Bake Hardening

Si tratta di acciai da stampaggio a freddo, la cui composizione prevede un basso contenuto di carbonio (proprio per favorire la deformazione plastica a bassa temperatura) e bassa o nulla presenza di elementi leganti. La caratteristica principale di questo tipo di materiale è la capacità di aumentare le proprie caratteristiche meccaniche durante la fase di riscaldamento in forno a seguito dei passaggi di cataforesi e verniciatura del componente (da qui il nome). Ciò è possibile grazie al processo di ricottura che il metallo subisce in fase di produzione, che porta ad un assorbimento del carbonio in soluzione con il ferro a temperature basse e che favorisce la deformabilità delle lamiere (la matrice metallica esente da carburi è molto più duttile). Il processo di formatura porta ad un primo rinforzo della lega per incrudimento e al rilascio del carbonio verso le zone di dislocazione, favorendo una prima formazione di carburi ad alta resistenza. Il conseguente riscaldamento in fase di cataforesi e verniciatura provoca un ulteriore rilascio del carbonio a bordo grano e nelle dislocazioni, conseguente incremento delle prestazioni meccaniche della lega [51][7].

1.4.2 Acciai HSLA (High Strength, Low Alloy)

Sono acciai da stampaggio a freddo, caratterizzati da bassi tenori di carbonio e bassa presenza di elementi leganti (tipicamente Niobio, Titanio e Vanadio), i quali rinforzano la lega in fase di deformazione per precipitazione di carburi e nitruri fini a bordo grano, che portano inoltre ad un affinamento dei grani stessi e un aumento delle caratteristiche meccaniche [51][7].

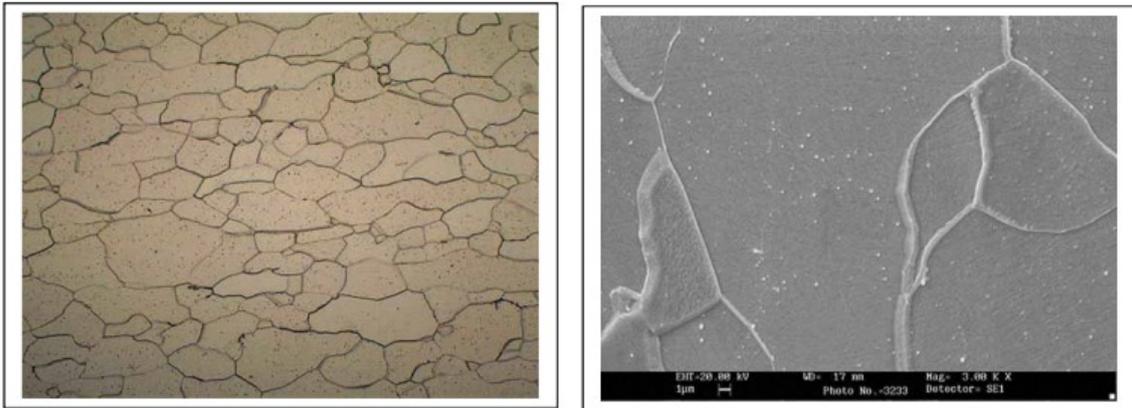


Figura 1.10. Microstruttura di un acciaio bake hardened a seguito di trattamento termico. [51]

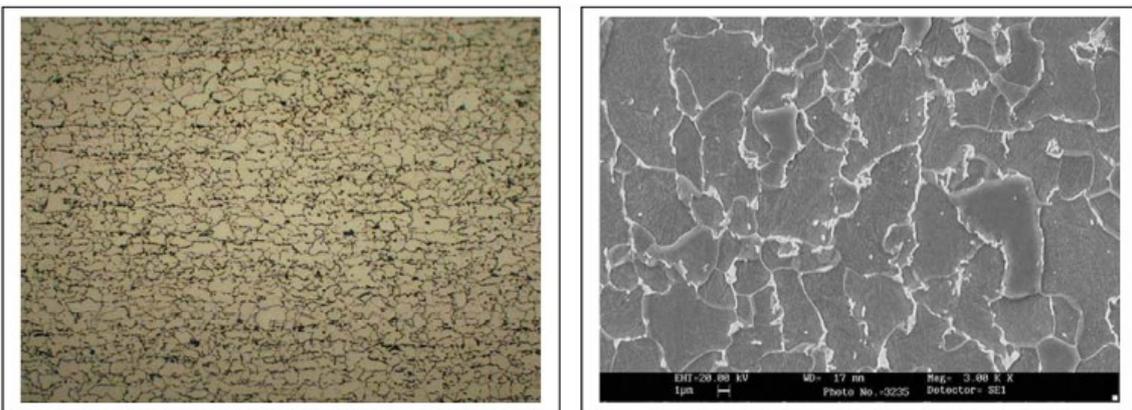


Figura 1.11. Microstruttura di un acciaio hsla. [51]

1.4.3 Acciai Dual-Phase

Acciai da stampaggio a freddo, caratterizzati da una struttura cristallografica binaria costituita da una matrice ferritica al cui interno sono presenti cristalli di martensite finemente dispersa (5-20% in peso). Tali "isole" di martensite garantiscono elevati valori di resistenza e durezza in fase di deformazione, mentre la matrice ferritica permette buona duttilità. L'effetto combinato di matrice ferritica e di zone martenitiche a bordo grano permette un ottimo rafforzamento della lega per incrudimento,

in quanto le dislocazioni, favorite nel passaggio dalla duttile ferrite, vengono bloccate e accumulate attorno alle zone martensitiche della struttura cristallina.

L'ottenimento di una lega a doppia fase in fase di produzione è legato ad un primo riscaldamento fino a parziale austenitizzazione (in modo da ottenere austenite e ferrite contemporaneamente) e un successivo rapido raffreddamento (una tempra vera e propria) con cui trasformare la frazione austenitica in martensite metastabile.

Sono acciai con tenore di carbonio relativamente basso (0.06-0.15% in peso), con presenza di Mn (1.5-3%) per rafforzare la ferrite per soluzione solida, Cr e Mo per ritardare la formazione di bainite in fase di tempra, V e Nb per rafforzare la matrice ferritica per precipitazione e affinamento del grano e Si per promuovere la trasformazione in ferrite in fase di tempra. La buona duttilità, l'alta resistenza ottenibile (450-1200 MPa a seconda del quantitativo di martensite presente) li rendono ottimali per l'uso automobilistico [7][51][46].

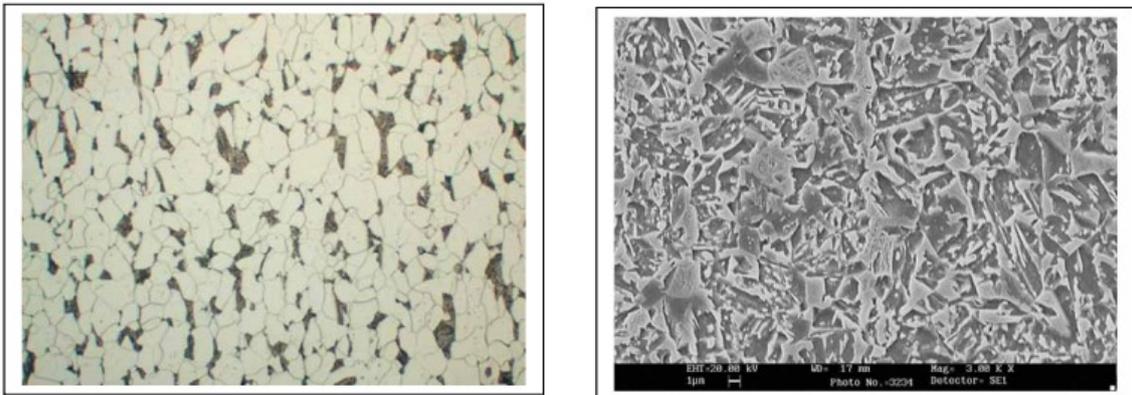


Figura 1.12. Microstruttura di un acciaio dual phase. [51]

1.4.4 Acciai TRIP/TWIP

Caratterizzati da una struttura simile agli acciai Dual-Phase, gli acciai da stampaggio a freddo TRIP (Transformation Induced Plasticity) sono caratterizzati da

una matrice ferritica in cui sono disperse isole di austenite residua (5-15%) e bainite. Caratteristica principale di questi acciai è la capacità di mostrare un aumento delle caratteristiche meccaniche per incrudimento durante la formatura grazie alla trasformazione dell'austenite residua in martensite. Tale meccanismo, oltre a rinforzare il componente in fase di stampaggio, permette di assorbire urti di elevata intensità grazie alla trasformazione dell'austenite residua in martensite durante la deformazione plastica del componente a seguito dell'urto. Se l'energia liberata durante la deformazione plastica è infatti sufficiente, l'austenite residua "intrappolata" a temperatura ambiente (e non trasformata in martensite durante la fase di stampaggio) riesce a trasformarsi in martensite, irrigidendo la struttura in maniera irreversibile, portando l'acciaio a valori di resistenza di 600-800 MPa. Questa peculiarità è condivisa dagli acciai TWIP (Twin Induced Plasticity), in cui i cristalli di austenite a subiscono un processo di geminazione in caso di deformazione (anziché un passaggio di fase come negli acciai TRIP), ovvero i grani austenitici subiscono una divisione lungo un piano di simmetria interno al grano stesso, portando ad un aumento dei bordi di grano del reticolo (meccanismo di affinamento del grano) e aumentando così la resistenza al passaggio delle dislocazioni nel reticolo e le caratteristiche meccaniche del materiale [51][7].

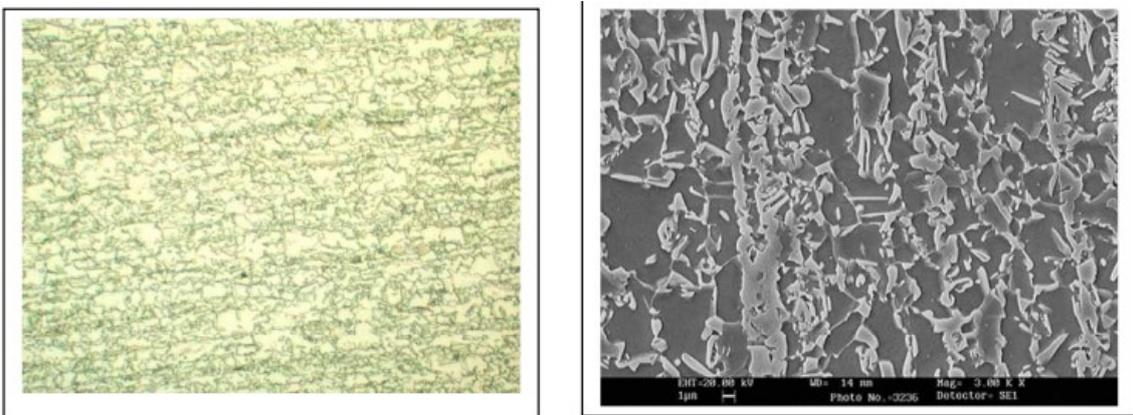


Figura 1.13. Microstruttura di un acciaio TRIP. [51]

1.4.5 Acciai Multi-Phase/Complex-Phase

Sono acciai da stampaggio a freddo con una composizione cristallografica simile agli acciai TRIP, ma con elementi martensitici al posto dell'austenite residua. Questa composizione ricca di composti ad alta durezza come Bainite e Martensite comporta un elevato livello di resistenza in fase di formatura grazie al processo di incrudimento, pari o maggiore della controparte Dual-Phase, fino ad arrivare a valori di 800-1000 MPa. La produzione di acciai multi-phase richiede processi di raffreddamento e riscaldamento tali da far coesistere allo stesso tempo fasi come martensite, bainite e ferrite. Per fare ciò è fondamentale l'uso di elementi leganti che favoriscano la temprabilità e il corretto uso di trattamenti termici come tempra e rinvenimento [51][7][11].

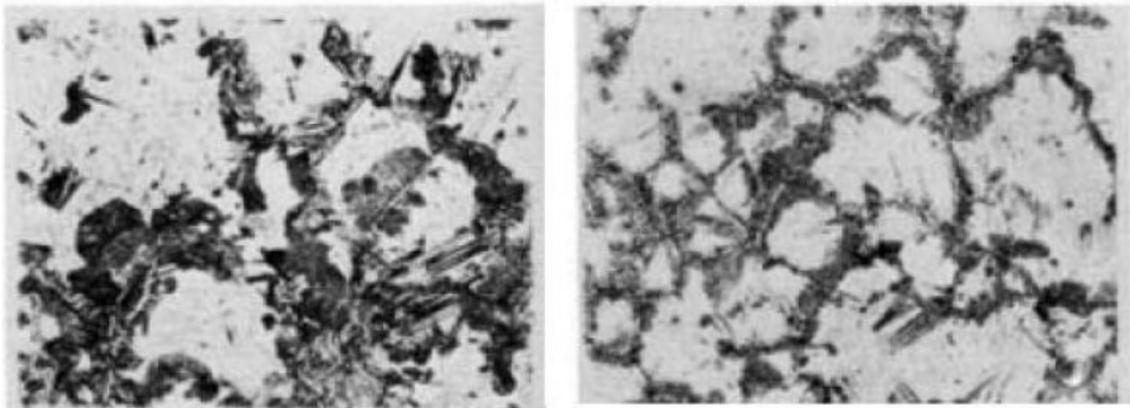


Figura 1.14. Microstruttura di un acciaio complex phase. [51]

1.4.6 Acciai Martensitici

Si tratta di leghe per stampaggio a freddo e a caldo a basso tenore di carbonio con presenza di elementi leganti quali Mn e B (benché quest'ultimo in quantità molto limitate) per incrementarne la temprabilità, in quanto è necessario che tutta la matrice austenitica si trasformi in martensite in fase di tempra. Trattandosi di

acciai con struttura prettamente martensitica il loro uso nei processi di stampaggio a freddo è limitato a elementi con bassi livelli di deformazione (pannelli, elementi di telaio con forme semplici) in quanto la matrice martensitica permette alti livelli di caratteristiche meccaniche a scapito però di duttilità e facilità di deformazione. Queste caratteristiche li rendono invece idonei per lo stampaggio a caldo, in quanto la prima fase di riscaldamento permette l'aumento della formabilità del materiale e una ricristallizzazione della matrice in austenite, dalla quale sarà possibile ottenere nuovamente martensite una volta temprato il componente formato[51][7][4].



Figura 1.15. Microstruttura di un acciaio martensitico. [51]

1.4.7 Acciai PHS

Gli acciai PHS (Press Hardened Steel) sono una famiglia di acciai martensitici specifici per lo stampaggio a caldo (Press Hardening, da qui il nome) dotati di altissimi valori di resistenza meccanica una volta temprati. Per ottenere tali caratteristiche è necessario che il metallo sia riscaldato fino a completa austenitizzazione prima di effettuare la fase di formatura, a seguito della quale una fase di rapido raffreddamento (tempra) è necessaria per trasformare la duttile austenite in martensite metastabile

ad alta resistenza. Da acciai relativamente dolci (con valori di UTS di circa 500-600 MPa) il risultato che si ottiene è un acciaio con altissimi valori di resistenza a rottura (1100-1800 MPa) e durezza (400-600 HV), in grado di assorbire urti di elevata intensità senza subire deformazioni, rendendolo quindi ideale per componenti ad alta resistenza e ridotto spessore come gli elementi strutturali dei telai per autovettura. In quanto acciai da stampaggio a caldo la temprabilità è una caratteristica fondamentale di questi materiali, ed è pertanto fondamentale il mix di elementi leganti per garantire tale peculiarità. Si ha così un elevato uso di alliganti come Manganese, Nickel, Molibdeno e Boro per assicurare velocità di tempra gestibili (riducendo la velocità di raffreddamento del materiale ed estendendo così l'intervallo temporale in cui il raffreddamento può portare alla formazione di martensite) e valori di resistenza e durezza elevate anche senza l'uso di percentuali elevate di carbonio (di norma limitate a 0.20-0.35%). Di seguito si ha una breve descrizione degli effetti di ciascun elemento all'interno della lega:

- Manganese (Mn): usato per aumentare la temprabilità e durezza a fine trattamento termico, è l'elemento legante principale dopo il carbonio;
- Silicio (Si): come il Mn, è usato per aumentare la temprabilità e le caratteristiche meccaniche a fine tempra;
- Cromo (Cr): riduce fortemente la velocità critica di raffreddamento, aumentando la temprabilità e la facilità di ottenimento di martensite anche con raffreddamenti meno intensi;
- Titanio (Ti): favorisce l'affinamento del grano in fase di raffreddamento;
- Alluminio (Al): come Ti, favorisce l'affinamento del grano nei trattamenti termici;

- Boro (B): come Mn, Si e Mo, aggiunto in ridottissime quantità (misurate in ppm, parti per milione) favorisce temprabilità e caratteristiche meccaniche.

L'acciaio si presenta, prima della fase di riscaldamento in forno, con una struttura ferritica a bassa resistenza (500-600 MPa di UTS) per favorire il taglio e la rifila in lamiera. Superficialmente è spesso applicato un strato protettivo in lega Al-Si (applicato tramite processo di immersione a caldo "hot dipping") che funge da protezione antiossidante in fase di riscaldamento (in quanto esso necessita di essere scaldato fino a 950°C perché reagisca con l'acciaio sottostante per formare lo strato protettivo, esso non è adatto all'uso in processi di stampaggio a freddo o a caldo indiretti, in quanto le deformazioni a bassa temperatura distruggerebbero lo strato protettivo senza che possa legarsi opportunamente all'acciaio) formando uno strato di lega ternaria Al-Si-Fe il cui spessore è determinato dal tempo di permanenza ad alta temperatura: questo, assieme alla crescita del grano austenitico, è uno dei limiti posti al tempo di permanenza in forno delle lamiere prima della fase di stampaggio. Tale strato protettivo garantisce protezione dall'ossidazione dell'acciaio durante le fasi di trasporto delle lamiere in aria e, in misura minore (l'ossidazione a caldo è rallentata ma non fermata del tutto), nelle fornaci senza atmosfera protettiva[13]. Ciò comporta comunque l'uso di fornaci dotate di atmosfere protettive, in quanto si vuole limitare al minimo il rischio di processi di decarburazione e ossidazione della superficie delle lamiere, con la conseguente eliminazione di ulteriori fasi produttive di rifinitura superficiale dei componenti stampati e una riduzione del consumo degli utensili di stampaggio. Per l'utilizzo con processi di stampaggio a caldo indiretto (in cui si ha una prima formatura a relativamente bassa temperatura) esistono acciai PHS dotati di trattamento superficiale in Zn applicato galvanicamente [27].

Nella simulazione trattata in questa tesi si adopera un acciaio PHS, nello specifico l'acciaio 22MnB5 rivestito in Al-Si (nome commerciale Usibor1500) prodotto

da ArcelorMittal. Di questa famiglia fa parte anche una versione ulteriormente potenziata commercialmente nota come Usibor2000 (sigla 34MnB5), le quali caratteristiche meccaniche migliorate rispetto a Usibor1500 dipendono dalla quantità di alliganti e carbonio presenti nella lega.

Nome	%C	%Mn	%Si	%Cr	%Ti	%Al	%B	%P	%S
Usibor 1500	0.22	1.13	0.26	0.19	0.039	0.036	0.0037	0.019	0.003
Usibor 2000	0.38	1.21	0.19	0.28	0.024	0.032	0.0032	0.013	0.006

Tabella 1.1. Tabella composizioni in peso Usibor 1500 e Usibor 2000 [36][28].

Nome	As delivered		Dopo Tempra	
	YTS [MPa]	UTS [MPa]	YTS [MPa]	UTS [MPa]
Usibor1500	400	600	1100	1500
Usibor2000	550	700	1300	1900

Tabella 1.2. Tabella valori di resistenza a snervamento (YTS) e rottura (UTS) prima e dopo trattamento termico [42].

La caratteristica principale di questi acciai è l'altissima resistenza a rottura che si ottiene una volta austenitizzati e successivamente temprati: la struttura martensitica che si ottiene garantisce infatti valori di UTS fino a 1500/1800 MPa. Tali valori di resistenza a rottura comportano la possibilità di ottenere componenti con spessori ridotti, ma con una resistenza sufficientemente elevata da impedirne la deformazione (o la rottura, vista la bassa duttilità del materiale) in caso di impatti. Questa caratteristica lo rende ideale per la creazione di elementi del telaio volti principalmente alla sicurezza degli occupanti: montanti anteriori, centrali e posteriori, barre anti-intrusione di portiere e longheroni di tetto e pavimento del veicolo. La grande resistenza di questo materiale è anche il suo tallone d'Achille però: l'elevata durezza e rigidità della struttura martensitica del componente temprato ne impedisce una deformazione plastica controllata, favorendo di più una rottura di tipo fragile con

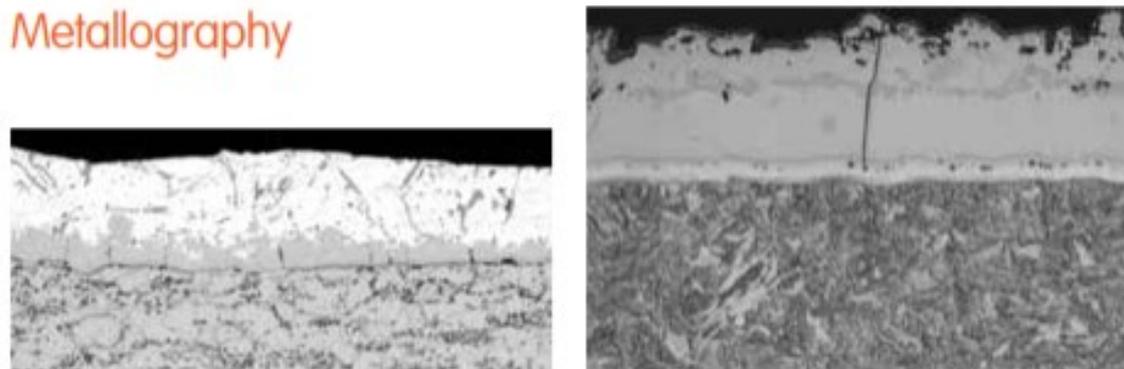


Figura 1.16. Metallografia dell'acciaio Usibor 1500 prima e dopo trattamento termico, con dettaglio dello strato protettivo in Al-Si. [42]

una ridotta deformazione plastica iniziale. Questo comportamento può essere controproducente all'interno di componenti di sicurezza di un telaio automobilistico, in quanto è preferibile avere anche una (ridotta) deformazione plastica che permetta il corretto assorbimento dell'urto in certe zone del veicolo assieme all'elevata resistenza di altri componenti.

1.5 Stampaggio a Caldo

Lo stampaggio a caldo è la metodologia di produzione predominante per tutti gli elementi strutturali di telai automobilistici che necessitano di peso ridotto e elevati valori di resistenza a rottura, come gli elementi formanti la "gabbia di sicurezza" attorno all'abitacolo (montanti anteriori, centrali e posteriori, longheroni trasversali e longitudinali di tetto e pavimento, longheroni anti-intrusione di portiere e vano motore). Sviluppato a partire dagli anni '70 dall'azienda svedese Plannja e successivamente introdotto nel mondo automotive da Saab nel 1984[26], da allora lo stampaggio a caldo è divenuto lo standard per l'ottenimento di componenti metallici complessi ad alta resistenza da lamiere di acciaio, favorendo così l'abbassamento della massa complessiva e l'aumento della sicurezza passiva nei veicoli.

Come fa intendere il nome, è un processo basato sulla deformazione ad alta temperatura, seguito dal rapido raffreddamento (tempra) che avviene a seguito della fase di formatura: il passaggio da una struttura prettamente austenitica (ottenuta dal riscaldamento prolungato in forno con conseguente ricristallizzazione del materiale) a una maggiormente martensitica in fase di tempra (in cui la velocità di raffreddamento deve essere per forza superiore ad un certo valore - 30 K/s per gli acciai al Boro, per esempio -) comporta un aumento delle proprietà di resistenza a rottura e snervamento difficili da ottenere con altri tipi di lavorazione[12].

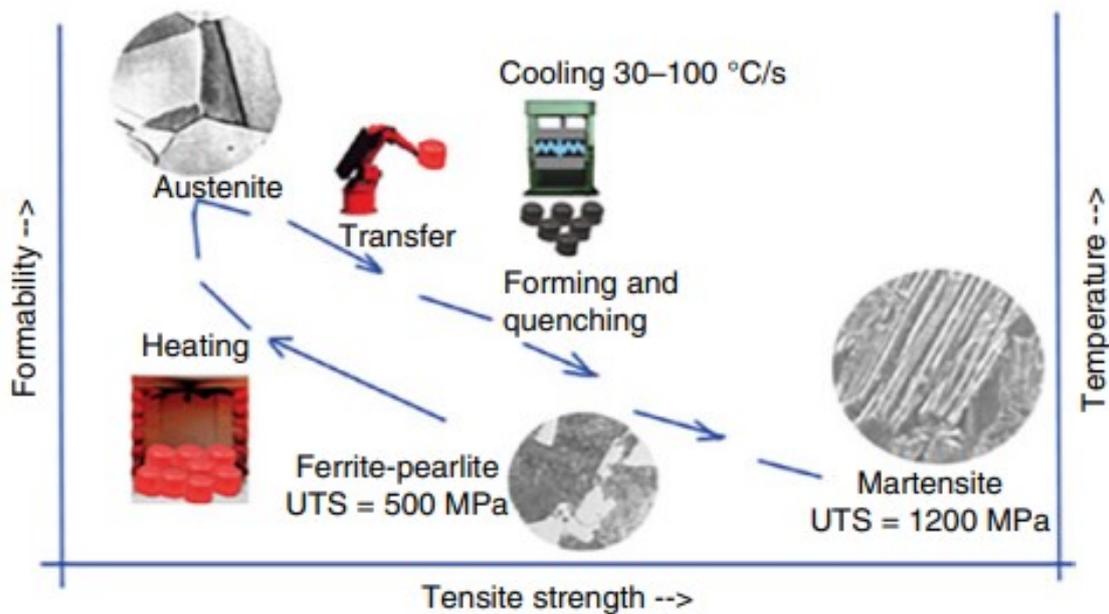


Figura 1.17. Processo di stampaggio a caldo diagrammato in funzione di formabilità, temperatura e resistenza del materiale. [27]

Rispetto allo stampaggio a freddo, in cui le lamiere metalliche sono deformate a temperatura ambiente o poco sopra, lo stampaggio a caldo prevede necessariamente una fase di riscaldamento in forno ad alta temperatura (900-950°C) dei fogli metallici, in modo tale da ottenere una prima trasformazione di fase interna al reticolo

crystallino del materiale: dalla struttura ferritico-perlitica che si ha a temperatura ambiente si passa a una matrice puramente austenitica ad alta temperatura, la quale verrà preservata (idealmente) fino alla fine della fase di imbutitura. Da qui in poi il rapido raffreddamento immediatamente successivo allo stampaggio provvederà a ritrasformare l'austenite in martensite, bloccando eventuali deformazioni elastiche e innalzando i valori di resistenza a quelli richiesti (da 400-600 MPa di resistenza alla rottura del materiale grezzo si passa a 1500-1800 MPa una volta formato e temprato)[14].

Oltre all'innalzamento delle prestazioni meccaniche dei componenti stampati, lo stampaggio a caldo ha un ulteriore vantaggio nei confronti dello stampaggio a freddo: la quasi totale assenza di ritorno elastico[40] causata dalla deformazione a caldo e la conseguente trasformazione martensitica a stampi chiusi in fase di tempra, la quale "congela" la lamiera deformata nella sua forma finale, limitando il ritorno elastico una volta rimossa dagli stampi grazie alla sua bassissima duttilità. Questo comportamento è alquanto ricercato, poiché permette un'elevata ripetibilità delle caratteristiche dei componenti finali e limita l'uso di stampi "corretti" che compensino il fenomeno una volta che il pezzo è estratto.

Stampaggio a caldo e a freddo possono comunque coesistere nel medesimo processo produttivo, denominato stampaggio a caldo indiretto, in cui una prima fase di imbutitura a temperatura ambiente precede il riscaldamento in forno e la formatura ad alta temperatura con annessa tempra. Questo processo permette l'ottenimento di componenti con un grado di imbutitura più spinto rispetto al solo stampaggio a caldo diretto, necessitando però di ulteriori macchinari e materiali diversi, in quanto la fase di deformazione a freddo può provocare problemi con gli strati protettivi in lega di Al-Si tipici degli acciai da stampaggio a caldo diretto [14].

Dato lo studio per un processo di stampaggio a caldo diretto presentato in questo

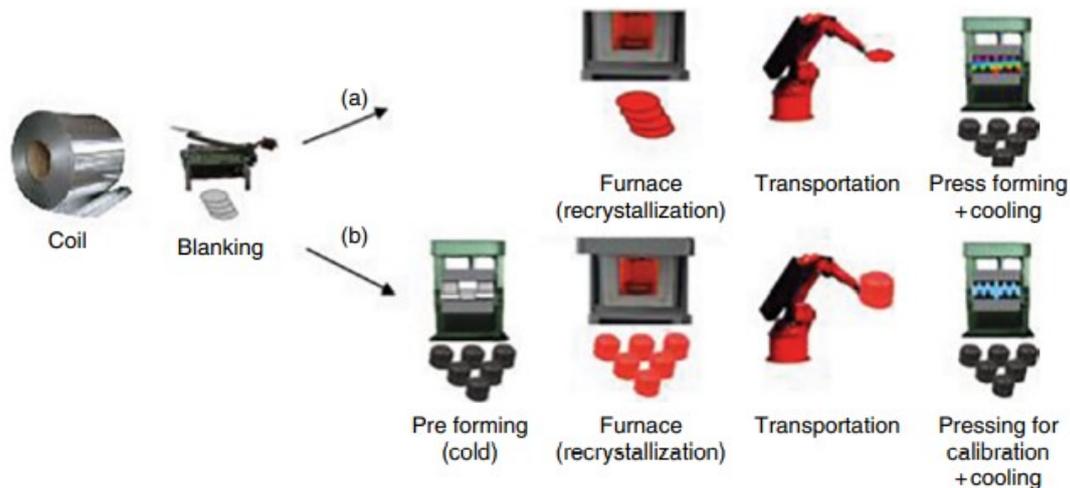


Figura 1.18. Differenze tra processo di stampaggio a caldo diretto e indiretto. [27]

report, si passerà a discutere i passaggi fondamentali di tale processo produttivo applicato ad un acciaio martensitico da stampaggio, descrivendone le caratteristiche salienti e i meccanismi che li caratterizzano [7][4][27][3].

1.5.1 Riscaldamento in forno

Le lamiere da stampaggio a caldo nascono da bobine di acciaio laminato a caldo o a freddo con struttura ferritico-perlitica e circa 400-600 MPa di resistenza a rottura, spesso dotate di rivestimenti superficiali come Al-Si (come nel caso di Usibor 1500C e Usibor 2000C) o di Zn applicato galvanicamente. Da queste bobine si ritagliano le lamiere che, una volta formate, diventeranno il componente finale. Una volta ritagliate, le sagome vengono poste in forni in modo da portarle ad alta temperatura e ottenere una prima trasformazione di fase nella struttura cristallina. Il tempo di permanenza in queste forni e la temperatura a cui devono sostare sono di fondamentale importanza per l'ottenimento di lamiere totalmente austenitizzate, in quanto è proprio la frazione austenitica che sosterrà l'ulteriore cambio di struttura cristallina in fase di tempra, trasformandosi in martensite. Fattori che definiscono

tempo e temperatura finale della lamiera sono lo spessore (più il volume è elevato, maggiore sarà il tempo di riscaldamento per austenitizzare tutto il materiale), le caratteristiche del materiale di rivestimento e il tipo di fornace utilizzata. Mediamente, si cerca di ottenere processi di riscaldamento con ratei nell'ordine di $10\text{-}30^\circ\text{C/s}$ (a seconda dello spessore) con temperature finali prossime ai 950°C . La presenza di strati di rivestimento in lega Al-Si richiede un'ulteriore attenzione a questi parametri, in quanto è necessario che essi interagiscano con lo strato di acciaio sottostante senza che si abbiano effetti collaterali. Lo strato protettivo, infatti, si lega con il substrato austenitico sottostante ad alte temperature, portando alla formazione di una lega ternaria Al-Fe-Si il cui spessore è funzione del tempo di sosta in forno.

Una gestione non ottimale delle temperature e dei tempi di permanenza può quin-

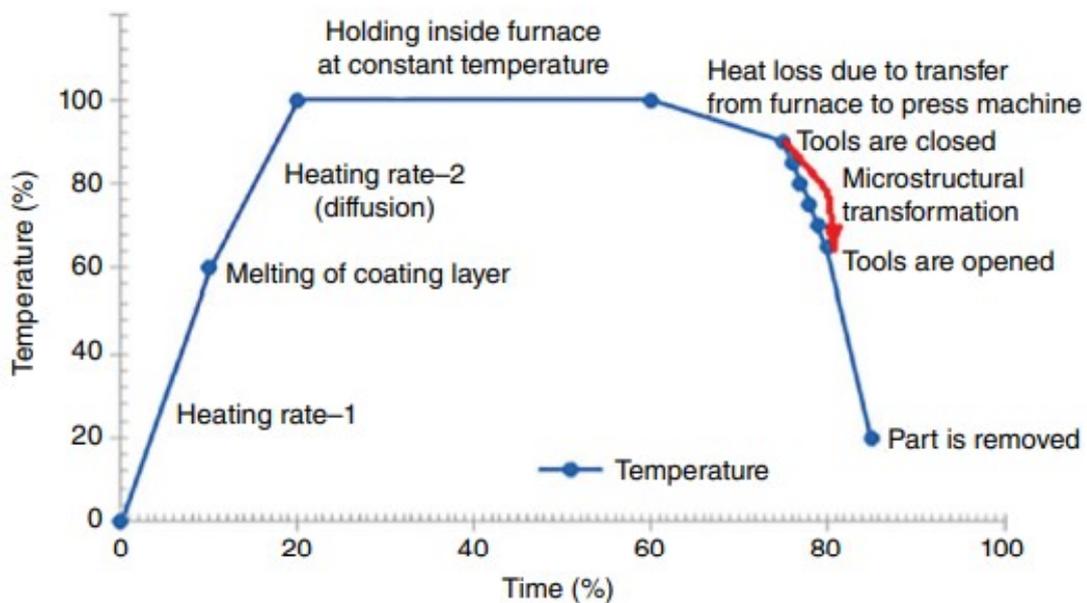


Figura 1.19. Andamento temperature durante il processo di stampaggio a caldo. [27]

di portare a effetti collaterali potenzialmente deleteri sia per la lamiera che per la fornace: ratei di riscaldamento troppo elevati possono portare a stress termici sullo strato protettivo, il quale può arrivare a fondersi eccessivamente (sporcando e

rovinando i rulli di trasporto della fornace) e/o bruciarsi, deteriorandosi in modo irreversibile, mentre temperature troppo alte possono portare a un ingrossamento del grano austenitico, diminuendo le performance finali del componente temprato. Per evitare ciò si tende a mantenere valori di rateo di riscaldamento attorno a $12\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ e temperature massime nella fornace attorno a 950°C [34].

Le fornaci sono tipicamente del tipo a tunnel, in cui una serie di rulli trasportatori

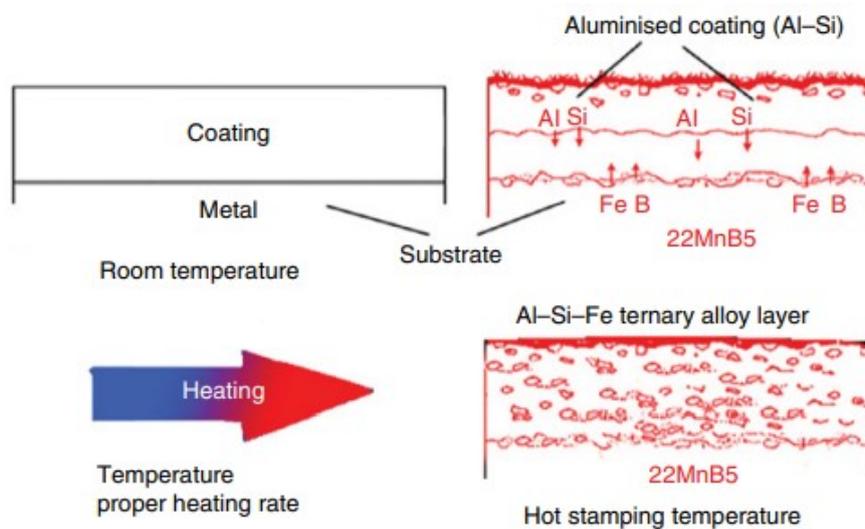


Figura 1.20. Processo di trasformazione dello strato protettivo superficiale in lega AlSi in fase di riscaldamento. [27]

muovono le lamiere attraverso essi per distanze di circa 30-40 metri. Al loro interno sono presenti riscaldatori a gas o elettrici che riscaldano le lamiere per convezione e irraggiamento, anche se sono allo studio sistemi a contatto diretto per ridurre le dimensioni e i tempi di riscaldamento[1].

Il riscaldamento porta le lamiere dalla temperatura ambiente (20°C circa) fino alla temperatura di piena austenitizzazione, definita, per gli acciai ipoeutetoidici tipicamente usati per lo stampaggio a caldo, come $AC3 + 15 - 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($AC3$ definita come la temperatura di piena austenitizzazione dell'acciaio, la quale dipende dal tenore

di carbonio presente nella lega, i 15-20°C in più sono un riferimento utile per garantire che il materiale sia effettivamente in campo austenitico). Tale temperatura non è una costante, in quanto con l'aumentare del tenore di carbonio tale valore scende fino a raggiungere i circa 730°C per gli acciai eutettoidici (con percentuali di carbonio attorno a 0.7%, per cui la temperatura di inizio e fine austenitizzazione convergono ad un solo valore, definito AC1); in realtà la temperatura finale raggiunta e mantenuta nelle fornaci è sempre ben superiore al valore di austenitizzazione dato dal diagramma ferro-carbonio. Di norma questo passaggio può durare svariati minuti, in modo da avere un riscaldamento e ricristallizzazione uniforme su tutto lo spessore della lamiera (spessori maggiori richiederanno tempi maggiori) prima che questa possa essere prelevata dalla bocca di uscita e portata alla pressa.

Un'attenzione particolare è riservata alle condizioni interne alla fornace, soprattutto per quanto riguarda l'atmosfera in cui le lamiere vengono riscaldate: sia le lamiere non trattate superficialmente che quelle trattate superficialmente necessitano di atmosfere neutre per l'acciaio (quindi prive di ossigeno) per evitare che le alte temperature facciano ossidare lo strato superficiale, il quale in fase di stampaggio potrebbe distaccarsi dalla lamiera sottostante come scaglie d'ossido danneggiando così gli stampi e il componente stesso a causa della loro durezza (i riporti superficiali in Al-Si, per quanto ideali per proteggere dall'ossidazione in aria durante le fasi di trasporto, non permettono una protezione totale contro l'ossidazione ad alte temperature tipiche delle fornaci). [7][4][27][51][13].

1.5.2 Trasporto/Attesa

La fase di trasporto tra la fornace e la pressa e la seguente attesa dell'inizio del processo di formatura comportano un primo raffreddamento della lamiera dai 950°C fino a 700-800°C di inizio imbutitura. Tale raffreddamento è definito dal tempo di

della pressa (di norma premilamiera e uno tra punzone o matrice), durante il quale l'elevata deformabilità datagli dall'alta temperatura porta ad una prima deformazione plastica della stessa a causa del suo stesso peso. Tale deformazione iniziale deve essere necessariamente controllata per evitare mal posizionamenti e conseguenti problemi di stampaggio, pertanto si fa uso di elementi di guida e centraggio per avere la lamiera correttamente piazzata per la successiva fase di formatura [7][4][27].

1.5.3 Stampaggio

La fase di formatura avviene in presse (tipicamente idrauliche) appositamente progettate per lo stampaggio a caldo, dotate di circuiti di raffreddamento interni agli stampi che entrano in contatto con la lamiera rovente. Come per lo stampaggio a freddo si distinguono 3 elementi principali (ognuno non necessariamente composto da un unico componente) che prendono parte alla fase di imbutitura: premilamiera, punzone e matrice (questi ultimi maschio e femmina dello stesso stampo), coadiuvati da ulteriori elementi secondari come guide, distanziatori, perni di centraggio e sensori di pressione, temperatura, spostamento. Nello stampaggio ad azione singola (o a singolo effetto) la lamiera viene posta, una volta riscaldata in forno fino a completa austenitizzazione, sul premilamiera (e punzone, il quale è "affiorante", cioè sporge leggermente dalla sagoma del premilamiera ed entra in contatto con la lamiera), sul quale essa si adagerà sotto il suo stesso peso; successivamente la matrice, posta sopra al premilamiera, scenderà su quest'ultimo bloccando la lamiera al loro interno, garantendo un certo gap tra i due elementi definito dai distanziatori, in modo che la lamiera possa scorrervi in fase di imbutitura; successivamente il blocco premilamiera-lamiera-matrice discende come un corpo unico sul punzone, il quale deformerà la lamiera facendole occupare il gap tra punzone e matrice facendo scorrere la lamiera tra premilamiera e matrice, queste ultime premute assieme per

garantire il corretto scorrimento del materiale in fase di formatura.

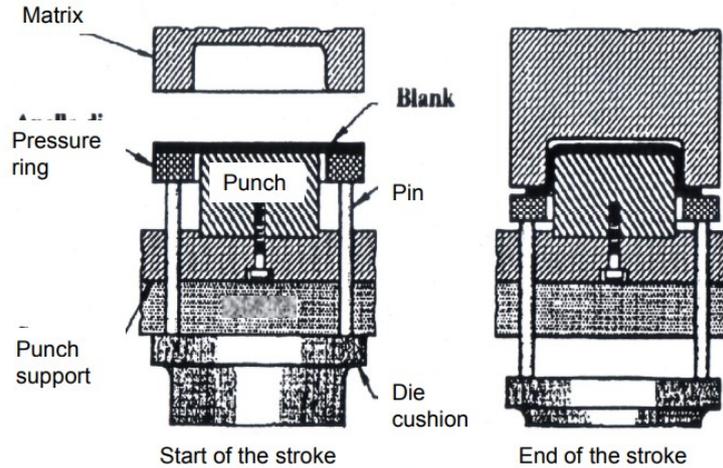


Figura 1.22. Schema di pressa ad azione singola, in cui il prelamiera è definito come "pressure ring". [52]

Questo processo può avvenire in più fasi sequenziali, a seconda della complessità del componente da realizzare. Si possono così avere sistemi con matrici divise in più parti che discendono sulla lamiera in momenti diversi, in modo da bloccare prima la lamiera e successivamente guidarla contro il punzone (tendenzialmente questa divisione si ha tra presse ad azione singola o doppia) o, tramite l'uso di molle a gas, si possono avere elementi di tenuta aggiuntivi che calano sul componente in fasi successive.

Le forze impiegate in questa fase sono una frazione (circa un terzo) di quella necessaria per uno stampaggio a freddo, passando da 80-100 tonnellate a 30-40 tonnellate grazie alla grande formabilità dell'acciaio ad alta temperatura, con notevole risparmio dal punto di vista della costruzione dei macchinari; anche se la componente termica richiede elementi di stampaggio resistenti alle alte temperature e con bassa deformazione termica data dai cicli caldo-freddo che avvengono continuamente. E'

inoltre fondamentale controllare il consumo degli elementi di stampaggio, in quanto la formazione di strati di ossido superficiale sulle lamiere comportano un'usura costante degli attrezzi e una possibile fonte di difetti superficiali e/o deformazioni fuori tolleranza per i componenti finali. Altro elemento da controllare è lo stiramento della lamiera in fase di imbutitura, in quanto è fondamentale che il componente non presenti zone con spessori troppo ridotti che potrebbero essere punti deboli a livello strutturale. Come gli assottigliamenti, anche gli ispessimenti e corrugamenti sono da evitare, in quanto possibili punti di raffreddamento rapido prima ancora che la fase di tempra sia iniziata, con conseguente creazione di zone di tensione dovute alla bassa deformabilità della zona martensitica creatasi e possibile generazione di cricche e crepe. La forma degli stampi è quindi importante per una corretta imbutitura: la presenza di raggi di curvatura troppo piccoli può portare a strappi e intagli nella lamiera nella fase di formatura, a causa della difficoltà a scorrere su tali spigoli senza danneggiarsi; gli angoli di spoglia all'interno della forma degli stampi devono essere correttamente valutati (e maggiori di 90°) per non avere zone sottosquadra o pieghe eccessive difficili da realizzare con una sola corsa di stampaggio.

La fase di imbutitura è critica anche dal punto di vista della velocità di esecuzione del processo: uno stampaggio troppo lento può portare a raffreddamenti eccessivi sulle zone di contatto tra lamiera ed elementi della pressa, con una riduzione della formabilità e rischio di creazione di cricche a fine stampaggio; viceversa, velocità eccessive nella discesa degli attrezzi può portare a stiramenti eccessivi della lamiera anziché un adeguato scivolamento della stessa tra gli attrezzi, a causa dell'attrito presente tra attrezzi e acciaio ad alta temperatura. La velocità di formatura non è quindi costante, ma decrescente al proseguire della corsa di imbutitura, in modo da controllare al meglio la deformazione del materiale lungo tutta la fase di stampaggio [7][4][27][52][3].

1.5.4 Tempra

La fase di tempra prevede il raffreddamento rapido (superiore a 20-30 K/s) del componente deformato nella sua forma finale, con lo scopo di ottenere una trasformazione del reticolo cristallino del materiale, passando da una struttura quasi interamente austenitica (le zone più fredde possono aver subito una prima trasformazione in ferrite o bainite, a seconda della gravità del trasferimento di calore) ad alta temperatura a una martensitica a temperature più basse. La struttura che si ottiene garantisce valori di durezza e resistenza molto più elevati del materiale grezzo da cui la lamiera è stata ottenuta (si passa dai 500 MPa dell'acciaio stirato a caldo a 1500-1800 MPa una volta temprato). Il raffreddamento avviene tramite l'uso di stampi dotati di fitte canalizzazioni interne in cui un fluido refrigerante (normalmente acqua distillata con temperatura di ingresso negli stampi di 8-10°C) è fatto circolare, in modo da assorbire quanto più calore possibile nel minore tempo possibile. In tal modo si assicura la formazione di martensite e si riduce il tempo della fase di tempra, riducendo il tempo complessivo di produzione. Per ottenere valori elevati (40-50 K/s) di raffreddamento è necessario che a fine imbutitura la lamiera sia quanto più possibile aderente agli utensili di stampo (punzone, matrice e premilamiera) e che questi continuino a esercitare pressione sul componente, in quanto il contatto e la pressione di contatto sono parametri fondamentali per la definizione dello scambio termico tra gli attrezzi raffreddati e la lamiera deformata. Spigoli, nervature e pieghe della lamiera saranno i punti in cui avverrà lo scambio termico maggiore assieme alle superfici di contatto perpendicolari alla direzione di stampaggio; viceversa, le pareti poste parallelamente alla direzione di imbutitura (definite come pareti) saranno le zone più soggette ad un raffreddamento lento. Questa discrepanza tra velocità di raffreddamento, se non controllata e tenuta sotto controllo, può provocare la formazione di zone ad alta durezza e rigidità in cui la trasformazione martensitica

è già avvenuta in vicinanza a zone ancora in fase di contrazione e raffreddamento, con la possibilità di generazione di stati tensionali localizzati che possono portare a strizione e rottura con il continuare del raffreddamento, nonché a deformazioni macroscopiche del componente una volta estratto dallo stampo e lasciato libero dai vincoli degli utensili.

La trasformazione che avviene in fase di tempra coinvolge la struttura austenitica a geometria CFC (cubica a facce centrate), la quale, a seguito del rapido raffreddamento prodotto dai sistemi di raffreddamento delle lame che compongono lo stampo, è costretta dal rapido abbassamento di temperatura a "congelarsi" in una fase metastabile intermedia tra quella di partenza (austenite, CFC) a quella che avrebbe a bassa temperatura se il raffreddamento non fosse così repentino (ferrite, con struttura CCC cubica a corpo centrato). Tale fase, la martensite, è definita da una struttura tetragonale a corpo centrato le cui tensioni interne determinano le caratteristiche meccaniche tipiche di questo materiale. Queste tensioni sono frutto proprio della struttura metastabile martensitica, la quale "cerca" di stabilizzarsi in una struttura meno stressata (la ferrite, naturale struttura cristallina che si avrebbe a bassa temperatura), ma gli è impedito dalle basse temperature a cui si trova il materiale a fine raffreddamento (a seconda delle zone della lamiera ci si trova tra i 70 e 200°C), insufficienti per avere la diffusione di atomi di C e precipitazione di carburi. La struttura martensitica si trova quindi "congelata" a bassa temperatura, in uno stato di altissima tensione interna che rende il materiale estremamente resistente e tenace agli stress esterni, a scapito però della duttilità e della deformazione plastica a basse temperature.

La fase di tempra è ben osservabile tramite i diagrammi CCT (Continuous Cooling Transformation), in cui si evidenziano le fasi metallurgiche ottenibili in fase di raffreddamento di un determinato tipo di acciaio a seconda del tempo impiegato per

1.5.5 Raffreddamento/springback

Una volta terminata la fase di tempra il componente, che può ancora trovarsi a 150-200°C nei punti più caldi, viene estratto dagli stampi e posto al di fuori della pressa, in modo tale che si abbia un ulteriore raffreddamento in aria senza i vincoli meccanici dati dagli stampi. La quasi assenza di vincoli sul componente permette a quest'ultimo di rilasciare le eventuali tensioni interne che si sono generate in fase di tempra a causa del rapido raffreddamento non uniforme su tutto il componente. La componente di springback (o ritorno elastico) è tipica dello stampaggio a freddo, in quanto la deformazione a bassa temperatura delle lamiere di acciaio comporta sempre una componente elastica assieme a quella plastica; questa componente elastica tende a riportare parzialmente la lamiera alla condizione iniziale, vanificando in parte la deformazione data dallo stampo. A causa di ciò gli stampi per lo stampaggio a freddo sono progettati per compensare (tramite viziatura dello stampo) la deformazione della lamiera in fase di imbutitura, in modo che una volta tolto dallo stampo il componente ritorni alla forma finale prevista in progetto. Per lo stampaggio a caldo tale problema è quasi del tutto inesistente, in quanto le alte temperature di formatura eliminano del tutto la componente elastica dalla lamiera, permettendo una deformazione completamente plastica in fase di stampaggio che viene mantenuta dalla successiva fase di tempra. Ciò non toglie che il rapido raffreddamento del componente in fase di tempra, se non reso uniforme su tutta la superficie dello stesso, può comportare stress tensionali interni tra le zone più calde in fase di raffreddamento e quelle già raffreddate e rigide composte di martensite. Questi stress interni, finché il componente è bloccato negli stampi, non hanno modo di liberarsi, ma non appena esso viene liberato e posto sulle rastrelliere o sui piani di raffreddamento esse sono in grado di liberarsi e, potenzialmente, distorcere il componente finale mandandolo fuori tolleranza [7][4][27].

1.5.6 Rifila

La fase di rifila per i componenti ottenuti per lo stampaggio a caldo è tendenzialmente ridotta al minimo: l'elevata durezza del materiale a fine tempra (tipicamente pura martensite) comporta infatti un'usura elevata delle lame per rifila, mentre il taglio tramite laser comporta tempi ciclo più lunghi e (soprattutto) costi più elevati. Si tende quindi a ottenere il componente definitivo già in fase di stampaggio (forma finita), lasciando alla fase di rifila l'eventuale taglio di bordini di tenuta necessari per la fase di stampaggio [7][4][27][3].

1.6 Caratteristiche meccaniche differenziate

La necessità di ottenere componenti ad alta resistenza che fossero anche in grado di mantenere certe caratteristiche di deformazione controllata ha creato parecchie complicazioni nei processi di stampaggio a caldo all'interno del panorama automobilistico: gli alti valori di resistenza tipici dei componenti temprati mal si sposano con la duttilità e deformabilità controllata richiesta per ottenere elementi in grado di dissipare l'energia degli urti più violenti. Un esempio di ciò si può vedere nella progettazione dei montanti centrali: tali componenti, per operare al meglio in caso di impatto laterale del veicolo, devono essere in grado di non deformarsi lungo il fusto centrale (per mantenere la cellula di sicurezza attorno ai passeggeri integra) e di subire una deformazione controllata sul piede e sulla testa del montante, in modo da assorbire parte dell'impatto senza trasferirlo ai passeggeri.

Per far fronte a questa richiesta, mantenendo bassa la massa dei componenti in questione (usando quindi spessori ridotti per le lamiere), si sono sviluppati diversi approcci, ognuno con i propri pro e contro.

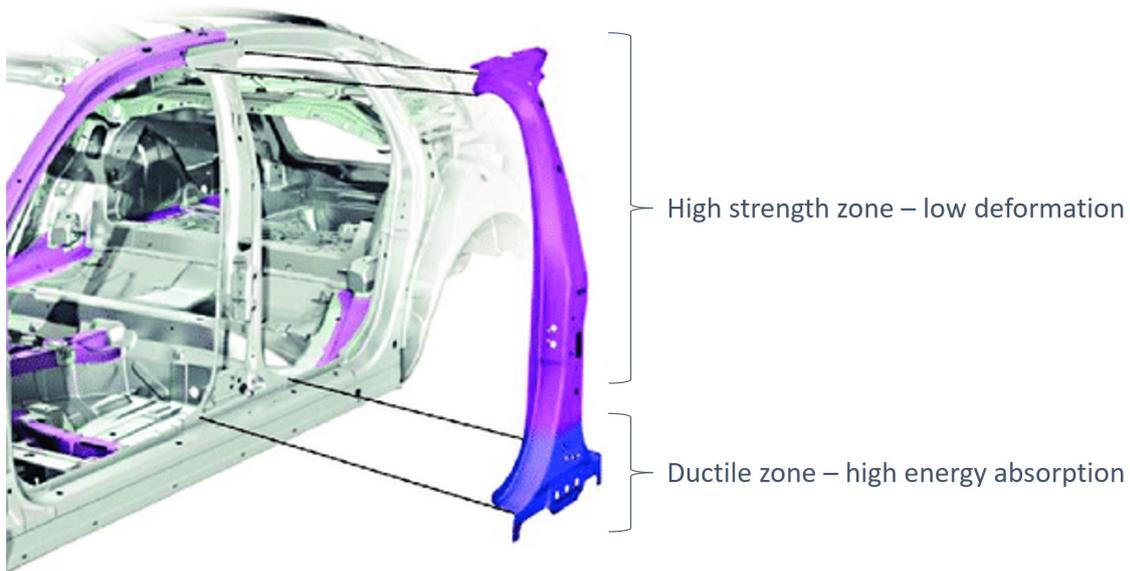


Figura 1.24. Schema di montante centrale con caratteristiche meccaniche differenziate. La zona ad alta resistenza (viola) ha funzione di mantenimento della struttura protettiva del telaio attorno ai passeggeri in caso di impatto, mentre la zona più duttile (blu) permette la deformazione controllata con conseguente assorbimento di parte dell'energia dell'impatto.

1.6.1 Tailored Welded Blanks

Il concetto di "Tailored Welded Blanks" (TWB), più specificatamente, "Laser Welded Blanks" (LWB), cioè di semilamiere opportunamente saldate assieme e successivamente austenitizzate e stampate, permette di ottenere componenti stampati con caratteristiche meccaniche diversificate ben definite in base al tipo di materiale usato per le semilamiere. Tali semilamiere possono avere spessori diversi e/o composizioni chimiche differenziate, purché si mantenga una buona saldabilità tra di esse e non si abbiano comportamenti troppo differenti in fase di tempra (come può essere la contrazione in fase di raffreddamento, la cui differenza può portare a forti tensioni sulla zona di giunzione, indebolendola). A causa della presenza di saldature l'uso di strati protettivi superficiali è limitato, in quanto la presenza di tale rivestimento e la sua composizione può portare, in fase di saldatura, alla creazione di precipitati e

composti che potrebbero infragilire la zona di saldatura [29]. Per questo motivo si può rendere necessario il rimuovere lo strato protettivo in Al-Si nella zona di saldatura, il che può complicare la struttura delle fornaci in quanto può essere necessario l'uso di atmosfere inerti al loro interno o la necessità di processi di saldatura specifici per limitare i difetti nel cordone di saldatura dati dalla presenza dello strato protettivo [17][16]. I vantaggi di questa tecnologia sono l'elevata flessibilità che si può avere nella combinazione delle semilamiere (sempre tenendo a mente i limiti imposti dalla presenza di saldature) dal punto di vista delle forme, spessori e caratteristiche, in modo da ottenere componenti finali con un'alta precisione per quanto riguarda le zone a caratteristiche meccaniche differenziate [52]. I difetti di questo approccio sono da identificarsi nella presenza di linee di saldatura all'interno della lamiera, il che comporta una (potenziale) zona debole del componente finale, benché la fase di riscaldamento ad alta temperatura nella fornace permetta una riduzione di tensioni e stress attorno alla stessa; la presenza di linee di saldatura comportano anche l'uso di rivestimenti superficiali appositi o l'assenza degli stessi, con conseguente uso di atmosfere inerti all'interno delle fornaci e le differenti proprietà delle semilamiere possono portare, in fase di raffreddamento, alla creazione di stress e tensioni attorno al cordone di saldatura, a causa della diversa contrazione dei due materiali .

1.6.2 Trattamenti termici differenziati

Un ulteriore metodo per l'ottenimento di componenti con caratteristiche meccaniche diversificate è da ricercarsi nell'uso di processi produttivi "separati" sul medesimo componente: si tratta dei processi commercialmente noti come "Tailored Tempering", in cui si va ad agire sui trattamenti termici interni al processo di stampaggio

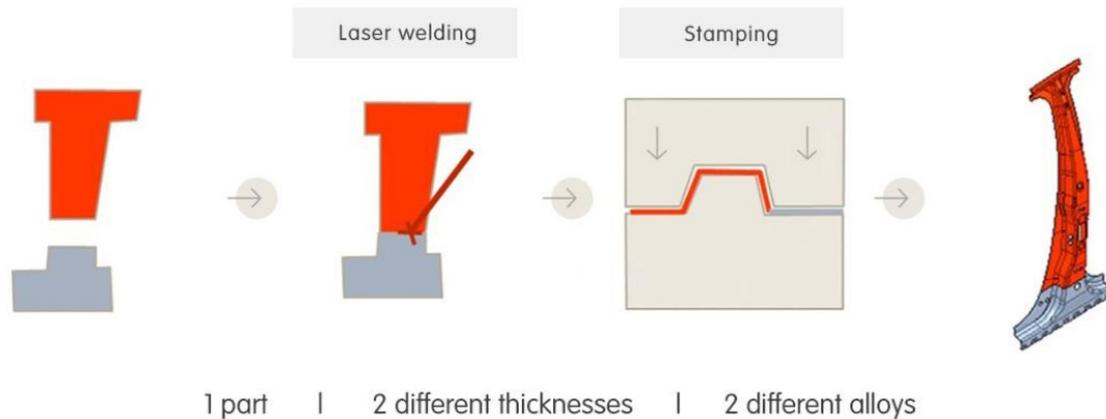


Figura 1.25. Schema di produzione di un componente TWB. ©ArcelorMittal

a caldo per definire le zone del componente con caratteristiche differenziate, differenziando i parametri di tali processi lungo il componente stesso. Il nome commerciale di tali processi è però fuorviante, in quanto con "tempering" si intende il processo di rinvenimento di un componente metallico, ovvero la sua permanenza in forno ad alta temperatura (inferiore a quella di austenitizzazione) con lo scopo di alleviare le tensioni interne al materiale a seguito di processi di tempra. Per tale ragione si è preferito definire questi processi come "trattamenti termici differenziati". Trattandosi di modifiche alle fasi puramente termiche del processo di stampaggio a caldo, sono due le fasi in cui questi trattamenti operano: la fase di tempra e quella di riscaldamento iniziale.

Tempra differenziata

Un processo produttivo molto diffuso per ottenere componenti con caratteristiche meccaniche differenziate si basa sull'uso di velocità di tempra differenziate sulle varie zone del componente formato tramite l'uso di stampi opportunamente segmentati (chiamato anche "Tailored Tempering"), in cui i vari elementi che compongono gli stampi della pressa (premilamiera, punzone e matrice) sono dotati di canalizzazioni

separate tra loro in modo da permettere velocità di raffreddamento differenti tra le varie "zone" in cui si vuole suddividere il componente formato. Questa tecnica si basa sull'uso dei diagrammi CCT (Continuous Cooling Transformation) per determinare le velocità di raffreddamento necessarie per ottenere martensite nelle zone ad alta resistenza e ferrite/perlite o bainite nelle zone più duttili. Per ottenere questa differenziazione si opera in fase di stampaggio e tempra, mantenendo le fasi di riscaldamento e stampaggio uniformi su tutta la lamiera (che in questo caso è composta da un solo materiale, normalmente acciaio PHS tipo 22MnB5), grazie a stampi non più monolitici (come lo possono essere per uno stampaggio a caldo "convenzionale") ma divisi e segmentati in modo da avere sezioni divise a livello dei condotti di raffreddamento interni o delle superfici di contatto e della loro trasmissibilità per permettere i diversi livelli di scambio termico necessari [43]. Si possono così avere sezioni ad alto scambio termico in cui avviene la tempra vera e propria e altre in cui la velocità di raffreddamento sarà rallentata per evitare il fenomeno di tempra (mantenendo gli stampi a circa 500°C) e ottenere così zone meno resistenti ma più duttili. Il vantaggio principale risiede nel poter utilizzare lamiere di un solo materiale, senza tutte le problematiche che il processo TWB ha a causa dei cordoni di saldatura presenti sulla lamiera (fornaci che devono operare in atmosfere inerti, eventuali problematiche dovute alla zona di transizione a cavallo della saldatura in fase di raffreddamento). I difetti sono invece da riscontrarsi nelle attrezzature utilizzate per questo processo: gli stampi non possono essere più un elemento singolo, ma si suddividono in sottocomponenti ognuno con il proprio circuito di raffreddamento e sottoposto a flussi termici diversi, il che complica enormemente la costruzione delle presse e richiede accorgimenti per evitare flussi termici tra gli elementi degli stampi (quindi isolandoli l'uno dall'altro a livello termico) mantenendo però la continuità della superficie attiva a contatto con la lamiera. Altra problematica di questa tecnica è la limitata possibilità nella suddivisione delle zone a diverse caratteristiche

meccaniche: data la necessità di intervenire sulla forma degli stampi e dei circuiti interni di raffreddamento per ottenere le superfici attive con diverse velocità di raffreddamento, tali superfici non potranno essere troppo complesse se non si vuole complicare eccessivamente il layout della pressa. Questo comporta la presenza di geometrie relativamente semplici per l'ottenimento di zone a caratteristiche differenziate.

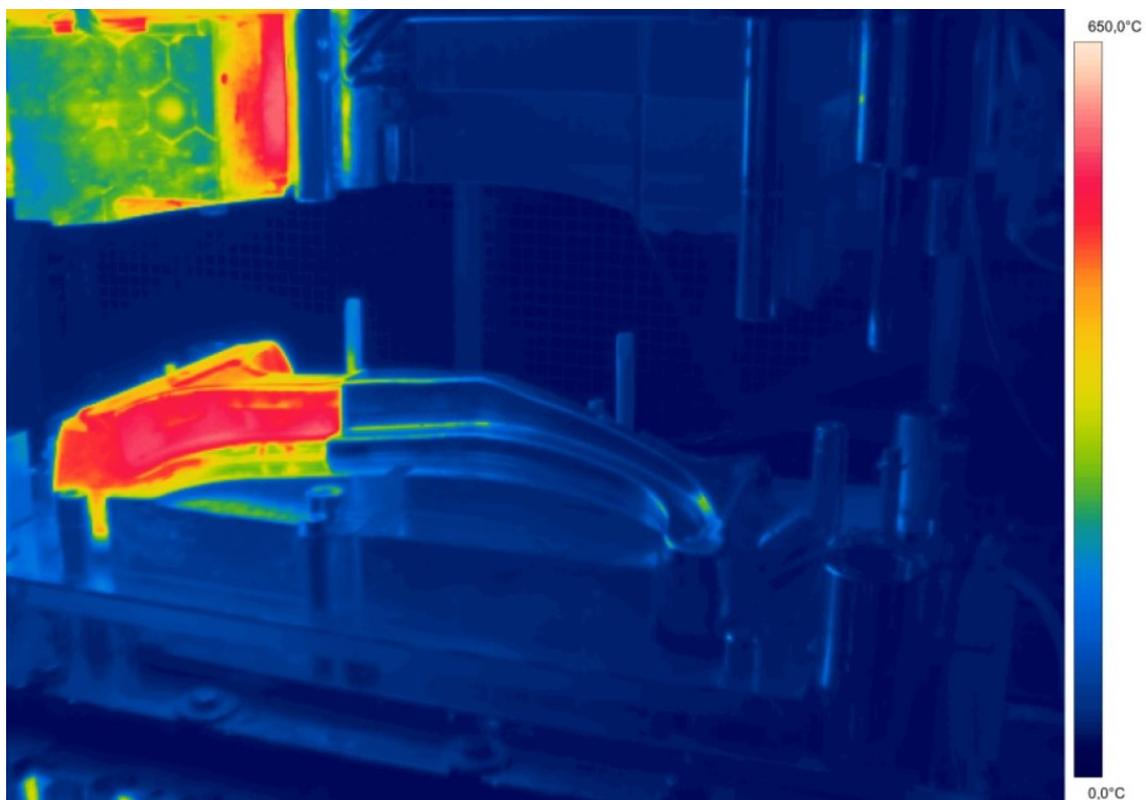


Figura 1.26. Componente ottenuto tramite processo di tempra differenziata. Si noti anche la differenza di temperatura tra gli stampi dedicati alla tempra e quelli mantenuti ad alta temperatura [44].

Riscaldamento Differenziato/Pre-Raffreddamento

La tecnologia del riscaldamento differenziato prima della fase di stampaggio (di cui TemperBox©, sviluppato da AP&T e Gedia, è la più recente dal punto di vista

applicativo, usata allo stadio prototipale dal 2017 e definitivamente sviluppata nel 2019) si basa sull'uso di trattamenti termici in fase di passaggio in fornace della lamiera, attraverso i quali si è in grado di variare la temperatura di inizio stampaggio della lamiera in zone ben determinate della stessa, permettendo la presenza di strutture austenitiche (che porteranno alle zone più resistenti a seguito della tempra) con zone ferritiche, le quali si manterranno tali per tutto il processo di stampaggio e raffreddamento rapido e comporteranno un debole (se non nullo) incremento di prestazioni.

L'ottenimento di questa suddivisione avviene tramite l'abbassamento localizza-

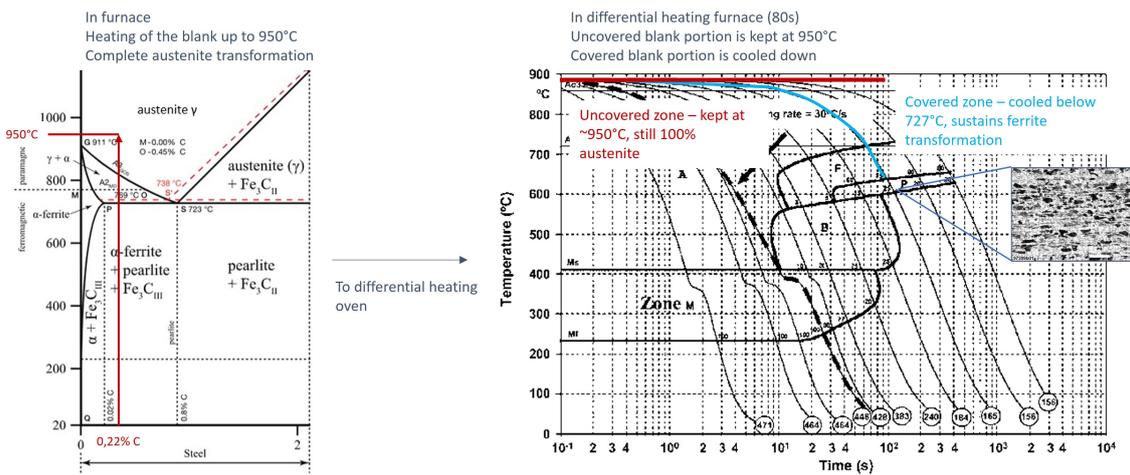


Figura 1.27. Schema di funzionamento della fornace di pre-raffreddamento. La lamiera una volta austenitizzata subisce un processo di parziale raffreddamento che porta alla trasformazione da austenite a ferrite di parte della matrice cristallina.

to della temperatura della lamiera, portandola fin sotto alla temperatura di inizio austenizzazione (AC_1 , 727°C) e forzando il reticolo cristallino in uno stato principalmente ferritico (come si può vedere dal diagramma CCT in figura 1.27), il quale non subirà alcun cambio di fase durante il processo di tempra (figura 1.28). Per fare ciò si utilizzano fornaci apposite poste successivamente al forno principale in

cui avviene il processo di austenitizzazione delle lamiere. Tali fornaci possono essere, come nel caso di TemperBox[®], integrate direttamente nelle fornaci principali, oppure essere elementi stand-alone posti alla fine delle stesse. La struttura di questi sistemi è basata su una camera riscaldata alla medesima temperatura dei forni di riscaldamento (900-950°C) tramite riscaldatori a infrarossi ed è dotata di elementi di sostegno per la lamiera e di elementi sagomati di copertura posizionabili sopra aree ben definite della lamiera. Tali elementi di copertura sono dotati di canalizzazioni interne atte all'asportazione di calore dalla lamiera sottostante (olio o altri liquidi sono usati per asportare calore), abbassandone la temperatura locale fin sotto la soglia di austenitizzazione e portando alla trasformazione localizzata in ferrite e perlite. Per ottenere questo effetto raffreddante le "sagome" di copertura sono poste su entrambe le facce della lamiera, ad una distanza di pochi mm dalle superfici della stessa (non si ha contatto diretto per non avere effetti di raffreddamento troppo estremi e per evitare che il contatto possa portare a difetti superficiali); la presenza di superfici esterne ad alto indice di rifrazione permette di ridurre il più possibile l'assorbimento di calore generato dai riscaldatori interni [48][49][50].

Un beneficio immediatamente visibile dato da questo sistema è l'elevato grado di personalizzazione che si può ottenere variando semplicemente la forma delle sagomature di copertura della lamiera, in modo da avere grande flessibilità nel gestire le zone ad alta e bassa temperatura presenti nella lamiera senza dover intervenire sulla struttura della pressa [35][45].

Il difetto principale di questo sistema è la necessità di aggiungere un ulteriore componente alla linea produttiva, il quale necessita di elevate quantità di energia per funzionare (si tratta pur sempre di una fornace) e di un sistema di gestione dei circuiti di raffreddamento per ottenere la corretta temperatura nelle zone "coperte" della lamiera.

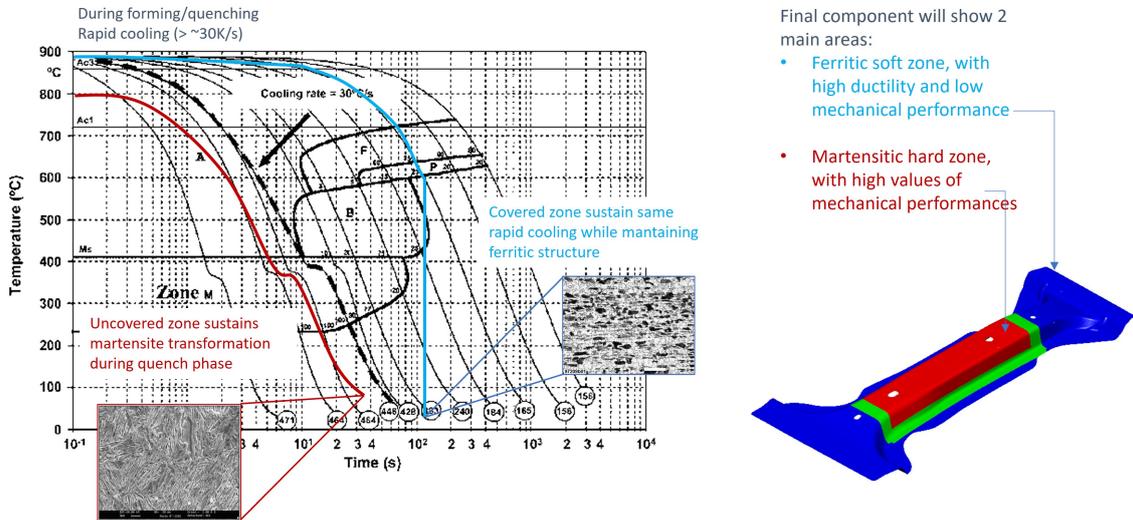


Figura 1.28. Andamento delle temperature sul diagramma CCT in fase di rapido raffreddamento. Il componente finale presenta una zona martensitica ad alta resistenza dove è stata in precedenza mantenuta la struttura austenitica (grazie alla fase di tempra), mentre si mantiene la struttura ferritico/perlitica della zona precedentemente raffreddata, portando a una duttilità migliore.

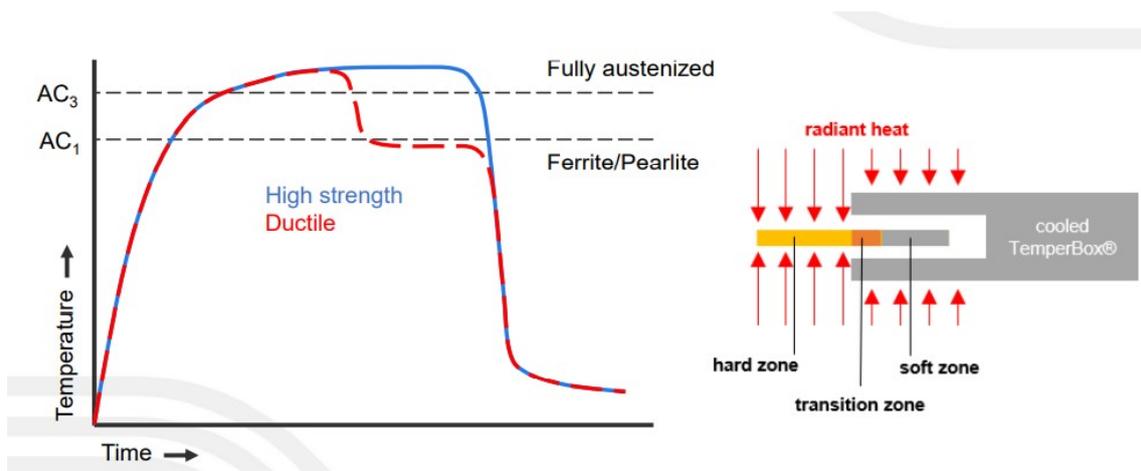


Figura 1.29. Andamento temperature all'interno della fornace a temperatura differenziata e schema della tecnologia TemperBox [35]. ©AP&T

Capitolo 2

Simulazione in esame

2.1 Obiettivo della tesi

L'obiettivo di questa trattazione è il definire una simulazione di stampaggio a caldo di elementi strutturali di telai automobilistici (nello specifico, un montante centrale) ottenuti tramite l'uso di un processo di riscaldamento differenziato della lamiera di partenza. Tale riscaldamento differenziato a seguito del regolare riscaldamento in fornace permette, a seguito della totale austenitizzazione della lamiera, di variare la struttura cristallografica della stessa andando a variare la temperatura locale; abbassando la temperatura locale sotto la soglia di inizio austenitizzazione (AC_1 , 727°C) è possibile ritrasformare l'austenite presente in ferrite e perlite, impedendone la successiva trasformazione in martensite durante la fase di tempra. L'uso di questo processo produttivo è volto all'ottenimento di un componente finale dotato di caratteristiche meccaniche diversificate in base alla struttura metallografica ottenuta, permettendo la coesistenza in un unico componente di regioni con altissimi valori di resistenza meccanica e durezza (le zone prevalentemente o totalmente martensitiche) con zone dotate di performance meccaniche e durezza decisamente

inferiori (con struttura principalmente ferritico/perlitica). La co-presenza di queste aree a caratteristiche differenziate permette di ottenere in un solo componente di spessore ridotto l'elevata capacità di resistenza agli urti necessaria per proteggere i passeggeri in caso di impatto (la parte prettamente martensitica, situata nel fusto centrale del montante) e la capacità di deformarsi in modo controllato per ridurre l'intensità dell'impatto trasmesso al resto del veicolo (capacità data dalla parte ferritico/perlitica del componente, decisamente più duttile e deformabile, situata nelle zone delle teste).

Affiancata a questa simulazione si vedrà anche l'applicazione di tale tecnologia nella pratica grazie a campioni forniti da un partner esterno su cui osservare gli effetti del sistema di riscaldamento differenziato sui componenti finali, in modo da confermare la bontà della simulazione e dei risultati da essa prodotti. Sia la simulazione che le prove pratiche sono effettuate con due tipi di acciaio forniti da ArcelorMittal, Usibor 1500 e Usibor 2000, in grado di raggiungere rispettivamente i 1500 e 2000MPa a rottura una volta temprati.

Dalla simulazione e dai prototipi si analizzeranno e confronteranno le caratteristiche salienti dei componenti così ottenuti: valori di durezza (validi per definire anche la resistenza meccanica), andamenti delle temperature, eventuali distorsioni a fine stampaggio e stiramenti. Il software su cui si sviluppano tali simulazioni è PamStamp, un programma di calcolo sviluppato da ESI appositamente per lo studio e lo sviluppo dei processi di lavorazione di lamiere metalliche (stampaggio a freddo, a caldo, operazioni di rifila, saldatura, idroformatura) tramite un'approfondita e dettagliata analisi e impostazione di tutti i parametri fondamentali interni ai processi produttivi e le relative sottofasi[31].

2.2 Caso di studio

La simulazione prevede la definizione di un processo di stampaggio a caldo per l'ottenimento di un montante centrale per veicoli civili. Tale montante centrale è ottenuto da lamiere in acciaio di tipo UHSS (Ultra High Strength Steel) Usibor 1500 e Usibor 2000 opportunamente trattati per ottenere alla fine componenti con caratteristiche meccaniche differenziate tra il fusto centrale (ad alta resistenza e durezza) e le teste (ad alta duttilità e bassa durezza). L'ottenimento di queste caratteristiche è definito grazie alla fase di riscaldamento diversificato (definibile più correttamente come un processo di "pre-raffreddamento localizzato") lungo la lamiera di partenza, vero elemento di studio di questa simulazione. A seguire tale fase di riscaldamento si sviluppano le fasi principali tipiche dello stampaggio a caldo: trasporto della lamiera verso gli stampi, attesa della chiusura della pressa, stampaggio, tempra e raffreddamento in aria con ritorno elastico. L'ottenimento delle geometrie degli utensili (le cui superfici attive ne fanno le veci in fase di simulazione) e della lamiera di partenza è ottenuto grazie ai disegni CAD forniti dal partner esterno che provvede anche alle prove pratiche, come anche i dati base per quanto riguarda la struttura e il layout della pressa e i dati di processo per le singole fasi (tempi, temperature e dati geometrici).

Il componente, una volta stampato, deve possedere i seguenti valori di durezza lungo le varie zone (evidenziate nell'immagine 2.2)

- Durezza della zona ad alta resistenza (zona scoperta della lamiera in fase di riscaldamento differenziato): 400-550 HV;
- Durezza della zona a bassa resistenza (zona coperta della lamiera in fase di riscaldamento differenziato): 170-228 HV;
- Durezza della zona di transizione: 228-400 HV.



Figura 2.1. Vista superiore del componente preso in esame, sia del risultato della simulazione finale (a) e del componente reale (b).

L'utilizzo della durezza (espressa in punti Vickers [HV] o punti Rockwell C [HRC]) per definire il livello di performance meccaniche è adatto alla tipologia di prova, in quanto è correlato alla resistenza del materiale (la presenza di martensite porta sia ad un aumento di durezza che di resistenza meccanica) che facilmente verificabile sul componente, in quanto non necessita di provini opportuni ed è eseguibile direttamente sul componente finito.

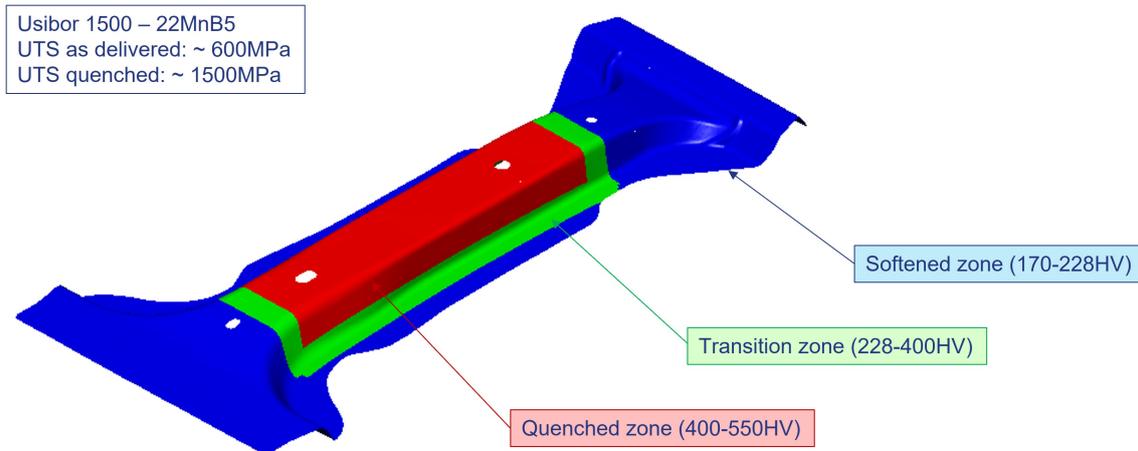


Figura 2.2. Rappresentazione grafica delle zone a durezza diversificata obiettivo sul componente finale.

La scelta dei valori limite di durezza massima e minima per le zone ad alta resistenza (400-550HV) e ad alta duttilità (170-228HV) è da ricercarsi nelle linee guida dei fornitori dei componenti in acciaio con caratteristiche differenziate: tenendo come riferimento i componenti ottenuti tramite TWB/LWB (Tailored/Laser Welded Blanks) si definiscono come valori di target per le zone non temprate lo stesso range di durezza (e quindi resistenza meccanica) dei sotto-componenti in Ductibor usati nei componenti TWB/LWB, in quanto se ne ricerca lo stesso comportamento (cioè la stessa capacità di assorbire, deformandosi, parte dell'energia di un impatto). Per quanto riguarda la porzione temprata del componente, essa è ottenuta con il medesimo materiale (Usibor 1500) e pertanto le caratteristiche meccaniche ricercate sono le stesse sia per i componenti ottenuti per TWB/LWB che per pre-riscaldamento.

2.2.1 Operazioni preliminari

Prima di definire la simulazione nelle sue fasi è necessario introdurre gli elementi che ne prenderanno parte: nello specifico la lamiera iniziale e le superfici attive degli utensili adoperati nella pressa (matrice, punzone, premilamiera ed eventuali altri

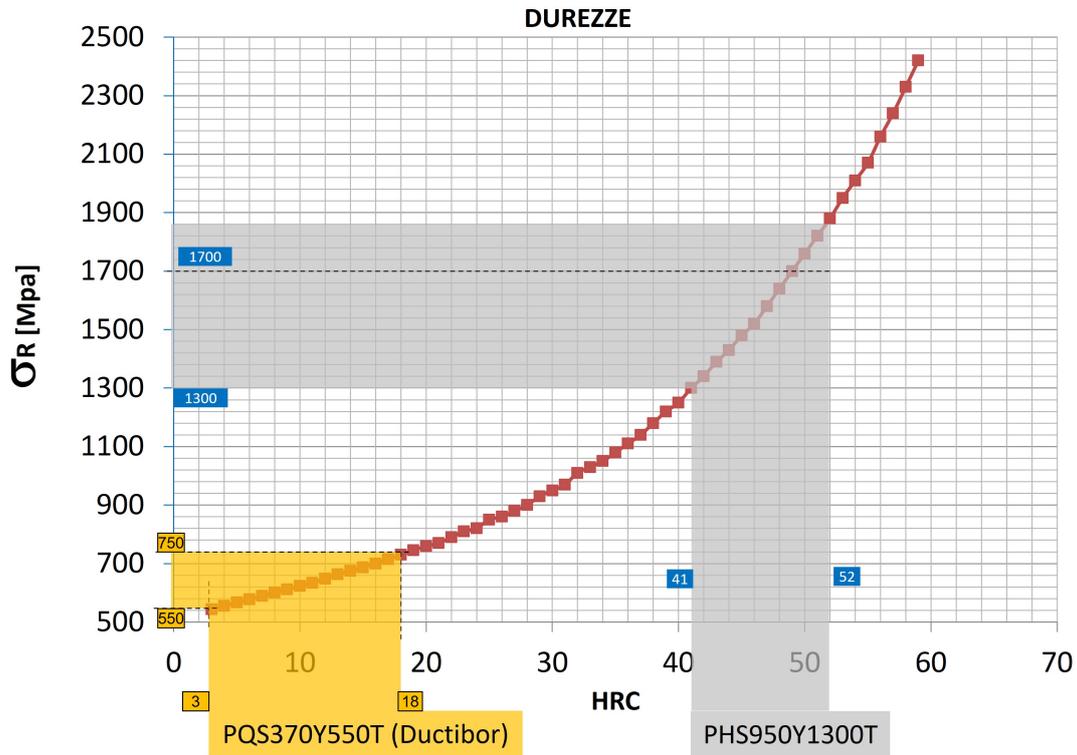


Figura 2.3. Grafico di correlazione tra la durezza superficiale (espressa in HRC) e la tensione di rottura massima (UTS o σ_R , espressa in MPa).

elementi di bloccaggio e controllo della lamiera in fase di stampaggio).

Per quanto riguarda l'ottenimento della geometria della lamiera iniziale essa è stata ottenuta grazie alla cessione, da parte del fornitore esterno dei componenti, del perimetro definitivo della lamiera iniziale, con il quale è stato possibile definire la superficie e il suo posizionamento sugli stampi. La suddivisione delle zone a caratteristiche meccaniche differenziate è stata ottenuta dal modello CAD iniziale del componente finito, modello in cui si distinguono le 3 "aree" a caratteristiche differenziate e da cui è stato possibile determinare la suddivisione delle stesse sulla lamiera iniziale.

Una volta ottenuta la forma della lamiera iniziale (la quale è assimilabile, nella realtà, alla lamiera ottenuta per taglio dalle bobine di acciaio) e la suddivisione

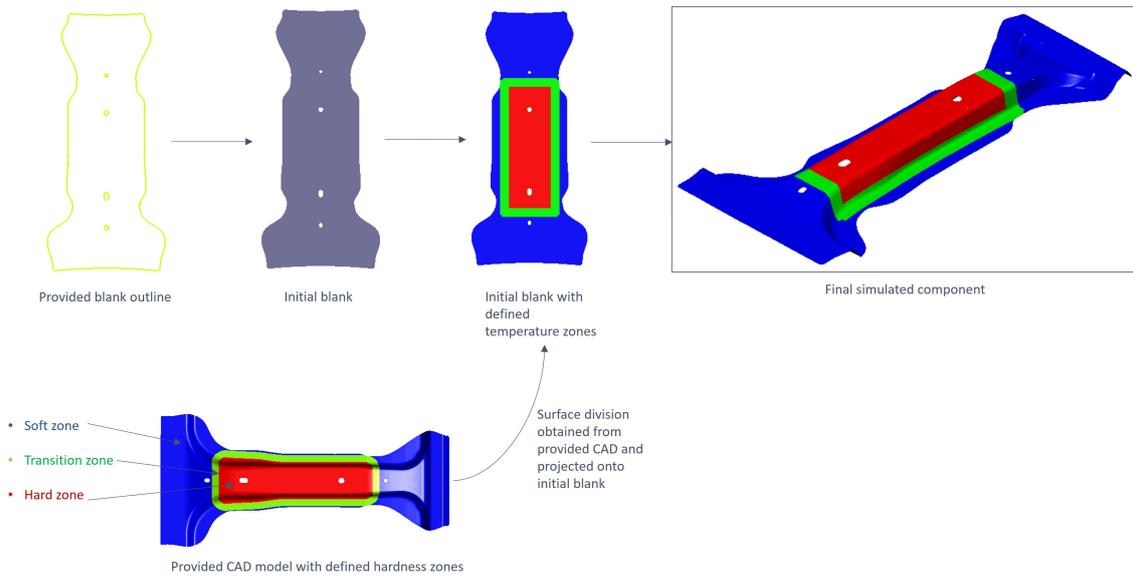


Figura 2.4. Schema dell'ottenimento della lamiera definitiva (con relativa suddivisione delle aree a temperatura differenziata) a partire dal modello CAD inizialmente fornito (per la definizione delle aree a temperatura differenziata) e dal perimetro fornito per la lamiera iniziale.

delle zone termiche al suo interno si passa alla creazione della mesh, ovvero alla suddivisione del modello della lamiera in elementi discreti dotati di caratteristiche fisiche. La dimensione di questi elementi è alla base della precisione dei risultati della simulazione, in quanto elementi più piccoli porteranno a una densità maggiore degli stessi a parità di superficie coperta, aumentando la gamma dinamica di risultati ottenibili; ciò ovviamente ha un prezzo sotto forma di tempi di calcolo, in quanto aumenta il numero di elementi per cui simulare tutti i processi fisici che avvengono durante la simulazione. Dato che si opera su un componente (la lamiera) dotata di spessore, oltre che di estensione, è inoltre necessario definire il lato di questi elementi (scelti come elementi di tipo "shell" quadrangolari o triangolari) in modo che sia maggiore dello spessore dell'elemento stesso.

Le superfici attive degli stampi sono ottenute anch'esse da modelli CAD forniti, sfruttando linee guida e prove preliminari per l'ottenimento di elementi secondari

come i pad centrali di tenuta. Queste superfici attive sono state anch'esse discretizzate e convertite in una serie di elementi, in modo da poter descrivere al meglio i comportamenti termici a cui prendono parte. Al contrario della lamiera queste superfici non sono dotate di spessore, in quanto rappresentano solo l'area di contatto tra gli stampi e la lamiera all'interno della pressa, fungendo quindi da tramite per il trasferimento di forze e flussi termici. L'assenza di un volume vero è proprio è dovuto all'assenza di deformazioni di tipo meccanico su questi componenti, rendendo superflua la definizione di uno spessore. A tal proposito è fondamentale definire le normali degli elementi costituenti le superfici attive in modo che puntino sempre verso la lamiera, così da non provocare incomprensioni nella direzione da e verso la lamiera di forze e flussi termici.

2.2.2 Modelli matematici utilizzati

Trattandosi di un programma per la simulazione (anche) di processi di stampaggio a caldo, Pam-Stamp possiede al suo interno, per ogni cartella materiale, un modello matematico per la componente meccanica, termica e metallurgica. Tali modelli matematici si basano sull'uso di curve sperimentali ottenute da prove pratiche e dati forniti dai produttori dei materiali stessi. Per la simulazione prodotta si fa riferimento ai modelli matematici dell'acciaio PHS 22MnB5 (commercialmente noto come Usibor1500).

Modello meccanico

Il modello meccanico adoperato per le operazioni di deformazione plastica si basa sul modello isotropico della legge di deformazione di Hill del 1948 (definita Hill 48

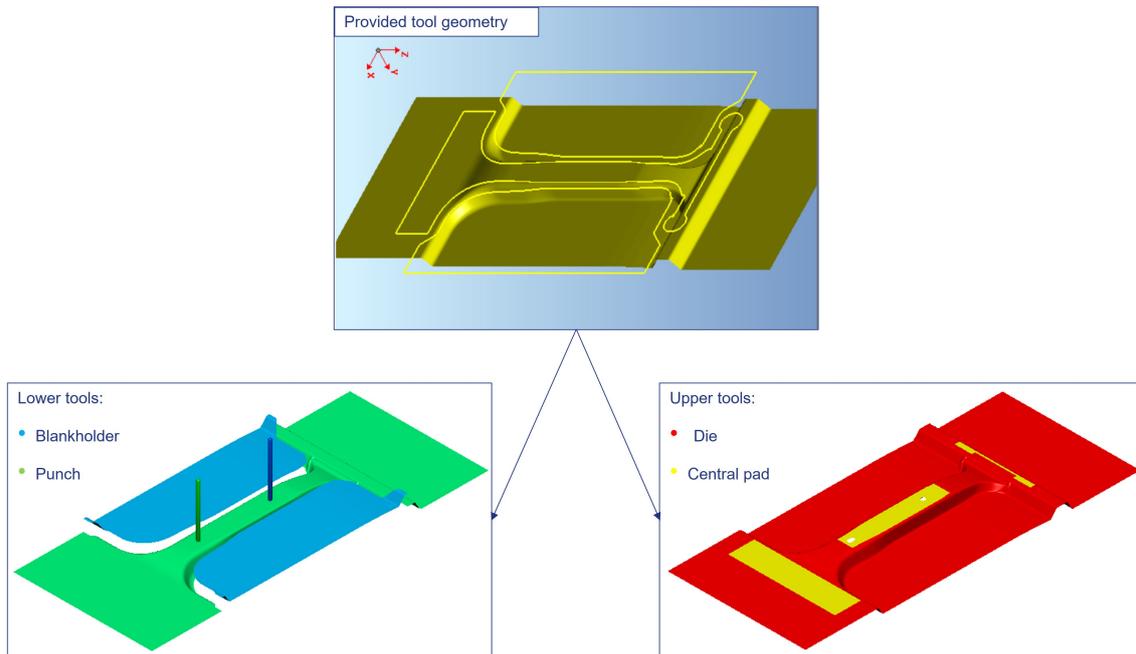


Figura 2.5. Modello CAD iniziale e relative superfici attive degli stampi. Si identificano negli stampi superiori matrice (die, componente "femmina" della pressa, in rosso) e punzone centrale (central pad, in giallo), il quale ha un movimento separato dalla matrice e ha funzione di tenuta per la lamiera durante il processo di stampaggio (esso mantiene ferma la lamiera mentre la matrice discende sulla stessa deformandola). Tra gli stampi inferiori si identificano il punzone (punch, elemento "maschio" della pressa, in verde) e il premilamiera (blankholder, in azzurro), con funzione di tenuta e guida della lamiera in fase di stampaggio assieme ai perni di centraggio (uscenti dal punzone, in verde scuro e blu).

all'interno del programma). Tale legge è basata sulla generalizzazione del modello di Von Mises per la definizione della tensione limite di snervamento di un materiale con comportamento elastico (come per esempio un acciaio). Accanto al modello di plasticità si trovano poi le curve tensione-deformazione del materiale, ottenute per prove sperimentali e parametrizzate al variare della temperatura (e di conseguenza della composizione del materiale) e della velocità di deformazione: al crescere della temperatura tali curve tendono ad abbassarsi sul grafico, a causa della maggiore deformabilità data dalle temperature più alte; comportamento simile si ha aumentando la velocità di deformazione, soprattutto a temperature più alte, in cui l'alta

deformabilità del materiale lo rende molto suscettibile alla velocità di deformazione. Un ulteriore elemento per definire le caratteristiche meccaniche è la curva FLC (Forming Limit Curve, curva limite di formatura), che definisce la soglia massima di deformazione plastica biassiale (quindi riferita alla deformazione di un piano) che il materiale può subire a una certa temperatura prima di arrivare a strizione. In questo caso, trattandosi di un acciaio da stampaggio a caldo, la curva FLC usata come riferimento è stata presa sul materiale posto a 600°C e le misurazioni sono state eseguite secondo la norma ISO12004, secondo la quale le prove sono eseguite su una serie di campioni tramite test di punzonatura di Nakajima (punzone sferico) o Marciniak (punzone piatto). In questo caso specifico non è noto quale dei due test sia stato usato.

Assieme a questi modelli sono inoltre forniti i coefficienti base per la determinazione degli sforzi sul materiale durante la fase di stampaggio:

- Modulo di Young (E): pari a 210GPa a temperatura ambiente (20°C) e decrescente con l'aumentare della temperatura, definisce il comportamento elastico del materiale e la sua deformazione elastica al variare del carico applicato;
- Coefficiente di Poisson (ν): pari a 0.3 e indipendente dalla temperatura, definisce il rapporto tra la deformazione assiale e trasversale in caso di carico puramente monodirezionale;
- Densità del materiale (ρ): definita a temperatura ambiente (20°C) e pari a $7.85 \times 10^3 \text{Kg}/\text{m}^3$, essa diminuisce con l'aumentare delle temperature e con la fase metallurgica (Pam-Stamp definisce solo la densità di ferrite e austenite e la loro evoluzione termica, con la prima usata per definire anche bainite e martensite).

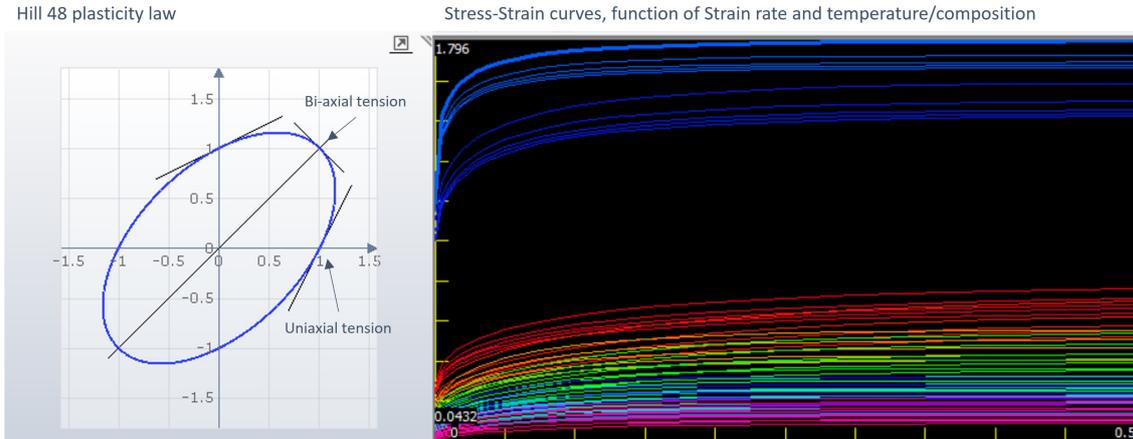


Figura 2.6. Elementi base per la definizione del modello meccanico del materiale: rappresentazione del modello di deformazione Hill 48 e curve Tensione-Deformazione al variare della velocità di deformazione e temperatura/fase.

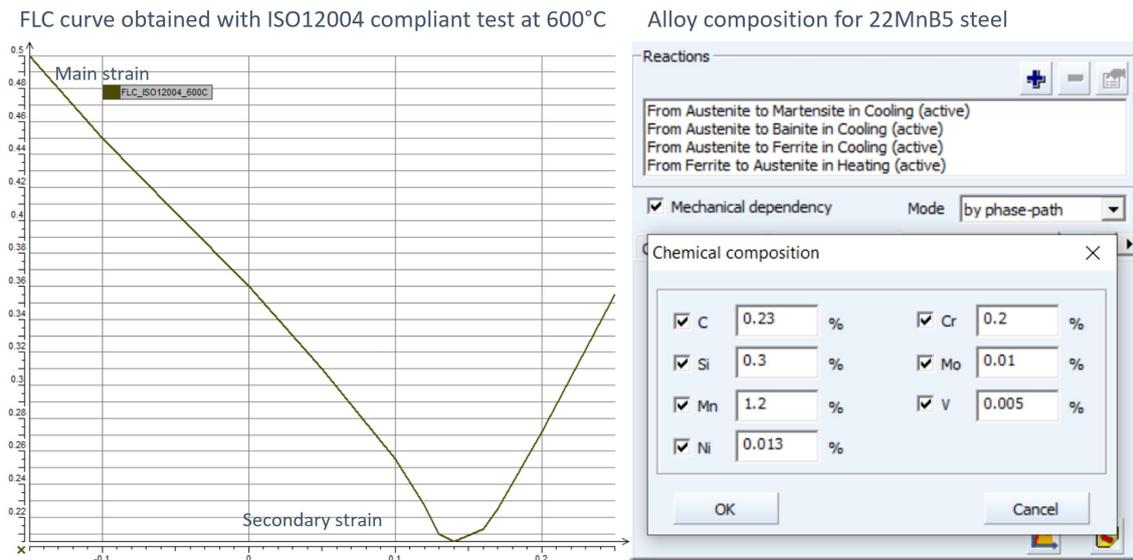


Figura 2.7. Elementi base per la definizione del modello meccanico del materiale: curva FLC da normativa ISO12004 a 600°C e le percentuali dei principali elementi leganti di 22MnB5.

Modello Termico

Il modello termico adottato attinge a piene mani dal modello meccanico, difatti la dipendenza dalla temperatura di di densità e modulo di Young. Accanto a questi parametri se ne aggiungono ulteriori 3:

- Conduttività termica (K): definita per le sole austenite e ferrite (quest'ultima adottata anche per bainite e martensite), definisce la capacità di trasferire calore attraverso il materiale ed è funzione della temperatura e della fase ed è definita in $Wm^{-1}K^{-1}$;
- Dilatazione termica: definita come andamento al variare della temperatura e della trasformazione di fase interessata (in questo caso ci si concentra sulle trasformazioni da austenite a ferrite e da austenite a martensite), definisce la deformazione che il componente subisce al riscaldarsi o raffreddarsi, ed è espresso in $^{\circ}C^{-1}$;
- Calore specifico: funzione anch'esso della fase interessata (presente solo per austenite e ferrite, quest'ultima a fare le veci per bainite e martensite) e della temperatura, definisce il quantitativo di calore necessario a far incrementare di $1^{\circ}C$ la temperatura di 1Kg di materiale, espresso in $J/(Kg \cdot K)$;
- Entalpia: definita come funzione del calore specifico (e quindi della temperatura) e della fase metallurgica interessata (tramite l'uso di un valore di riferimento per ogni fase), permette la definizione e simulazione del calore latente di trasformazione durante le trasformazioni di fase in seno ai processi di raffreddamento e riscaldamento del materiale:

$$H(T) = H_{ref} + \int C_p(T)dT \quad (\text{Eq. 2.2.1})$$

Con:

- $H(T)$: Entalpia del materiale in una determinata fase a una determinata temperatura, espressa in J/Kg ;
- H_{ref} : Entalpia di riferimento (costante) per ogni fase metallurgica, permette la definizione del calore latente di trasformazione, espressa in J/Kg ;

– $C_p(T)$: calore specifico in funzione della temperatura e della fase metallurgica, espresso in $J/(Kg \cdot K)$.

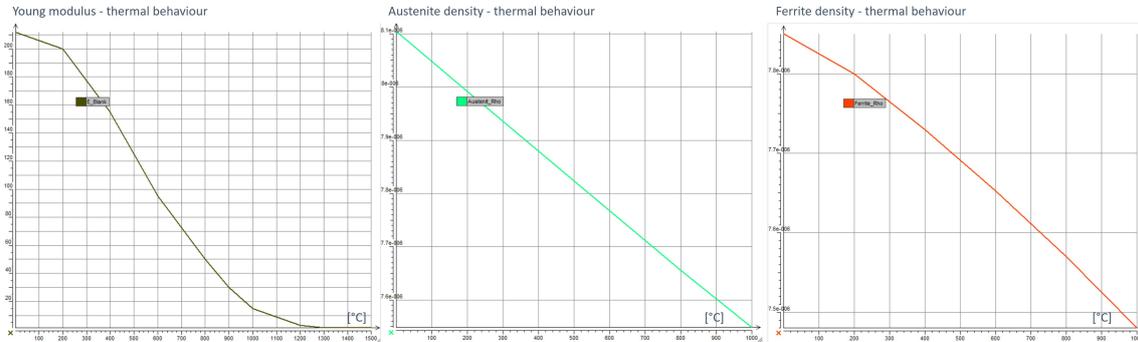


Figura 2.8. Andamento dei valori del modulo di Young, della densità dell'austenite e della densità della ferrite al variare della temperatura.

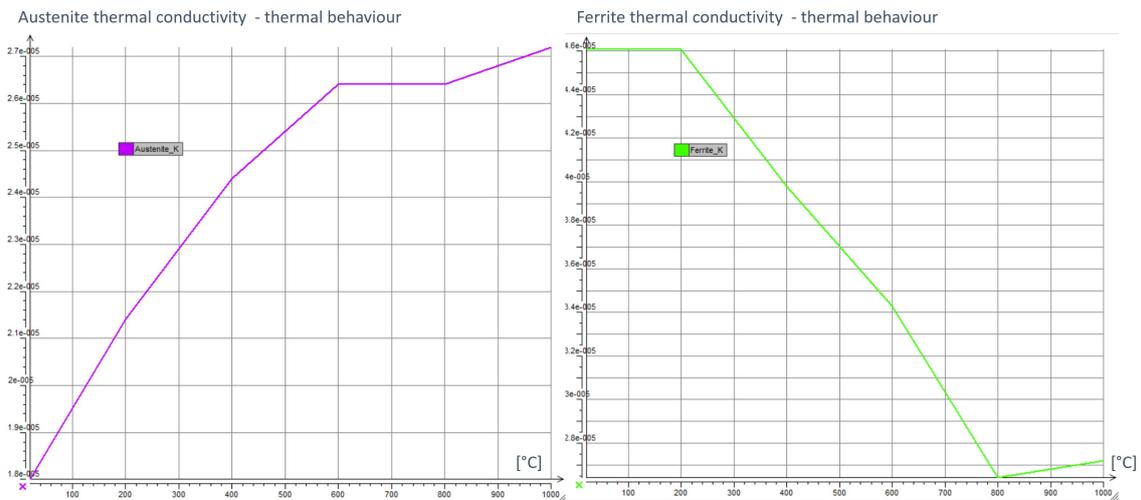


Figura 2.9. Andamento della conduttività termica di austenite e ferrite al variare della temperatura.

Modello Metallurgico

Il modello metallurgico interno a Pam-Stamp fa riferimento a sole 4 fasi metallurgiche, semplificando in parte il diagramma Fe-C e le curve CCT di trasformazione del materiale:

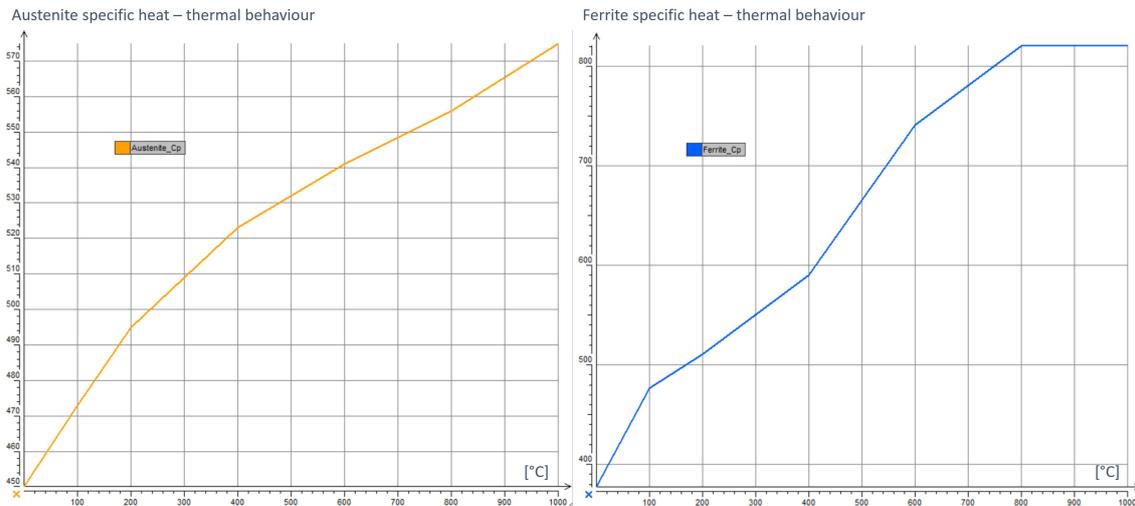


Figura 2.10. Andamento del calore specifico di austenite e ferrite al variare della temperatura.

- Ferrite;
- Bainite;
- Martensite;
- Austenite.

Purtroppo Pam-Stamp non prevede la visualizzazione di diagrammi CCT per le trasformazioni di fase durante il raffreddamento a differenti velocità, limitandosi a definire gli intervalli di temperatura e di tempo con cui le varie fasi si presentano in fase di raffreddamento/riscaldamento. Le trasformazioni tra una fase e l'altra sono ottenute sono quasi tutte (solo quelle che interessano austenite, ferrite e bainite, ovvero tutte le trasformazioni in cui si ha nucleazione dei cristalli della fase successiva nel reticolo della fase precedente) definite dal modello di Johnson-Mehl-Avrami, che definisce il range di temperatura di equilibrio tra fasi (ad esempio tra austenite e ferrite durante un processo di raffreddamento o di riscaldamento) e un coefficiente temporale che definisce la velocità di trasformazione del reticolo cristallino verso

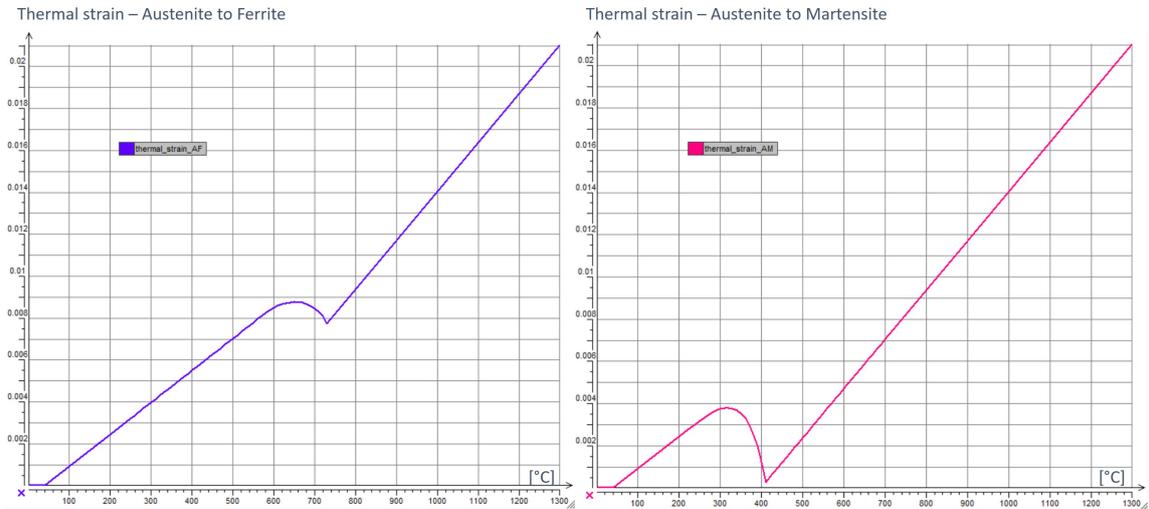


Figura 2.11. Andamento dei valori di dilatazione termica durante le trasformazioni da austenite a ferrite e da austenite a martensite al variare della temperatura, in cui si evidenziano le discontinuità date dalla transizione di fase da austenite a ferrite (a circa 727°C) e da austenite a martensite (a 410°C).

una fase o l'altra durante il processo di riscaldamento/raffreddamento, anch'esso funzione della temperatura. La trasformazione da austenite a martensite è definita invece dal modello di Koistinen-Marburger, funzione solo della temperatura:

$$1 - f_v = e^{\beta \cdot (M_s - T)} \quad (\text{Eq. 2.2.2})$$

con:

- f_v : frazione (in volume) di martensite ottenuta a una data temperatura T ;
- β : costante correttiva pari a -0.011 per il sistema Fe-C;
- M_s : temperatura di inizio trasformazione martensitica, per l'acciaio in questione posta a 410°C;
- T : temperatura a cui si trova il materiale in fase di rapido raffreddamento.

Nonostante il parametro di M_s sia definito, esso è comunque da non considerare come costante in tutte le situazioni. Difatti, nel modello metallurgico di Pam-Stamp

è presente anche la dipendenza della solubilità del C nell'austenite (fenomeno della stabilizzazione dell'austenite), la quale può provocare variazioni nei valori della temperatura di inizio trasformazione martensitica se la fase austenitica ha già subito parziali trasformazioni in altre fasi (ferrite in primis). Questo fenomeno è particolarmente visibile nelle aree di transizione tra le zone ad alta durezza (in cui la martensite è totale) e le zone che hanno subito la fase di pre-raffreddamento, caratterizzata dalla presenza di ferrite e austenite prima e ferrite e martensite poi.

Le caratteristiche meccaniche e geometriche finali sono quindi molto legate alla composizione finale e alla storia delle fasi attraversate in fase di riscaldamento e raffreddamento. Tra i parametri meccanici che sono interessati da tali trasformazioni vi è la durezza, la quale è sensibile a parametri come la composizione del materiale, la proporzione (e trasformazione) delle varie fasi e della velocità di raffreddamento. Tali parametri sono usati per la determinazione dei valori di durezza di Ferrite, Bainite e Martensite, mentre per l'Austenite è posta costante pari a 100HV indipendentemente dalla composizione o dalla temperatura.

2.2.3 Setup della simulazione

Una volta definiti gli utensili e la lamiera iniziale dal punto di vista geometrico si passa al definire i parametri fondamentali della simulazione, a partire dal layout degli utensili e dalle caratteristiche della lamiera da stampare. Nonostante le prove pratiche vengano svolte sia su Usibor1500 che Usibor2000, a livello di simulazione solo il primo verrà adoperato, in quanto tra i due è l'unico di cui si ha a disposizione una cartella materiale completa, sia dal punto di vista meccanico che metallurgico. Di seguito sono elencati i parametri fondamentali di processo e, per ogni fase, i parametri specifici utilizzati. Per la definizione del posizionamento degli utensili si è utilizzato il punzone come elemento di riferimento, in quanto unico elemento che

non subisce spostamenti durante tutto il processo di stampaggio.

- Elemento da simulare: B-Pillar (montante centrale);
- Spessore lamiera: 1.5 mm;
- Materiali lamiera: Usibor1500;
- Materiale utensili: Acciaio da stampaggio a caldo per utensili;
- Temperatura utensili: 70°C;
- Coefficiente d'attrito tra lamiera e utensili: 0.40;
- Coefficiente di espansione termica iniziale: 1.01 (101%);
- Posizionamento iniziale Premilamiera su Punzone: 67 mm (+Z);
- Posizionamento iniziale Matrice su Punzone: 140 mm (+Z);
- Posizionamento iniziale Pad Centrale su Punzone: 60 mm (+Z).

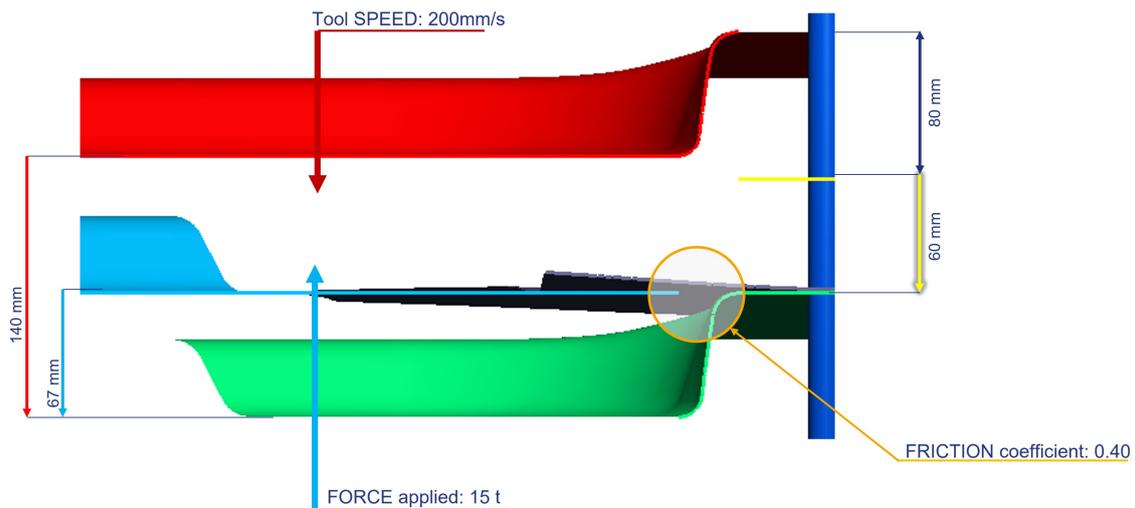


Figura 2.12. Sezione delle superfici attive degli utensili in posizione iniziale. Si identificano il punzone (verde), il premilamiera (azzurro), matrice (rosso), pad centrale (giallo) e uno dei perni di centraggio (blu).

Dato che la simulazione parte effettivamente con la lamiera già ad alta temperatura essa non tiene conto dell'espansione del materiale che si avrebbe se si fosse considerata anche la fase di riscaldamento iniziale da temperatura ambiente a 940°C. Per correggere ciò è stato quindi applicato un coefficiente correttivo alle dimensioni della lamiera iniziale che tenesse conto di questo comportamento, definito dall'equazione:

$$\epsilon_m[\%] = 1 + \Delta_T \cdot \lambda \quad (\text{Eq. 2.2.3})$$

Con:

- ϵ_m : variazione percentuale tra la lunghezza del componente finito reale e quello simulato senza tenere conto dell'espansione termica iniziale;
- Δ_T : differenza di temperatura tra le condizioni ambiente (20°C) e la temperatura a cui si trova la lamiera in ingresso nel forno di pre-raffreddamento (810°C);
- λ : coefficiente di dilatazione termica lineare per gli acciai, pari a $1.2 \cdot 10^{-5} \text{C}^{-1}$.

Per la simulazione in esame è stato calcolato un valore del coefficiente di espansione ϵ_m pari al 101%. Tale valore si è dimostrato essere adeguato per la simulazione, benché non sia preciso come simulare tutto il processo di espansione termica.

Riscaldamento uniforme

La fase di riscaldamento prevede la completa austenitizzazione della lamiera portandola e mantenendola a 940°C (necessario al processo di reazione tra lo strato protettivo superficiale di Al-Si e il metallo sottostante per formare il substrato protettivo in lega ternaria Al-Si-Fe). In fase di simulazione tale fase è "data per scontata" in quanto in fase di definizione dei parametri iniziali del materiale è possibile definire la temperatura iniziale e la fase metallurgica in cui si trova:

- Temperatura di fine riscaldamento lamiera: 940°C;
- Frazione metallurgica a fine riscaldamento: 100% Austenite.

Riscaldamento differenziato/Pre-raffreddamento

La successiva fase di riscaldamento differenziato/Pre-raffreddamento è introdotta da una fase rapida di trasporto, in cui la temperatura complessiva della lamiera scende leggermente dai 950°C di uscita dalla fornace. In questa fase si introducono le geometrie per le superfici raffreddate, di transizione e riscaldate, in modo tale da simulare anche la zona di bordo delle superfici coperte, in cui si ha un gradiente termico posto a cavallo della temperatura di inizio austenitizzazione (727°C) che porta alla creazione di un gradiente di durezza a fine tempra. Per simulare l'effetto dato dalle coperture poste sulle zone della lamiera da raffreddare e il riscaldamento delle superfici non coperte le superfici soggette a riscaldamento, transizione e raffreddamento sono poste in "ambienti" isolati tra di essi in cui si ha trasferimento di calore per convezione e irraggiamento dall'atmosfera di tali ambienti (poste alle temperature di riferimento finali che si vogliono ottenere sul componente) verso la lamiera. Il trasferimento di calore tra le varie aree della lamiera a temperatura diversa porterà alla creazione di una transizione graduale. Il risultato di questa differenziazione è il processo di trasformazione nella zona "fredda" della lamiera, in cui l'austenite formatasi durante la fase di riscaldamento si ritrasforma in ferrite. La presenza di una zona ben definita di transizione è necessaria in quanto, a seguito di varie prove e simulazioni, si è visto che il suddividere il componente tra sole aree ad alta temperatura e a bassa temperatura non portava alla creazione di una zona di transizione finale opportunamente estesa. Essa va quindi a simulare la parte di bordo non attivamente raffreddante della copertura, in cui le temperature di riferimento sono maggiori rispetto alle zone direttamente poste sotto i sistemi di asportazione

di calore della copertura. La temperatura di inizio riscaldamento è stata ipotizzata come risultante da un processo di trasporto tra il forno di austenitizzazione (posto a 940°C) e la fornace per il riscaldamento differenziato, in cui la lamiera è soggetta a un primo raffreddamento omogeneo a causa dell'esposizione ad aria ambiente a circa 20°C.

- Temperatura iniziale lamiera: 810°C;
- Temperatura di riferimento zona "calda": 940°C;
- Temperatura di riferimento zona "fredda": 670°C;
- Temperatura di riferimento zona di transizione: 710°C;
- Tempo di permanenza in forno: 80 s;
- Frazione metallurgica zona "calda" a fine riscaldamento differenziato: 100% Austenite;
- Frazione metallurgica zona "fredda" a fine riscaldamento differenziato: 94% Ferrite, 6% Austenite.

Nei risultati si vedrà come il variare la temperatura della zona di transizione o della zona coperta può permettere il controllo sulle prestazioni meccaniche del componente nelle zone non martensitiche e sulla diffusione della zona di transizione.

Trasporto/Attesa

Le fasi di trasporto e attesa comportano un abbassamento delle temperature della lamiera (a causa della bassa temperatura dell'ambiente circostante e del primo contatto con gli utensili) e una prima leggera deformazione dovuta alla forza di gravità una volta che la lamiera è posta sul premilamiera (l'elevata deformabilità del materiale ad alta temperatura permette la deformazione della lamiera a causa del suo

stesso peso). In questa fase si ha anche un primo abbassamento degli utensili, senza arrivare ancora al contatto con la lamiera.

- Tempo di trasporto: 5 s;
- Tempo di attesa: 1.5 s;
- Temperatura ambiente esterno: 20°C;
- Temperatura utensili: 70°C;

Stampaggio

La fase di stampaggio si suddivide in una prima fase di discesa del pad centrale sulla lamiera per bloccarla sugli stampi inferiori (punzone e premilamiera); una seconda fase in cui si ha la discesa della matrice sul premilamiera, in cui si blocca la lamiera in posizione e si ha una prima deformazione della stessa; una terza e ultima fase in cui si ha la discesa del blocco premilamiera-matrice-lamiera sul punzone in cui ha la deformazione vera e propria. Nel frattempo si ha abbassamento della temperatura della lamiera a causa del contatto prolungato con gli utensili.

- Corsa Pad Centrale: 60 mm (-Z);
- Corsa Matrice in chiusura stampo: 80 mm (-Z);
- Corsa Matrice in stampaggio: 67 mm (-Z);
- Corsa Premilamiera in stampaggio: 67 mm (-Z);
- Velocità discesa in stampaggio: 200 mm/s;

Tempra

La fase di tempra prevede il rapido raffreddamento della lamiera con conseguente cambio di struttura cristallografica per le sezioni a matrice austenitica (la zona "calda" e, come si vedrà dai risultati, anche una percentuale ridotta della zona "fredda" dove rimarrà austenite a seguito del processo di pre-raffreddamento). La velocità di raffreddamento è data dal contatto forzato tra lamiera deformata e utensili, il quale aumenta fortemente il coefficiente di scambio termico per conduzione.

- Tempo di durata Tempra: 15 s;
- Forza premente Pad Centrale durante tempra: 150 kN (15 tonnellate);
- Forza premente Matrice durante tempra: 5000 kN (500 tonnellate);
- Temperatura utensili: 70°C.

Raffreddamento in aria

A seguito del raffreddamento rapido negli stampi si rimuove il componente, lasciandolo ulteriormente raffreddare in aria ambiente. In questa fase è presente solo il raffreddamento per convezione con l'aria e non si ha contatto con alcun utensile; l'assenza di costrizioni permettono anche la deformazione del componente a causa della contrazione del materiale e delle diverse strutture cristallografiche presenti.

- Tempo di durata Raffreddamento: 60 s;
- Temperatura aria ambiente: 20°C;

La fase di raffreddamento in aria e ritorno elastico segue la tempra ed è usata per valutare le deformazioni del componente dovute alle tensioni residue. Tale fase è simulata come un semplice raffreddamento del componente libero dai vincoli degli stampi (la rimozione del componente dagli stessi non è stata quindi simulata, esso

passa istantaneamente dalla condizione di stampi chiusi a fine tempra a quella di elemento isolato in fase di raffreddamento e springback).

2.3 Risultati simulazione e comparazione con prove pratiche

Impostata la simulazione e arrivata al termine si passa all'analisi dei risultati prodotti da essa. Tali risultati sono divisi in base a 3 macro categorie: Analisi dei risultati derivati dal processo di riscaldamento differenziato, in cui si discutono i risultati strettamente legati alla fase di riscaldamento differenziato e i suoi effetti sul componente finale; Analisi dei risultati del processo di formatura, in cui si analizzano le sottofasi del processo di formatura e la trasformazione che la lamiera sostiene durante tale processo; Analisi del componente finale, in cui si osserva il componente finito e si confronta con i risultati ottenuti dalle prove pratiche.

2.3.1 Analisi del processo di Pre-raffreddamento

Il processo di riscaldamento differenziato iniziale (punto di partenza della simulazione) mira all'ottenimento di aree a temperatura diversificata in cui far avvenire o meno il processo di trasformazione in ferrite. Nella realtà tale diversificazione è ottenuta tramite l'uso di coperture raffreddanti poste sulle parti di lamiera di cui si vuole il raffreddamento fin sotto la temperatura di inizio austenitizzazione (AC_1 , 727°C) mantenendo il resto della lamiera alla temperatura di 940°C . L'assenza di sistemi di raffreddamento sul bordo di tali coperture (e l'estensione dello stesso bordo) comportano la naturale comparsa di una zona di transizione tra le zone "fredde" e quelle "calde", transizione di temperatura che porterà a fine fase di tempra alla presenza di un gradiente di durezza in tale zona definibile dall'intervallo 228-400 HV

definito dalle norme.

A livello di simulazione, per ottenere il medesimo risultato finale, è stato necessario definire fin da subito una zona di transizione posta tra la superficie "da scaldare" e quella "da raffreddare". Tutte e tre le zone, partendo da 810°C, subiscono processi di riscaldamento o raffreddamento in base alla temperatura di riferimento a cui sono poste, fino a ottenere la suddivisione ricercata. A seguito di una serie di simulazioni di prova, sono stati identificati una serie di parametri di controllo per l'evoluzione delle temperature e, nello specifico, nella formazione di una zona di transizione termica coerente con quanto ottenuto dalle prove pratiche:

- Dimensione (estensione) della zona di transizione;
- Temperatura di riferimento della zona di transizione;
- Temperatura di riferimento della zona di lamiera coperta.

Estensione della zona di transizione

L'estensione dell'area sottoposta alla temperatura di riferimento comporta un aumento della superficie su cui si osserva il gradiente di durezza tra 228HV e 400HV. Le prime simulazioni a riguardo si sono focalizzate sul testare aree di transizione iniziale da nulle (contatto diretto tra le aree soggette a riscaldamento e a raffreddamento) a 45mm di estensione, tutte caratteristiche di adiabaticità verso l'ambiente di riferimento (i soli trasferimenti di calore interni a tale area sono dovuti alla conduzione con le aree ad alta e bassa temperatura limitrofe). ciò avrebbe comportato la creazione di una superficie di transizione in cui l'evoluzione della temperatura sarebbe stata definita solo dalle superfici adiacenti soggette a riscaldamento e raffreddamento. Benché si noti un certo andamento crescente con l'estensione dell'area di transizione, il fatto che sia soggetta solo alle zone limitrofe comporta la creazione di un'area di transizione piuttosto limitata come estensione, posta circa a metà

dell'area adibita alla transizione.

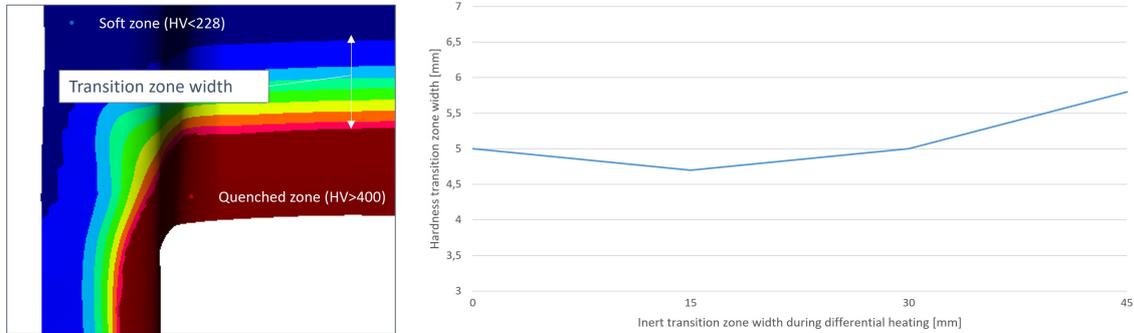


Figura 2.13. Andamento dell'estensione della zona di transizione finale di durezza (228-400 Hv) al variare dell'estensione della superficie adibita a zona di transizione INERTE nella fase di riscaldamento differenziato.

Temperatura di riferimento della zona di transizione

La temperatura di riferimento della zona di transizione durante il processo di riscaldamento dovrebbe simulare (in parte) la presenza di una zona a temperatura intermedia tra le sezioni coperte e scoperte della lamiera. Nella realtà tale temperatura è un gradiente posto a cavallo del bordo delle coperture, in cui gli effetti del raffreddamento e del riscaldamento interagiscono assieme. A livello di simulazione si è preferito usare una temperatura che fosse intermedia tra la temperatura di riferimento per le superfici coperte e quella delle superfici scoperte.

Dal grafico si nota come l'aumentare della temperatura di riferimento della zona di transizione (a pari estensione, 45mm, e durata della fase di riscaldamento, 90s) comporti due effetti ben visibili: la riduzione della distanza della zona di transizione dal bordo del montante centrale e un andamento "a campana" dell'estensione della zona di transizione attorno alla temperatura di 710°C. Ciò è dovuto alla vicinanza

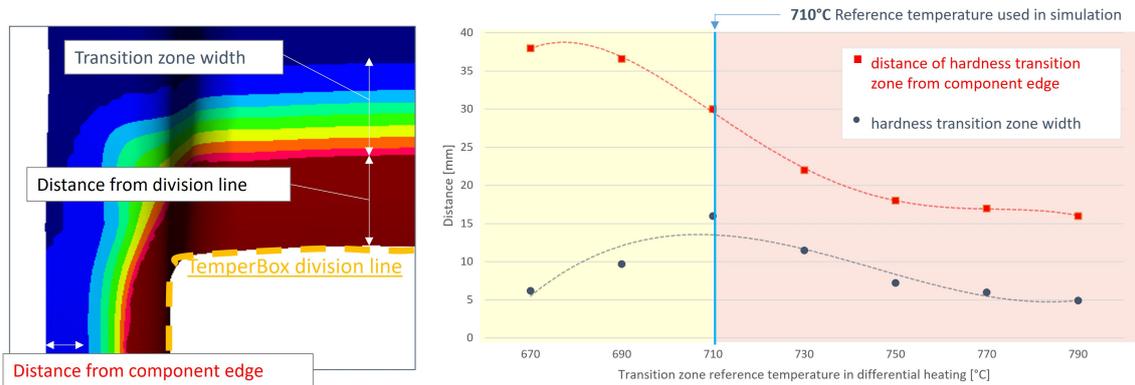


Figura 2.14. Andamento dell'estensione della zona di transizione finale di durezza (228-400 HV) e della sua distanza dal bordo del componente al variare della temperatura di riferimento della zona di transizione, con evidenziate le regioni in cui prevalgono gli effetti della zona "calda" (rosso) e della zona "fredda" (giallo) (durata della fase di riscaldamento 90s, estensione della zona di transizione iniziale 45mm).

di tale temperatura con la temperatura di inizio austenitizzazione, il che comporta il prevalere degli effetti della zona scoperta (ad alta temperatura e pienamente austenitizzata) o coperta (a temperatura inferiore e ritrasformata in ferrite) sulla zona di transizione. Si ha così, per temperature di riferimento inferiori a 710°C, la prevalenza degli effetti della lamiera coperta (zona gialla nel grafico): la zona ferritica avanza e la zona di transizione di durezza finale diminuisce e si allontana dal bordo della lamiera (il quale fa parte della superficie coperta e raffreddata). Se la temperatura di riferimento aumenta oltre i 710°C si ha l'effetto opposto: la sezione scoperta e ad alta temperatura ha effetto preponderante nella zona di transizione, la quale si riduce di nuovo e "avanza" verso il bordo della lamiera (zona rossa nel grafico).

Temperatura di riferimento della zona di lamiera coperta

Gli effetti della temperatura di riferimento della zona coperta soggetta a raffreddamento hanno a che fare con la quantità di austenite residua a fine fase di riscaldamento differenziato. Tale austenite residua, nelle zone più a contatto con la zona

di transizione iniziale (a temperatura più alta), aumenta ulteriormente producendo ampie superfici di transizione che a fine tempra portano a gradienti di durezza estesi. Aumentando ulteriormente tale temperatura (mantenendo costante il tempo di permanenza) si arriva a ottenere una zona "fredda" con valori di austenite residua a fine raffreddamento tali da portare a fine tempra a valori di durezza superiori ai 228HV imposti come limite superiore della zona a bassa resistenza. Ciò è dato dalle percentuali sempre maggiori di austenite che si trasformano in martensite durante il rapido raffreddamento a fine stampaggio, aumentando la durezza complessiva del materiale (si ha il passaggio da un acciaio prettamente ferritico a uno Dual-Phase, con caratteristiche meccaniche aumentate).

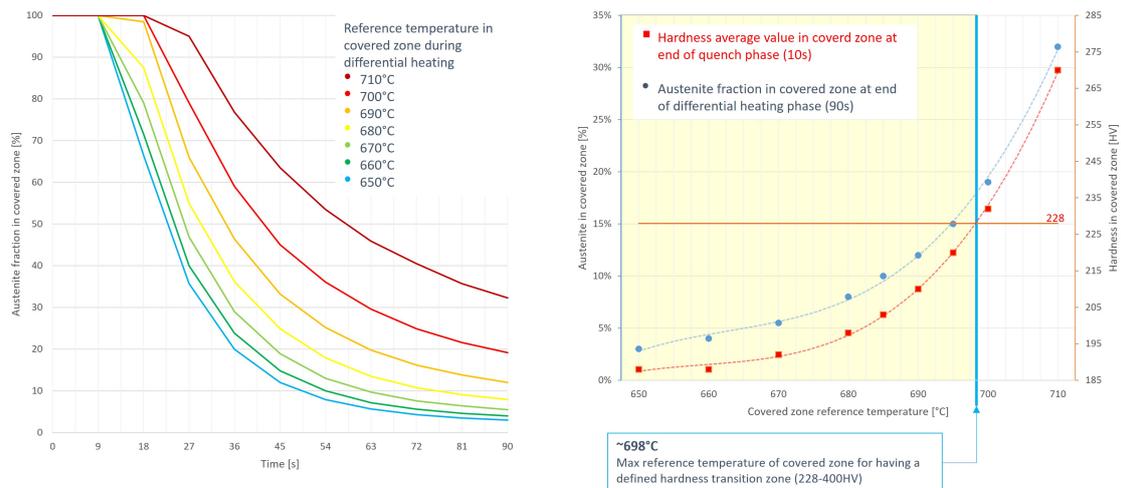


Figura 2.15. Andamento dei valori di austenite residua durante il riscaldamento differenziato (sx) e relativa durezza a fine tempra (dx) al variare della temperatura di riferimento della zona coperta (durata della fase di riscaldamento 90s, estensione della zona di transizione iniziale 45mm).

Come si evince dal grafico di destra nell'immagine 2.15, al crescere dei valori di austenite residua a fine riscaldamento differenziato nella zona coperta si ha un corrispettivo aumento dei valori di durezza superficiale nelle stesse zone, arrivando anche oltre al limite superiore di durezza imposto per le zone a bassa resistenza se

si aumenta la temperatura di riferimento oltre a 697-698°C. Il riquadro giallo nel grafico di destra racchiude il range di temperature utilizzabili per avere una zona "fredda" con valori di durezza inferiori ai 228HV limite.

Per quanto riguarda l'estensione della zona di transizione al variare della temperatura di riferimento della sezione coperta, l'andamento della distanza della zona di transizione dal bordo del componente è simile a quello ottenuto variando la temperatura di riferimento della zona di transizione, mentre per quanto riguarda l'estensione della zona stessa è assai diverso:

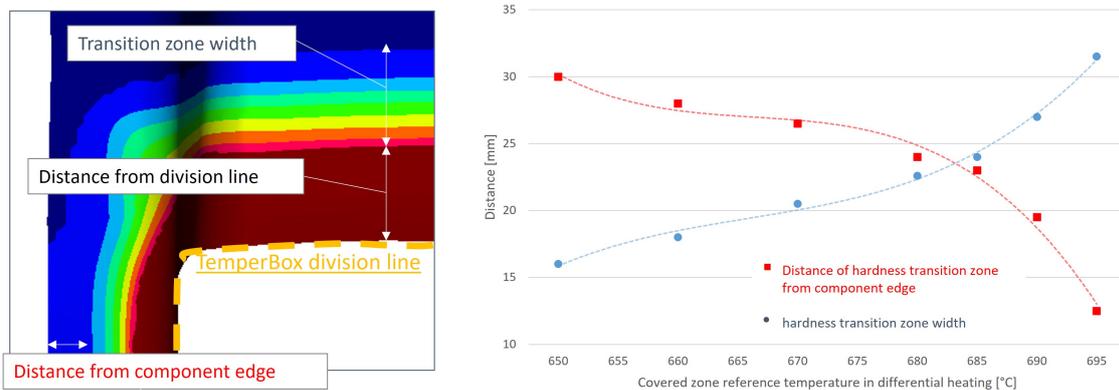


Figura 2.16. Andamento dell'estensione della zona di transizione finale di durezza (228-400 HV) e della sua distanza dal bordo del componente al variare della temperatura di riferimento della zona fredda (durata della fase di riscaldamento 90s, estensione della zona di transizione iniziale 45mm).

Al crescere della temperatura di riferimento si nota come la zona di transizione finale di durezza tende ad aumentare consistentemente, fino a perdere di valore proprio per l'impossibilità di distinguerla dalla zona a bassa resistenza, la cui austenite residua si è trasformata in martensite e ha portato a valori di durezza superiori anche al limite imposto (228 HV). Di contro la distanza della zona di transizione dal bordo del componente, proprio per questo aumento dei valori di durezza nella zona coperta, si riduce dall'avanzare della zona a durezza "elevata" nelle superfici a

bassa resistenza.

Definiti i parametri di controllo e la loro influenza, a seguito di svariate prove si è deciso per la simulazione di utilizzare i seguenti parametri:

- Estensione zona di transizione iniziale: 46mm;
- Temperatura di riferimento zona di transizione iniziale: 710°C;
- Temperatura di riferimento zona coperta: 670°C.

I quali, uniti alla durata della fase di riscaldamento differenziato di 80s e della temperatura di riferimento della zona scoperta di 940°C, ha portato a una completa austenitizzazione della zona scoperta e una parziale trasformazione in ferrite per la zona coperta, con un valore residuo di austenite pari al 6% circa (il restante 94% composto da sola ferrite), il quale determina a fine tempra valori di durezza nelle zone coperte di 195HV circa, ampiamente dentro l'intervallo di durezza di riferimento per il materiale non temprato. Purtroppo il modello metallurgico di Pam-Stamp non è sufficientemente profondo per definire ulteriori caratteristiche del materiale a date condizioni.

L'andamento delle temperature durante la fase di riscaldamento differenziato segue in maniera simile la progressione vista in sistemi simili, portando, nonostante le temperature leggermente differenti, ai medesimi risultati finali.

Durante la fase di pre-raffreddamento si è anche in grado di osservare, nelle zone coperte della lamiera e quindi soggette a raffreddamento, la ri-trasformazione da austenite a ferrite dovuta all'abbassamento della temperatura fin sotto la soglia di inizio austenitizzazione (AC_1 , 727°C).

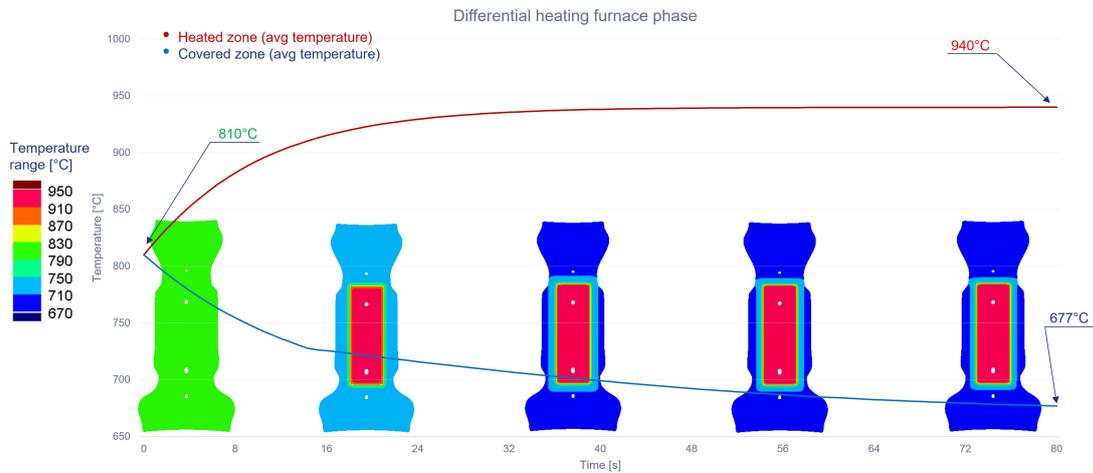


Figura 2.17. Andamento delle temperature durante la fase di riscaldamento differenziato per quanto riguarda la zona coperta (curva blu) e della zona scoperta (curva rossa), con evidenziata l'evoluzione della lamiera in falsi colori.

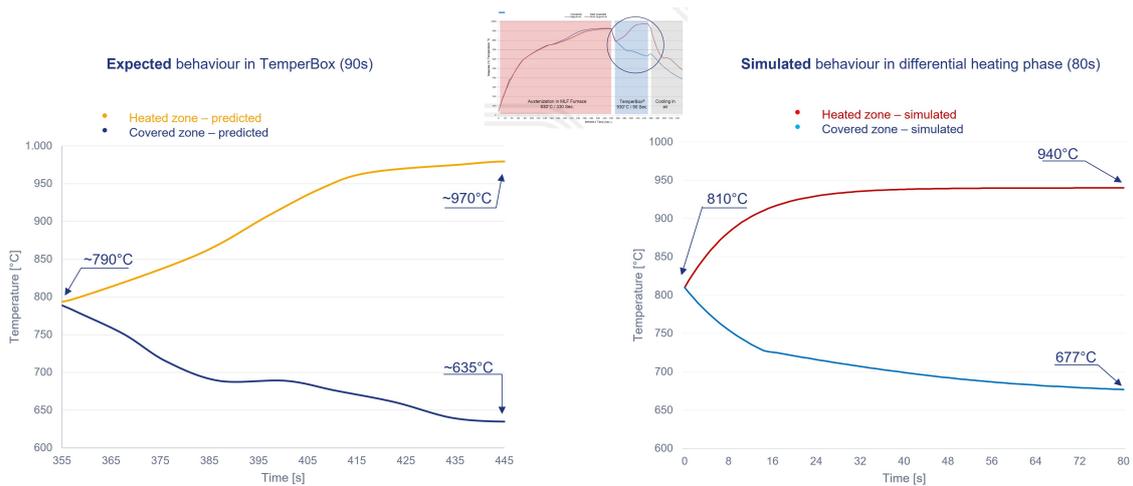


Figura 2.18. Confronto tra l'andamento delle temperature all'interno di un sistema di riscaldamento differenziato/pre-raffreddamento reale (©AP&T), usato come riferimento, e quanto ottenuto nella simulazione. I tempi di processo del sistema reale (di durata 90s) fanno riferimento all'intero processo di formatura del componente, al cui 0 vi è l'inizio del riscaldamento omogeneo.

La trasformazione quasi totale dell'austenite in ferrite nelle zone soggette a raffreddamento localizzato fa sì che rimanga una frazione non trascurabile di austenite residua all'interno del reticolo cristallino, la quale subirà trasformazione martensitica in fase di tempra, aumentando leggermente le caratteristiche meccaniche di tali

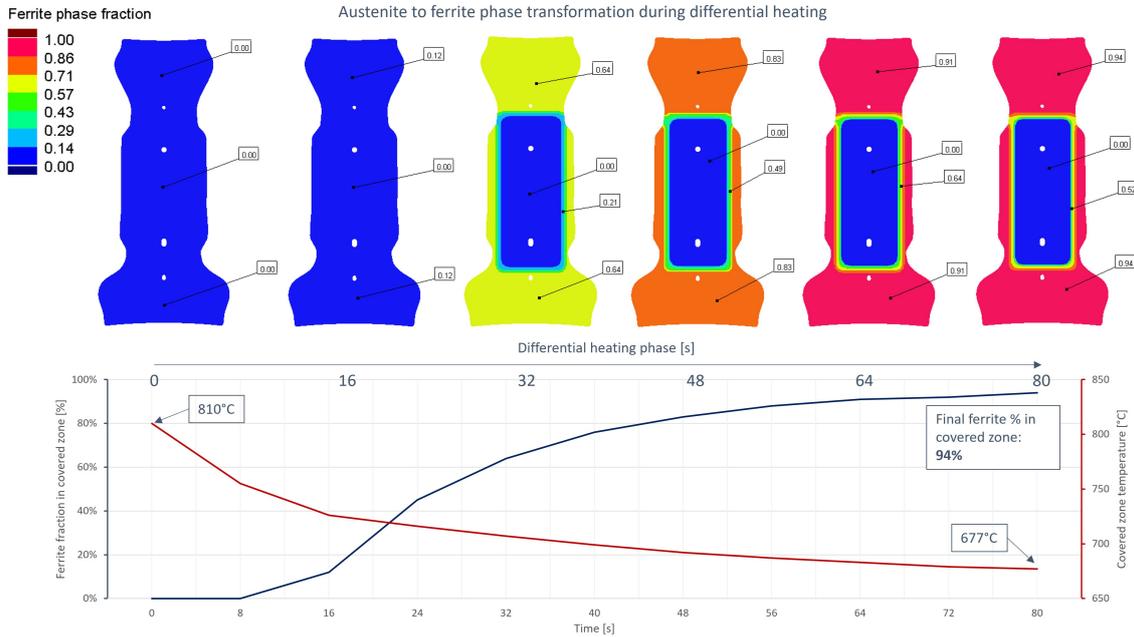


Figura 2.19. Processo di ricristallizzazione in ferrite della matrice austenitica nella zona coperta della lamiera durante la fase di riscaldamento differenziato, in cui si evidenzia l'andamento della temperatura della suddetta zona della lamiera.

zone del componente finale. La gestione di temperature di riferimento e di tempi di permanenza nel forno a riscaldamento differenziato permettono così la gestione delle caratteristiche meccaniche per le sezioni "meno performanti" del componente finale, permettendo di avere zone più o meno duttili a seconda dell'esigenza.

Diagrammando l'andamento di pre-raffreddamento delle zone coperte (da 810°C a 677°C in 80s) su un diagramma CCT si nota come le fasi ottenute su tale diagramma rispecchino quanto ottenuto nella simulazione.

Dal diagramma si nota però come, anche in caso di rapido raffreddamento, si debba passare per una completa trasformazione del reticolo in ferrite, senza subire tempra. La simulazione mostra però come tale austenite si mantenga anche durante le successive fasi di trasporto, attesa e formatura. Tale comportamento "anomalo" è imputabile alle diverse solubilità del carbonio da parte di austenite e ferrite. Quest'ultima, a causa della minore solubilità del carbonio al suo interno (a causa della

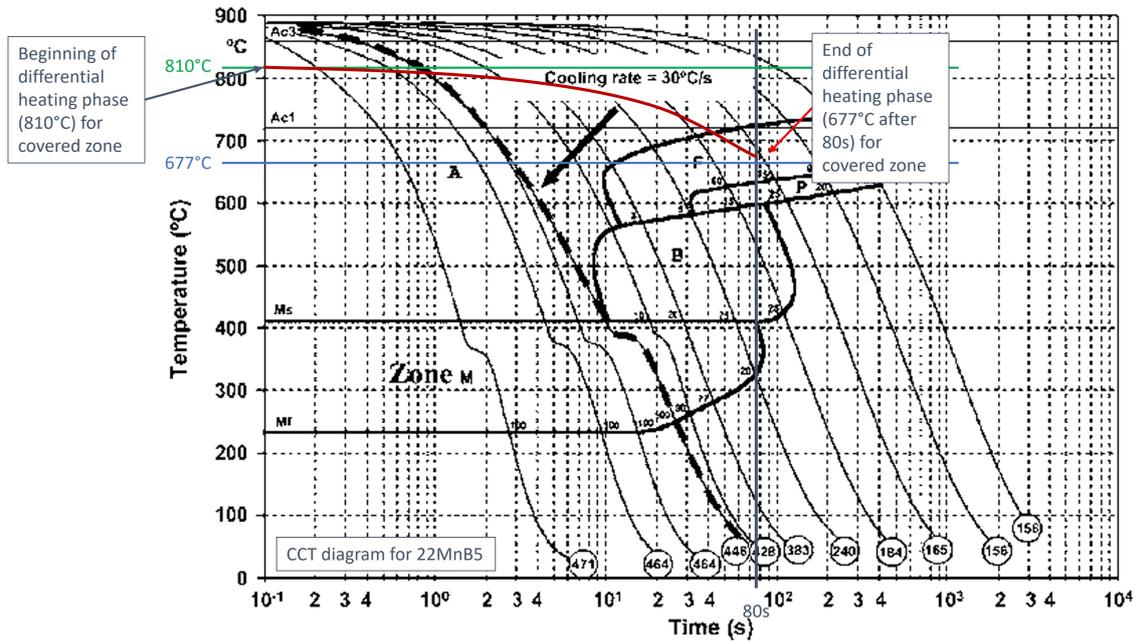


Figura 2.20. Andamento della fase di pre-raffreddamento della zona coperta della lamiera (in rosso) diagrammato su un diagramma CCT dell'acciaio 22MnB5. Si nota che a fine pre-raffreddamento le fasi ottenute sono assimilabili a quanto ottenuto a livello di simulazione (un'elevata percentuale di ferrite con dell'austenite ancora presente).

diversa struttura cristallina) ritiene al suo interno meno carbonio rispetto all'austenite di partenza. Tale C va quindi a saturare l'austenite residua, portando ad un effetto di stabilizzazione della stessa anche a temperature inferiori, impedendo la piena trasformazione in ferrite della zona coperta e permettendo la trasformazione di tale austenite in martensite in fase di tempra.

2.3.2 Analisi del processo di formatura

Il processo di formatura all'interno della simulazione si compone di 3 fasi principali, assimilabili a quanto avviene durante il processo reale di stampaggio a caldo:

- Fase di trasporto/attesa, in cui la lamiera è prelevata dal forno di riscaldamento differenziato ed è posizionata sugli stampi inferiori;

- Fase di stampaggio, in cui gli utensili superiori calano sulla lamiera, chiudono lo stampo e portano alla formatura del componente finale;
- Fase di tempra/raffreddamento in aria, in cui il componente formato è rapidamente raffreddato, prendendo tempra nelle zone a matrice austenitica, e ulteriormente raffreddato in aria una volta estratto dagli stampi, in modo da rilasciare eventuali tensioni e garantire un certo livello di ritorno elastico del componente.

Assieme ai risultati delle varie fasi interne alla simulazione si hanno, come metro di paragone, i risultati del processo reale di formatura, i cui dati sono stati forniti dal partner esterno di riferimento assieme ai componenti finali stampati.

Fase di trasporto/attesa

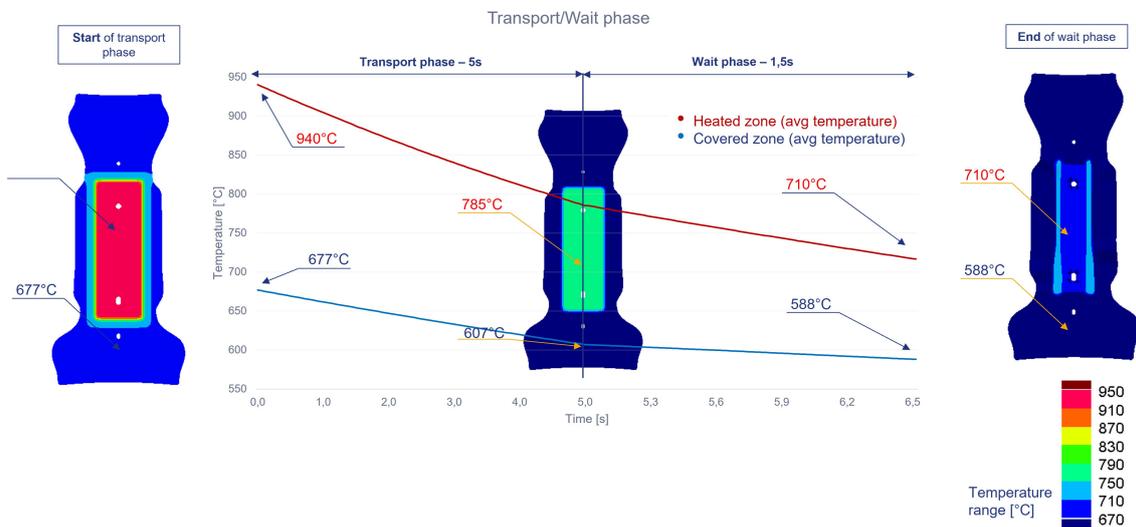


Figura 2.21. Andamento delle temperature della zona coperta (linea blu) e della zona scoperta (linea rossa) della lamiera durante le fasi di trasporto dalla fornace di riscaldamento differenziato alla pressa e di attesa su quest'ultima.

Durante le fasi di trasporto della lamiera dalla fornace alla pressa e di attesa della lamiera sugli elementi inferiori di quest'ultima sono predominanti gli effetti del

raffreddamento della lamiera esposta all'aria ambiente (idealmente posta a 20°C) e a contatto con gli utensili raffreddati (posti a 70°C). Trattandosi di una lamiera non isoterma a seguito del trattamento di riscaldamento differenziato, essa subisce scambi termici differenziati tra le superfici a più alta temperatura (le zone rimaste scoperte all'interno della fornace a temperature differenziate, le quali sono rimaste a 940°C), nelle quali il raffreddamento è più aggressivo, e quelle a temperatura minore (le aree poste sotto copertura nel forno a riscaldamento diversificato, le quali sono state raffreddate fino a 670-680°C), sulle quali il raffreddamento è relativamente meno intenso.

Ciò è osservabile dalla formula del trasferimento di calore per convezione naturale:

$$\dot{q} = A \cdot h \cdot (T_m - T_a) \quad (\text{Eq. 2.3.1})$$

Con:

- \dot{q} : potenza termica scambiata per convezione naturale, espresso in W ;
- A : superficie del materiale sottoposto a scambio termico, espresso in m^2 ;
- h : coefficiente di scambio termico per convezione, espresso in $W/(m^2 \cdot K)$, pari a circa 5 per l'aria calma;
- T_m, T_a : temperature del materiale e dell'aria, espresse in K .

Questa diversificazione nella velocità di raffreddamento è inoltre amplificata una volta posata la lamiera sugli utensili inferiori della pressa, i quali sono in contatto principalmente con la zona a temperatura maggiore della lamiera e quindi provocano un ulteriore effetto di raffreddamento nella zona più calda della lamiera. A questo effetto di raffreddamento diversificato, dovuto alle differenti temperature delle varie zone e al posizionamento di tali zone (la superficie più calda è posta all'interno della

lamiera, mentre le porzioni a temperatura minore sono poste all'esterno) si unisce la diversa composizione delle stesse (austenite per la zona calda, la cui densità aumenta con l'abbassarsi della temperatura e ferrite, la quale ha un ulteriore comportamento al variare della temperatura per quanto riguarda il volume specifico, con una bassa percentuale di austenite nelle zone fredde), che porta a un livello di contrazione del materiale diversificato tra le due zone della lamiera molto più importante rispetto alla semplice differenza di temperatura, il quale è macroscopicamente visibile lungo tutta la lamiera come ondulazioni della stessa lungo i bordi del fusto centrale (cosa che si vedrebbe lungo la sola zona a temperatura maggiore se si trattasse di sola deformazione termica). Tanto più la lamiera è mantenuta sugli stampi raffreddati tanto più queste ondulazioni si fanno presenti, in quanto la contrazione è funzione sia della superficie di partenza che della differenza di temperatura iniziale e finale (oltre che della composizione del materiale, ma essa non sembra variare durante la fase di attesa, visti il tempo di permanenza ridotto):

$$\Delta_S = \sigma \cdot S_i \cdot (T_f - T_i) \quad (\text{Eq. 2.3.2})$$

Con:

- Δ_S : variazione superficiale del materiale, in questo caso negativa trattandosi di una contrazione;
- σ : coefficiente di dilatazione superficiale del materiale, pari al doppio del coefficiente di dilatazione lineare del materiale ed espresso in $^{\circ}\text{C}^{-1}$, per gli acciai al carbonio (come in questo caso) è pari a $\sigma = 2 \cdot \lambda = 2.4 \cdot 10^{-5}$;
- S_i : superficie iniziale del materiale, espressa in m^2 ;
- T_f, T_i : temperature finale e iniziale del materiale (in questo caso $T_f < T_i$), espresse in $^{\circ}\text{C}$.

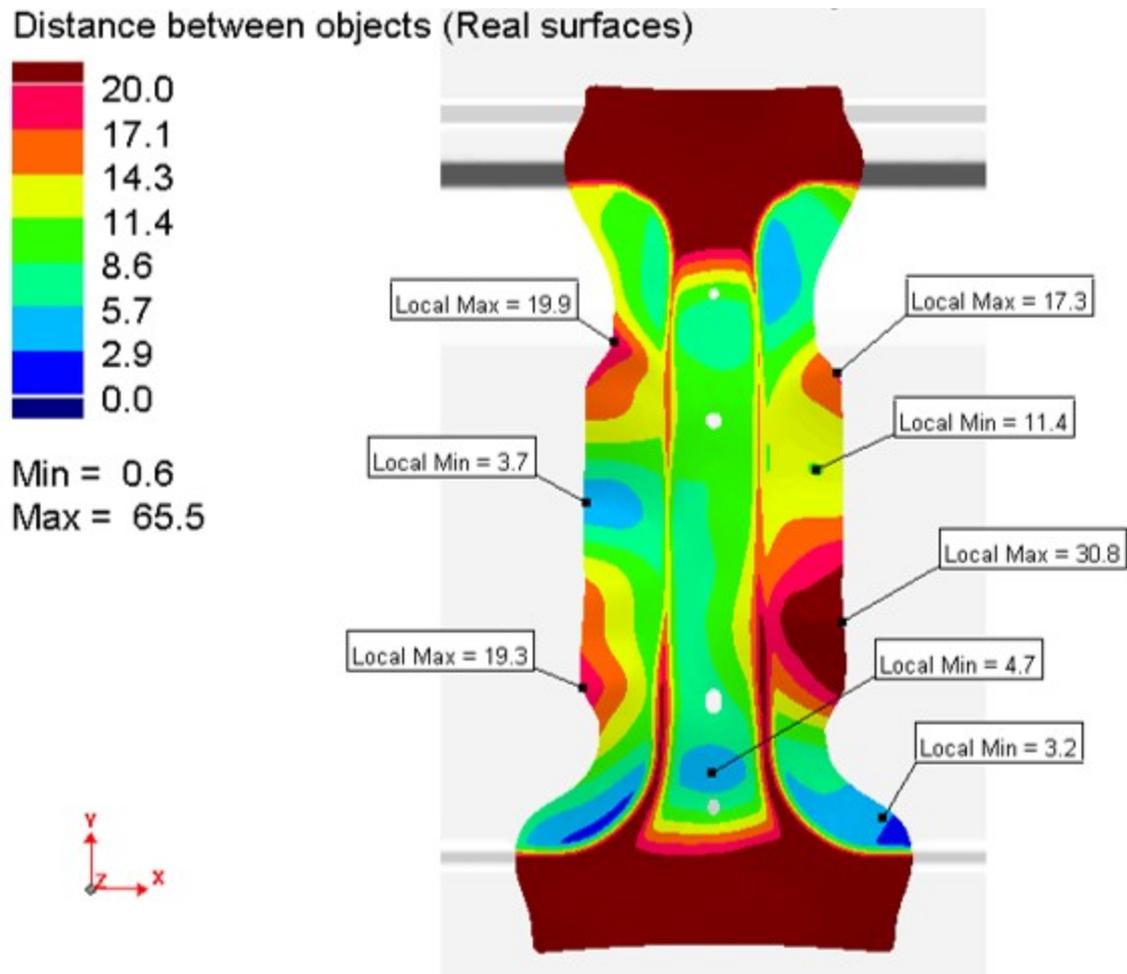


Figura 2.22. Vista superiore della lamiera posizionata sugli utensili a fine fase di attesa. La mappa in falsi colori evidenzia la distanza (espressa in mm) tra la lamiera e gli utensili inferiori (premilamiera e punzone), evidenziandone le ondulazioni dovute alla differente temperatura e scambio termico delle zone sottoposte a riscaldamento differenziato.

Tali ondulazioni sono ampiamente osservabili nella lamiera reale durante la fase di attesa di chiusura della pressa, in cui le superfici a temperatura differenziata portano a livelli di contrazione differenti lungo la lamiera. A tal riguardo si nota anche la differenziazione cromatica tra la superficie a temperatura maggiore, posta a circa 700-750°C e brillante al calor rosso, e la superficie di a temperatura minore, in cui si osserva il grigio del metallo.

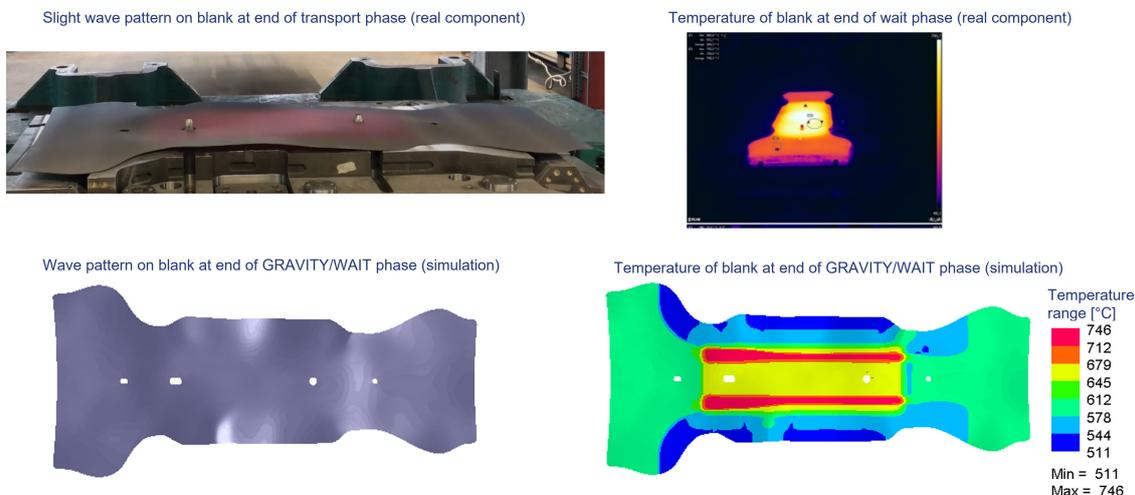


Figura 2.23. Comparazione tra il componente reale e la simulazione durante la fase di trasporto/attesa per quanto riguarda la presenza di ondulazioni sulla lamiera e sulle temperature della stessa.

I risultati della simulazione mostrano coerenza dal punto di vista delle ondulazioni, ed è altresì osservabile la differenziazione di temperatura finale lungo la lamiera sia a livello di simulazione che di componente reale, benché tale differenza tenda a ridursi con il passare del tempo. Ciò è dovuto al maggiore scambio termico della porzione ad alta temperatura della lamiera, il quale bilancia la maggior temperatura di partenza e comporta un abbassamento più rapido della temperatura. Si ottiene così un'"omogeneizzazione" delle temperature a inizio formatura, la quale può comportare una riduzione degli stress lungo il componente formato durante la fase di tempra dovuti alle differenti temperature e relativi livelli di contrazione termica.

Fase di stampaggio

La fase di stampaggio, all'interno della simulazione, è stata suddivisa in una serie di sottofasi definite dalla discesa degli elementi superiori della pressa (matrice e pad centrale) fino alla totale chiusura degli stampi e relativa formatura del componente

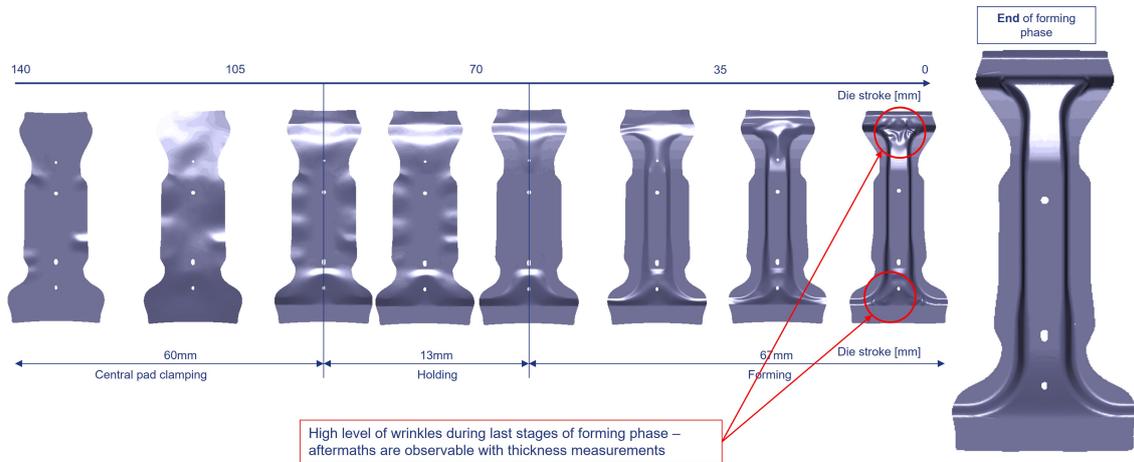


Figura 2.24. Processo di formatura della lamiera da inizio discesa degli utensili superiori a chiusura totale degli stessi, espressa in mm di corsa della matrice. Si noti come le fasi finali di formatura comportino un'alta presenza di grinze nelle zone di raccordo della testa superiore e, in misura minore, sulle zone di raccordo della testa inferiore.

finale. La suddivisione consiste in:

- Discesa del pad centrale sul punzone e primo fissaggio della lamiera;
- Discesa della matrice sul premilamiera;
- Discesa degli utensili sul punzone.

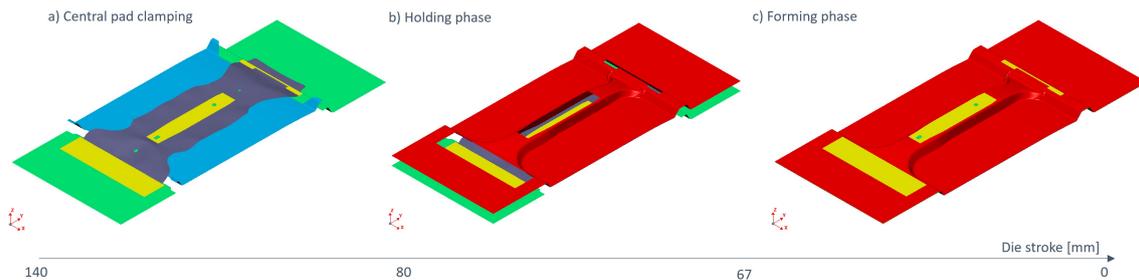


Figura 2.25. Fasi del processo di formatura con gli stampi precedentemente definiti (rosso=matrice, giallo=pad centrale, verde=punzone, blu=premilamiera): a) Discesa del pad centrale sulla lamiera; b) Discesa della matrice sul premilamiera; c) Formatura del componente.

La scelta di questo ordine è da ricercarsi nel voler mantenere la lamiera il più tesa possibile in fase di stampaggio, in modo da limitare il più possibile la creazione

di grinze e ondulazioni visibili nel componente finale. Nonostante ciò, la formazione di grinze in fase di stampaggio è comunque ben evidente nelle zone di raccordo tra il fusto centrale e le teste nell'ultima fase di stampaggio, benché tali grinze vengano per la maggior parte spianate a fine formatura e durante la fase di tempra, rendendole debolmente visibili sul componente finale e osservabili tramite misurazione dello spessore (l'ispessimento in tale zone è significativo, come si vedrà nell'analisi dei componenti finiti, sia reali che virtuale). Tale misurazione degli spessori sui componenti finali è infatti l'unico modo di osservare in maniera indiretta la formatura sul componente finale, in quanto non è possibile osservare la formatura della lamiera nella realtà.

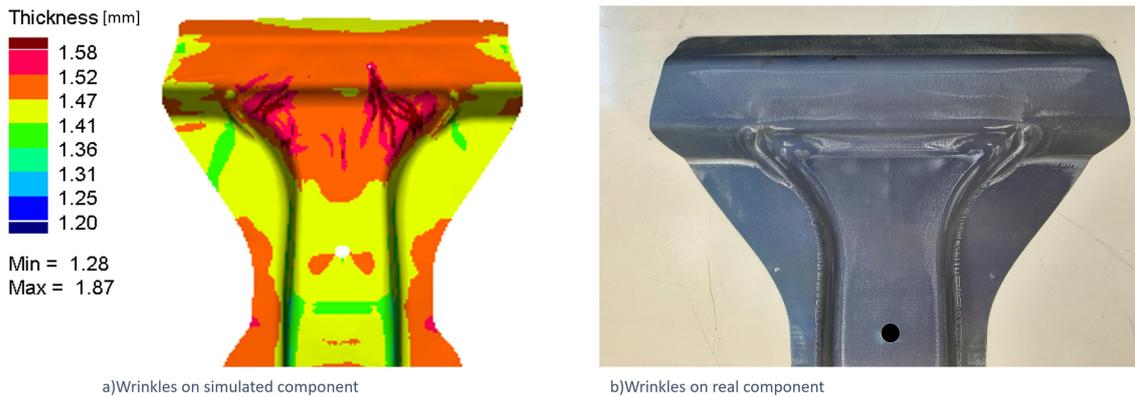


Figura 2.26. Comparazione tra le grinze ottenute a fine fase di stampaggio tra il componente simulato (a), le cui grinze sono evidenziate dalla visualizzazione degli spessori, e il componente reale (b).

L'assenza di informazioni specifiche da parte dei fornitori circa il layout definitivo degli utensili è osservabile nella scelta degli utensili utilizzati all'interno della simulazione: soprattutto la definizione della forma del pad centrale è stata al centro di svariate prove di formatura diverse, in modo da definire una forma che permettesse l'ottenimento di un componente il più simile possibile (quantomeno dal punto di vista degli spessori) al componente finale reale.

Fase di tempra/raffreddamento in aria

Durante la fase di tempra si assiste alla trasformazione di fase della regione austenitica del componente formato grazie al rapido raffreddamento provocato dal contatto con gli utensili posti a "bassa" temperatura. Il contatto tra componente e utensili chiusi è garantito dalla forza premente degli utensili stessi, i quali continuano a premere sul materiale per assicurare un contatto quanto più totale e una pressione di contatto quanto più alta possibile, per assicurare uno scambio termico elevato e un rapido raffreddamento.

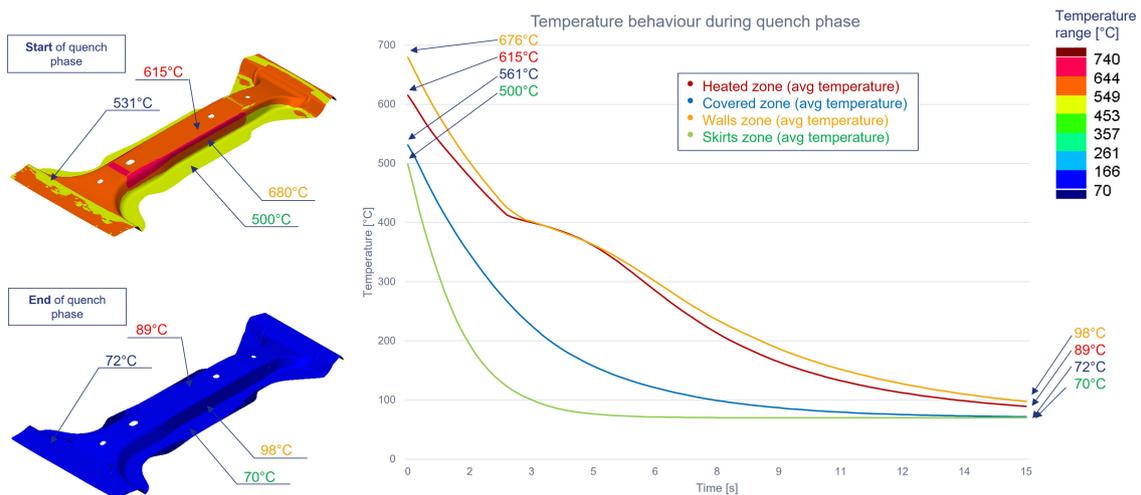


Figura 2.27. Andamento delle temperature lungo il componente finale durante la fase di tempra, in cui sono evidenziate le regioni ad alta durezza (fusto centrale), a bassa durezza (teste superiore e inferiore), le alette (anch'esse regioni a bassa durezza finale) e le pareti verticali (facenti parte della zona ad alta durezza).

Dagli andamenti delle temperature nelle varie zone del componente finito si nota come le regioni "più calde" (ovverosia quelle sottoposte a tempra, nello specifico il fusto centrale e le pareti verticali) evidenzino uno "scalino" attorno ai 410-420°C, il quale corrisponde all'inizio della trasformazione martensitica delle regioni finora a composizione austenitica. Tale scalino è frutto del calore latente di trasformazione

martensitica, che, durante la trasformazione da austenite a martensite porta a un (leggero) rallentamento nella decrescita della temperatura. La differenza nel tempo di raggiungimento di tale temperatura tra le regioni del fusto centrale e delle pareti verticali è da ricercarsi nel diverso livello di contatto che si ha con gli utensili: le pareti verticali sono tendenzialmente più difficili da raffreddare in fase di tempra, in quanto la forza premente degli utensili tende a non essere perpendicolare alle superfici, impedendo il contatto ideale.

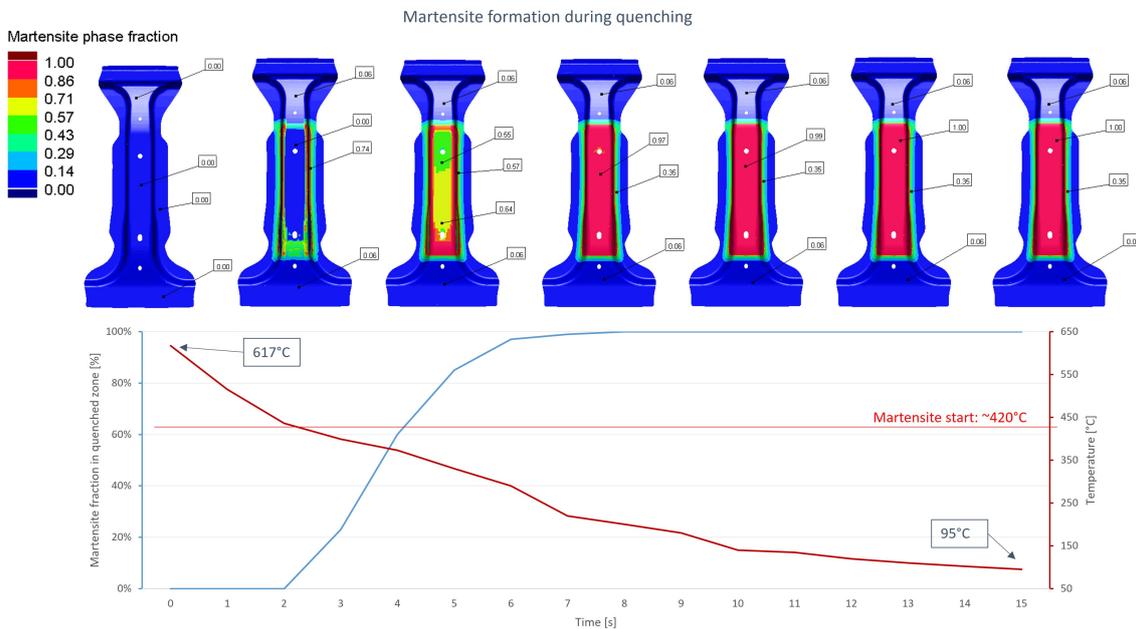


Figura 2.28. Evoluzione della trasformazione martensitica nella regione centrale durante la fase di tempra, confrontata con l'andamento della temperatura.

La durata della fase di tempra è fondamentale per garantire che tutta l'austenite presente nel componente si trasformi in martensite. Nelle condizioni impostate dalla simulazione tale trasformazione si raggiunge dopo circa 7-8 secondi nella zona del fusto centrale. Da non dimenticare la presenza di austenite residua (6% circa con le i dati di processo usati) nelle zone coperte della lamiera, la quale subisce anch'essa un processo di tempra trasformandosi in martensite. Questo fa sì che si ottenga

una struttura Dual-Phase nelle regioni a basse caratteristiche meccaniche che degrada verso un acciaio puramente martensitico nella zona ad alte caratteristiche meccaniche. La transizione tra queste due "regioni" è definita, a livello dimensionale, dall'estensione del bordo delle coperture usate nella fase di pre-raffreddamento sulle zone raffreddate della lamiera. A livello di simulazione questo comportamento è stato definito tramite l'uso di una zona di transizione posta a una temperatura lievemente superiore a quella di riferimento delle zone coperte, proprio per simulare l'effetto di bordo tra le superfici raffreddate a 670°C e quelle mantenute a 940°C.

Trattandosi di un raffreddamento controllato all'interno di stampi mantenuti a stretto contatto con il componente le deformazioni date dalla contrazione termica e dalla trasformazione di fase (la regione a maggioranza ferritica resta tale, mentre il nucleo temprato subisce la trasformazione da austenite a martensite, la quale comporta una espansione a livello spaziale) è sì presente ma molto contenuto, in quanto il materiale è fisicamente costretto dagli stampi. La durata della fase di tempra così elevata (15s) è necessaria anche a contrastare le eventuali tensioni che possono sorgere nel componente a causa dell'abbassamento della temperatura, mantenendolo bloccato fino al raggiungimento di temperature sufficientemente basse per non avere tensioni residue e ritorni elastici troppo elevati.

Un altro comportamento da notare è lo spostamento della zona di transizione di durezza verso la zona non temprata del materiale. Essendo stata definita in fase di pre-raffreddamento come la zona posta sul bordo delle coperture è stata quindi soggetto sia del riscaldamento da parte della lamiera limitrofa posta a 940°C che al raffreddamento della porzione di lamiera posto sotto il diretto raffreddamento delle coperture (posta a 670°C), il tutto mentre (a livello di simulazione) è posta a circa 710°C di temperatura di riferimento. Trattandosi di una temperatura molto prossima a quella di inizio austenitizzazione (727°C) l'interazione tra la zona di

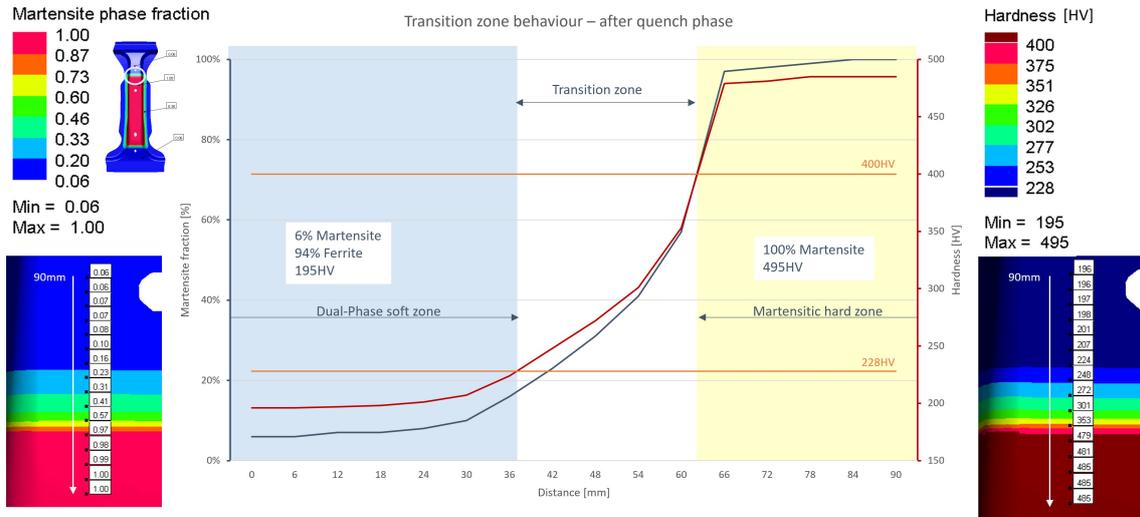


Figura 2.29. Andamento della frazione martensitica e della durezza lungo la zona di transizione, con evidenziati i valori limite per la definizione della stessa (228HV e 400HV).

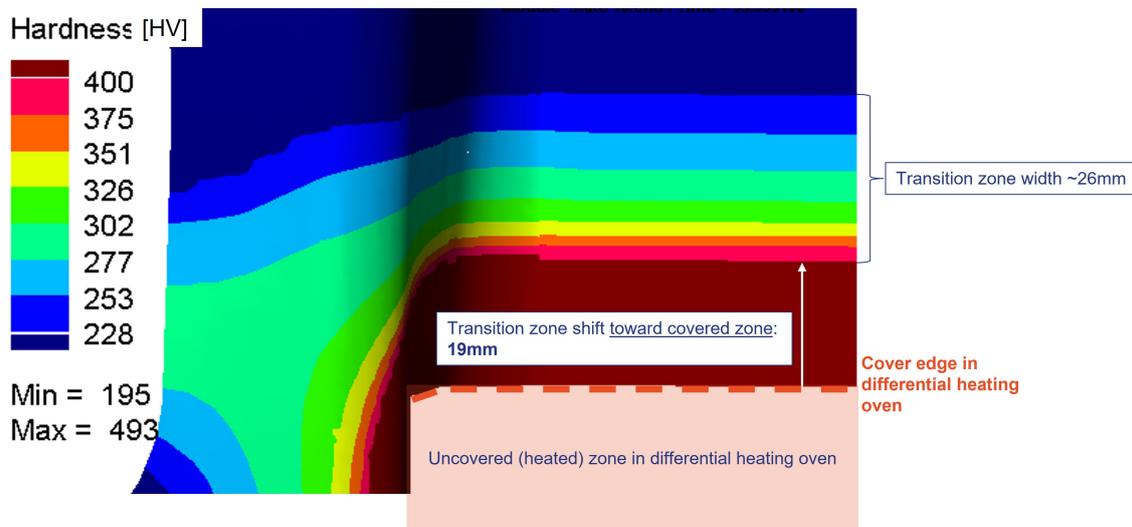


Figura 2.30. Spostamento della zona di transizione di durezza (intervallo 228-400HV) verso la zona non temprata.

transizione e la vicina zona ad alta temperatura è bastata a far riscaldare tale zona oltre i 727°C, favorendo e mantenendo tale area in campo austenitico. Purtroppo a livello del componente reale non è dato sapere quanto questo processo sia visibile, in quanto non sono stati forniti i dati di lavoro del forno di riscaldamento

differenziato/pre-raffreddamento.

2.3.3 Analisi del componente finale

Il componente finale ottenuto dalla simulazione è comparato ai componenti reali ottenuti con il medesimo processo produttivo e forniti dal nostro partner esterno di riferimento. Per tali componenti si analizzano i seguenti parametri chiave:

- Durezze e zona di transizione, cioè il fulcro del processo produttivo con riscaldamento differenziato in quanto parametro fondamentale per la determinazione delle caratteristiche meccaniche del pezzo; in cui si confrontano i valori di durezza ottenuti lungo il componente finale e la loro distribuzione per determinare la coerenza della simulazione alla realtà dal punto di vista della componente termica del processo produttivo;
- Spessori e dimensioni generali, ovvero la controprova della sovrapposibilità della simulazione al processo reale per quanto consiste la fase di formatura del componente finale.

Le misurazioni di spessori e dimensioni generali sono state effettuate presso il Centro Ricerche Fiat di Orbassano sui componenti finali. Tali componenti consistono in 2 montanti centrali (B-pillar) ottenuti in Usibor 1500 con processo di riscaldamento differenziato su 8 componenti forniti dal partner esterno di riferimento (4 in Usibor 1500 di cui 2 con e 2 senza trattamento di riscaldamento differenziato, 4 in Usibor 2000 con la medesima suddivisione). L'uso soli due componenti è da ricercarsi nella coerenza di caratteristiche meccaniche con quanto ottenuto con le simulazioni effettuate su Pam-Stamp.

Per quanto riguarda le misurazioni di durezza, esse sono state effettuate dal fornitore dei componenti su uno dei montanti centrali opportunamente rifilato per effettuare

le misure con i durometri delle zone più interessanti (principalmente a cavallo delle zone di transizione sul dorso e sulle alette laterali). Ulteriori prove di durezza sommarie sono state eseguite anche al Centro Ricerche Fiat, in modo da confermare ulteriormente i risultati ottenuti tramite la simulazione.



Figura 2.31. Componenti finali. Appoggiati agli armadi si notano i montanti centrali ottenuti con Usibor 1500 (sia con che senza trattamento di riscaldamento differenziato), mentre per terra un B-pillar ottenuto con Usibor 2000.

Durezze e zona di transizione

L'analisi dei valori di durezza e della zona di transizione di queste ultime è fondamentale per la definizione delle caratteristiche meccaniche del componente finale, in quanto vi è una correlazione diretta tra la durezza e le capacità meccaniche di un certo acciaio. Le misurazioni di durezza e della zona di transizione, per quanto riguarda il componente finale reale, sono state effettuate sia dal fornitore dei componenti stessi a cavallo della zona di transizione che in loco al Centro Ricerche Fiat per riuscire a determinare sul componente la zona di transizione e i valori di durezza nella zona a bassa durezza (in quanto zona più semplice da misurare senza rifilare il componente finale).

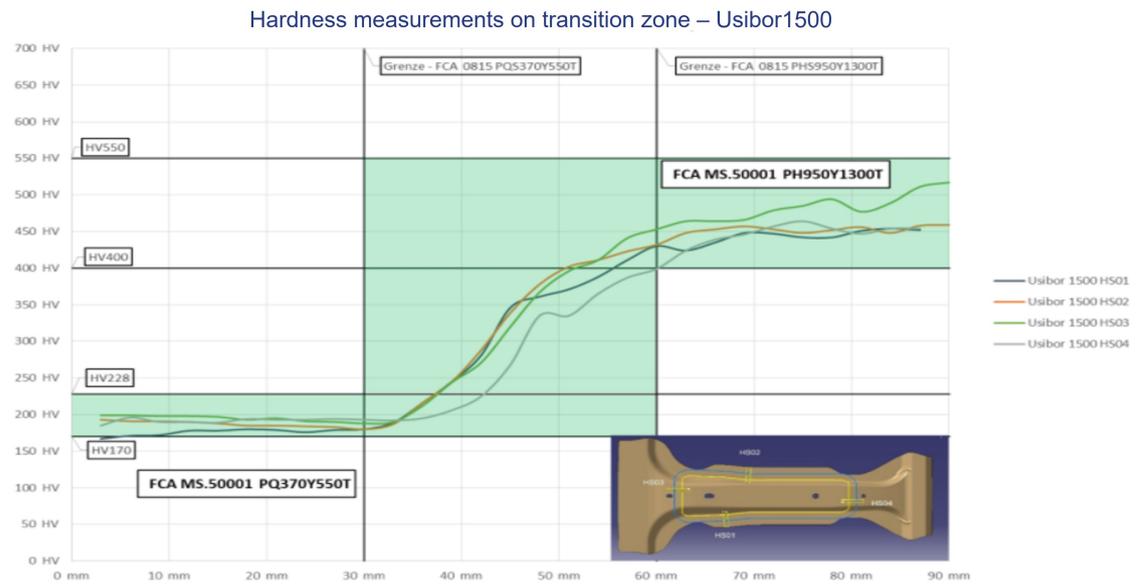


Figura 2.32. Misurazioni (fornite dal fornitore esterno) dei valori di durezza sulle zone di transizione del componente reale.

Partendo dai dati forniti dal partner esterno, si notano alcuni dati fondamentali, usati come riferimento per le misurazioni reali e per i risultati della simulazione:

- Range di durezza lungo la zona non temprata: 170-200HV (5-15HRC);

- Estensione della zona di transizione: 16-25mm;
- Range di durezza della zona temprata: 450-500HV (45-49HRC).

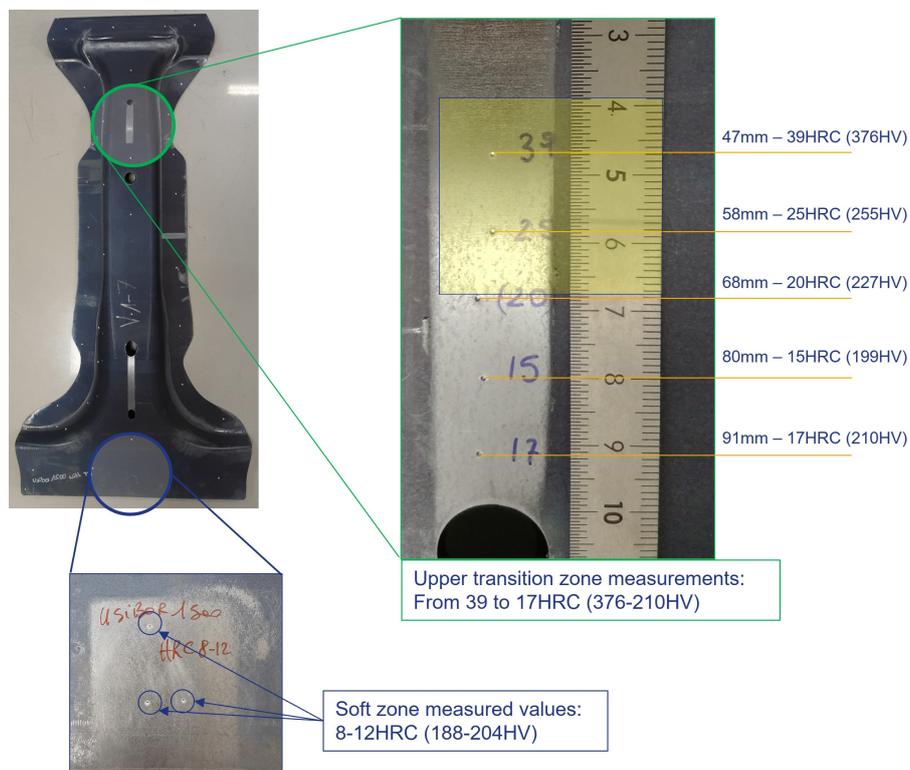


Figura 2.33. Misurazioni dei valori di durezza sul componente reale, effettuate lungo zona di transizione e sulla parte non temprata.

Le misurazioni di durezza sulla parte non temprata del componente hanno portato a valori misurati attorno a 8-12HRC (equivalenti a circa 180-190HV), pienamente in linea con quanto previsto dai valori limite per il materiale non temprato (170-228HV) e in linea con quanto fornito. Le misurazioni effettuate lungo la zona di transizione evidenziano il passaggio tra la zona a bassa durezza e il rapido incremento dei valori di durezza fino ad un massimo di 39HRC (376HV), ancora considerabile come transizione ma già molto prossimo ai valori tipici del materiale temprato (i quali partono da 400HV/41HRC). L'estensione di tale transizione è nell'ordine dei 30mm, valore tutto sommato tollerabile e in linea con quanto misurato dai fornitori dei

componenti, tenendo conto che le misurazioni effettuate in sede sono state effettuate in condizioni non ideali e pertanto valide solo come indicazione di massima.

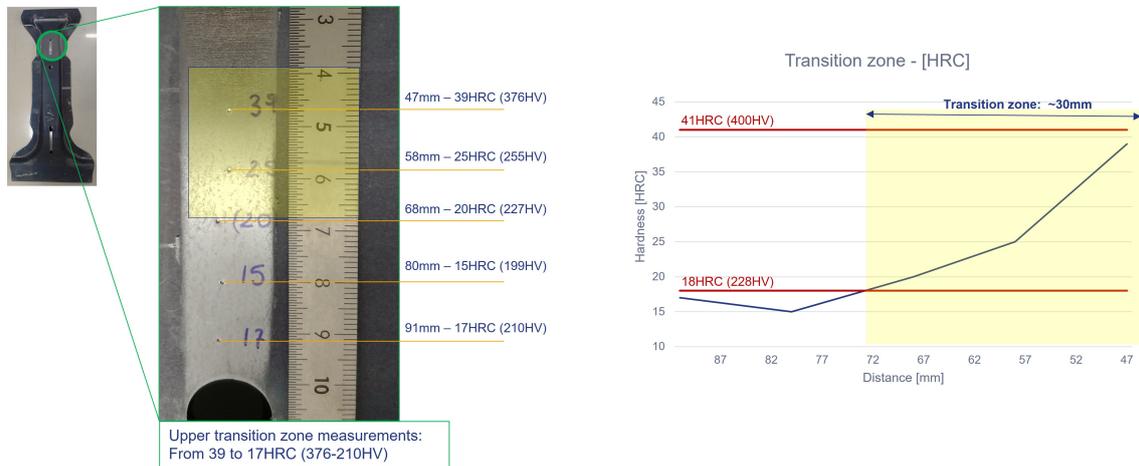


Figura 2.34. Dettaglio della zona di transizione di durezza del componente reale, con evidenziato l'andamento dei valori di durezza lungo la zona di transizione.

Il componente finale simulato presenta un range di durezza pienamente in linea con quanto previsto dal materiale utilizzato e dalle misurazioni reali, con una zona non temprata di circa 195HV (13HRC, equivalenti a circa 650MPa di tensione di rottura), una zona di transizione estesa per circa 25-26cm tra i valori limite di 228HV e 400HV (rispettivamente 20HRC e 41HRC) e una zona ad alta resistenza con valori medi di 485-490HV (47-48HRC, equivalenti a circa 1500-1600MPa).

Dall'andamento della durezza lungo la zona di transizione si nota come l'incremento di durezza abbia un aumento repentino in prossimità della zona temprata per poi appiattirsi sui valori tipici di tale zona (480-490HV). Tale comportamento è probabilmente da ricercarsi nella mancanza di un modello metallurgico specifico per l'interazione tra materiali con composizioni metallurgiche così differenti (nello stampaggio a caldo "tradizionale" si opera in modo tale da avere o solo ferrite o solo martensite, senza che le due fasi si trovino nel medesimo componente allo stesso tempo). I risultati ottenuti a livello di simulazione portano invece alla convivenza

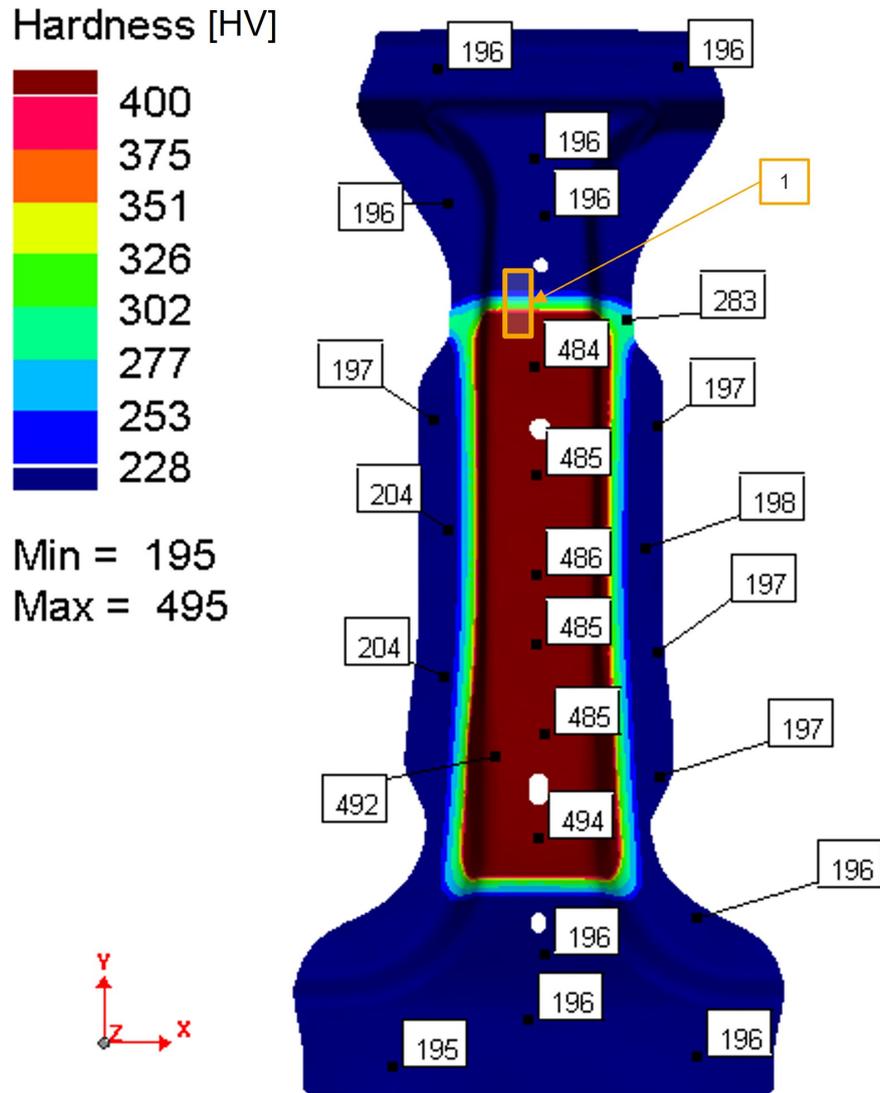


Figura 2.35. Componente finale simulato in cui si evidenziano le durezza (espresso in punti Vickers, [HV]) e si definisce il punto 1) in cui è stata effettuata la misurazione lungo la zona di transizione per quanto riguarda la durezza.

forzata di porzione del materiale a struttura totalmente martensitica (le zone temperate) con un gradiente in cui coesistono ferrite e martensite che porta a una zona prettamente ferritica.

Un'ultima comparazione si può effettuare tra i dati forniti, le misurazioni reali e i risultati della simulazione per quanto riguarda la zona di transizione, in modo da

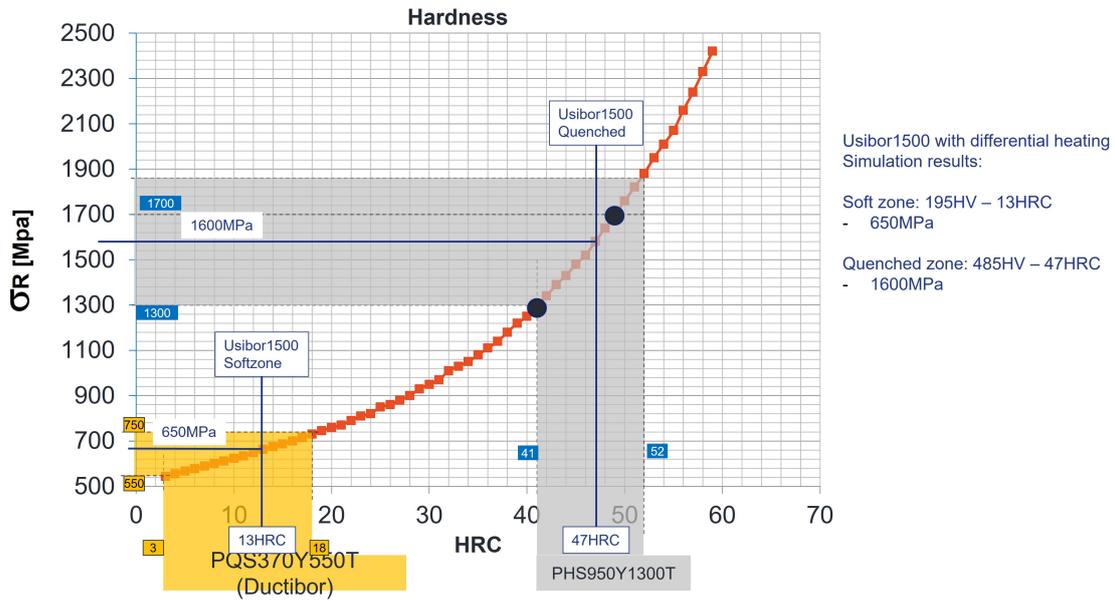


Figura 2.36. Valori di resistenza a rottura σ_R in funzione della durezza (espressa in [HRC]) per le zone temprata e non temprata del componente simulato.

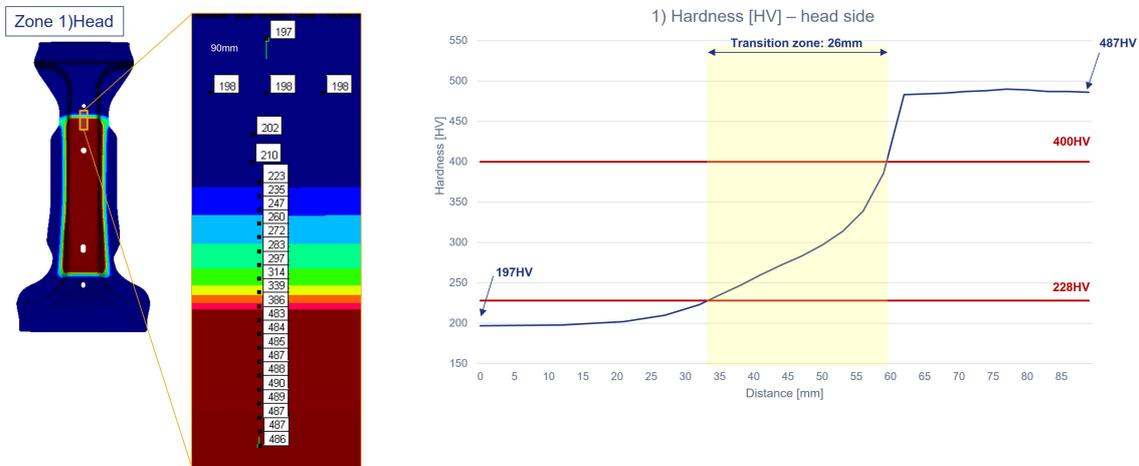


Figura 2.37. Focus sulla zona di transizione della testa superiore.

osservare come il comportamento della stessa sia coerente tra i risultati della simulazione e quanto misurato nella realtà. Il componente simulato mostra una buona approssimazione del comportamento della zona di transizione del componente reale, al netto sempre della zona di interazione tra il materiale puramente martensitico e

quello parzialmente ferritico.

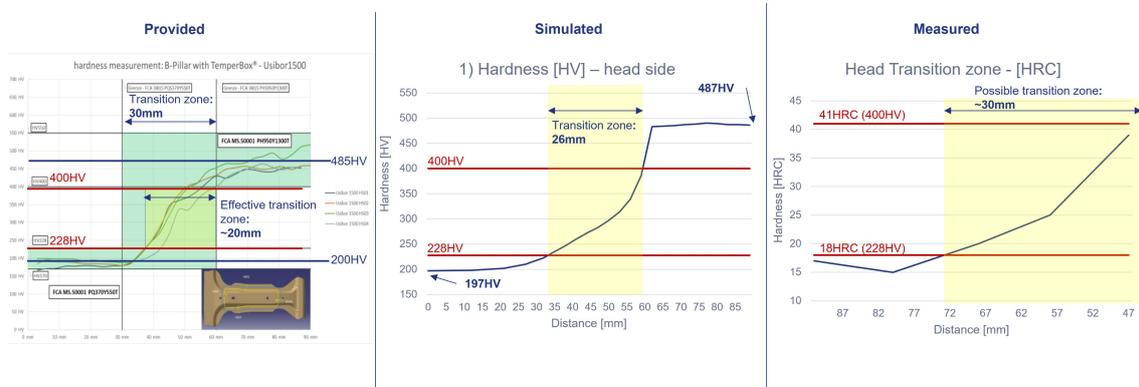


Figura 2.38. Comparazione tra gli andamenti dei valori di durezza lungo la zona di transizione tra i dati forniti, i risultati della simulazione e i valori misurati in sede sul componente finale.

Spessori e dimensioni generali

La misurazione e comparazione degli spessori consiste in una misurazione di punti chiave lungo il componente finale, reale o simulato che sia. Per quanto riguarda il componente simulato le misurazioni sono prese direttamente nel software Pam-Stamp all'interno della simulazione, più precisamente alla fine della fase di raffreddamento in aria (di durata pari a 60 secondi e con temperatura finale del componente prossima a 50°C circa). Per le misurazioni sul componente reale si effettuano misure su entrambi i montanti in Usibor 1500 con processo di riscaldamento differenziato (segnati "with temperbox" e definiti dalle sigle V1-7 e V1-8) e se ne effettua la media delle misure per ogni punto chiave.

Le misurazioni di spessore sul componente reale sono effettuate tramite l'uso di un comparatore a bracci Kroeplin C450 (sensibilità 0.02mm, incertezza ± 0.01 mm), usato per le sezioni piane dei componenti (alette, teste e parti del dorso); un misuratore a ultrasuoni Namicon TM1-CDL (sensibilità 0.001mm, ripetibilità ± 0.0005 mm), usato per misurare le superfici non raggiungibili dal comparatore a

bracci (pareti, zona centrale del dorso, zone di curvatura della lamiera); un calibro elettronico (sensibilità 0.01mm, incertezza $\pm 0.005\text{mm}$), usato per le misurazioni base sulle alette e per la calibrazione del sensore a ultrasuoni assieme al comparatore a bracci.



Figura 2.39. Attrezzature usate per la misurazione degli spessori nei componenti reali in Usibor 1500. Da sinistra: Comparatore a bracci Kroeplin C450, calibro elettronico e misuratore a ultrasuoni Namicon TM1-CDL.

I punti di misura posti sui componenti sono distribuiti in modo tale da coprire il più possibile tutte le aree significative del componente: alette laterali, dorso, teste, zone di curvatura e pareti laterali. Tali punti sono quindi presi su entrambi i componenti reali (con gli strumenti precedentemente visti) e mediati per ottenerne un valore medio, che su quello simulato (all'interno del software Pam-Stamp) e comparati tramite la definizione di un valore Delta percentuale Δ_s :

$$\Delta_s[\%] = \frac{S_r - S_s}{S_r} \cdot 100 \quad (\text{Eq. 2.3.3})$$

Con:

- S_r : misura di spessore presa sul componente reale;
- S_s : misura di spessore presa sul componente simulato.

Tale Δ_s , se positivo, identifica un valore di spessore maggiore nel componente reale rispetto a quello simulato; viceversa, se $\Delta_s < 0$ si avrà un valore di spessore in tale punto maggiore nel componente simulato rispetto a quello reale. Preso in valore assoluto, il valore di Δ_s è quindi confrontato con un valore di tolleranza $\Delta_s toll$, il quale determina il valore limite di scarto accettabile tra le misure di spessore sul componente reale (definito come riferimento) e del componente simulato (definito come elemento da confrontare). Si hanno quindi i seguenti casi ottenibili:

- Se $|\Delta_s| \leq \Delta_s toll$: Lo spessore del punto è in tolleranza, il valore della simulazione è quindi considerato realistico;
- Se $|\Delta_s| > \Delta_s toll$: Lo spessore del punto è fuori tolleranza, il valore della simulazione è quindi considerato non realistico.

Se la maggior parte dei punti presi in considerazione ricade all'interno del valore di tolleranza si può considerare la simulazione valida dal punto di vista degli spessori. Il valore di $\Delta_s toll$ per questa simulazione è stato preso pari al 5%, in quanto valutato come valore accettabile di scostamento tra le misure reali e quelle della simulazione (sullo spessore di riferimento di 1.5mm esso comporta uno scostamento di 0.075mm in più o in meno).

Da quanto visto e misurato, si nota come la somiglianza tra i valori di spessore sui componenti reali e simulato sia quasi totale, con solo una zona fuori tolleranza (in cui sui componenti reali è presente un forte assottigliamento non presente nel componente simulato). Ciò comporta una buona fedeltà del processo di formatura,



Figura 2.40. Montante centrale V1-7 su cui sono visibili i punti (bianchi) di presa delle misure di spessore e ulteriori misure direttamente sul pezzo. Si notano anche le zone carteggiate sul dorso e sull'aletta su cui prendere le misure di durezza.

sia dal punto di vista degli stampi utilizzati che delle temperature e tempi di processo usati.

Le dimensioni generali sono prese come misura del ritirato del materiale in fase di stampaggio. Si tratta di misure di larghezza prese tramite l'uso di un metro a nastro metallico (sensibilità 1mm) lungo tutta la lunghezza del componente sulle zone soggette al ritiro del materiale (rispetto alla sagoma della lamiera di partenza) in fase di stampaggio. La quantità di ritirato è data dalle caratteristiche di processo e del materiale usato (forza premente in fase di stampaggio e attrito tra lamiera e stampi, che definiscono quanto il materiale scivola nel gap creato tra gli stampi o

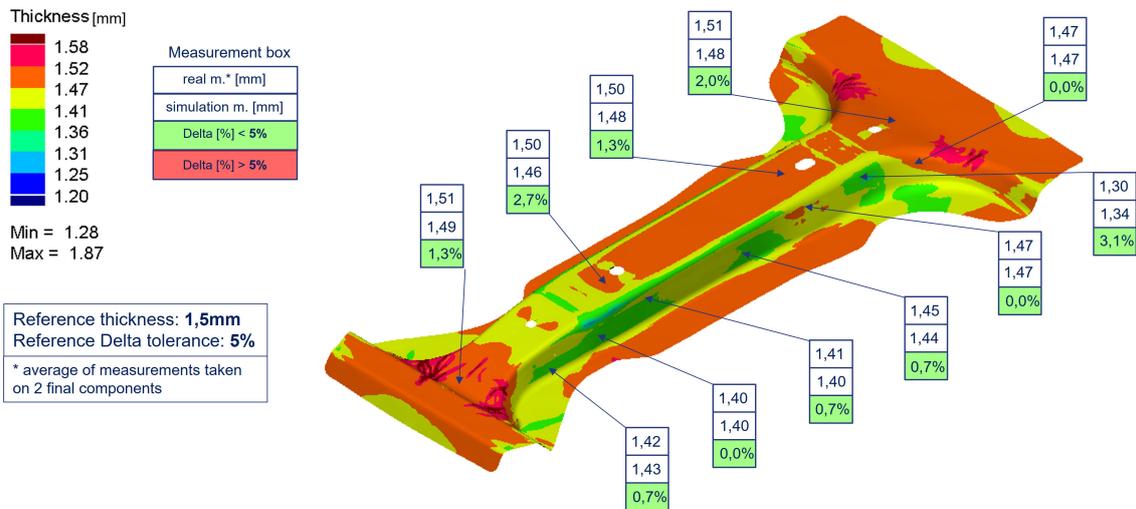


Figura 2.41. Componente simulato in cui sono mostrati i valori di spessore lungo la superficie in falsi colori e le misurazioni (reali e della simulazione) di alcuni punti chiave lungo le pareti laterali e il dorso del componente, assieme al delta di misura tra misure sul componente reale e simulato.

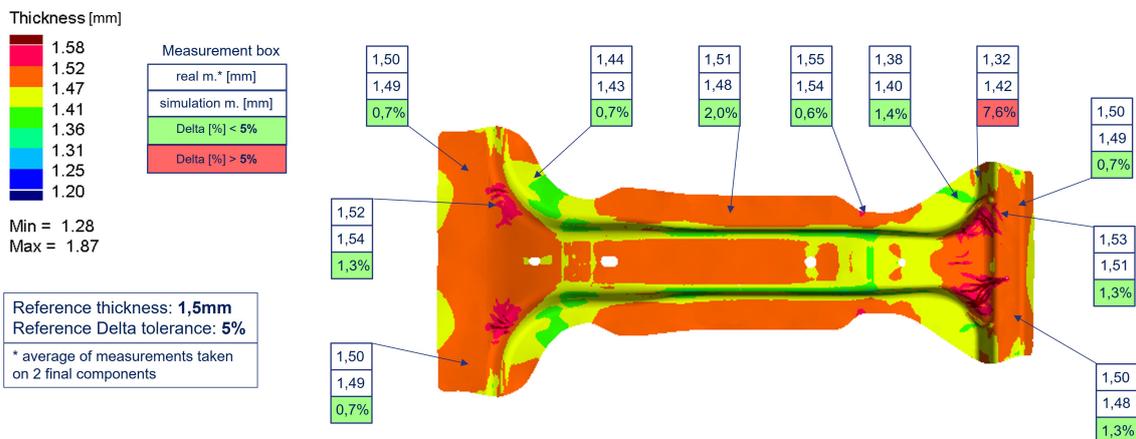


Figura 2.42. Componente simulato in cui sono mostrati i valori di spessore lungo la superficie in falsi colori e le misurazioni (reali e della simulazione) di alcuni punti chiave lungo le alette e le teste del componente, assieme al delta di misura tra misure sul componente reale e simulato.

quanto esso si stira in quanto trattenuto dagli stessi).

Come per gli spessori, anche in questo le misurazioni sono prese solo sui componenti reali ottenuti con Usibor 1500 e trattamento di riscaldamento differenziato/pre-raffreddamento, e come per gli spessori anche in questo caso si definisce un valore di

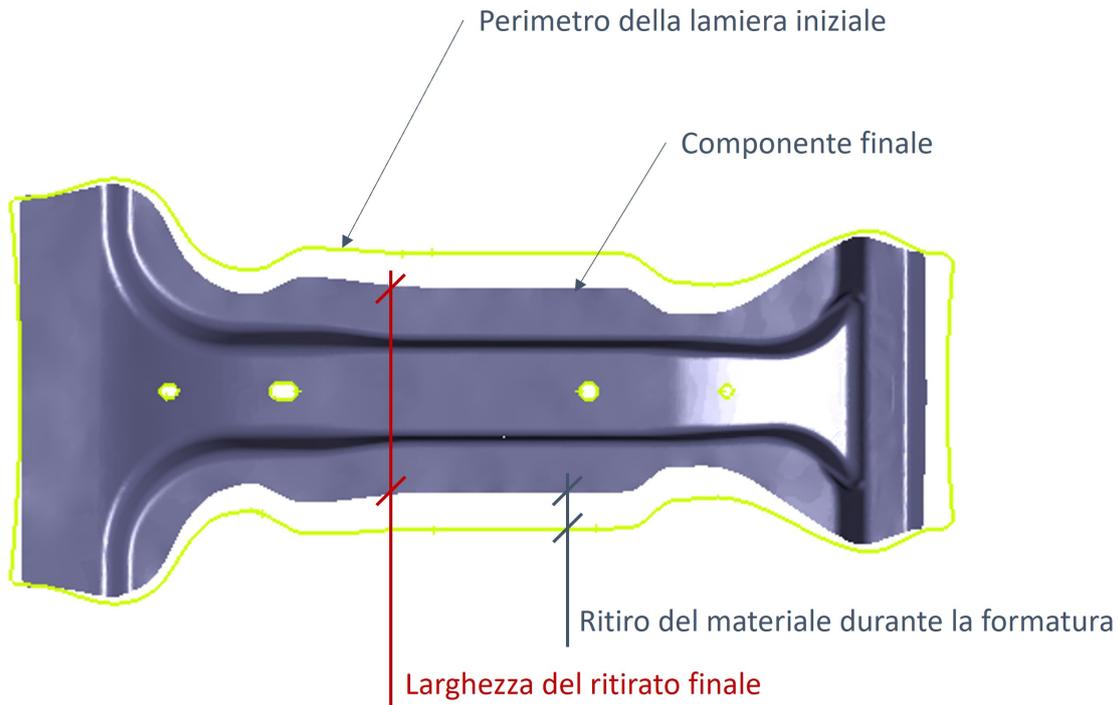


Figura 2.43. Rappresentazione grafica del ritiro del componente finale, in cui nota la differenza tra il perimetro della lamiera di partenza (in giallo) e il componente finale dovuto al ritiro del materiale durante la fase di stampaggio.

scarto tra i valori presi sui componenti reali (usati come riferimento) e il componente simulato, il quale sarà confrontato con un valore di tolleranza che definirà la bontà della simulazione dal punto di vista dimensionale:

$$\Delta_m [\%] = \frac{M_r - M_s}{M_r} \cdot 100 \quad (\text{Eq. 2.3.4})$$

Con:

- Δ_m : valore di scarto tra misura sul componente reale e su quello simulato;
- M_r : misura di lunghezza presa sul componente reale;
- M_s : misura di lunghezza presa sul componente simulato.

Data la tolleranza dimensionale $\Delta_m \text{toll}$ si avranno i seguenti casi:

- Se $|\Delta_m| \leq \Delta_m^{toll}$: La misura del ritirato è in tolleranza, il valore della simulazione è quindi considerato realistico;
- Se $|\Delta_m| > \Delta_m^{toll}$: La misura del ritirato è fuori tolleranza, il valore della simulazione è quindi considerato non realistico.

Come per le misure degli spessori, anche in questo caso si utilizza un Δ_m^{toll} pari al 5%, in quanto valore adeguato per il tipo di simulazione.

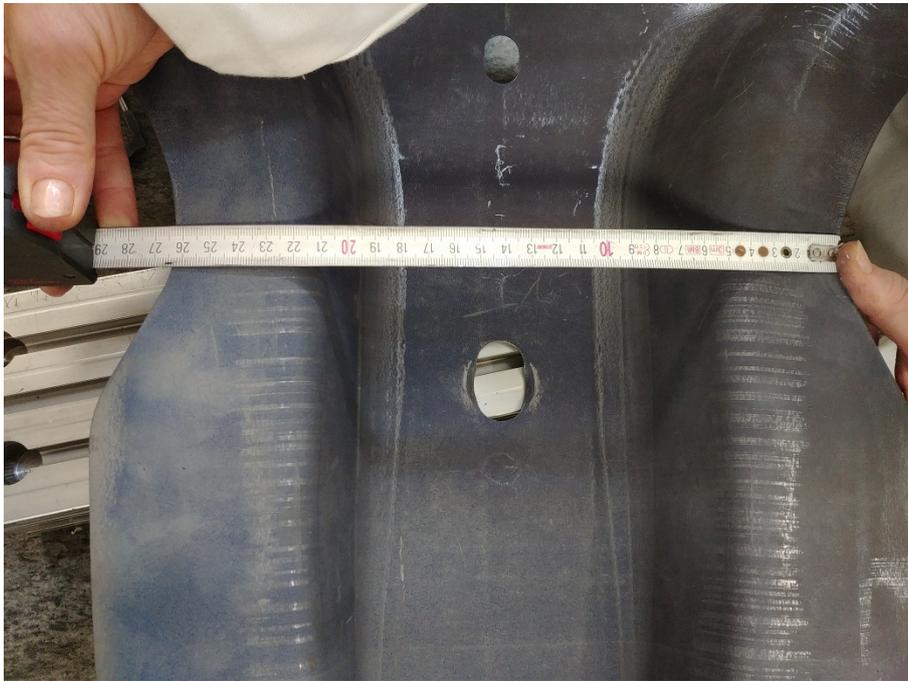


Figura 2.44. Misura del ritirato sul componente finale V1-8 all'altezza del raccordo tra fusto centrale e testa inferiore.

Gli scarti tra le misure di ritirato sul componente reale e su quello simulato mostrano come, benché siano tutti ampiamente dentro il valore di tolleranza definito, vi sia una leggera riduzione generale delle dimensioni del componente virtuale rispetto a quello reale. Ciò è (probabilmente) dovuto alla stima imperfetta del coefficiente di dilatazione termica applicato alla fase di riscaldamento (pari al 101%).

Un altro punto di interesse è la discrepanza dimensionale sulla testa superiore, sensibilmente più alta rispetto alle altre misurazioni. Tale effetto può essere causato,

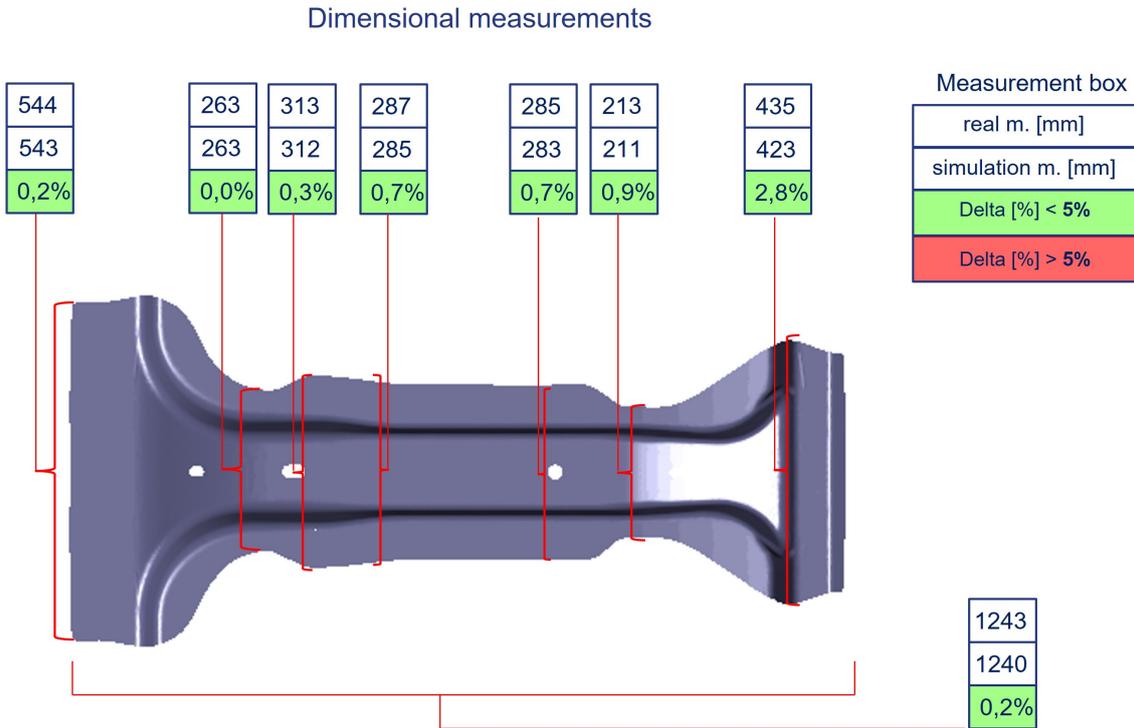


Figura 2.45. Schema delle misurazioni del ritirato lungo il componente finale, sia sui componenti reali che su quello simulato, con evidenziato lo scarto percentuale $|\Delta_m|$ tra le due misure.

oltre che dalle dimensioni generali più contenute del componente simulato, anche da un errato posizionamento longitudinale della lamiera sugli stampi nella simulazione, tale per cui la regione della testa superiore si è trovata lievemente avanti o indietro rispetto alla posizione effettiva applicata nella realtà.

Ulteriormente alla misurazione delle dimensioni di ritirato e degli spessori sui componenti reali e simulato si può procedere alla valutazione delle distanze punto per punto tra i suddetti componenti attraverso l'uso di scansioni digitali dei componenti reali. Tali scansioni (da qui in poi definite come "STL" dall'estensione dei file con cui sono presentate) sono ottenute tramite una scansione con scanner 3D (camere in grado di mappare nello spazio le superfici di un oggetto trasformandole

in una serie di coordinate che andranno convertite nell'immagine di tale oggetto) delle superfici dei componenti reali. Operando in un ambiente virtuale si può anche effettuare una comparazione dimensionale con il modello CAD di partenza, in modo da valutare lo scostamento del componente simulato sia dal componente reale che dal riferimento inizialmente definito.

Per tali misurazioni si adotta un valore di tolleranza pari a $\pm 0.8\text{mm}$ dalla superficie di riferimento (quella del componente simulato in questo caso), in modo da definire a colpo d'occhio la coerenza della simulazione rispetto alle scansioni reali e rispetto al CAD inizialmente fornito. Trattandosi di componenti di natura diversa tra loro (modelli CAD, scansioni STL di componenti reali e il risultato della simulazione) è opportuno definire anche un metodo di valutazione delle distanze adeguato per ogni comparazione.

- Per quanto riguarda la comparazione tra il componente simulato e il modello CAD di partenza si è fatto riferimento al semipiano degli elementi del componente finale come punto di riferimento, in quanto il modello CAD non è dotato di spessore ed è ideale per valutare quanto si discosti il risultato finale da tale punto di riferimento;
- Per quanto concerne la comparazione tra il componente simulato e la scansione del componente reale si è fatto riferimento alle superfici superiori dei componenti. In questo modo si ha una comparazione ideale tra entrambi i componenti dotati di spessore.

Assieme alla misurazione vera e propria (con il modello CAD e con la scansione) è presente un ulteriore grafico in cui si evidenziano solo le aree al di fuori della tolleranza utilizzata ($\pm 0.8\text{mm}$), in modo da mostrare solo in quali aree del componente finale si ha un eccessivo allontanamento dal valore di riferimento. Tali aree

fuori tolleranza sono quindi diagrammate per mostrare a livello di percentuali quanto il componente sia effettivamente coerente con i dati reali e quanto lo sia con il riferimento iniziale.

Dimensional comparison – Simulation results vs. Reference CAD

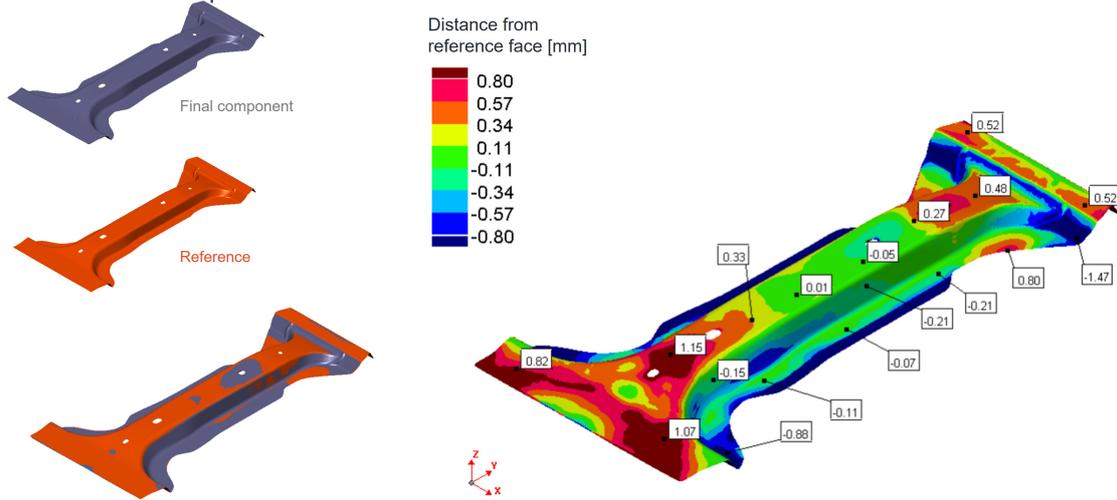


Figura 2.46. Mappa degli scostamenti tra modello finale e modello CAD di riferimento (distanze prese rispetto al piano medio degli elementi).

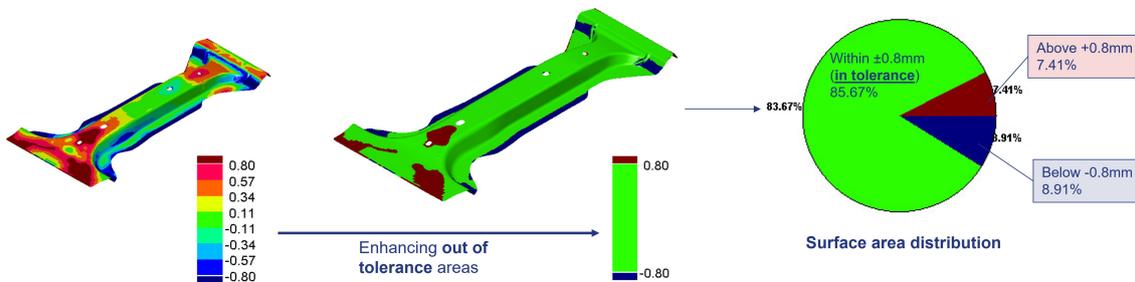


Figura 2.47. Accentuazione delle aree fuori tolleranza tra componente finale e CAD di riferimento. Le zone con un maggior scostamento dal modello CAD di riferimento si trovano lungo le estremità del piede, a causa del ritorno elastico che il componente ha subito in fase di raffreddamento in aria, e sulle pareti verticali che dalle alette portano alla testa, segno invece di un coefficiente di dilatazione termica iniziale non perfetto.

La comparazione tra il componente simulato e il modello CAD di riferimento, come mostrato in figura 2.47, mostra un buon livello di coerenza, al netto della mancanza delle alette estese sul modello CAD. La testa e il piede mostrano i livelli

maggiori di scostamento, dovuti alle deformazioni del componente simulato durante le fasi di raffreddamento in aria e relativo springback, mentre le pareti verticali lungo il fusto centrale mostrano un'ottima coerenza, segno che il ritorno elastico è ben controllato in fase di raffreddamento in aria.

La comparazione tra il componente simulato e la scansione STL del pezzo reale (figura 2.49) mostra anch'esso un buon livello di somiglianza, al netto di alcune aree in cui si notano evidenti variazioni della distanza tra le scansioni e il componente simulato. Nello specifico si notano aree fuori tolleranza lungo le zone appartenenti alla transizione tra regione temprata e regione non temprata. Tali deformazioni nel componente simulato possono essere dovute ai diversi livelli di contrazione termica che le due zone subiscono in fase di tempra, dovuti sia alle diverse temperature che alla diversa composizione metallurgica (la zona di transizione prevede infatti un gradiente del livello di martensite da quasi nullo nelle zone "soft" fino al 100% per le zone ad alta durezza (viceversa per l'andamento della ferrite).

Dimensional comparison – Simulation results vs. STL scan

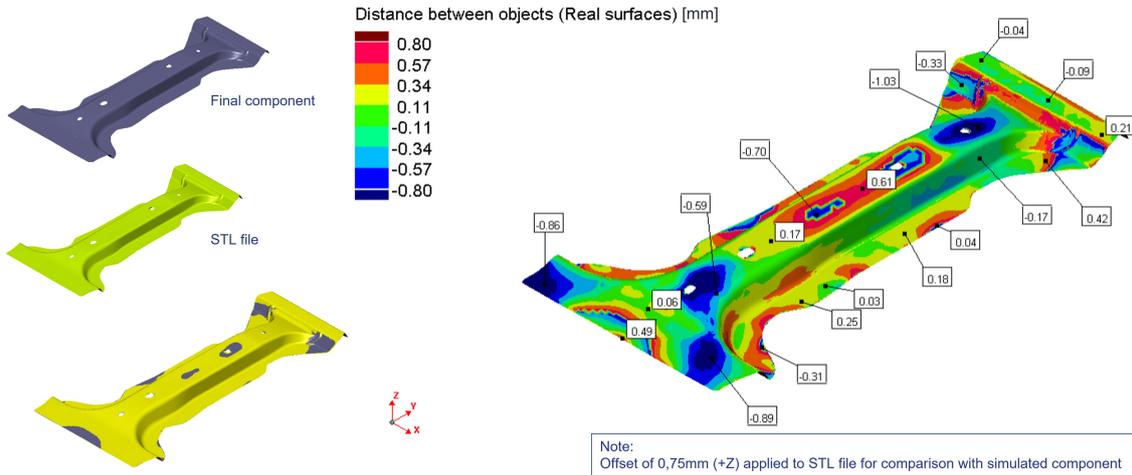


Figura 2.48. Mappa degli scostamenti tra modello finale e scansione STL del componente reale (distanze prese rispetto alle superfici reali).

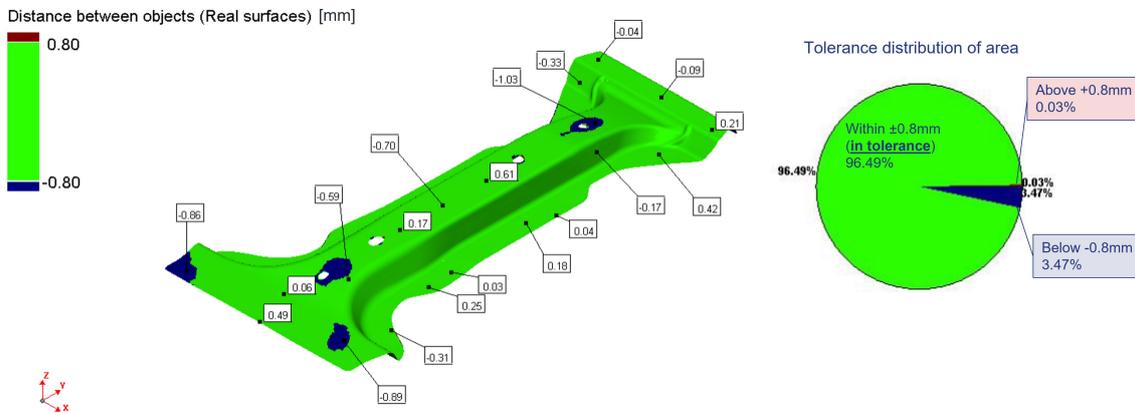


Figura 2.49. Accentuazione delle aree fuori tolleranza tra componente finale e scansione STL del componente reale. Si nota come le aree maggiormente fuori tolleranza si trovino a cavallo della zona di transizione (dove le deformazioni dovute ai cambi di fase sono più visibili) e sulle estremità del piede, dove invece è il ritorno elastico a essere preponderante.

Conclusioni

La definizione e i risultati della simulazione del processo di stampaggio e la comparazione con i risultati reali di tale processo hanno portato alle seguenti conclusioni.

- La simulazione ha dato risultati coerenti per quanto riguarda la suddivisione delle zone a caratteristiche meccaniche differenziate lungo il componente: Sia i valori massimi che minimi di durezza rientrano nei range definiti da normativa e sono molto simili (se non identici) a quanto misurato sui componenti reali, segno che il processo di riscaldamento differenziato/pre-raffreddamento ipotizzato nella simulazione è in linea con quanto (probabilmente) utilizzato nella produzione reale. Trattandosi di una tecnologia proprietaria non è stato possibile avere accesso a tutte le informazioni a riguardo, obbligandoci a ipotizzare temperature e tempi in modo tale da ottenere quanto misurato sui pezzi reali. Noti comunque i valori di durezza target per il componente finale e i tempi generali di processo è comunque possibile definire un set di temperature tali per cui ottenere i valori desiderati di durezza (quantomeno per l'acciaio Usibor1500 usato in questa simulazione). Il modello metallurgico adottato da Pam-Stamp, per quanto probabilmente non ideato per un simile caso di lavoro, ha comunque dato risultati coerenti dal punto di vista termo-meccanico (le ondulazioni della lamiera in fase di trasporto sono coerenti con quanto visto nella realtà, stessa cosa si può dire dei valori di durezza misurati e simili a quanto riportato nella

realtà e per le deformazioni del componente finale a seguito della tempra);

- La definizione della zona di transizione di durezza, per quanto solo schematizzata a livello di simulazione, ha portato a risultati tutto sommato simili a quanto misurato sul componente reale e a quanto fornito dai partner esterni. Ulteriori affinamenti della stessa possono portare a una somiglianza ancora maggiore, ma a livello di simulazione l'uso di una zona ad hoc per simulare la zona di bordo delle coperture del forno di pre-raffreddamento è valida. L'ampiezza e la temperatura di riferimento di tale zona possono essere variate a seconda della dimensione della zona di transizione ricerca. Purtroppo, vista l'assenza di dati di processo di tale fase, l'unico modo per validarne l'uso è stato tramite l'analisi dei risultati finali;
- Le misurazioni dimensionali e gli spessori sono coerenti tra il componente reale e il risultato della simulazione, segno che a livello di fase di formatura e dati di processo vi è coerenza tra quanto simulato e quanto effettivamente prodotto, nonostante gli utensili utilizzati in simulazione non siano effettivamente quelli usati nella produzione del componente reale e i tempi di processo non rispecchino appieno quelli usati nella realtà (sia per mancanza di informazioni a riguardo, sia per necessità di ottenere un risultato coerente).

Tuttavia queste conclusioni sono relative solo alla simulazione effettuata con questi parametri, in quanto la simulazione stessa è stata opportunamente definita e tarata per ottenere un risultato il quanto più simile ai risultati delle prove pratiche, di cui non tutti i parametri sono conosciuti. Non ha quindi alcuna velleità di predizione di altri processi produttivi simili.

Ringraziamenti

Con questa tesi si conclude un percorso cominciato tanto (forse troppo) tempo fa. Non è stato né facile né piacevole, ma è sicuramente servito a formarmi come persona sotto molti punti di vista.

Per concludere del tutto è opportuno ringraziare chi ha fatto parte di questo percorso, a cominciare sicuramente dai miei genitori: senza il loro supporto (e senza la loro pazienza soprattutto) non ce l'avrei sicuramente fatta ad arrivare alla fine, sono stati il faro che mi ha guidato fino a qui e la spalla su cui appoggiarmi quando ne avevo bisogno.

Un caloroso ringraziamento va anche ai miei compagni di avventure (e di corsi) dai tempi del liceo: il "dottor" Ettore Rondo Spaudio, amico da una vita e da sempre punto di riferimento; i "dottori" Niccolò Peretti e Riccardo Grossi, anch'essi grandi amici, compagni di giri in moto e fonti di ispirazione continua; i "dottori" Claudio Franchini e Alessandro Puglisi, la cui compagnia online la sera è stata fondamentale nell'ultimo anno e mezzo per sopravvivere allo stress da lockdown e da università.

Un ultimo ringraziamento (ma non certo per importanza) è dovuto al prof. Paolo Matteis, che mi ha permesso questa opportunità di tesi così interessante presso il Centro Ricerche Fiat e ha votato parte del suo tempo al guidarmi e correggermi nella stesura di questa tesi. Infine, un caloroso grazie ai colleghi del Centro Ricerche Fiat di Orbassano, in particolar modo a Alessandro Agnello e Lucia Golzio, che mi hanno aiutato e supportato (e sopportato) in questi mesi nello sviluppo dell'attività di simulazione e nella stesura della tesi.

Bibliografia

- [1] Anatolii Andreiev, Olexandr Grydin, Mirko Schaper, 2017
A Rapid Heating Method for Press Hardening Processing
Proceedings of the 3rd Pan American Materials Congress (pp.723-736)
DOI:10.1007/978-3-319-52132-9-72.
- [2] Nils Hooftman, Maarten Messagie, Joeri Van Mierlo, Thierry Coosemans
A review of the European passenger car regulations – Real driving emissions vs local air quality, Renewable and Sustainable Energy Reviews
Volume 86, 2018, Pages 1-21, ISSN 1364-0321
<https://doi.org/10.1016/j.rser.2018.01.012>.
- [3] H. Karbasian, A.E. Tekkaya, 2010
A review on hot stamping
Journal of Materials Processing Technology, Volume 210, Issue 15, Pages 2103-2118
ISSN 0924-0136
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019>.
- [4] Michael Burdekin, 2005
Applied Metallurgy of Steel
In Steel Designers' Manual (eds B. Davison and G.W. Owens), chapter 6, pp. 222-247
<https://doi-org.ezproxy.biblio.polito.it/10.1002/9780470775097.ch6>
- [5] Syed Ameen Kader, Gulf News, 25/02/2014
Automakers use AHSS to make better cars
<https://gulfnews.com/business/automakers-use-ahss-to-make-better-cars-1.1294543>
- [6] Sai Aditya Pradeep, Rakesh K. Iyer, Hakan Kazan, Srikanth Pilla, 2017
Automotive Applications of Plastics: Past, Present, and Future
Myer Kutz, In Plastics Design Library, Applied Plastics Engineering Handbook (Second Edition), William Andrew Publishing, Pages 651-673, chapter 30.2.4 Body-in-White (BiW)
ISBN 9780323390408
<https://doi.org/10.1016/B978-0-323-39040-8.00031-6>.
- [7] Mohammed A. Omar, 2011
The Automotive Body Manufacturing Systems and Processes
In The Automotive Body Manufacturing Systems and Processes, M.A. Omar (Ed.)
pp. 15-105
John Wiley and Sons Ltd. ISBN:978-0-470-97633-3
<https://doi-org.ezproxy.biblio.polito.it/10.1002/9781119990888.ch2>

- [8] NMM - National Material of Mexico, 2021
Automotive Steel History and the Future of Automobile Manufacturing
<http://nmm.com.mx/automotive-steel-history-and-the-future-of-automobile-making/>
- [9] Geoffrey Davies, 2012
Chapter 2 - Design and material utilization
 Geoffrey Davies, *Materials for Automobile Bodies* (Second Edition), Pages 17-91,
 Butterworth-Heinemann
 ISBN 9780080969794
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096979-4.00002-5>.
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080969794000025>
- [10] Hannah Ritchie, Max Roser, 2020
CO2 and Greenhouse Gas Emissions
 Published online at OurWorldInData.org
<https://ourworldindata.org/co2-and-other-greenhouse-gas-emissions> [Online Resource]
- [11] ArcelorMittal North America, 02/2020
Complex phase and multi-phase steels
 Data Sheet, in North American Automotive
<https://usa.arcelormittal.com/media/Files/A/Arcelormittal-USA-V2/what-we-do/markets/automotive/2020-02-DataSheet-ComplexPhase-v4.pdf>
- [12] J. Chen, X. Li, X. Han, 2014
Comprehensive Materials Processing, 5.17 - Hot Stamping
 Saleem Hashmi, Gilmar Ferreira Batalha, Chester J. Van Tyne, Bekir Yilbas, *Comprehensive Materials Processing*, Elsevier, Pages 351-370
 ISBN 9780080965338, <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00526-4>.
- [13] Taylor, Tom & Clough, A., 2018
Critical review of automotive hot-stamped sheet steel from an industrial perspective
Materials Science and Technology
 DOI 34. 1-53. 10.1080/02670836.2018.1425239.
- [14] Merklein M., Lechler J., 2009
Determination of Material and Process Characteristics for Hot Stamping Processes of Quenchenable Ultra High Strength Steels with Respect to a FE-based Process Design
SAE International Journal of Materials and Manufacturing, 1(1), 411-426
 Retrieved July 12, 2021, from <http://www.jstor.org/stable/26282671>
- [15] Lecointe B., Monnier G.
Downsizing a Gasoline Engine Using Turbocharging with Direct Injection
SAE Technical Paper 2003-01-0542, 2003
<https://doi.org/10.4271/2003-01-0542>
- [16] Wenhui Lin, Fang Li, Xueming Hua, Dongsheng Wu, 2018
Effect of filler wire on laser welded blanks of Al-Si-coated 22MnB5 steel
Journal of Materials Processing Technology, Volume 259, Pages 195-205
 ISSN 0924-0136
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.041>.
- [17] Minjung Kang, Young-Min Kim, Cheolhee Kim, 2016
Effect of heating parameters on laser welded tailored blanks of hot press forming steel
Journal of Materials Processing Technology, Volume 228, Pages 137-144

- ISSN 0924-0136
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.06.028>.
- [18] Will Joost, US Department of Energy
Energy, Materials, and Vehicle Weight Reduction
<https://www.nist.gov/system/files/documents/mml/acmd/structural-materials/Joost-W-DOE-VTP-NIST-ASP-AHSS-Workshop-R03.pdf>
- [19] J.M.K.C. Donev et al, 2020
Energy Education - Hydrocarbon combustion
<https://energyeducation.ca/encyclopedia/Hydrocarbon-combustion>
- [20] International Council on Clean Transportation ICCT, 01/2014
EU CO2 Emission Standards for Passenger Cars and Light-Commercial Vehicles
<https://theicct.org/sites/default/files/publications/ICCTupdate-EU-95gram-jan2014.pdf>
- [21] Edited by Peter Mock and Sonsoles Díaz (ICCT Europe)
 with kind support from Yoann Bernard, Georg Bieker, Izabela Pniewska, Pierre-Louis Ragon, Felipe Rodriguez, Uwe Tietge, Sandra Wappelhorst
 Design and visualization by Hahn, Zimmermann, Bern
 International Council on Clean Transportation ICCT, 2020
European Market Statistics
 fig. 4-20, 4-22, slide 24/55
<https://theicct.org/sites/default/files/publications/ICCT-EU-Pocketbook-2020-Web-Dec2020.pdf>
- [22] De Mol, Johan, Vlassenroot, Sven, Zwerts, Enid, Allaert, Georges, Witlox, Frank, 2009
The evolution of car power, weight and top speed during the last twenty years in Belgium: a consideration for future policies
 Proceedings of the BIVEC-GIBET Transport Research Day, 607-620
- [23] Li Bao, W.J. Liu, Bo Wang, Haipeng Li, Xiaoping You, Qiang Zhou, Meng Liu, Shenrou Gao
Experimental investigation on partition controllable induction heating-hot stamping process of high-strength boron alloyed steel plates with designable temperature patterns
 Journal of Materials Research and Technology, Volume 9, Issue 6, 2020
 Pages 13963-13976, ISSN 2238-7854
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.09.134>.
- [24] R. Amaral, Abel Santos, J. Cesar de Sa, Sara Miranda, 2017
Formability prediction for AHSS materials using damage models
 Journal of Physics: Conference Series
 DOI:843. 012018. 10.1088/1742-6596/843/1/012018.
- [25] Stuart Keeler, 01/07/20216
Forming-Limit Diagrams: Then and Now
 Metal Forming Magazine
<https://www.metalformingmagazine.com/article/?/quality-control/material-testing/forming-limit-diagrams-then-and-now>
- [26] Behrens BA., 2018
Hot Stamping
 In: Chatti S., Laperrière L., Reinhart G., Tolio T., The International Academy for Production (eds) CIRP Encyclopedia of Production Engineering. Springer, Berlin,

- Heidelberg
<https://doi.org/10.1007/978-3-642-35950-7-16722-3>
- [27] Fahrettin Ozturk, Ilyas Kacar, Muammer Koç, 2019
Hot Stamping
 In Modern Manufacturing Processes (eds M. Koç and T. Özel), chapter 10, pp. 239-264
<https://doi-org.ezproxy.biblio.polito.it/10.1002/9781119120384.ch10>
- [28] Renzo Valentini, Michele Maria Tedesco, Serena Corsinovi, Linda Bacchi, Michele Villa, 27/08/2019
Investigation of Mechanical Tests for Hydrogen Embrittlement in Automotive PHS Steels
 Metals 2019, 9, 934
 DOI:10.3390/met9090934
- [29] C. Kim, M.J. Kang, Y.D. Park, 2011
Laser welding of Al-Si coated hot stamping steel
 Procedia Engineering, Volume 10, Pages 2226-2231
 ISSN 1877-7058
<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2011.04.368>.
- [30] Sassykova L. R, Aubakirov Y. A, Sendilvelan S, Tashmukhambetova Z. K, Faizullaeva M. F, Bhaskar K, Batyrbayeva A. A, Ryskaliyeva R. G, Tyussyupova B. B, Zhakupova A. A., Sarybayev M. A, 2019
The Main Components of Vehicle Exhaust Gases and Their Effective Catalytic Neutralization
 Orient J Chem 2019;35(1)
<http://dx.doi.org/10.13005/ojc/350112>
- [31] PamStamp
Manufacture High-Quality, Cost-Efficient Stamped Parts the First Time with Simulation Software
<https://www.esi-group.com/products/sheet-metal-forming>
- [32] Bouchaib Radi, Abdelkhalak El Hami, 2016
Material Forming Processes: Simulation, Drawing, Hydroforming and Additive Manufacturing
 In Material Forming Processes (eds B. Radi and A. El Hami), chapter 1, pp. 1-22
 Published by ISTE Ltd and John Wiley and Sons, Inc.
<https://doi.org/10.1002/9781119332718.ch1>
- [33] GOM - Optical Measuring Techniques, 2009
Material Properties: Determination of Process Limitations in Sheet Metal Forming - Forming Limit Diagram
<https://www.gom.com/fileadmin/user-upload/industries/flc-fld-EN.pdf>
- [34] Mohit Verma, Massimo di Ciano, J. Richard Culham, Cyrus Yau, Kyle Daun, 2018
Minimizing the Cycle Time of a Roller Hearth Furnace for Hot-Forming Die-Quenching
 IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 418.012016.
 DOI:10.1088/1757-899X/418/1/012016
- [35] Michael Machhammer
New Sheet Metal Forming Technologies
 APT, Innovativ Forming och Pressning, Olofstrom, Sweden

- <https://techtank.se/wp-content/uploads/2019/12/Michael-Machhammer-New-Sheet-Metal-Forming-Technologies-Techtank-Conference-191128.pdf>
- [36] Jean-Martin Van der Hoeven, Chief Marketing Officer, ArcelorMittal Europe Flat Products, Abu Dhabi 10/09/2014
Our Answer to Future Automotive Constraints
<https://www.metalbulletin.com/events/download.ashx/document/speaker/7291/a0ID000000X0k2IMA>
- [37] Reşitoğlu, İ.A., Altinişik, K., Keskin, A., 2015
The pollutant emissions from diesel-engine vehicles and exhaust aftertreatment systems
Clean Techn Environ Policy 17, 15–27
<https://doi.org/10.1007/s10098-014-0793-9>
- [38] Zacharof, N., Fontaras, G., Ciuffo, B., Tsiakmakis, S. et al, 2016
Review of in use factors affecting the fuel consumption and CO2 emissions of passenger cars
EUR 27819 EN
DOI:10.2790/140640
- [39] Legislative Train, 1A European Green Deal, 06/2021
Revision of the Regulation Setting CO2 Emission Performance Standards for Cars and Light Commercial Vehicles/Before 2021-7
- [40] J. Yanagimoto, K. Oyamada, T. Nakagawa, 2005
Springback of High-Strength Steel after Hot and Warm Sheet Formings
CIRP Annals, Volume 54, Issue 1, Pages 213-216, ISSN 0007-8506
[https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60086-9](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60086-9).
- [41] World Steel Associatio, 2019
Steel in Automotive
<https://www.worldsteel.org/steel-by-topic/steel-markets/automotive.html>
- [42] ArcelorMittal North America, 01/2020
Steel for hot stamping
Data Sheet, in North American Automotive
<https://usa.arcelormittal.com/ /media/Files/A/Arcelormittal-USA-V2/what-we-do/markets/automotive/2020-01-DataSheet-HotStamping-v1.pdf>
- [43] K. Mori, Y. Okuda, 2010
Tailor die quenching in hot stamping for producing ultra-high strength steel formed parts having strength distribution
CIRP Annals, Volume 59, Issue 1, Pages 291-294
ISSN 0007-8506
<https://doi.org/10.1016/j.cirp.2010.03.107>.
- [44] Georg Parma, 2021
Tailored Tempering process for hot forming (partial press hardening)
ThyssenKrupp AG
<https://www.thyssenkrupp-steel.com/en/innovations/processing-methods/tailored-tempering-process-for-hot-forming-partial-press-hardening/tailored-tempering.html>
- [45] APT, 10/10/2019
TemperBox
<https://www.aotk.rwth-aachen.de/files/aotk2019/pdf/AOTK2019-Do-G-09-Baeckdahl.pdf>

- [46] Ishikawa T., 2012
Understanding and controlling microstructural evolution in metal forming: An overview
In book: *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes* (pp.3-16)
DOI:10.1533/9780857096340.1.3.
- [47] Claudio Federici, Stefano Maggi, Sergio Rigoni
The Use of Advanced High Strength Steel Sheets in the Automotive Industry
Fiat Auto - Engineering & Design - Materials Engineering, Turin, Italy
<https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2005/LINK/11.pdf>
- [48] Steinhoff & Braun's GmbH, 66740, Saarlouis, DE (27/02/2014)
Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung eines Metallbauteils - Method and device for producing a metal component
DE 10 2012 016 075 B4
Automation Press and Tooling AP&T AB <https://patents.google.com/patent/DE102012016075B4/en>
- [49] Volker Flesch, Björn Müller, Patrick Müller, Maik Winderlich, Thorsten Wisnia (14/08/2019)
Vorrichtung zur Herstellung eines Metallbauteiles - Apparatus for producing a metal component
DE 10 2018 103 142 A1
Gedia Gebr Dingerkus GmbH
<https://patents.google.com/patent/DE102018103142A1/en>
- [50] Björn Wenzel, Drazen Klint, Marcus Leander (17/02/2021)
Zwischenheizstation - Intermediate heating station EP 3 778 054 A1
Automation Press and Tooling AP&T AB
<https://patents.google.com/patent/EP3778054A1/de?oq=EP3778054A1>
- [51] Graziano Ubertalli, 2017
Slide di Tecnologia dei Materiali Metallici, Politecnico di Torino
- [52] Franco Lombardi, 2017
Slide di Manufacturing and Assembly Technologies, Politecnico di Torino