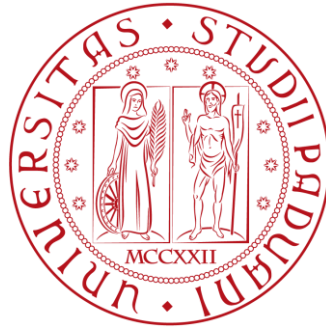


UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI PADOVA



SCUOLA DI INGEGNERIA

DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA INDUSTRIALE

CORSO DI LAUREA MAGISTRALE IN INGEGNERIA DEI MATERIALI

Tesi di Laurea Magistrale in Ingegneria dei Materiali

**STUDIO DEL PROCESSO DI PIEGO-STIRATURA A CALDO DI
TUBI IN LEGA DI TITANIO Ti-3Al-2.5V**

*FEASIBILITY OF DRAW BENDING PROCESS AT ELEVATED
TEMPERATURE FOR Ti-3Al-2.5V ALLOY TUBES*

Relatore: Prof. Ing. Ghiotti Andrea

Correlatore: Ing. Simonetto Enrico

Laureanda: VENTURATO GIULIA

Anno Accademico 2014/2015

一生懸命 勇氣運

Abstract

The aerospace industry, with its continuous demand for higher performances, requires the evolution of all the materials and the processes involved.

One of the most widely applied materials in the aerospace industry is titanium. Thanks to their lightness and its high mechanical properties, titanium and titanium alloys represent the perfect substitute for high-alloyed steels or aluminium alloys.

There are, nonetheless, some drawbacks with high performance metals, such as titanium: their workability and their formability are very low, at room temperature, and the processes involved to achieve the final shape become very expensive and sometime disadvantageous. Cold processes aren't suitable for these kind of metals because cracks easily occur even for small deformation applied, not mentioning the enormous forces involved in the process, requiring special and expensive tools. Moreover, metals with high elastic modulus show a very marked spring-back effect, which creates important distortions in the final pieces. For these materials, hot processes are necessary, allowing to achieve major deformation with lower forces and without cracks and more precise final shapes, reducing the spring-back.

The aim of this work is that of studying the hot draw bending process applied to titanium grade 9 tubes. The material will be tested in order to characterize the material behaviour varying the temperature and the strain rate. The data provided by the testing phase are used to carried out the numerical model of the tube bending process in Forge2011® software environment.

Sommario

L'industria aerospaziale, con la continua domanda di maggiori prestazioni, richiede l'evoluzione dei processi e dei materiali applicati.

Uno dei materiali più largamente applicati nell'industria aerospaziale è il titanio. Grazie alla loro leggerezza e alle loro elevate proprietà meccaniche, il titanio e le sue leghe rappresentano i perfetti sostituti agli acciai alto legati o alle leghe di alluminio.

Ci sono, tuttavia, degli svantaggi legati a questi metalli con elevate caratteristiche meccaniche, com'è il caso del titanio: la loro lavorabilità e la loro formabilità sono molto basse, a temperatura ambiente, e i processi utilizzati per raggiungere la forma finale diventano molto costosi e, a volte, svantaggiosi. I processi a freddo non sono adatti per questi tipi di metalli poiché si ha l'insorgenza di cricche anche per piccole deformazioni applicate, senza considerare le elevate forze in gioco, che richiedono attrezzature specifiche e costose. In più, i metalli con alto modulo elastico presentano un marcato ritorno elastico, che provoca importanti distorsioni sui pezzi finiti. Per questi materiali sono necessari i processi a caldo, permettendo di ottenere maggiori deformazioni applicando minori forze, senza incorrere in rotture e ottenendo forme finali più precise, riducendo il ritorno elastico.

Questo lavoro è incentrato sullo studio del processo di piego-stiratura a caldo applicato a tubi in titanio grado 9. Il materiale verrà testato per ricavarne le proprietà al variare della temperatura e della velocità di deformazione. I dati ottenuti in fase di test sono utilizzati per implementare un file del materiale accurato nella simulazione del processo, effettuata utilizzando il software Forge2011®.

Indice

1. INTRODUZIONE	1
1.1. ARTICOLAZIONE DEL LAVORO	2
2. STATO DELL'ARTE	3
2.1. APPLICAZIONI ELEMENTI IN TITANIO	3
2.2. TITANIO COMMERCIALMENTE PURO E LEGHE DI TITANIO	4
2.2.1. Trattamenti termici per leghe di titanio	5
2.2.2. Titanio Grado 9 - Ti3Al2.5V	13
2.3. SISTEMI DI PIEGATURA DI ELEMENTI TUBOLARI	14
2.4. METOSI DI RISCALDAMENTO	16
2.4.1. Riscaldamento per induzione	16
2.4.2. Riscaldamento diretto per resistenza	20
2.5. ASPETTI LEGATI ALLE SIMULAZIONI FE	21
2.6. Ti-3AL-2.5V IN LETTERATURA	22
2.7. MACCHINE DI STIRO-PIEGATURA E METODI DI RISCALDAMENTO APPLICABILI	24
2.8. SIMULAZIONI FEM	28
3. IL CASO INDUSTRIALE	31
4. MATERIALE	37
4.1. PROVE DI TRAZIONE MONOASSIALE	37
4.1.1. Curva di trazione ingegneristica (o nominale)	37
4.1.2. Curva di trazione reale (curva di flusso)	40
4.1.3. Effetti della velocità di deformazione	42
4.1.4. Effetti della temperatura	43
4.2. LA PROCEDURA SPERIMENTALE	45
4.2.1. L'apparato sperimentale	45
4.2.2. La procedura sperimentale	48
4.2.3. Setup di prova	51
4.2.4. Il piano sperimentale	54
4.3. RISULTATI	55
4.3.1. Curve ingegneristiche e reali	55
4.3.2. Calcolo del modulo di Young	58
4.3.3. Calcolo del coefficiente di dilatazione termica	59
4.3.4. Calcolo dei coefficienti di Hansel Spittel	60
5. SIMULAZIONI FEM	62
5.1. STRUTTURAZIONE DEL MODELLO FE	62
5.1.1. Preprocessore	62
5.1.1.1. Geometrie di pezzo e utensili	63

5.1.1.2.	Cinematica degli utensili	64
5.1.1.3.	Costruzione della mesh	66
5.1.1.4.	Definizione dei parametri di attrito	66
5.1.2.	Computazione	68
5.1.3.	Postprocessore	68
5.2.	SIMULAZIONE DI DRAW BENDING A CALDO	68
5.2.1.	Riscaldamento con campo termico	68
5.2.2.	Riscaldamento per induzione con Forge NXT	69
5.2.3.	Definizione degli scambi termici	72
5.3.	IMPLEMENTAZIONE DEL FILE DEL MATERIALE	74
5.3.1.	Modelli reologici per il FEM	74
5.3.2.	File del materiale	75
6.	RISULTATI	79
6.1.	SIMULAZIONE DEL PROCESSO A FREDDO	79
6.2.	SIMULAZIONI DEL PROCESSO A CALDO	81
7.	CONCLUSIONI	86
	REFERENZE	87
	RINGRAZIAMENTI	

1

INTRODUZIONE

Il design, l'automotive, l'aerospace e innumerevoli altri settori richiedono l'utilizzo di elementi tubolari diversamente lavorati e formati nonché costituiti da materiali di diversa natura. I materiali utilizzati per queste applicazioni possono essere sia metallici che plastici e, per tale motivo, caratterizzati da differenti peculiarità, finestre di processo e formabilità.

Tra questi sono considerati di particolare interesse i materiali metallici con elevate caratteristiche meccaniche, dal momento che risultano molto difficili da formare a freddo, necessitando di processi a caldo per poter essere formati senza incorrere in cricche o rotture. Inoltre, materiali con elevato modulo elastico presentano, dopo la lavorazione, il fenomeno del ritorno elastico consistente nel rilascio delle tensioni interne accumulate durante la piega, con conseguente deformazione. Questo rappresenta un problema quando si presenta la necessità di ottenere pezzi di forme ben precise e uguali tra di loro. Le lavorazioni a caldo rappresentano una soluzione a questo problema dal momento che all'aumentare della temperatura di lavorazione, il ritorno elastico diminuisce, fino a scomparire completamente. La lavorazione dei materiali ad alta temperatura consente inoltre di ottenere un aumento della formabilità del materiale, permettendo deformazioni più severe senza incorrere in rotture.

Il caso industriale di riferimento è basato sulle attuali macchine di piegatura a freddo sviluppate dall'azienda partner di progetto BLM GROUP S.p.A., interessata ad un sistema idoneo a piegare tubi di diversi materiali con diversi angoli di curvatura, al fine di prevenire eventuali rotture e limitare il ritorno elastico.

In tale contesto verrà svolto uno studio e un'analisi delle proprietà meccaniche del titanio grado 9 (o Ti-3Al-2.5V) al fine di pervenire alla simulazione del processo di stiro-piegatura e definire il comportamento del pezzo durante e dopo lavorazione. Sarà inoltre considerato nella simulazione uno step di riscaldamento durante il quale il pezzo oggetto di lavorazione verrà sottoposto ad una determinata temperatura, a seguito della quale saranno osservate delle importanti modifiche, prima fra tutte la sua dilatazione termica. Si osserverà, infatti, che il tubo può adattarsi perfettamente alle cave degli stampi se mantenuto a temperatura ambiente, ma, dopo riscaldamento, la sua sezione può essere caratterizzata da deformazioni tali da determinare la non riuscita del processo di piega.

1.1 Articolazione del lavoro

Il presente lavoro si articolerà in sette sezioni concernenti gli argomenti di seguito riportati e sviluppati nei capitoli di afferenza.

Oltre al primo capitolo riguardante l'introduzione, il lavoro di tesi comprenderà nel Capitolo 2 alcune considerazioni riguardanti lo stato dell'arte circa il materiale preso in considerazione (Ti-3Al-2.5V), i processi di piegatura attualmente utilizzati e la letteratura riguardante le simulazioni FEM.

Nel Capitolo 3 verrà esaminato un concreto caso industriale di riferimento, rappresentato dall'azienda BLM s.p.a.

Il Capitolo 4 prenderà in considerazione i test sperimentali eseguiti sul materiale d'interesse e i risultati conseguiti.

Il Capitolo 5 riguarderà le simulazioni FEM, con particolare riferimento agli aspetti riguardanti la strutturazione del modello e il setup utilizzato in tali simulazioni.

Nel Capitolo 6 verranno riportati i risultati conseguiti nelle simulazioni dei processi a freddo e a caldo. A seguire il Capitolo 7 nel quale saranno sviluppate le osservazioni conclusive di tale lavoro.

2

STATO DELL'ARTE

2.1 Applicazioni di elementi in titanio

Le principali motivazioni per utilizzare il titanio nell'industria aerospaziale sono:

- Alleggerimento della struttura (in particolare sostituendo l'acciaio);
- Possibilità di ridurre le dimensioni dei componenti (in sostituzione all'alluminio);
- Range di temperature di applicazione più ampio (in sostituzione a leghe di Al, Ni e acciai);
- Resistenza alla corrosione (in sostituzione a leghe di Al e acciai basso legati);
- Compatibilità con materiali compositi (in sostituzione alle leghe di Al).

L'alleggerimento della struttura è sicuramente uno degli aspetti più importanti. La bassa densità del titanio rispetto a quella degli acciai permette di poter rimpiazzare alcuni componenti nonostante l'acciaio offra maggiore resistenza.

Rispetto all'alluminio, la resistenza del titanio è molto maggiore, quindi, nonostante il minor peso dell'alluminio, si possono realizzare componenti di dimensioni minori, ma con la stessa resistenza.

Il titanio è un ottimo sostituto dell'alluminio quando la temperatura di utilizzo del componente supera i 130°C, che è la massima temperatura di utilizzo della maggior parte delle leghe di alluminio. Queste condizioni sussistono, per esempio, nella carlinga, nell'unità di potenza ausiliaria (APU) e nei sistemi di anti-congelamento per le strutture dei velivoli.

Acciai e leghe di Ni sono certamente delle alternative, ma hanno una densità di 1.7 volte quella del titanio.

Ottimi esempi di utilizzo del titanio in situazioni in cui i componenti devono avere dimensioni ridotte sono le travi dei carrelli di atterraggio dei Boeing 747 e 757. In alternativa al titanio si sarebbe potuto utilizzare una lega di Al, come per esempio la 7075, con costi molto minori. Tuttavia, considerando i carichi in gioco, la trave in alluminio sarebbe stata troppo grande per adattarsi negli spazi a disposizione. Si sarebbe potuto utilizzare acciaio ma il componente sarebbe stato troppo pesante a causa della maggiore densità rispetto al titanio.

La resistenza alla corrosione permette di non utilizzare vernici protettive sul componente, a meno che non ci sia contatto tra il componente in titanio e un componente in lega di alluminio o in acciaio basso legato: in questo caso si applica la vernice per evitare corrosione galvanica.

La compatibilità con i compositi a matrice polimerica sta diventando argomento d'interesse per quanto riguarda le strutture in composito nei velivoli. Il titanio è compatibile con le fibre di carbonio nelle matrici, al contrario delle leghe di alluminio e degli acciai basso legati che generano un significativo potenziale galvanico.

Il titanio è stato utilizzato nelle strutture in composito anche perché il suo coefficiente di espansione termica è in accordo con quello del composito.

Il costo è sempre un aspetto importante da tenere in considerazione. Il materiale grezzo costa da 3 a 10 volte di più rispetto ad alluminio o acciaio e i costi di lavorazione sono maggiori (almeno 10 volte i costi di lavorazione dell'alluminio). [1]

Il titanio è utilizzato nei telai delle vetture ad alte prestazioni, in sostituzione agli acciai altoresistenziali per alleggerire la vettura, mantenendone tuttavia le caratteristiche meccaniche necessarie in caso di urti.

Il titanio è, inoltre, largamente utilizzato nell'ambito biomedico grazie alla sua biocompatibilità.

2.2 Titanio commercialmente puro e leghe di titanio

I minerali di titanio sono noti dalla fine del XVIII secolo, quando prima il reverendo inglese William Gregor, appassionato mineralogista, scoprì nella zona di Menakine in Cornovaglia sabbie scure contenenti in prevalenza l'ossido FeTiO_3 (ilmenite), e poi il chimico M.H. Klaproth individuò in campioni di sabbia provenienti dall'Ungheria l'ossido TiO_2 (rutile). Quest'ultimo chiamò il nuovo elemento scoperto titanio, riferendosi ai titani della mitologia greca.

L'elevata stabilità dei composti del titanio con l'ossigeno rese però praticamente impossibile la sua estrazione dai minerali utilizzando le tecnologie siderurgiche tradizionali. Solo all'inizio del XX secolo, con la messa a punto dei processi Hunter e Kroll, fu possibile ottenere titanio puro da poter utilizzare su scala industriale. Alcune caratteristiche peculiari del titanio quali la bassa densità, l'alta temperatura di fusione unite alle proprietà come l'elevata resistenza alla corrosione, sono apparse immediatamente molto interessanti per molte applicazioni industriali, ma sono state soprattutto le elevate proprietà resistenziali delle leghe, ad attirare l'attenzione del settore aeronautico ed aerospaziale.

Il titanio è un elemento allotropico con una struttura a reticolo esagonale compatto (EC), detta fase α , a temperature inferiori agli 883°C , ed una struttura con reticolo cubico a corpo centrato (CCC), detta fase β , per temperature superiori. Nelle sue leghe si definisce come temperatura di β -transus la temperatura più bassa per cui si ha la presenza della sola fase β .

I più comuni elementi α -stabilizzanti sono: l'alluminio, che ha una larghissima solubilità sia in campo α che β , le terre rare, l'ossigeno, il carbonio e l'azoto. Questi ultimi, in particolare l'ossigeno, non possono però essere considerati come elementi di lega, essendo la loro presenza spesso indesiderata. Gli elementi di lega β -stabilizzanti possono determinare la formazione di composti eutetoidici come nel caso di ferro, cromo, silicio e nichel, oppure essere isomorfi con la fase β , come vanadio, molibdeno e niobio. Altri elementi quali zirconio, niobio o stagno non hanno sostanziali effetti sulla temperatura di β -transus della lega in cui sono presenti, ma tendono ad incrementarne le proprietà meccaniche.

A seconda della quantità di fase β presente nelle varie leghe a temperatura ambiente, queste vengono classificate in:

- leghe α se hanno una percentuale di fase $\beta < 5\%$: questa tipologia di leghe non risponde ai trattamenti termici, ma d'altro canto possiede un'elevata saldabilità;
- leghe $\alpha+\beta$ e near- α se hanno una percentuale di fase β compresa fra il 10% e 20%: queste leghe rispondono ai trattamenti termici e possono subire trasformazioni di tipo martensitico;
- leghe β e near- β per percentuali di fase β superiori al 20%: sono leghe che possono essere soggette a trattamenti termici ma non possono subire trasformazioni martensitiche. Per queste leghe, comunque, la denominazione utilizzata è impropria, visto che a temperatura ambiente la quantità di fase β presente può essere paragonabile a quella della fase α ed è in forma metastabile.

Nelle due ultime classi di leghe la scelta del trattamento termico influenza fortemente non solo la resistenza statica e la duttilità del materiale, ma anche la sua tenacità a frattura e resistenza a fatica.

Attualmente le leghe $\alpha+\beta$ sono le più utilizzate in campo aeronautico e motoristico, nonostante lo sviluppo che negli ultimi anni hanno fatto registrare le leghe β . [2]

2.2.1 Trattamenti termici per leghe di titanio [2]

L'elevata reattività del titanio soprattutto alle alte temperature, impone che prima dei trattamenti termici il componente sia completamente pulito, sgrassato ed asciugato. L'inosservanza di queste accortezze può indurre alla contaminazione del materiale con conseguente rischio di infragilimento o tendenza alla corrosione sotto tensione (stress corrosion). L'elevata velocità di ossidazione può indurre la formazione sulla superficie del pezzo di uno strato costituito di fase α ricca di ossigeno (α -case), che risulta essere più fragile del restante materiale, e quindi può generare difficoltà durante le successive lavorazioni plastiche od alle macchine utensili. L' α -case, se non può essere evitato, deve essere asportato dopo il trattamento termico. L'assorbimento dell'idrogeno, invece, deve essere assolutamente scongiurato, poiché anche quantità limitate di questo elemento possono determinare una cospicua riduzione della tenacità e della resilienza. I trattamenti termici, quando non possono essere condotti in forni a vuoto oppure con atmosfera inerte, spesso si effettuano in atmosfere ossidanti, per ridurre da una parte la pressione parziale dell'idrogeno, e dall'altra la sua velocità di diffusione a causa della presenza della superficie ossidata del materiale.

Di seguito vengono quindi riportati i principali trattamenti termici normalmente eseguiti sulle leghe di titanio, accompagnati da una breve spiegazione.

Trattamento di distensione: riducendo gli effetti delle tensioni residue dovute a lavorazioni per deformazione plastica, saldatura e trattamento termico, favorisce il mantenimento della stabilità geometrica e dimensionale del componente realizzato. Questo trattamento può essere omesso quando alle lavorazioni meccaniche viene fatta seguire la ricottura o, in alcuni casi, il trattamento d'invecchiamento. La distensione nel titanio può avvenire utilizzando varie combinazioni di temperatura/tempo ma, come mostrato in Fig. 2.1, la riduzione delle tensioni è sostanzialmente legata alla temperatura a cui viene eseguito il trattamento. Questa, comunque, non deve modificare i risultati di precedenti trattamenti termici, così come la velocità di raffreddamento non deve generare nel materiale gradienti di temperatura eccessivi.

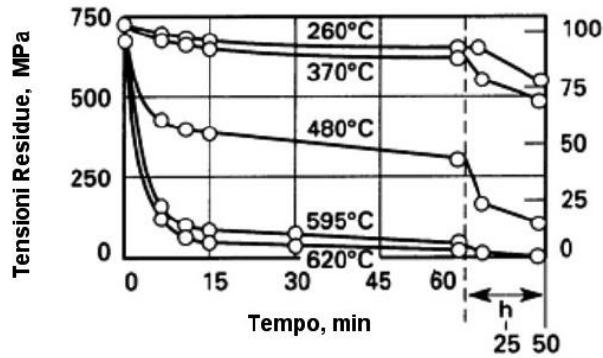


Fig. 2.1: *Trattamento di distensione. Relazione fra tempo e riduzione delle tensioni residue a varie temperature nella lega Ti-6Al-4V.*

Ricottura in campo β : permette di ottenere nelle leghe di titanio $\alpha+\beta$ una microstruttura di Widmanstätten che si genera durante il raffreddamento a partire dai bordi di grani della fase β (Fig. 2.2a). I principali parametri microstrutturali (Fig. 2.2b) sono: dimensione delle lamelle, dimensione delle colonie di lamelle, definite come gruppi di lamelle aventi lo stesso orientamento e sviluppatasi all'interno di una grano β e presenza e spessore della fase α al bordo del grano di fase β di pretrasformazione (α GB). La sequenza di operazioni, trattamenti termici e deformazioni plastiche, a cui viene sottoposto il materiale prima della ricottura è sostanziale per il risultato finale del trattamento (Fig. 2.3). La temperatura a cui viene effettuata la deformazione plastica condiziona fortemente le dimensioni del grano β e, per evitarne l'ingrossamento, le deformazioni plastiche vengono effettuate a temperature poco al di sopra del β -transus. In taluni casi si ricorre ad una sequenza di deformazioni in campo β seguite da una deformazione finale in campo $\alpha+\beta$, solo raramente la deformazione è realizzata unicamente in campo $\alpha+\beta$. La ricottura in campo β è sostanzialmente una ricottura di ricristallizzazione. La scelta della temperatura di trattamento incide sulle dimensioni dei grani β ricristallizzati e di conseguenza sulle dimensioni delle colonie di lamelle che al loro interno si sviluppano.

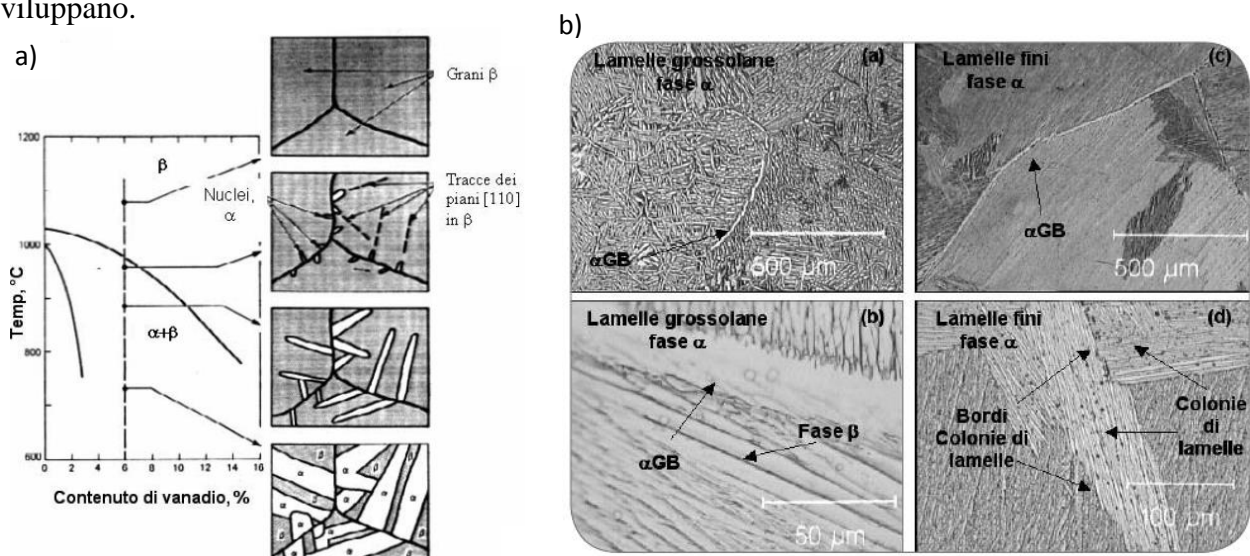


Fig. 2.2: a) *Interpretazione delle fasi di formazione della struttura di Widmanstätten in una lega $\alpha+\beta$; b) Struttura di Widmanstätten nella lega Ti-6Al-4V. (a), (b) struttura grossolana; (c), (d) struttura fine.*

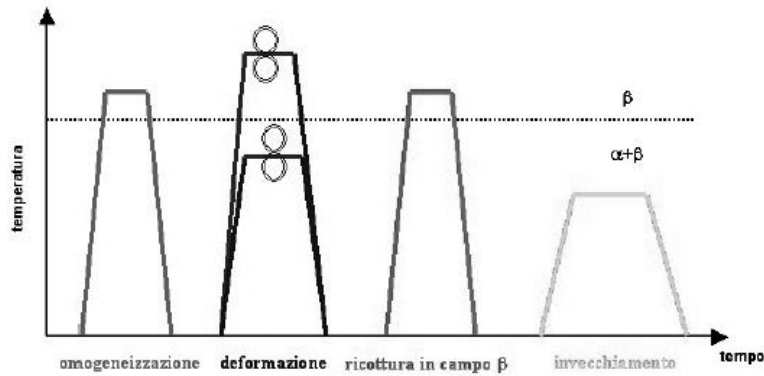


Fig. 2.3: Sequenza di operazioni che deve subire la lega di titanio $\alpha+\beta$ prima di essere sottoposta a ricottura in campo β . Dopo la ricottura il materiale può essere sottoposto a trattamento d'invecchiamento.

La velocità di raffreddamento, invece, determina principalmente la dimensione delle lamelle di fase α e lo spessore dell' α GB che si riducono con il suo aumento. Per velocità di raffreddamento molto elevate si può avere una trasformazione di tipo martensitica con una microstruttura che assume una diversa morfologia e un diverso reticolo cristallino in funzione del contenuto di elementi di lega. Per ridotti contenuti di elementi β -stabilizzanti il reticolo cristallino è di tipo esagonale, anche se distorto, e la martensite (definita α') può assumere una morfologia “massiva” od “aciculare”. Per elevati contenuti di soluto, invece, il reticolo cristallino diviene di tipo ortorombico a facce centrate e la martensite è definita α'' . L'ottenimento di una struttura molto fine, ed eventualmente la formazione di martensite, determina un incremento delle tensioni di snervamento e rottura e quindi della resistenza a fatica ad alto numero di cicli, in virtù del ridotto percorso libero delle dislocazioni. Diverso è l'effetto dimensionale della microstruttura sulla duttilità, che tende prima ad aumentare e quindi, raggiunto un massimo, a diminuire al crescere della velocità di raffreddamento dalla temperatura di ricottura. Fino a quando la tensione di snervamento delle lamelle ha valori inferiori o paragonabili a quelli dell' α GB, la deformazione del materiale avviene in entrambe le strutture, mentre quando la configurazione lamellare diviene molto fine, e quindi la sua tensione di snervamento supera quella dell' α GB, la deformazione del materiale si concentra (Fig. 2.4) esclusivamente all'interno di quest'ultimo. La superficie di frattura di provini di leghe sottoposte a basse velocità di raffreddamento è così caratterizzata da un cedimento duttile di tipo transcristallino, mentre per provini di materiale sottoposto ad alte velocità di raffreddamento si individua una frattura duttile di tipo intercristallino lungo gli α GBs. La ricottura è normalmente seguita da un trattamento d'invecchiamento al fine di ottenere la formazione del precipitato di rinforzo Ti_3Al nella fase α . La formazione di questo precipitato si compie quando la lega contiene una percentuale di alluminio superiore al 6% ed il trattamento non viene eseguito a temperature superiori a quella di solubilizzazione del precipitato stesso, temperature che variano a seconda della lega (per la lega Ti-6Al-4V $T \approx 550^\circ C$). Inoltre è fondamentale che gli elementi di lega siano distribuiti in maniera omogenea nel materiale, per avere un uniforme sviluppo dei precipitati. L'invecchiamento può essere effettuato anche per ottenere una microstruttura di fasi α e β stabili dalle fasi metastabili presenti in seguito ad un rapido raffreddamento. Si può così avere sia la formazione di fini lamelle di fase α secondaria all'interno

della fase β metastabile, sia la trasformazione della struttura martensitica in una finissima struttura $\alpha+\beta$. Da un punto di vista delle proprietà meccaniche le particelle Ti_3Al determinano un incremento della tensione di snervamento ed una riduzione della duttilità particolarmente pronunciata nel caso di strutture lamellari grossolane, mentre al contrario la trasformazione della martensite determina una riduzione della tensione di snervamento ed un incremento della duttilità. La tenacità a frattura e la resistenza alla propagazione delle cricche risultano più elevate per microstrutture più grossolane che hanno valori di K_{IC} e ΔK_{th} superiori rispetto alle microstrutture più fini poiché, a parità di altre condizioni, una microstruttura fine non devia il percorso della cricca durante il suo sviluppo in maniera sostanziale, cosa che invece avviene quando la cricca deve superare i bordi di grosse colonie di lamelle o grosse lamelle (Fig. 2.5). L'incremento di tenacità connesso con l'andamento del percorso della cricca incide, in questo caso, quanto gli effetti di plasticizzazione all'apice della cricca stessa.

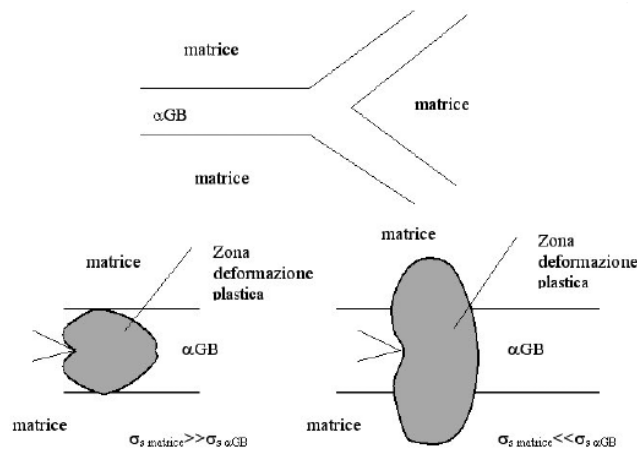


Fig. 2.4: Influenza del diverso valore della tensione di snervamento della matrice e dell' αGB sulla duttilità delle leghe di titanio $\alpha+\beta$.

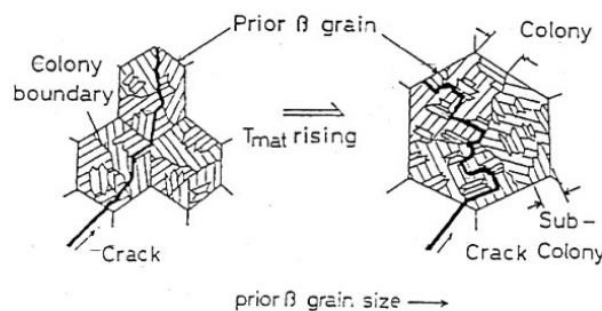


Fig. 2.5: Effetto delle dimensioni della microstruttura lamellare sul percorso seguito dalle cricche durante la loro propagazione.

Ricottura Duplex: questo trattamento ha lo scopo di ottenere una struttura “bimodale” o “duplex” costituita da grani equiassici (globuli) di fase α primaria e da una struttura lamellare fine di fase α secondaria, riducendo al minimo la presenza e le dimensioni degli αGB (Fig. 2.6). Fondamentali, ancora più di quanto lo siano nella ricottura in campo β , sono la scelta dei parametri relativi a tutte le fasi del processo a cui è sottoposto il materiale prima del trattamento termico (Fig. 2.7).

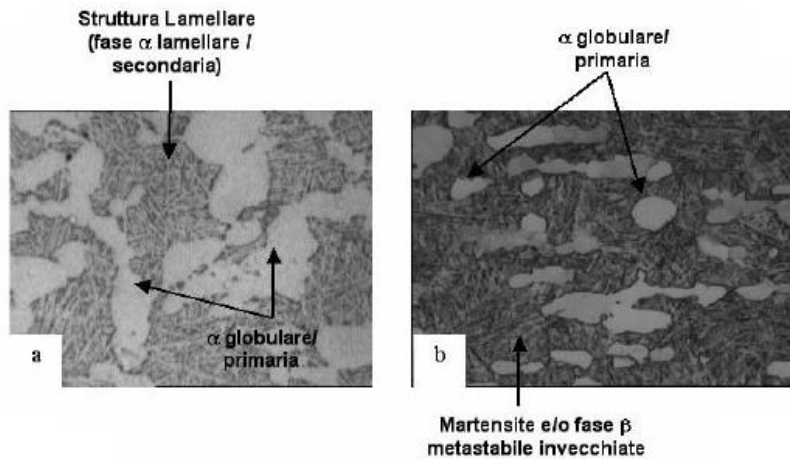


Fig. 2.6: Struttura duplex/bimodale nella lega Ti-6Al-4V. (a) matrice con struttura lamellare, (b) matrice costituita da martensite e fase β metastabile invecchiate.

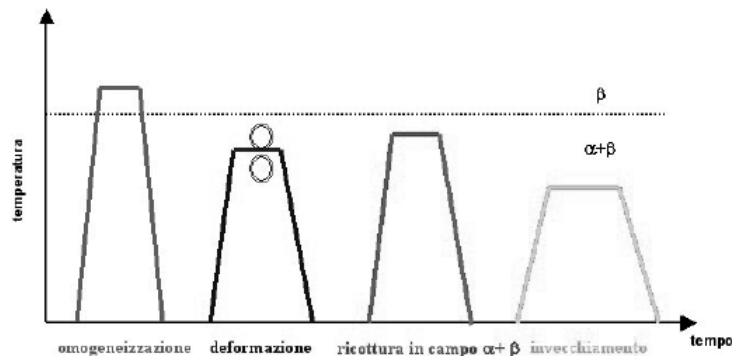


Fig. 2.7: Sequenza di operazioni che deve subire la lega di titanio $\alpha+\beta$ per ottenere una microstruttura duplex/bimodale. Dopo la ricottura in campo $\alpha+\beta$ il materiale può essere sottoposto a trattamento d'invecchiamento.

Durante il trattamento di omogeneizzazione della lega, che precede la deformazione plastica a caldo, è fondamentale la scelta della velocità di raffreddamento poiché questa incide sulle dimensioni della struttura lamellare che si sviluppa. Lamelle fini, infatti, permettono di ottenere nella struttura bimodale grani equiassici di fase α primaria di minori dimensioni e distribuiti in maniera più omogenea di quanto avvenga quando la struttura di Widmanstätten di partenza è grossolana (Fig. 2.8). Parametri da controllare durante la fase di deformazione plastica sono la temperatura ed il grado di deformazione a cui il materiale viene sottoposto. La temperatura, sempre al di sotto del β -transus, incide sulle percentuali relative di fase α e β presenti al momento della deformazione. Se per basse temperature si ha una deformazione prevalentemente della fase α a reticolo EC, per temperature prossime al β -transus si ha, al contrario, una deformazione prevalente della fase β avente reticolo CCC. La deformazione di una struttura costituita da fase α oppure da fase β inciderà sulla tessitura del reticolo cristallino della fase alfa che si svilupperà durante le successive fasi del trattamento termico. Il grado di deformazione plastica a cui viene sottoposta la struttura lamellare, invece, deve indurre nella lega una densità di dislocazioni sufficiente a permettere una sua successiva completa ricristallizzazione. Durante la ricottura in campo $\alpha+\beta$ la temperatura a cui viene effettuato il trattamento determina sia la frazione volumetrica sia la dimensione dei grani di fase α primaria.

Questi, essendo posti ai punti tripli dei grani ricristallizzati di fase β , ne influenzano l'accrescimento e la loro dimensione finale. Le dimensioni dei grani β incidono a loro volta sia sulle dimensioni delle lamelle e delle relative colonie, sia sull'estensione degli α GB che si sviluppano durante il raffreddamento. Durante questo trattamento si ha la redistribuzione degli elementi di lega verso le fasi che essi stabilizzano e questo può determinare una disomogenea composizione chimica del materiale, a livello microstrutturale, che condiziona il successivo trattamento d'invecchiamento. Questo inconveniente può essere in parte ridotto mantenendo la frazione volumetrica di fase α primaria al di sotto del 15%-20%. Il tempo di mantenimento in temperatura non influenza in maniera rilevante le dimensioni dei grani β , in quanto la presenza contemporanea delle due fasi rende molto lento il processo d'ingrossamento dei grani. La velocità di raffreddamento condiziona la microstruttura che si sviluppa dai grani di fase β ricristallizzata e deve essere sufficientemente elevata per ottenere una struttura lamellare, più o meno fine, od eventualmente una struttura costituita da fase β metastabile e/o martensite. Marginale è, invece, l'influenza che questo parametro ha sulle dimensioni sia delle colonie di lamelle sia dell' α GB, che sono determinate sostanzialmente dalle dimensioni dei grani di fase β . Il trattamento finale d'invecchiamento, come nel caso della ricottura dal campo β , ha come scopo quello di favorire la formazione del precipitato di rinforzo Ti_3Al o lo sviluppo, dalla struttura martensitica o dalla fase β metastabile presenti fra i globuli di fase α primaria, di una microstruttura estremamente fine costituita da fasi α e β stabili. La struttura bimodale, rispetto a quella lamellare, induce un moderato incremento della resistenza a snervamento ed a fatica a basso numero di cicli, ma un elevato aumento della duttilità. Questi incrementi sono dovuti alla microstruttura più fine, sia in termini di dimensioni delle lamelle che di colonie di lamelle, ed alla netta diminuzione della presenza degli α GB che riducono sensibilmente la duttilità del materiale. La tenacità e la resistenza alla propagazione delle cricche, analogamente a quanto già osservato nelle microstrutture lamellari, risente del percorso che queste devono seguire durante il loro sviluppo. La microstruttura duplex, essendo più fine rispetto alla microstruttura lamellare, non devierà in maniera apprezzabile le cricche durante il loro accrescimento e quindi i valori di ΔK_{th} e K_{IC} del materiale saranno modesti. Per le microstrutture bimodali è fondamentale la percentuale di fase α primaria presente, in quanto un suo incremento, oltre ad indurre un decadimento della resistenza meccanica per effetto della redistribuzione degli elementi di lega, riduce le dimensioni delle colonie di lamelle e determina una diminuzione del K_{IC} e ΔK_{th} .

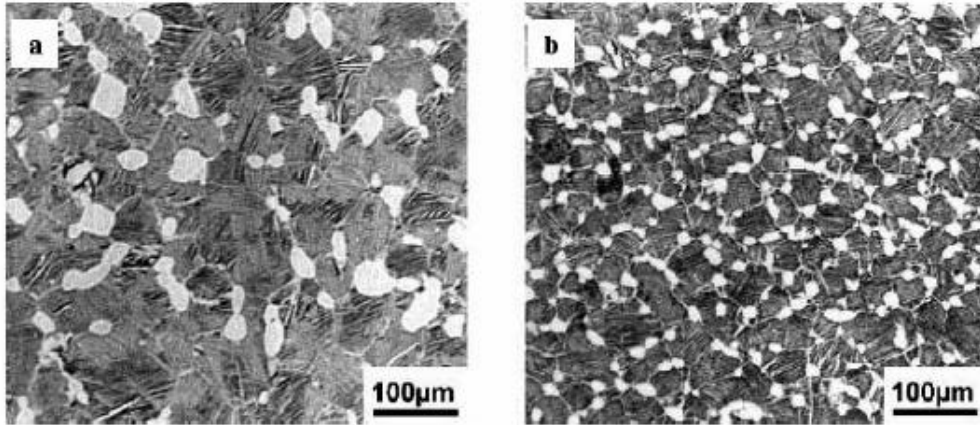


Fig. 2.8: (a) microstruttura duplex ottenuta deformando una struttura lamellare grossolana, (b) microstruttura duplex ottenuta partendo da una struttura lamellare fine.

Ricottura in campo $\alpha+\beta$: ha come scopo l'ottenimento di una struttura costituita da grani di fase α primaria equiassici. Rispetto a quanto riportato per le strutture bimodali (Fig. 2.7), l'unico parametro del processo ad essere modificato è la velocità di raffreddamento dalla temperatura a cui è eseguita la ricottura di ricristallizzazione. Se questa è sufficientemente lenta non si ha la formazione di una struttura lamellare fra i grani di fase α primaria presenti, ma si ha un loro ingrossamento (Fig. 2.9). La dimensione dei grani può essere influenzata dalla microstruttura lamellare deformata di partenza, e quindi dalla velocità di raffreddamento durante il trattamento di omogeneizzazione, o dalla temperatura a cui viene eseguita la ricottura di ricristallizzazione. Incrementando la temperatura del trattamento si riduce la frazione volumetrica di fase α presente nel materiale, questo favorirà durante il raffreddamento l'ingrossamento dei pochi grani α presenti; riducendola ad un valore opportuno, invece, è possibile ottenere una struttura costituita esclusivamente da grani di fase α ricristallizzati molto fini senza dover passare attraverso la ricristallizzazione dei grani di fase β .

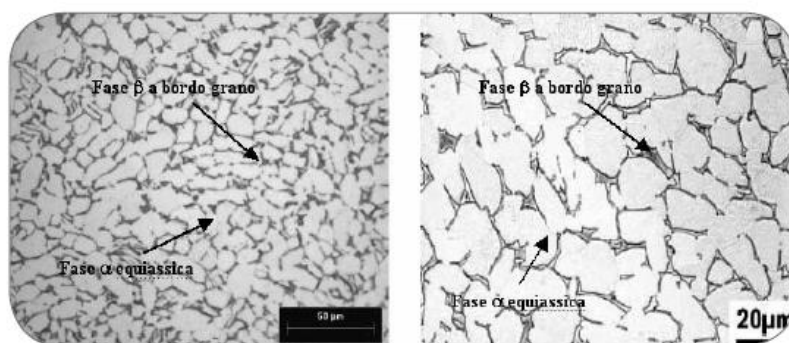


Fig. 2.9: Fase α equiassica ottenuta attraverso una ricottura in campo $\alpha+\beta$.

Da un punto di vista industriale è comunque molto più comune incidere sulla microstruttura ottenuta dal trattamento di omogeneizzazione che ridurre le temperature di ricristallizzazione. Il trattamento finale d'invecchiamento ha come unico scopo quello di promuovere la formazione dei precipitati di rinforzo Ti_3Al . Una variante della ricottura in campo $\alpha+\beta$ è quella che viene definita ricottura di lavorabilità, attraverso la quale è possibile ottenere una microstruttura costituita da fase α primaria

parzialmente ricristallizzata (Fig. 2.10). In questo trattamento la ricottura di ricristallizzazione in campo $\alpha+\beta$ viene completamente omessa (Fig. 2.7). La parziale ricristallizzazione della fase α viene ottenuta durante la fase di deformazione, incidendo sulla temperatura a cui questa viene effettuata, sul grado di deformazione plastica, il tempo di mantenimento alla temperatura di deformazione e soprattutto sulla velocità di raffreddamento che deve essere estremamente ridotta. Le dimensioni dei grani di fase α così ottenuti sono influenzate dalle dimensioni della struttura lamellare presente prima della deformazione e conseguentemente per ottenere una microstruttura fine è necessario utilizzare elevate velocità di raffreddamento durante il trattamento di omogeneizzazione. Dopo la deformazione plastica il materiale viene sottoposto ad un trattamento di ricottura avente esclusivamente il fine di rilasciare le tensioni residue ed è effettuato a temperature superiori a quelle di solubilizzazioni dei precipitati di rinforzo Ti_3Al . Le proprietà meccaniche delle microstrutture ricristallizzate sono influenzate dalla dimensione dei grani sia per quanto riguarda la resistenza meccanica che la duttilità. Una sua riduzione determina un incremento della resistenza a snervamento, a fatica e della duttilità ma una diminuzione della tenacità a frattura, dovuta anche in questo caso al minore effetto di deviazione del percorso della cricca indotto dai grani.

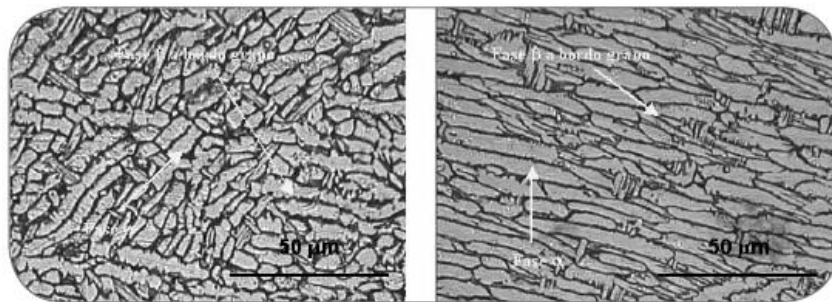


Fig. 2.10: Fase α primaria parzialmente ricristallizzata.

Infine, in Fig. 2.11, vengono riportati degli istogrammi che comparano le proprietà delle diverse microstrutture delle leghe di titanio.

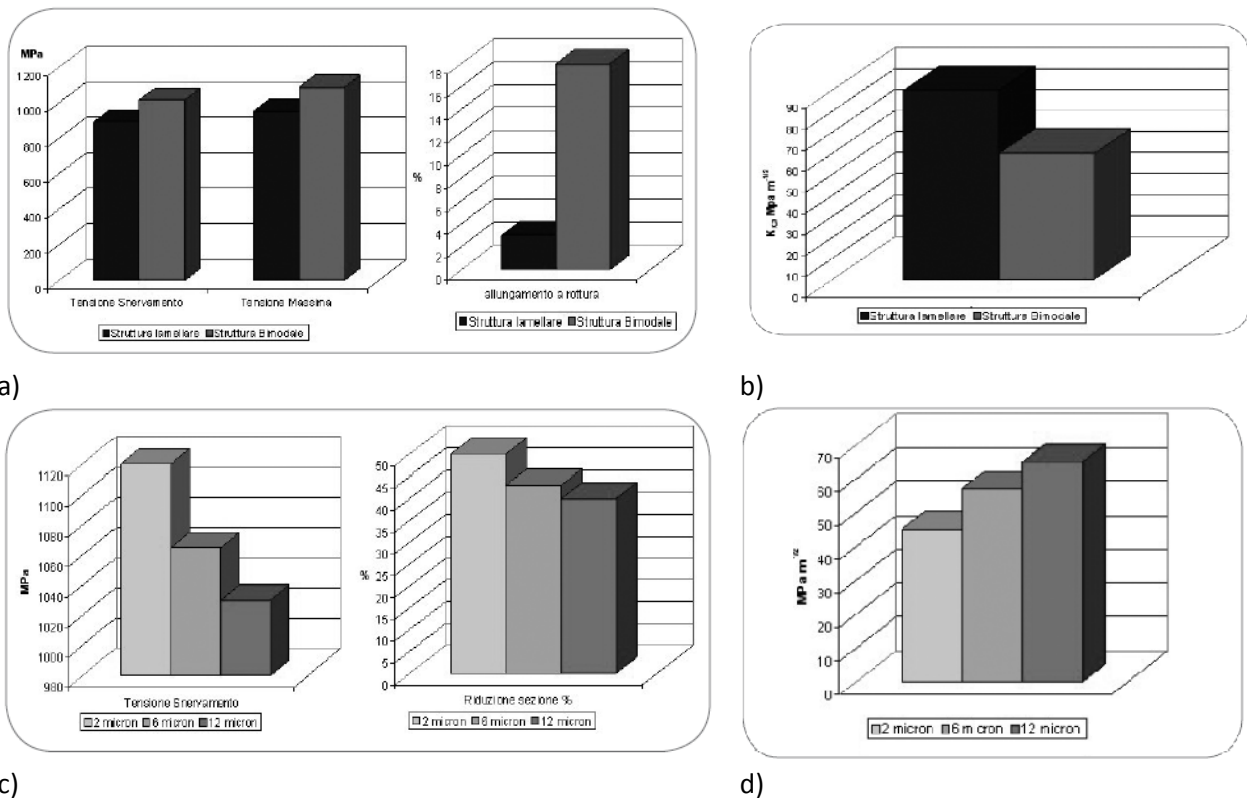


Fig. 2.11: a) Confronto fra la tensione di snervamento, rottura e duttilità della lega Ti-6Al-4V avente microstruttura lamellare e duplex; b) Confronto fra la tenacità a frattura della lega di titanio Ti-6Al-4V avente microstruttura lamellare e duplex; c) Tensione di snervamento e duttilità della lega di titanio Ti-6Al-4V con microstruttura equiassica completamente ricristallizzata e diverse dimensione dei grani; d) Tenacità a frattura nella lega di titanio Ti-6Al-4V con microstruttura equiassica completamente ricristallizzata e diverse dimensione dei grani della fase α .

2.2.2 Titanio Grado 9 – Ti3Al2.5V [3-4]

Il titanio grado 9 è una lega di titanio caratterizzata da eccellente resistenza alla corrosione e migliori proprietà meccaniche degli acciai inossidabili. Questa lega è inoltre caratterizzata da elevata resistenza meccanica, grazie anche al rapporto resistenza/peso, resiste al fenomeno della stress corrosion cracking in ambienti acidi, al pitting, all'erosione e alla corrosione a cervice; è dotata di buona formabilità e saldabilità, bassa espansione termica e eccellente resistenza a fatica.

La sua composizione chimica nominale (espressa in forma percentuale) consiste in:

Ti	Al	V	N	H	O	Fe	C
Base	≤3.5-2.5 %	≤3.0-2.0 %	≤0.02 %	≤0.013 %	≤0.12 %	0.25 %	0.10 %

Il titanio grado 9 viene normalmente fornito:

- In condotte saldate e non saldate (ASTM B337)
- In tubi saldati e non saldati (ASTM B338 e SB338)
- In tubi ricotti per impianti idraulici nel settore aerospaziale (AMS 4943)
- In tubi lavorati a freddo con successivo trattamento di distensione per impianti idraulici nel settore aerospaziale (AMS 4944/4945)

Le tubazioni in titanio grado 9 sono utilizzate nel settore aerospaziale da oltre 20 anni, grazie all'elevato rapporto resistenza meccanica/peso e la sua eccellente resistenza a fatica.

La saldabilità è molto buona, fintantoché vengono prese alcune precauzioni: a causa della natura molto reattiva del titanio, è necessario saldare facendo fluire gas inerti sia all'esterno che all'interno del tubo.

Le tubazioni in titanio grado 9, a causa dell'alta resistenza e del basso modulo del materiale, presentano un ritorno elastico doppio rispetto a quello dell'acciaio inox e deve quindi essere preso in considerazione.

La lavorazione alle macchine utensili richiede alcune attenzioni: è necessario utilizzare basse velocità di taglio e alte velocità di avanzamento, dev'essere presente una grande quantità di refrigerante ed è necessario sostituire gli utensili non appena iniziano ad usurarsi, in modo da avere il tagliente sempre affilato.

Questa lega di titanio viene normalmente applicata nell'industria petrolifera, nell'industria della carta, negli impianti di desalinizzazione e in tutti quei componenti che devono avere elevata resistenza meccanica, come le eliche di propulsione.

2.3 Sistemi di piegatura di elementi tubolari

Dopo aver descritto il materiale d'interesse per questo lavoro di tesi, verranno ora analizzati i metodi utilizzati per piegare tubi.

Draw bending (piego-stiratura) (Fig. 2.12): il tubo viene spinto all'interno dello stampo di piega (bend die) e viene mantenuto in posizione dal morsetto (clamp die) che si chiude sullo stampo di piega. Con il tubo in posizione, il morsetto e lo stampo di piega ruotano come fossero un unico stampo, piegando il tubo sulla cava dello stampo di piega. Il pressore (pressure die) mantiene il tubo in posizione, rimanendo in contatto con il rompigrinza (wiper), e scorre lungo la direzione assiale. La rotazione continua finché si raggiunge l'angolo di piega prescritto. Il ruolo del pressore è duplice: in primo luogo deve esercitare sufficiente pressione di serraggio premento il tubo contro il rompigrinza, ciò per prevenire la formazione di grinze in corrispondenza dell'intradosso del tubo; in secondo luogo deve controllare il movimento assiale del tubo, che deve muoversi con la corretta velocità verso lo stampo di piega. Il mandrino aiuta a prevenire le grinze e l'ovalizzazione del tubo durante la piega.

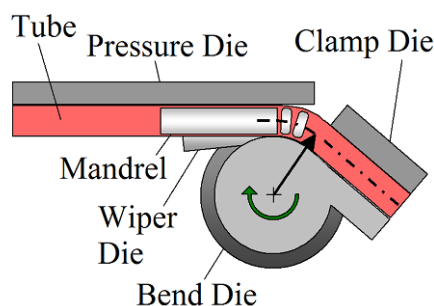


Fig. 2.12: schematizzazione del processo di piego-stiratura (draw bending).

Roll bending (calandratura) (Fig. 2.13): il sistema consiste in 3 o più rulli. Il tubo viene spinto sul rullo di piega e viene mantenuto in posizione dal rullo pressore (o dai rulli pressori, come in Fig. 2.13). Il rullo formatore, ruotando attorno ad un asse, dà l'angolo di piega al tubo; tale angolo può essere modificato anche durante la piega, ottenendo così pezzi con diversi angoli di piega con un unico processo.

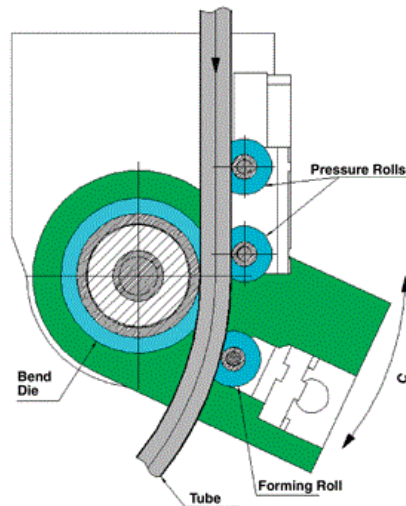


Fig. 2.13: schematizzazione del processo di calandratura (roll bending).

Hydroforming (Fig. 2.14): la formatura dei tubi avviene utilizzando un fluido pressurizzato e uno stampo pre-formato. Il fluido spinge le pareti del tubo sullo stampo, ottenendo così la configurazione desiderata. In questo processo il fluido utilizzato è allo stato liquido. Il processo può avvenire anche ad alta temperatura, con stampi, pezzi e fluido preriscaldati. I tubi, tuttavia, hanno bassa inerzia termica, quindi il problema principale è quello di mantenere caldo il tubo durante il processo di formatura. Imponendo un gradiente termico nella fase di riscaldamento e/o raffreddamento, è anche possibile ottenere specifiche proprietà in base all'applicazione.

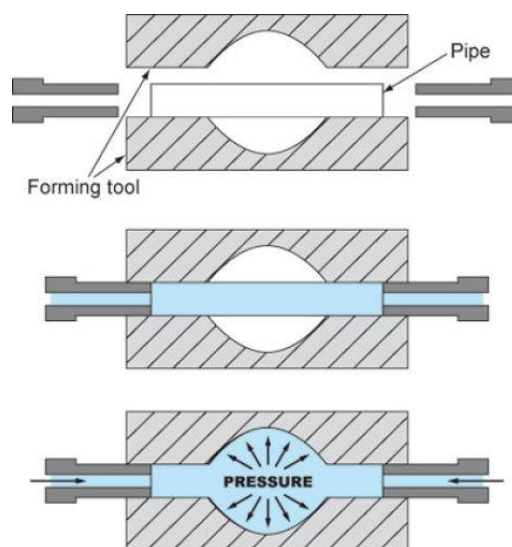


Fig. 2.14: schematizzazione del processo di hydro- e gas-forming.

Gasforming (Fig. 2.14): questo processo è simile all'hydroforming, ma al posto di avere un fluido allo stato liquido, si lavora con un fluido allo stato gassoso, potendo così utilizzare temperature più elevate (possibilità di lavorare una gamma più vasta di materiali), ma pressioni minori. Questo processo non è ancora molto diffuso a livello industriale ed è ancora in fase di studio.

Electromagnetic forming (Fig. 2.15): è un tipo di lavorazione ad impulso o ad alta velocità, che usa campi magnetici pulsati per applicare forze al tubo fatto di un materiale ad alta conducibilità elettrica. L'applicazione delle forze avviene senza contatto e non è necessario un mezzo per la lavorazione. Un campo magnetico variabile induce correnti elettriche.

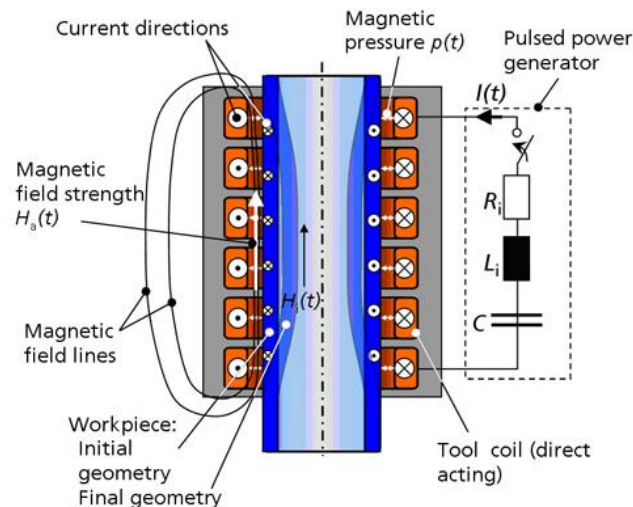


Fig. 2.15: schematizzazione del processo di electromagnetic forming.

2.4 Metodi di riscaldamento [5]

2.4.1 Riscaldamento per induzione

Il riscaldamento ad induzione è uno dei processi oggi maggiormente utilizzati per il riscaldamento di corpi elettricamente conduttori, nella maggior parte dei casi costituiti da materiali metallici.

I principali fattori di successo che hanno portato alla grande diffusione di questa tecnologia, per le particolari caratteristiche che la rendono praticamente insostituibile in molti processi industriali, sono sostanzialmente i seguenti:

- Lo sviluppo di calore direttamente nel materiale da riscaldare;
- La possibilità di localizzare detto calore in zone determinate del corpo in riscaldamento a seconda delle esigenze applicative;
- Il razionale utilizzo dell'energia elettrica spesa per la produzione di calore, anche nei procedimenti in cui essa sostituisce i combustibili;
- Una rigorosa ripetibilità dei trattamenti termici e quindi la costanza delle caratteristiche del prodotto finito, con conseguente riduzione degli scarti;

- L'aumento della produzione per la possibilità di mettere in, gioco potenze specifiche elevate e quindi di realizzare riscaldamenti in tempi brevissimi, con una notevole riduzione dell'incidenza del costo della mano d'opera;
- La possibilità di ottenere, in alcuni casi specifici, risultati altrimenti non conseguibili;
- Una rapida entrata a regime dei cicli di riscaldamento, per l'assenza di componenti dell'impianto termicamente inerti;
- La pratica assenza di perdite di calore verso l'ambiente, con conseguente elevato rendimento e grande miglioramento delle condizioni di lavoro degli operatori;
- Il miglioramento delle conoscenze teoriche e delle possibilità di calcolo che ha portato all'impiego di nuovi tipi di induttori ad elevato rendimento;
- L'utilizzazione di nuovi componenti allo stato solido che ha consentito lo sviluppo di convertitori di frequenza di elevata potenza in tutti i campi di frequenza che interessano nelle applicazioni industriali;
- La completa automazione degli impianti, resa possibile dall'impiego di sistemi di programmazione, regolazione e controllo a microprocessori, e la conseguente possibilità di inserimento diretto in cicli di produzione continua;
- La grande affidabilità degli impianti che riduce al minimo le interruzioni della produzione per guasti o manutenzione;
- I vantaggi legati all'utilizzo dell'energia elettrica per quanto riguarda la sicurezza di fornitura dell'energia e la maggiore flessibilità d'impiego degli impianti;
- L'eliminazione quasi totale di cause di inquinamento ambientale.

I principali settori tradizionali di applicazione, sia per il numero degli impianti esistenti che per le potenze installate, riguardano la tempra totale o localizzata, le lavorazioni a caldo dei metalli (operazioni di laminazione, forgiatura e stampaggio), la saldatura e la brasatura, la fusione dei metalli. Oggi si stanno diffondendo inoltre numerose applicazioni non convenzionali e innovative soprattutto nei settori chimico, tessile, agro-alimentare e in quelli della produzione della carta, della metallurgia avanzata e della siderurgia.

I principi su cui si basa il riscaldamento ad induzione sono ben noti:

1. La produzione di calore viene realizzata mediante correnti indotte nel corpo da riscaldare per induzione elettromagnetica (leggi di Maxwell), quando questo viene sottoposto all'azione di un campo magnetico alternativo;
2. Le correnti indotte, dette anche "correnti di Foucault", danno luogo a perdite per effetto Joule direttamente nel materiale da riscaldare, che costituiscono le sorgenti di calore necessarie ad aumentare la temperatura del corpo;
3. La distribuzione delle correnti indotte e delle sorgenti di calore risulta sempre disuniforme a causa dell'effetto pelle e di quello di prossimità;
4. L'aumento delle temperature nel corpo in riscaldamento è determinata dalla conduzione termica (equazione di Fourier).

Caratteristiche del riscaldamento sono pertanto:

- Il trasferimento dell'energia dalla bobina induttrice che crea il campo magnetico al corpo da riscaldare per via elettromagnetica e, quindi, senza il contatto diretto fra tali elementi;
- La distribuzione delle correnti indotte e, conseguentemente, delle sorgenti di calore, di valore decrescente dalla superficie verso l'interno del corpo;
- La possibilità, mediante una adeguata scelta della frequenza, della potenza e della geometria dell'induttore, di concentrare le sorgenti di calore in porzioni limitate del corpo da riscaldare o di distribuirle nella totalità di esso, a seconda del trattamento termico che si vuole realizzare;
- La produzione di calore diretta nel corpo da riscaldare che consente di ottenere transitori termici controllabili e tempi di riscaldamento molto minori di quelli conseguibili con riscaldamenti di tipo superficiale, quali ad esempio i riscaldamenti alla fiamma o in forni a resistori, per effetto sia della distribuzione delle sorgenti di calore all'interno del corpo sia dei valori delle potenze specifiche che si possono mettere in gioco.

Il campo magnetico di eccitazione viene ottenuto facendo circolare una corrente di intensità e frequenza opportune entro una bobina induttrice (o "induttore"), generalmente realizzata in tubo di rame raffreddato internamente con circolazione d'acqua, posizionata molto vicina o attorno al corpo da riscaldare (o "carico").

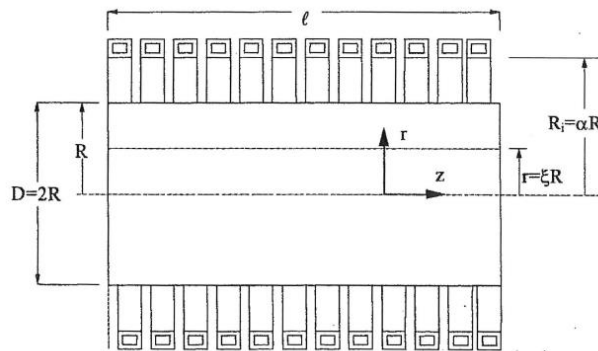


Fig 2.16: Sistema costituito dall'induttore e dal carico cilindrici.

Si consideri, con riferimento alla Fig. 2.16, un cilindro massiccio di resistività e permeabilità costanti, attorno al quale sia disposta una bobina induttrice percorsa da corrente sinusoidale.

Con riferimento ad un sistema di coordinate cilindriche (r, φ, z) , siano:

R, R_i : raggio esterno del cilindro e raggio interno della bobina induttrice [m];

ℓ : lunghezza assiale della bobina induttrice e del cilindro [m];

N : numero di spire della bobina induttrice;

I : valore efficace della corrente che circola nella bobina [A];

f : frequenza [Hz];

ρ, μ : resistività [Ωm] e permeabilità magnetica relativa del materiale costituente il cilindro;

Nell'ipotesi di considerare il tratto di lunghezza ℓ come porzione di una configurazione cilindrica di lunghezza infinita, l'intensità del campo magnetico nello spazio compreso fra l'induttore e il cilindro ha direzione secondo l'asse z e intensità praticamente uguale a quella in una bobina in assenza del carico:

$$H_0 = \frac{N \cdot I}{\ell} \quad \text{Eq. 2.1}$$

Aumentando la frequenza, a parità di campo H_0 , aumenta la potenza attiva trasferita al carico e diminuisce contemporaneamente lo spessore dello strato superficiale entro il quale detta potenza viene messa in gioco.

Effettuando pertanto il riscaldamento con frequenze elevate è possibile mettere in gioco notevoli valori di potenza specifica, come è necessario ad esempio nel caso della tempra superficiale.

In questo caso, tenuto conto che il riscaldamento diventa sempre più superficiale quanto più la frequenza è elevata, si fa frequentemente riferimento, anziché alla potenza specifica per unità di volume w [W/m³], a quella P_0 [W/m²] riferita all'unità di superficie laterale del cilindro.

Risulta:

$$P_0 = H_0^2 \frac{\rho}{\delta} \sqrt{2} P \quad \text{Eq. 2.2}$$

Dove:

$\delta = 503 \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}}$: spessore di penetrazione;

P , parametro ricavato dal grafico in Fig. 2.17, in funzione di m , definito come:

$$m = \frac{\sqrt{2} R}{\delta} \quad \text{Eq. 2.3}$$

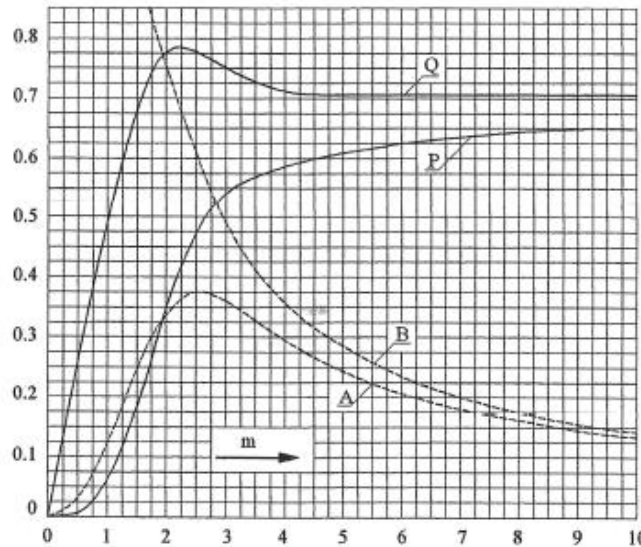


Fig. 2.17: Valori e andamenti dei coefficienti P e Q per il calcolo della densità di corrente G_0 e delle potenze attiva e reattiva in funzione di m .

2.4.2 Riscaldamento diretto per resistenza

Gli impianti di riscaldamento diretto per resistenza sono quelli nei quali il corpo da riscaldare, elettricamente conduttore, è direttamente percorso da una corrente impressa, e si riscalda per effetto Joule. Esempi di questo tipo sono gli impianti per il riscaldamento stazionario (o "simultaneo") di barre, tondi e tubi metallici o di grafite o quelli ad avanzamento continuo per il riscaldamento di fili o lamiere.

La possibilità di sviluppare il calore direttamente nel materiale da riscaldare, comporta una serie di vantaggi, fra i quali i principali sono:

- Messa in funzionamento degli impianti praticamente istantanea;
- Tempi di riscaldamento molto brevi (anche inferiori ad un minuto primo);
- Ossidazione del materiale trascurabile;
- Bassi consumi di energia, dovuti ai valori elevati del rendimento, generalmente superiore al 50%;
- Condizioni ottimali dell'ambiente di lavoro.

D'altra parte si deve tener conto che questo procedimento è adatto al riscaldamento di corpi a sezione costante, con valori elevati del rapporto, fra la lunghezza e le dimensioni trasversali.

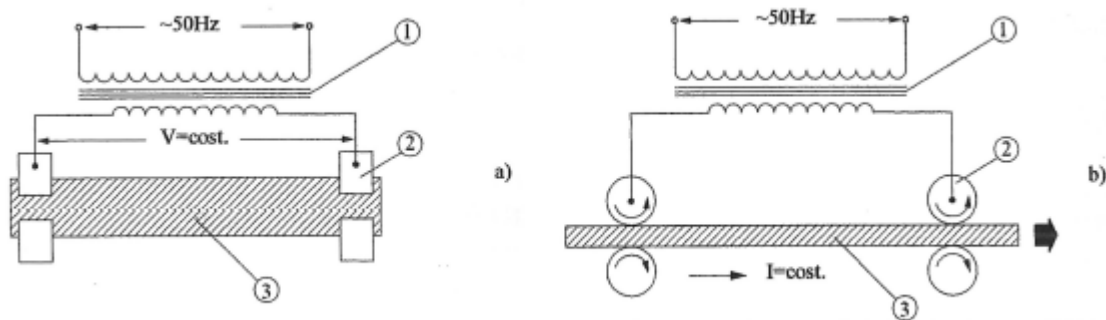


Fig. 2.18: Riscaldamento diretto per resistenza a) con pezzo fermo b) con avanzamento [1-trasformatore di alimentazione; 2-sistema di contatti; 3-corpo in riscaldamento].

Nelle Fig. 2.18 a) e b) sono schematizzati rispettivamente i dispositivi di riscaldamento di tipo stazionario e quelli ad avanzamento continuo, con alimentazione in corrente alternata. Schemi analoghi si utilizzano in corrente continua, sostituendo al trasformatore un opportuno circuito rettificatore.

Nel caso dei dispositivi di tipo stazionario è costante, generalmente, la tensione alle del pezzo da riscaldare e la corrente varia, durante il riscaldamento, per effetto delle con la temperatura delle caratteristiche del materiale (resistività, calore specifico, permeabilità magnetica). In quelli ad avanzamento continuo, dopo un transitorio termico che si verifica nei primi successivi all'avviamento, la distribuzione delle temperature lungo il pezzo non varia nel e tutto avviene come in un riscaldamento a corrente costante con pezzo fermo.

Questo tipo di riscaldamento viene utilizzato per particolari geometrie quando si vuole ottenere una distribuzione di temperatura uniforme nella sezione del corpo in riscaldamento. In corrente continua infatti la densità di corrente e per conseguenza la potenza per unità di volume hanno distribuzioni

uniformi nella sezione e pertanto, quando - per mezzo dei contatti viene applicata una tensione V alle estremità del corpo da riscaldare questo, come è noto, viene percorso dalla corrente:

$$I = \frac{V}{R_0} = G \cdot S \quad \text{Eq. 2.4}$$

Dove:

V, I : tensione applicata alle estremità del corpo in riscaldamento [V] e corrente che lo percorre [A];

E, G : intensità del campo elettrico [V/m] e densità di corrente [A/m²] nel corpo in riscaldamento;

$R_0 = \rho \cdot \ell / S$: resistenza in corrente continua [Ω];

ℓ, S : lunghezza [m] e sezione [m²] del corpo in riscaldamento;

ρ : resistività del materiale [Ωm].

Nel corpo viene quindi dissipata per effetto Joule la potenza:

$$P = R_0 I^2 = \frac{V^2}{R_0} = w \cdot S \cdot \ell \quad \text{Eq. 2.5}$$

Dove:

$w = \rho \cdot G^2$: potenza specifica per unità di volume [W/m³].

Se si trascurano le perdite dalla superficie del corpo verso l'ambiente e quelle nel circuito di alimentazione e nei contatti, in ogni intervallo di tempo Δt l'energia elettrica fornita è uguale a quella immagazzinata e il bilancio energetico in un volume unitario si scrive nella forma:

$$w \cdot \Delta t = c_p \cdot \gamma \cdot \Delta\theta_m \quad \text{Eq. 2.6}$$

Dove:

$\Delta\theta_m$: aumento della temperatura media del corpo [$^{\circ}\text{C}$] nell'intervallo di tempo Δt [s];

c_p, γ - calore specifico [J/kg $^{\circ}\text{C}$] e peso specifico [kg/m³] del materiale costituente il corpo in riscaldamento.

Con riferimento ad un tubo di raggi esterno R ed interno R_i e posto $\alpha = R_i / R$, a parità di densità di corrente valgono infatti i seguenti rapporti:

$$\frac{S_{tubo}}{S_{barra}} = \frac{R_{0,barra}}{R_{0,tubo}} = \frac{I_{tubo}}{I_{barra}} = \frac{P_{tubo}}{P_{barra}} = 1 - \alpha^2 \quad \text{Eq. 2.7}$$

2.5 Aspetti legati alle simulazioni FE

La simulazione numerica nei processi di piegatura supportati dalla temperatura illustra una nuova serie di caratteristiche rispetto ai processi di piegatura a freddo. Fenomeni che si verificano anche a

temperatura ambiente, dove però in termini di precisione richiesta non comportano alcun effetto sul risultato, assumono nella piegatura a caldo rilevanza.

I seguenti aspetti giocano un ruolo fondamentale:

- L'espansione termica di utensile e pezzo;
- Il trasferimento di calore tra l'utensile e il pezzo di lavoro;
- La generazione di calore di attrito nelle zone di contatto tra pezzo ed utensile;
- L'aumento della temperatura nelle zone ad alta velocità di formatura.

Inoltre, le caratteristiche della tensione di flusso del materiale alle elevate temperature sono influenzate anche dalla velocità di deformazione locale, che si addiziona all'effetto della temperatura.

Si hanno dunque i seguenti aspetti da valutare:

- Il punto di snervamento iniziale diminuisce all'aumentare della temperatura;
- Il punto di snervamento iniziale aumenta all'aumentare della velocità di piega;
- All'aumentare della velocità di piega, il calore generato dal processo aumenta, e l'aumento del carico di snervamento iniziale viene quindi in parte compensato;
- Se la temperatura aumenta, il coefficiente di dilatazione termica ha un effetto maggiore sul comportamento del materiale;
- Le proprietà elastiche sono spesso anche dipendenti dalla temperatura.

In determinate circostanze, la resistenza al creep e il ridotto il tasso di espansione connesso alle proprietà di incrudimento richiedono l'inserimento della proprietà visco-plastica del materiale durante la modellazione a temperatura elevata nei processi di piega. Alla luce degli aspetti sopra citati, è essenziale per la simulazione numerica dei processi di formatura a temperature elevate, tener conto di quanto segue:

- Variazioni di spessore del tubo e gradienti di temperatura attraverso lo spessore a contatto termico;
- Coefficienti di scambio termico dipendenti dalla temperatura e dipendenti dal carico;
- Coefficienti di conduzione termica;
- Modellazione delle trasformazioni strutturali (che si verificano in seguito all'innalzamento di T);
- Le variazioni di volume che accompagnano le trasformazioni strutturali;
- I limiti di cedimento del materiale in relazione alla T.

Questo complesso di fenomeni è implementato in quasi tutti i software FEM. Va osservato, tuttavia, che si necessita di un numerosi parametri del materiale, che sono indispensabili per una descrizione delle proprietà termo-meccaniche del materiale. I valori di questi parametri per i materiali comunemente usati in questa tecnologia sono spesso sconosciuti o solo approssimativi. La sfida, in termini di simulazione dei processi di piega a temperatura elevata, risiede nella difficoltà di identificare inizialmente i valori di contorno iniziali e di determinare valori delle proprietà dei materiali affidabili.

2.6 Ti-3Al-2.5V in letteratura

Il Ti-3Al-2.5V è riproducibile in fogli sottili, il che lo rende applicabile negli honeycomb quando è richiesta maggiore resistenza rispetto ai fogli in titanio CP (i fogli in Ti-6Al-4V sono molto costosi in quanto difficili da produrre). [1]

Inoltre il Ti-3Al-2.5V ha un ruolo chiave nell'industria aerospaziale, in quanto viene utilizzato per le tubazioni idrauliche in pressione in sostituzione all'acciaio inox con un risparmio di peso di circa 40%. [1]

È stato studiato il comportamento dei tubi in titanio grado 9 per ottimizzare il setup della macchina di piega. Si è visto che, durante piega, i tubi tendono ad appiattirsi sull'estradosso e a grinzare sull'intradosso. Questa condizione è data dai rapporti tra le tensioni che si instaurano sul pezzo in lavorazione e maggiore è il diametro del tubo in lavorazione, più evidenti sono tali difetti. Come mostrato in Fig. 2.19, è possibile limitare questi difetti utilizzando un rompigrinza e un mandrino durante la piega: il rompigrinza previene la deformazione del tubo nell'intradosso e il mandrino impedisce al tubo di appiattirsi. Si è visto, tuttavia, che un mandrino eccessivamente lungo, porta alla rottura del tubo in fase di piega. [6]

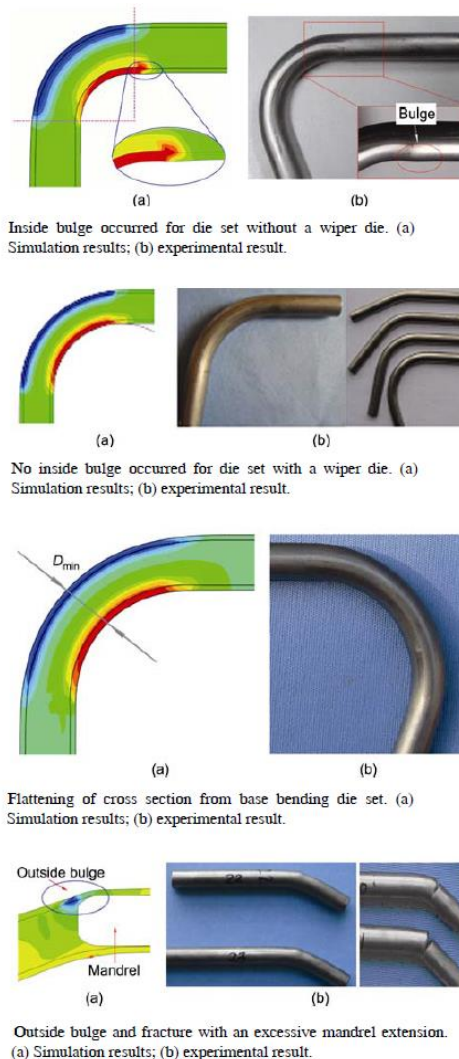


Fig. 2.19: risultati delle simulazioni numeriche e di test sperimentali del processo di draw bending di tubi in titanio grado 9. [6]

Come detto, lo springback è uno dei problemi fondamentali che si incontrano dopo la fase di formatura del pezzo. Il titanio grado 9, comparato con leghe di alluminio e acciai inox, presenta uno springback molto più accentuato, necessitando quindi di maggiori accorgimenti durante e dopo la piega, per poterlo limitare e prevenire. [7]

2.7 Macchine di stiro-piegatura e metodi di riscaldamento applicabili

Alcuni esempi di macchine di stiro-piegatura sono stati reperiti tra i brevetti depositati nel corso degli anni. [8]

Un brevetto americano depositato nel 1992 [9] propone un metodo di piegatura di tubi adatto alla produzione di scambiatori di calore. Come si vede, anche in questo caso, si utilizza uno stampo di piega e si accompagna il tubo durante il processo con un morsetto.

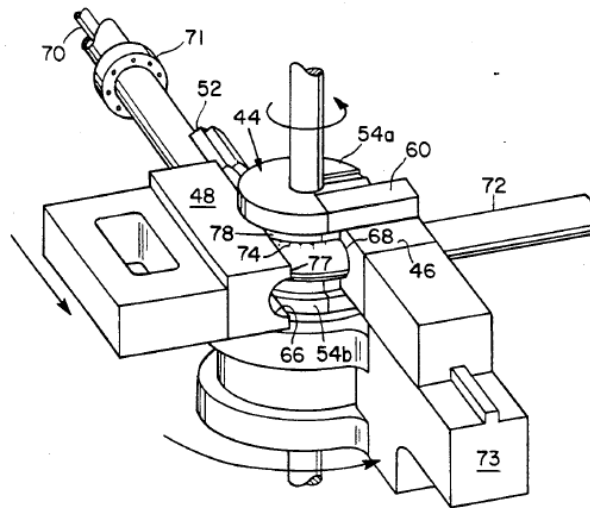


Fig. 2.20: Metodo di piegatura, Schuchert. [9]

Un altro metodo di stiro-piegatura [10] prevede un sistema di piegatura controllato da un goniometro per aumentare la precisione dell'angolo di piega imposto. Come si vede dalla Fig. 2.21, il sistema di afferraggio del tubo prevede un inserto per adattare il sistema a tubi con diametri diversi.

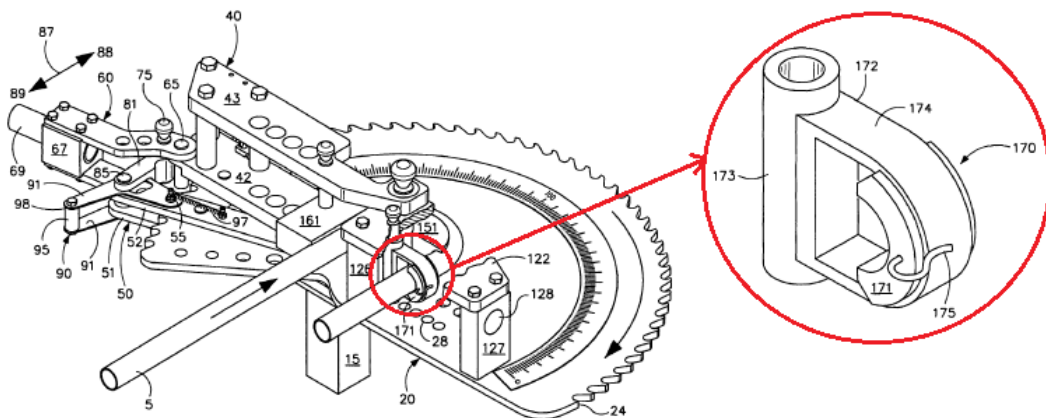


Fig. 2.21: Metodo di piegatura con dettaglio sull'afferraggio del pezzo in formatura, Rusch. [10]

Per quanto riguarda i sistemi di riscaldamento applicabili ai metodi di stiro-piegatura, si è notato che il più utilizzato è il riscaldamento per induzione.

Un brevetto del 1949 mostra come, facendo passare il tubo attraverso un induttore a spire, si riesca a riscaldarne la sezione prima di procedere alla piega (Fig. 2.22). [11]

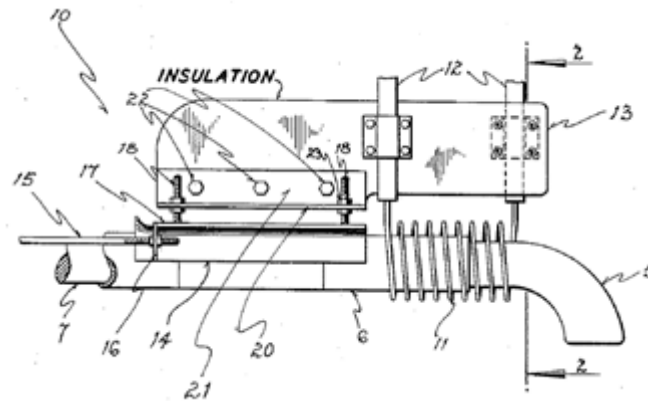


Fig. 2.22: induttore applicabile all'apparato di piegatura di tubi. Parti importanti: 5- Mandrino formatore; 6- Tubo; 7- Mandrino; 11- Induttore a spire; 12- Supporti che connettono le spire con un generatore di corrente ad alta frequenza. [11]

In questo caso, per piegare il tubo, sono stati utilizzati dei mandrini: il primo (numero 7 in Fig. 2.22) è il mandrino di supporto per guidare il tubo attraverso l'induttore e verso il mandrino formatore (numero 5 in Fig. 2.22), avente il raggio di piega d'interesse. In alternativa al mandrino formatore, dopo il riscaldamento per induzione è possibile guidare la piega utilizzando un braccio regolabile, come mostrato in Figg. 2.23 e 2.24. [12,13]

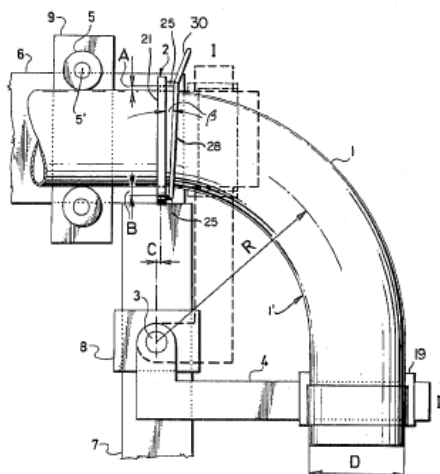


Fig. 2.23: sistema di piegatura di tubi a parete sottile. Parti importanti: 1- Tubo; 2- Sistema di riscaldamento per induzione; 4- Braccio regolabile per la piega. [12]

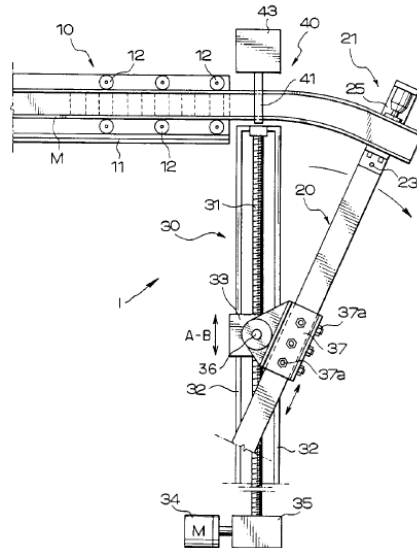


Fig. 2.24: sistema di piegatura di tubi con riscaldamento a induzione. Parti importanti: 20- Braccio regolabile per la piega; 30- Corsia per la regolazione del raggio di piega; 40- Sistema di riscaldamento per induzione. [13]

Nei metodi appena mostrati, viene utilizzato un induttore per riscaldare l'intera sezione del tubo da piegare. È tuttavia possibile utilizzare il metodo dell'induzione per riscaldare selettivamente l'intradosso (o l'estradosso) del tubo (Fig. 2.25). [14]

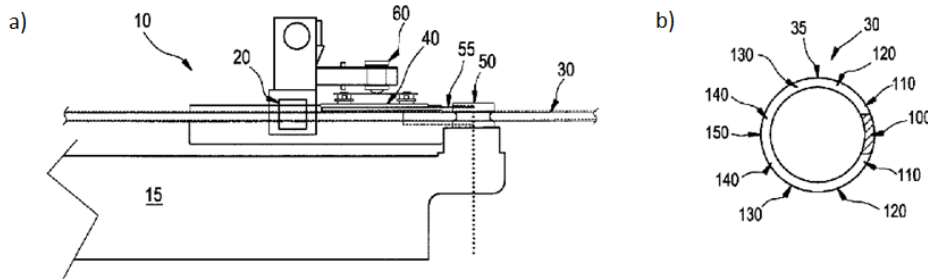


Fig. 2.25: a) sistema di riscaldamento dell'intradosso per sistemi di draw bending per piccoli raggi di piega. Parti importanti: 30- Tubo; 40- Induttore a spire; 50- Stampo di piega; 55- Stampo pressore. b) Dettaglio delle temperature sul tubo riscaldato: 100- 593°C; 110- 510°C; 120- 426,67°C; 130- 315,56°C; 140- 176,67°C; 150- 93°C. [14]

Oltre al riscaldamento per induzione, esistono altri metodi per eseguire la piegatura di tubi ad alta temperatura. Con riferimento particolare al metodo del draw bending, è possibile utilizzare degli elementi riscaldanti direttamente all'interno degli stampi, come mostrato in Fig. 2.26. [15]

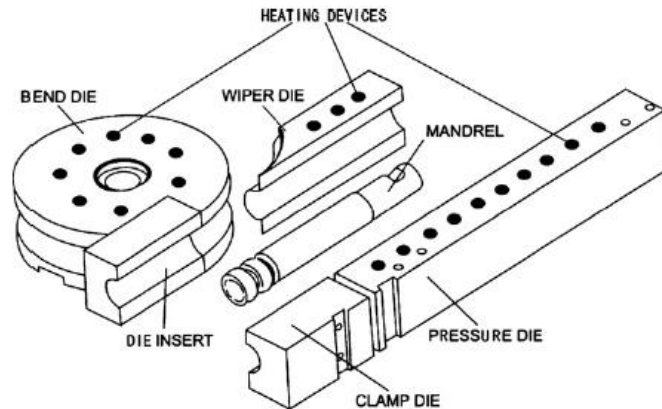


Fig. 2.26: Setup del sistema di draw bending con elementi riscaldanti inseriti negli stampi e mandrino per guidare la piega. [15]

In questo caso, potendo preriscaldare gli stampi e mantenerli caldi durante il processo, è possibile lavorare materiali con strette finestre di lavorabilità (acciai altoresistenziali, leghe di titanio) e pezzi provenienti direttamente dall'estrusione o dalla trafilatura già ad alta temperatura. Un altro vantaggio di questo sistema, come spiegato da Xiao-li Zhang et al. [16], sta nel fatto che è possibile riscaldare, o mantenere ad una determinata temperatura, selettivamente l'intradosso o l'estradosso del tubo, portando in temperatura soltanto bend die e wiper die piuttosto che pressure die e clamp die.

Yanagimoto et al. [17] propongono una tecnologia di riscaldamento che può essere applicata sia nella lavorazione delle lamiere, sia in processi come il draw e il roll bending: utilizzando dei rulli supplementari è possibile riscaldare il pezzo utilizzando un flusso di corrente e sfruttando l'effetto Joule (Fig. 2.27).

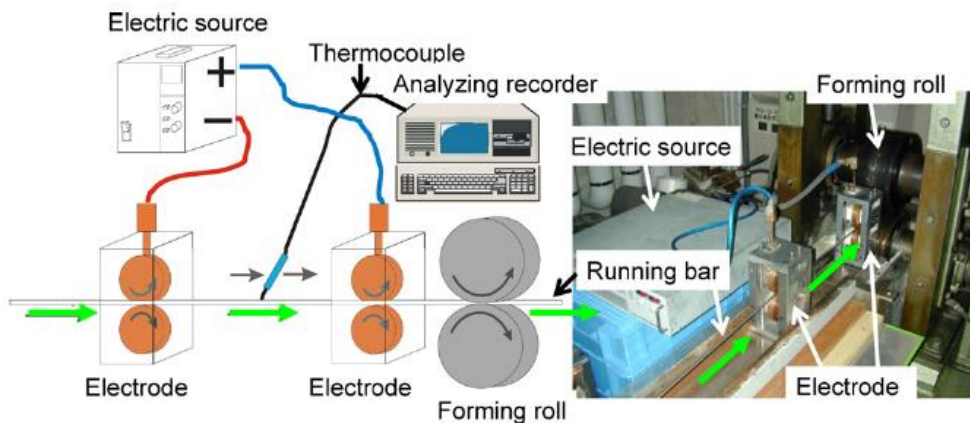


Fig. 2.27: sistema di riscaldamento per passaggio di corrente proposto da Yanagimoto et al. [17]

A seguire è anche possibile introdurre degli ugelli per il raffreddamento ad aria o ad acqua del pezzo appena formato.

Oltre ai metodi appena illustrati, è possibile riscaldare il pezzo da formare utilizzando infrarossi. Un esempio è rappresentato dall'apparato sperimentale riportato in Fig. 2.28: il riscaldamento localizzato è ottenuto utilizzando un fascio di NIRs. Questo metodo è stato studiato con lo scopo di ridurre lo spring back di acciai altoresistenziali non temprabili (come i dual phase). [18]

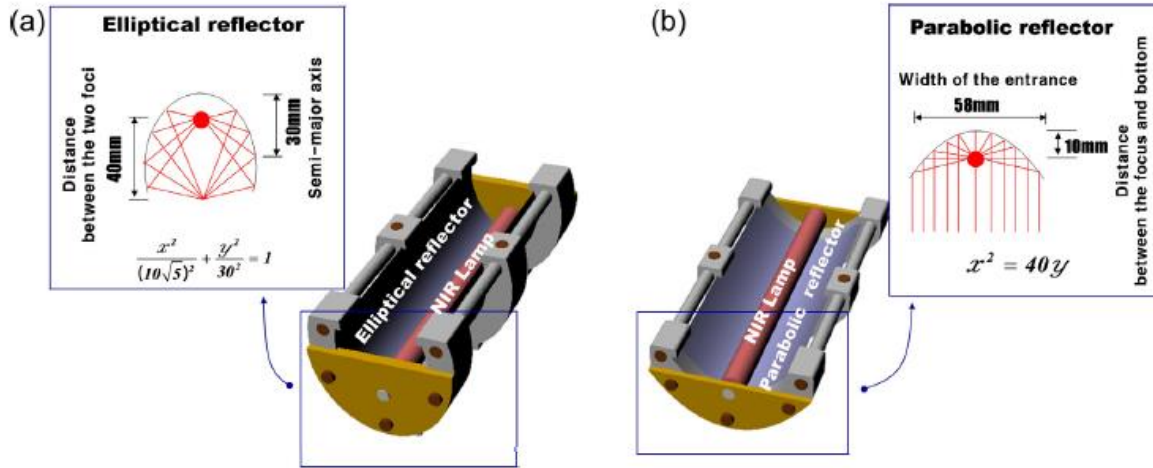


Fig. 2.28: Riscaldamento utilizzando lampade NIRs. [18]

2.8 Simulazioni FEM

Grazie a software di calcolo agli elementi finiti, come, per esempio, FLUX, ANSYS, ABAQUS, FORGE, è possibile predire il comportamento del materiale sottoposto alla fase di riscaldamento e successiva piega. Grazie alle simulazioni è possibile prevedere il comportamento del tubo in deformazione: in particolare vengono studiate le modifiche allo spessore delle pareti, che, a causa del fenomeno dell'ovalizzazione, si assottigliano nella metà superiore del tubo (estradosso) e si ispessiscono nella metà inferiore (intradosso) (Fig. 2.29a) [19, 20]. Inoltre è possibile verificare se, dopo il processo di piega, si incorrerà nel fenomeno del ritorno elastico (Fig. 2.29b) che, a causa del rilassamento delle tensioni interne, tenderà a riportare il pezzo nella forma originale. Il ritorno elastico è direttamente proporzionale alla tensione di flusso media e inversamente proporzionale al modulo elastico [19]: questo spiega il perché non è possibile piegare materiali molto resistenti senza incorrere in questo fenomeno.

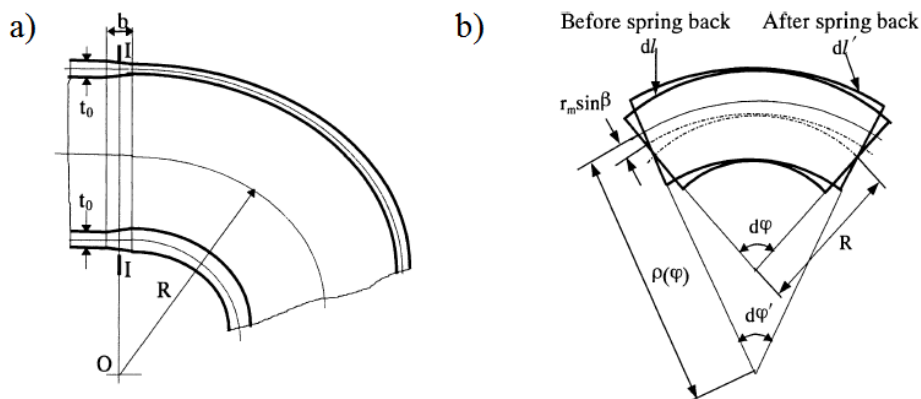


Fig. 2.29: a) fenomeno dell'ovalizzazione del tubo in piega e b) fenomeno del ritorno elastico. [19]

È possibile mettere in relazione la modifica allo spessore, l'ovalizzazione e il ritorno elastico con l'angolo di piega imposto, come viene mostrato in Fig. 2.30. [20]

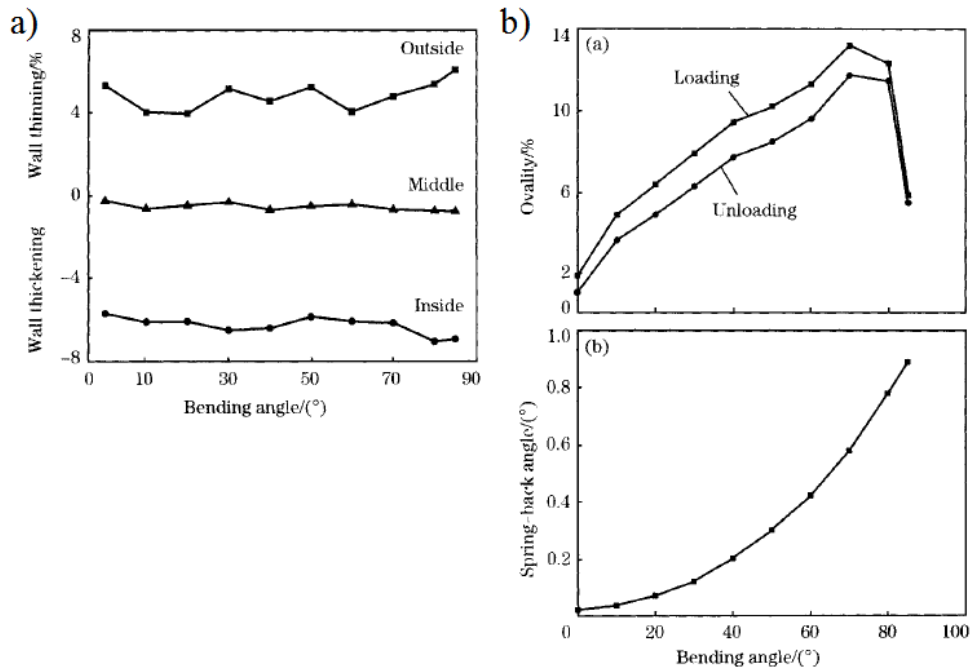


Fig. 2.30: relazione tra angolo di piega e a) assottigliamento/ispessimento delle pareti del tubo, b) ovalizzazione e ritorno elastico. [20]

L'ovalizzazione in un primo momento aumenta con l'aumentare dell'angolo di piega e poi cala alla fine della piega. Inoltre si può vedere che l'ovalizzazione in fase di scarico è inferiore rispetto alla fase di carico. Come si può vedere il ritorno elastico cresce in modo parabolico rispetto all'angolo di piega, anche se è stato dimostrato che il suo aumento può assumere anche andamento linear, come dimostrato da Z.Q. Jiang et al. [21].

Con software di calcolo FE è anche possibile prevedere il comportamento del tubo durante riscaldamento, in modo da poter ottimizzare anche la geometria o le caratteristiche dell'elemento riscaldante. Per questo scopo, è stato studiato il riscaldamento per resistenza di un tubo curvilineo posizionato in modi diversi all'interno di un magnete (Fig. 2.31) [22].

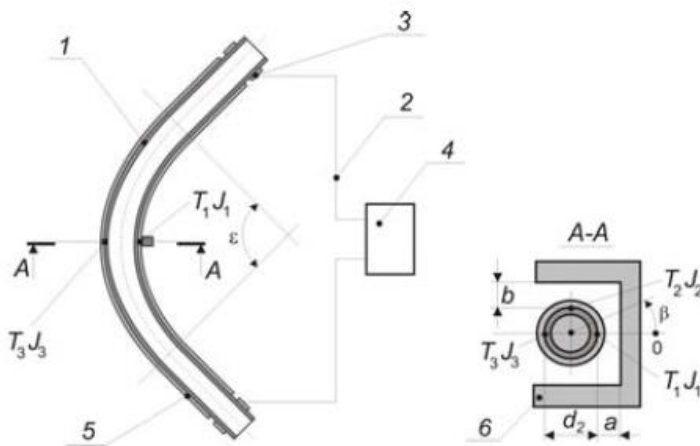
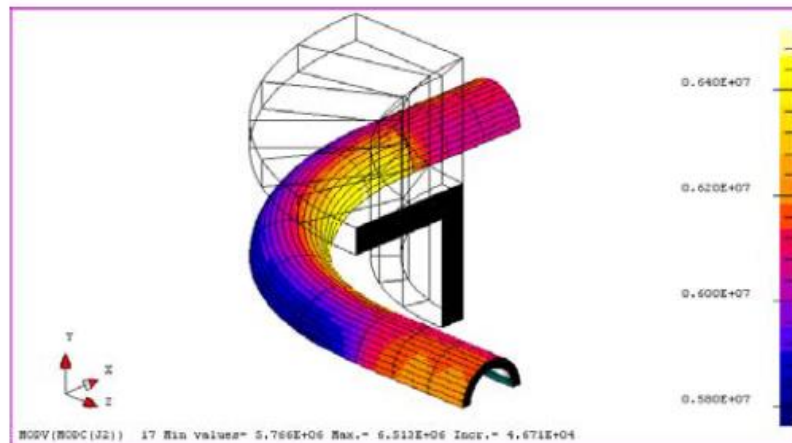
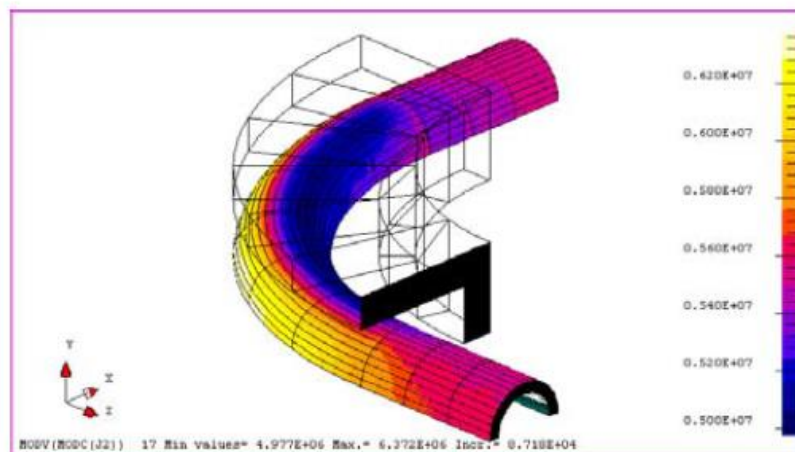


Fig. 2.31: settaggio di prova con posizionamento di tubo e elemento riscaldante. 1- tubo da riscaldare; 2 - contatti raffreddati; 3,4- generatore di corrente; 5- isolante termico; 6- giogo magnetico. [22]

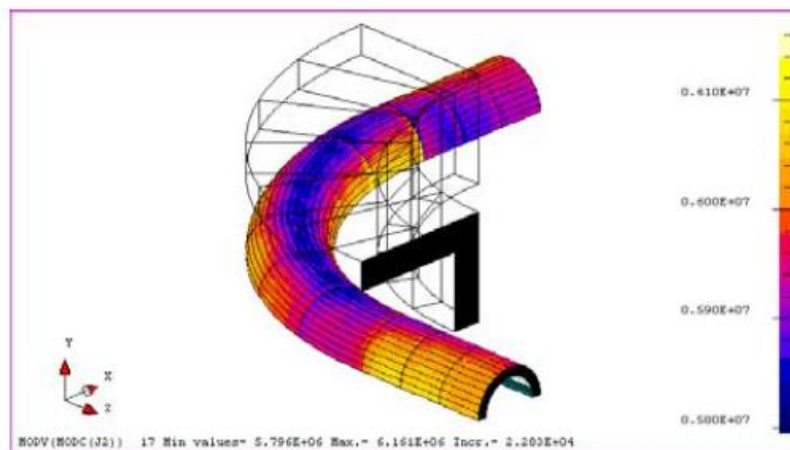
Variando i rapporti a/d_2 e b/d_2 si è notato che il profilo di corrente sul pezzo cambia e così quindi anche il profilo di temperatura.



$a/d_2=0,5$, $b/d_2=1,0$



$a/d_2=0,5$, $b/d_2=0,15$



$a/d_2=1,0$, $b/d_2=1,0$

Fig. 2.32: profili di corrente sul pezzo al variare dei rapporti a/d_2 e b/d_2 . [22]

È quindi possibile, utilizzando questo metodo, ottenere differenti tipi di riscaldamento variando solamente il posizionamento del tubo all'interno del giogo magnetico, agevolando notevolmente questa fase all'interno di un processo industriale.

3

IL CASO INDUSTRIALE

BLM GROUP s.p.a. produce parecchi modelli di macchine differenti per taglia e per capacità operative. Tutte le macchine possono curvare tubi usando le differenti tecnologie e possono essere configurate per produrre i tipi di tubo che il cliente desidera. Lo scopo di struttura della generica macchina di curvatura.

L'architettura così definita è fondamentale nelle altre fasi del progetto ed anche nella progettazione di nuove macchine.

Completano l'architettura l'insieme dei parametri che la caratterizzano e la stima delle prestazioni che è possibile ottenere da una data macchina sia a livello prototipale sia a livello di serie.

In figura sono individuati i gruppi funzionali di cui si compone la macchina.

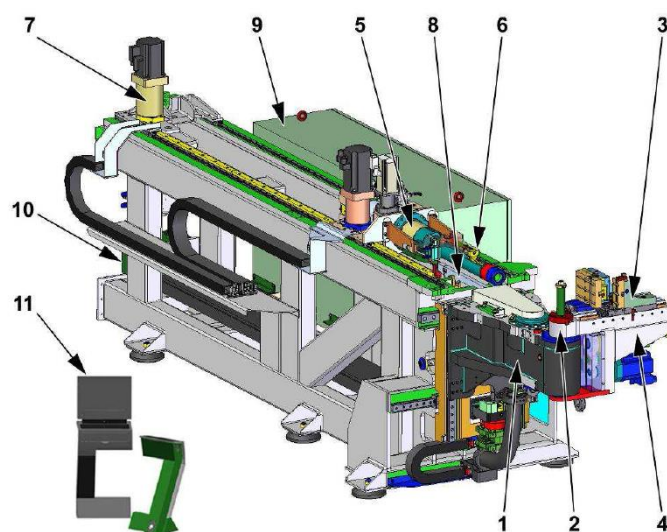


Fig. 3.1: Struttura macchina curvatubi. 1) Gruppo testa di curvatura; 2) Gruppo braccio di curvatura; 3) Gruppo slitta di bloccaggio tubo; 4) Gruppo slitta di spallamento; 5) Gruppo carro; 6) Gruppo pinza con paletta di riferimento; 7) Gruppo estrattore; 8) Gruppo sostegno tubo e tirante; 9) Quadro elettrico; 10) Impianto lubrificazione anima; 11) CNC.

1. Gruppo testa di curvatura (assi Q1/V1): il “gruppo testa” effettua la curvatura del tubo con senso di curvatura destro o sinistro in funzione di come è stata predisposta la macchina. Il gruppo è alloggiato su un carro dotato di movimento trasversale (che individua l’asse Q1). Il movimento verticale del gruppo (asse V) è ottenuto mediante un motore brushless con riduttore angolare; la trasmissione del moto è realizzata tramite vite a ricircolo di sfere; il motore, il riduttore e la vite sono montati direttamente a bordo del carro a movimento trasversale.

Sul gruppo sono applicati tutti i dispositivi che permettono la curvatura del tubo. In particolare: il braccio di curvatura (1) che è la parte mobile che determina il movimento di piegatura e su cui è montato il dispositivo di bloccaggio del tubo; la slitta di bloccaggio (2) che effettua il bloccaggio del tubo stesso sulla matrice prima che quest'ultima lo avvolga e inizi il processo di curvatura; la slitta di spallamento (3) che si porta in appoggio al tubo contrastando la forza di curvatura. È possibile montare sul gruppo testa sino a tre matrici di tipo standard per effettuare altrettante curve in ciclo automatico. In alcuni casi è comunque possibile sfruttare tutto lo spazio in altezza a disposizione per applicare un numero maggiore di attrezzature speciali. L'ampiezza dell'angolo di rotazione del braccio di curvatura è programmabile dal pannello di comando del CNC.

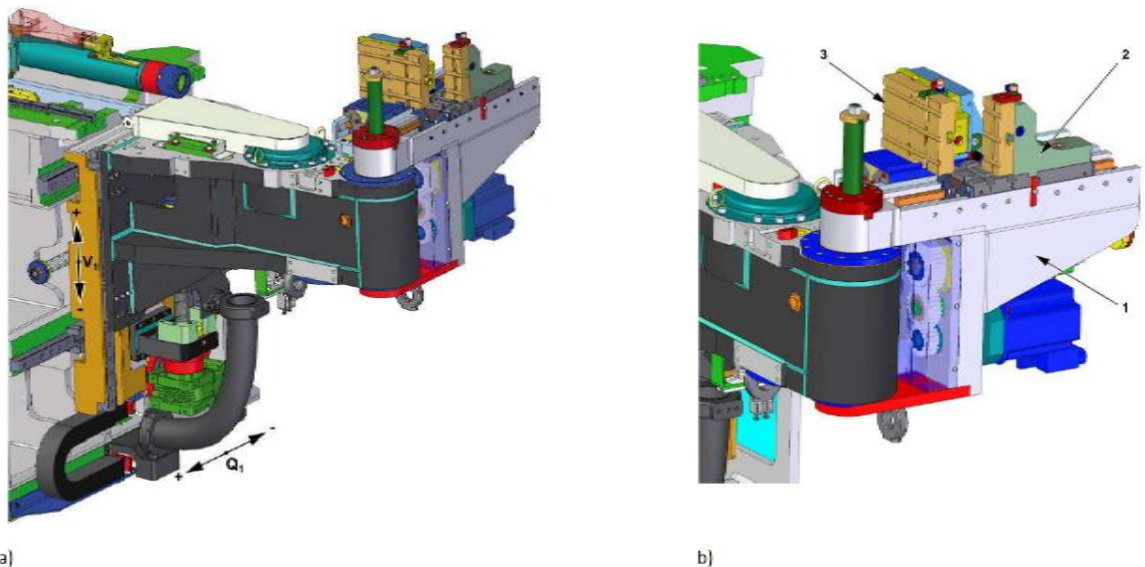


Fig. 3.2: a) gruppo testa di curvatura e b) dettaglio.

2. Gruppo braccio di curvatura (asse Y_1): Il gruppo è comandato in rotazione da un motore brushless che può essere posizionato sul lato destro o sinistro della macchina in funzione degli ingombri del tubo da curvare.
3. Gruppo slitta di bloccaggio tubo (asse W_3): Il gruppo (asse W_3) (1) effettua il bloccaggio del tubo contro la parte dritta della matrice, consentendo il successivo avvolgimento del tubo nella gola della matrice stessa.

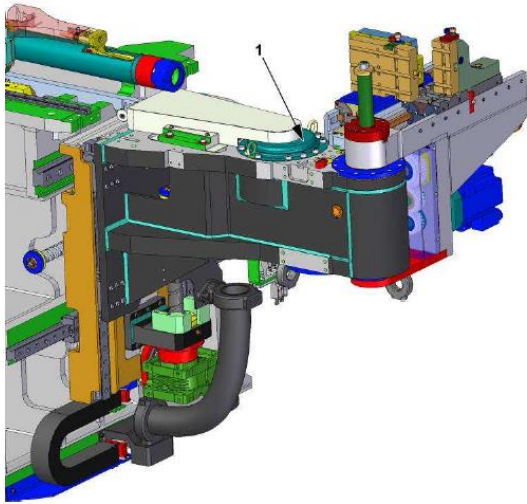


Fig. 3.3: Gruppo braccio di curvatura.

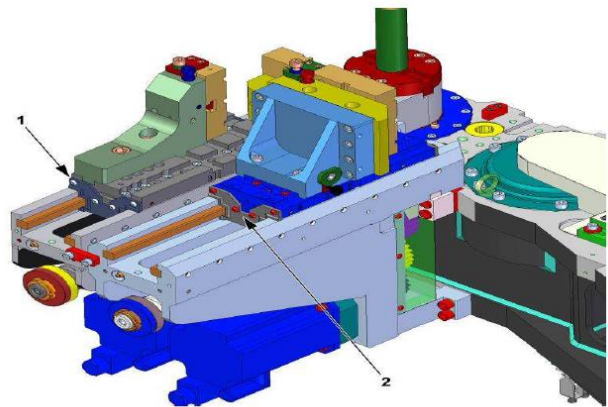


Fig. 3.4: Gruppo slitta di bloccaggio tubo.

4. Gruppo slitta di spallamento (asse W4): Il gruppo (asse W4) (2) posiziona la slitta in appoggio al tubo contrastando la forza di curvatura esercitata.
5. Gruppo carro (assi X₁/Z₁): Il gruppo carro comprende: l'asse X₁ che effettua la traslazione del tubo; l'asse Z₁ che effettua la rotazione del piano di lavoro del tubo; tramite l'accessorio booster è possibile fornire una sovraspinta al carro, direzione asse X (spinta media tramite booster standard).

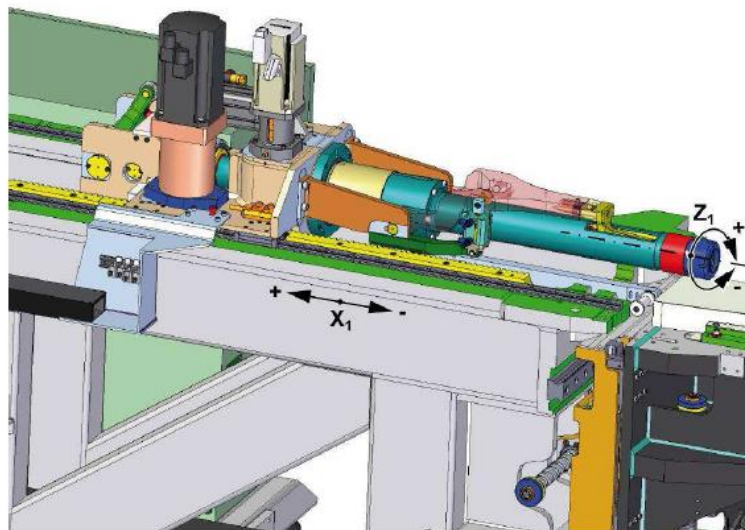


Fig. 3.5: Gruppo carro.

6. Gruppo pinza con paletta di riferimento: il gruppo pinza (1) montato sull'asse Z₁ permette il bloccaggio del tubo in modo che esso possa essere mosso dagli assi X₁ e Z₁. Il serraggio in pinza avviene tramite azionamento pneumatico (4) e dispositivo a ginocchiera. Sulla scatola dell'asse Z₁ è montata la paletta di riferimento (2), azionata da un cilindro pneumatico (3),

che ha la funzione di individuare la posizione del tubo in fase di carico e di dare il consenso alla chiusura della pinza prima dell'avvio del ciclo di curvatura.

7. Gruppo estrattore (asse U_2): il gruppo estrattore si trova all'estremità posteriore del telaio e consente l'estrazione dell'anima durante il ciclo di curvatura, mediante il tirante di collegamento. Nel caso in cui non sia necessario il suo utilizzo, l'estrattore può essere portato in posizione di fuori ingombro in modo da consentire il carico e la lavorazione di tubi di lunghezza maggiore.

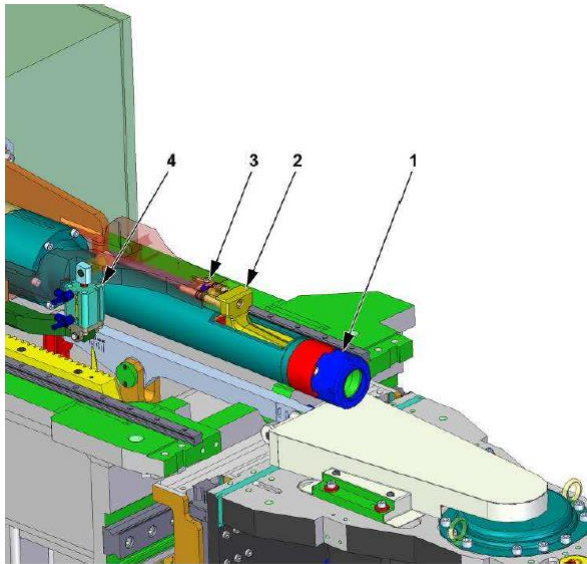


Fig. 3.6: Gruppo pinza con paletta di riferimento.

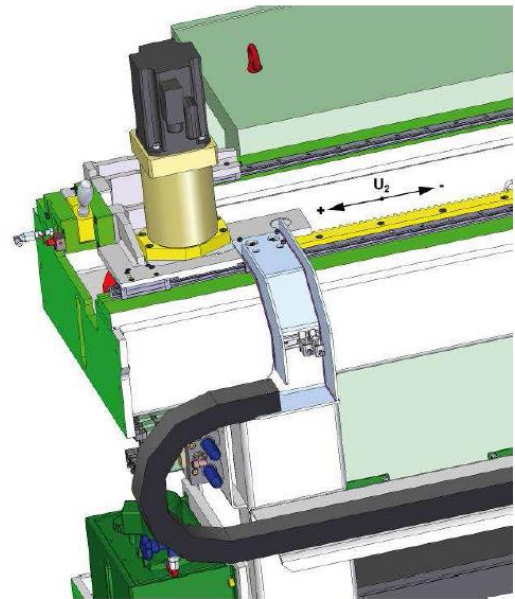


Fig. 3.7: Gruppo estrattore.

8. Gruppo sostegno tubo e tirante: Il gruppo sostegno tubo e tirante (1) ha lo scopo di facilitare l'inserimento del tubo all'interno della pinza e di evitare l'eccessiva inflessione del tubo a sbalzo; il dispositivo può essere inoltre utilizzato per sostenere il tirante stesso nelle condizioni di ciclo a vuoto. Una leva (2) comandata da un cilindro pneumatico (3) viene sollevata in modo da sostenere il tubo (o il tirante); la leva ritorna nella posizione bassa automaticamente, quando il carro di traslazione è in posizione avanzata, in modo da evitare l'impatto tra la leva stessa e il gruppo pinza. La regolazione in altezza del sostegno viene effettuata agendo manualmente sulla vite di posizionamento non visibile in Fig. 3.8.

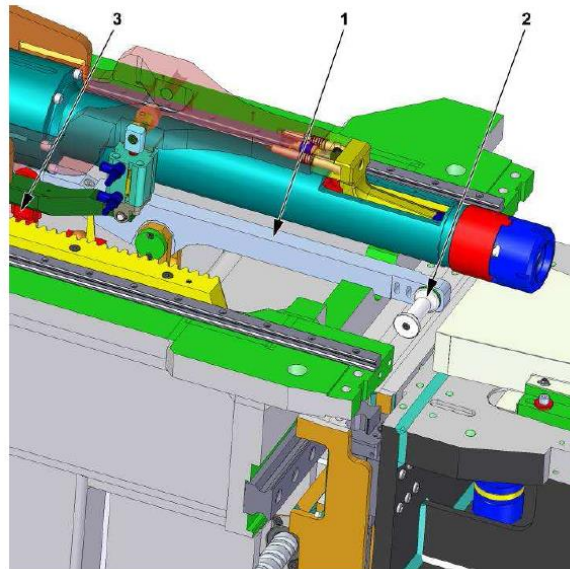


Fig. 3.8: Gruppo sostegno tubo e tirante.

La macchina curvatubi ELECT40 è predisposta per essere alimentata manualmente o in alternativa tramite l'utilizzo di sistema di carico e scarico automatico (robot o caricatori). Preliminarmente sono effettuate le regolazioni in funzione del tubo da lavorare (cioè il montaggio della pinza, dell'anima, delle matrici e dei tasselli adatti al ciclo di curvatura previsto) e la predisposizione della macchina in relazione al tipo di curvatura da realizzare (destra o sinistra). La pinza è situata nel punto più vicino alla testa di curvatura. Tale posizione è programmabile in funzione degli ingombri meccanici della macchina e delle attrezzature. Il tubo viene caricato dall'operatore o dal sistema automatico (sul lato anteriore della macchina) e viene pertanto inserito all'interno della pinza mentre la paletta di riferimento, comandata da un cilindro pneumatico, è abbassata per rilevare l'avvenuto inserimento del tubo nella pinza. Un finecorsa rileva la presenza del pezzo e trasmette il segnale di chiusura della pinza per il bloccaggio del tubo stesso; a questo punto la paletta di riferimento si alza per consentire la rotazione dell'asse Z nelle fasi successive del ciclo (in posizione di riposo, la paletta è alloggiata all'esterno della pinza dopo che ha rilevato il caricamento del tubo in macchina).

Con l'azionamento da parte dell'operatore del pulsante di START si dà l'avvio del ciclo automatico. Il gruppo carro assi X_1 - Z_1 arretra lungo l'asse X_1 trascinando il tubo all'interno della macchina, secondo le indicazioni del programma di lavoro, per portarlo nella condizione di inizio del ciclo di curvatura. Il dispositivo di bloccaggio rende solidale il tubo alla matrice in modo che possa essere trascinato nella fase di curvatura. Il braccio di curvatura ruota attorno all'asse matrice avvolgendo il tubo attorno alla matrice stessa e producendo la curvatura desiderata. Durante il ciclo di curvatura l'azione di contrasto del tubo viene realizzata tramite il dispositivo montato sulla slitta di spallamento che effettua l'azione di accompagnamento del tubo stesso contemporaneamente alla fase di curvatura. Nel corso della curvatura l'anima inserita all'interno del tubo ha la funzione di evitare il formarsi di grinze, deformazioni e ovalizzazioni del tubo. Essa è lubrificata tramite un impianto centralizzato con olio minerale, vegetale o a grasso a seconda del dispositivo opzionale montato. Terminato il ciclo di

curvatura, la macchina si arresta automaticamente e vengono aperti i dispositivi di bloccaggio e di spallamento in attesa che il tubo lavorato sia scaricato.

L'azienda BLM sta inoltre implementando un setup della macchina di draw bending sopra descritta per poter piegare elementi tubolari anche a caldo. La tecnica di riscaldamento scelta è l'induzione: in Fig. 3.9 si mostra come è possibile aggiungere un induttore a spire senza modificare sostanzialmente il setup della macchina di piega.

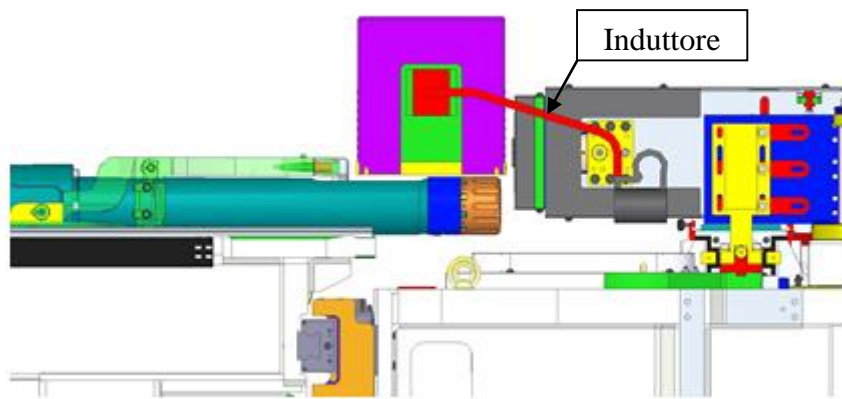


Fig. 3.9: Macchina di piega con induttore installato.

4

MATERIALE

4.1 Prove di trazione monoassiale

Grazie alla sua relativa semplicità, la prova di trazione rappresenta la metodologia di prova più comunemente usata per determinare le caratteristiche di resistenza-deformazione dei materiali. Si tratta di una prova distruttiva che consiste nell'applicazione di una sollecitazione uniassiale al campione di materiale in esame. I provini utilizzati per le prove hanno forma ad osso di cane, ricavati da tubi in titanio grado 9, con diametro esterno pari a 27 mm e spessore pari a 0.89 mm.

Il provino viene posto e serrato tra le due ganasce della macchina a trazione. Il campione viene dunque sottoposto ad una forza ortogonale alla propria sezione, mediante il movimento di una o di entrambe le teste di afferraggio. La movimentazione può essere eseguita con diversi sistemi di controllo: di spostamento, di carico o di deformazione.

Durante la prova vengono acquisiti diversi dati riguardanti il test, ovvero il tempo trascorso, la corsa effettuata e la forza applicata. Elaborando opportunamente tali dati è possibile risalire alle curve caratterizzanti il comportamento del materiale testato.

Alla curva carico-corsa, si preferisce diagrammare i dati in termini di sforzo e tensione ingegneristica, questo poiché il diagramma carico-corsa è influenzato dalle caratteristiche geometriche del campione, in particolar modo dalla sua sezione iniziale.

4.1.1 Curva di trazione ingegneristica (o nominale)

La tensione ingegneristica, o tensione nominale, è definita come il rapporto tra la forza applicata e l'area iniziale del campione:

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \left[\frac{N}{mm^2} \right] \quad \text{Eq. 4.1}$$

Si definisce, inoltre, la deformazione ingegneristica secondo:

$$\varepsilon = \frac{l_f - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad \text{Eq. 4.2}$$

Dove l_0 è la lunghezza iniziale del provino e l_f quella finale (a test di trazione concluso).

L'andamento tipico di una curva di tale tipo è riportato nella figura seguente.

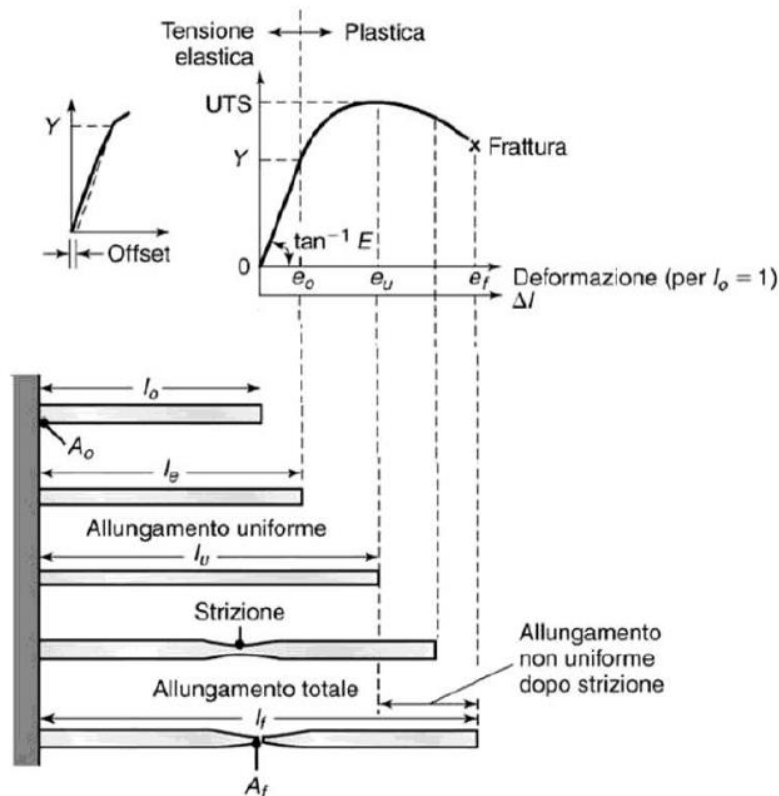


Fig. 4.1: Esempio di una sequenza di prova di trazione che mostra differenti istanti di deformazione del provino. [1]

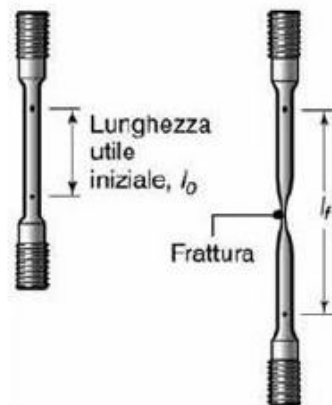


Fig 4.2: Forma iniziale e finale di un provino per prove di trazione monoassiale standard. [1]

Nel diagramma che si ottiene quindi sono distinguibili tre zone, che vengono nel seguito analizzate.

- Campo elastico: nella prima fase di applicazione della forza, il campione si deforma in modo proporzionale con l'aumentare del carico fino alla tensione di snervamento Y (Fig. 4.1). Se il carico dovesse venir rimosso prima che il materiale raggiunge tale valore Y, il provino ritornerà alla sua lunghezza originale (comportamento elastico). La relazione lineare tra tensioni e deformazioni che regna in tale parte della curva è nota come legge di Hooke:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \text{ [MPa]} \tag{Eq. 4.3}$$

Dove E è il modulo di elasticità tipico del materiale.

- Campo delle deformazioni permanenti uniformi: oltre tale iniziale tratto a comportamento elastico, il provino inizia a snervare, ossia subisce una deformazione plastica permanente e la relazione tra deformazione e tensione non è più lineare. Come anticipato, il punto Y segnala il passaggio tra queste due regioni. Per la maggior parte dei materiali il cambiamento di pendenza della curva non è così pronunciato e quindi l'individuazione della tensione di snervamento è difficile. La pratica usuale è quella di definire la tensione di snervamento nel punto in cui si ha uno scostamento dal tratto lineare della curva pari a una deformazione dello 0,2%. Va ora svolta una fondamentale osservazione: lo snervamento non coincide con la rottura del materiale. Nella progettazione di strutture, il raggiungimento di valori di tensione pari a quella di snervamento non possono venir accettati in quanto comportano una deformazione permanente nei componenti. Viceversa, nei processi di lavorazione della lamiera è necessario raggiungere la tensione di snervamento al fine di imprimere al materiale la forma desiderata. Un ulteriore aumento del carico applicato comporta una deformazione uniforme del provino, portando cioè contemporaneamente ad un allungamento del provino e ad un restringimento della sezione (restringimento che deriva dalla costanza del volume). In tale fase il materiale diviene più resistente e la tensione necessaria a procurare una deformazione permanente aumenta: si ha il fenomeno dell'incrudimento. Durante dunque il comportamento plastico il campione subisce due effetti antagonisti tra loro: da un lato il materiale incrudisce (dunque si rafforza), dall'altro si indebolisce per il restringimento della sezione resistente. Nel campo delle deformazioni plastiche uniformi, dunque, prevale il primo effetto e la curva mostra una pendenza positiva, anche se di entità via via minore, mentre l'allungamento e la strizione di ripartiscono uniformemente su tutto il tratto utile. Ad un certo punto, però, i due effetti si equilibrano e la resistenza del materiale raggiunge il suo valore massimo, definita resistenza ultima a trazione (UTS: Ultimate Tensile Strength) che si può facilmente visualizzare in Fig. 4.1. L'UTS è quindi una misura semplice e pratica della resistenza globale del materiale.
- Campo delle deformazioni permanenti localizzate: nel punto UTS, quindi, l'azione indebolente prende il sopravvento: la curva decresce fino a rottura, in quanto il provino è diventato instabile alla tensione e la sua sezione risulta uguale a quella minima resistente. Dal momento che la forza applicata al provino è il prodotto tra l'area esistente e tensione, l'instabilità inizia quando la velocità di diminuzione dell'area resistente è maggiore della velocità di crescita della resistenza del materiale derivante dall'incrudimento. Quando inizia la strizione, la deformazione e la tensione cessano di essere uniformemente ripartite lungo il tratto utile, ma si concentrano in una zona in cui si sviluppa uno stato di tensione triassiale: in tale zona avviene la rottura.

L'andamento calante della curva sforzo-deformazione ingegneristica si spiega con il fatto che dopo strizione si ha una riduzione della forza richiesta per la deformazione a velocità costante della sezione. Tuttavia la definizione della tensione ingegneristica considera la sezione come costante e pari ad A_0 ,

nonostante la sezione sia in realtà in diminuzione. Questo è il motivo per cui il campione giunge a rottura con una tensione che appare inferiore a quella indicata dall'UTS. La deformazione del provino fino a rottura rappresenta una misura della duttilità del materiale, ovvero della deformazione massima che il materiale è in grado di sopportare prima della frattura.

4.1.2 Curva di trazione reale (curva di flusso)

Un'altra modalità di espressione della curva considera la tensione e la deformazione reali (o vere), grandezze definite come segue.

La tensione vera (true stress) è data dal rapporto tra il carico e l'area istantanea che sopporta il carico:

$$\sigma = \frac{F}{A} \left[\frac{N}{mm^2} \right] \quad \text{Eq. 4.4}$$

Mentre la deformazione vera (true strain) risulta dalla considerazione per la quale la prova di trazione si può vedere come una serie di prove di trazione incrementali, dove per ogni incremento il campione ha una lunghezza iniziale leggermente maggiore della precedente.

Si ha:

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad \text{Eq. 4.5}$$

Per il principio di conservazione del volume, vale dunque:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) = \ln\left(\frac{A}{A_0}\right) = 2\ln\left(\frac{D}{D_0}\right) \quad \text{Eq. 4.6}$$

L'andamento tipico di una curva true stress-true strain è dato nella figura seguente.

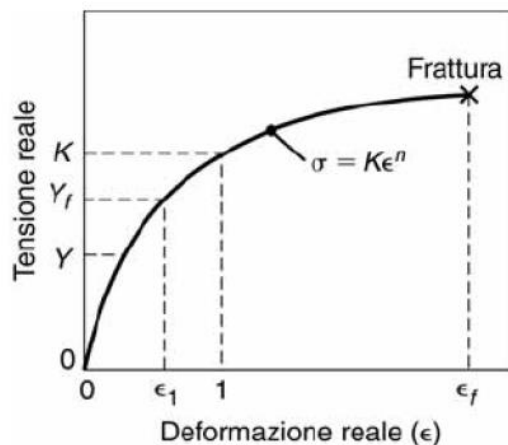


Fig. 4.3: Curva tensione reale-deformazione reale ricavata da una prova di trazione. [1]

Dal confronto tra le due curve in Fig. 4.4, si può osservare come nella situazione ora proposta l'andamento non sia più calante una volta raggiunto il valore dell'UTS, bensì la curva possiede una pendenza sempre positiva e decresca all'aumentare della deformazione. Il materiale infatti continua ad incrudirsi fino a rottura e questo è mostrato dal fatto che la tensione vera continua ad aumentare.

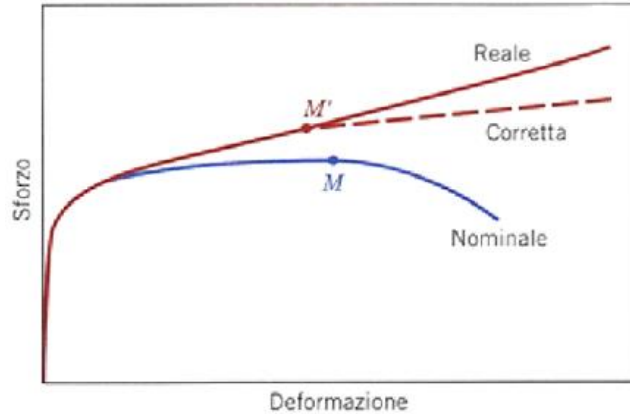


Fig. 4.4: Confronto tra una curva sforzo-deformazione vera ed una ingegneristica [2]

Dal grafico si nota, inoltre, che la strizione si verifica in prossimità del punto M sulla curva nominale, punto che corrisponde al punto M' sulla curva reale. In corrispondenza della strizione, in questa zona appare anche la formazione di uno stato tensionale piuttosto complesso, caratterizzato dall'esistenza di componenti di sforzo in direzioni diverse dallo sforzo assiale.

A tal punto si procede convenzionalmente, dove è marcata la comparsa di strizione, congiungendo il punto di strizione M' sulla curva reale (punto il cui carico è massimo, ossia la derivata della curva sforzo-deformazione ingegneristica va a zero) con il punto finale corrispondente a:

$$\sigma = \frac{F_{rott}}{A_{rott}} \left[\frac{N}{mm^2} \right] \quad \text{Eq. 4.7}$$

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{A_0}{A_{rott}} \right) \quad \text{Eq. 4.8}$$

Dove A_0 e A_{rott} sono rispettivamente l'area iniziale e finale a rottura e F_{rott} il carico finale anche questo a rottura. Considerando questi aspetti si giunge alla curva corretta mostrata in Fig. 4.4.

La curva reale costituisce una caratteristica intrinseca del materiale e può essere ottenuta anche mediante prove di torsione o compressione: ogni suo punto, letto sulla scala delle ordinate, come il punto Y_f , rappresenta la tensione di flusso definita come la tensione richiesta per deformare plasticamente il materiale ad un determinato valore di deformazione ε_1 . L'area sottostante la curva misura la tenacità statica, ovvero il lavoro richiesto per deformare a trazione un campione di materiale fino a quel valore.

Per rappresentare matematicamente la curva di flusso sono stati fatti numerosi tentativi: l'espressione più semplice e valida è la legge di Hollomon:

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n \quad \text{Eq. 4.9}$$

Dove K ed n sono coefficienti caratteristici del materiale testato. K è il fattore di resistenza associato al valore della tensione vera corrispondente ad una deformazione vera unitaria ed n è il coefficiente di incrudimento. La validità della precedente è limitata al tratto delle deformazioni plastiche uniformi, ovvero nell'intervallo compreso tra la tensione di snervamento Y e la tensione massima di inizio strizione nella corrispondente curva reale.

L'esponente n può assumere valori compresi tra 0 (materiale perfettamente plastico) e 1 (materiale perfettamente elastico). Il valore di n è ricavabile dalla pendenza della curva risultante diagrammando tensione vera-deformazione vera in una scala logaritmica come evidenzia la relazione sottostante:

$$\log \sigma = \log K + n \log \varepsilon \quad \text{Eq. 4.10}$$

4.1.3 Effetti della velocità di deformazione

In funzione del processo e delle macchine utensili impiegate, un componente può esser deformato a velocità differenti. La velocità di deformazione indica la velocità alla quale è applicata una determinata deformazione ad un campione di materiale.

Al fine di simulare le medesime condizioni che si hanno in un processo di deformazione, un provino di trazione (come pure di compressione o di torsione) può essere deformato a differenti velocità. La velocità di deformazione ingegneristica è definita come:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d\left(\frac{l-l_0}{l_0}\right)}{dt} = \frac{v}{l_0} \text{ [s}^{-1}\text{]} \quad \text{Eq. 4.11}$$

E la velocità di deformazione reale come:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d\left[\ln\left(\frac{l}{l_0}\right)\right]}{dt} = \frac{v}{l} \text{ [s}^{-1}\text{]} \quad \text{Eq. 4.12}$$

Dove v è la velocità del processo (velocità delle teste della macchina di trazione).

Dalle equazioni precedenti si può osservare che la velocità di deformazione ingegneristica è proporzionale alla velocità del processo, mentre non vale la medesima relazione tra la velocità di deformazione reale e la velocità del processo (velocità di spostamento delle ganasce della macchina a trazione). Di conseguenza, per mantenere una velocità di deformazione costante durante una prova di trazione, risulta necessario un aumento di velocità di esecuzione della prova da parte della macchina.

Un aumento della velocità di deformazione porta anche ad un aumento della tensione necessaria alla deformazione del provino stesso.

L'effetto della velocità di deformazione sulla resistenza dei materiali si esprime secondo:

$$\sigma = C \cdot \dot{\epsilon}^m \quad \text{Eq. 4.13}$$

Dove C è il fattore di resistenza, simile al parametro K nell'equazione di Hollomon, e m è il coefficiente di sensibilità alla velocità di deformazione del materiale.

Il coefficiente m ha una notevole influenza sulla strizione durante una prova di trazione. Osservazioni sperimentali hanno dimostrato con valori maggiori di m, il materiale può venir stirato per lunghezze maggiori prima della rottura. Questo indica che la strizione è ritardata per valori maggiori di m.

In prossimità della strizione del campione, la resistenza del materiale risulta maggiore a causa dell'incrudimento. Nella medesima zona, la velocità di deformazione è maggiore rispetto al resto del provino a seguito della maggiore velocità di allungamento del materiale. L'incremento di resistenza del materiale nella zona del collo di strizione può essere messo in relazione con il coefficiente m. Al proseguire della prova, la zona di strizione diventa più estesa e il provino si allunga prima della frattura; pertanto l'allungamento totale aumenta all'aumentare del valore del coefficiente m. Inoltre, anche l'allungamento dopo strizione aumenta all'aumentare del valore di m. Si ha, inoltre, che il valore del coefficiente di incrudimento decresce all'aumentare della velocità di deformazione.

A livello industriale, durante lo stampaggio della lamiera si punta a condurre un processo senza che il materiale strizioni, ovvero si vuole condurre il processo in allungamento uniforme. Se ciò non risulta possibile è necessario valutare tale strizione, si tratta quindi di valutare m: più m è elevata, più sarà possibile avere allungamento post strizione. Si ha infatti che maggiore è il valore del coefficiente m, maggiormente la strizione risulta essere diffusa e quindi l'allungamento dopo strizione prima della rottura.

4.1.4 Effetti della temperatura

Un secondo fattore che influenza le curve sforzo-deformazione nei processi di deformazione plastica dei metalli è la temperatura. Sebbene non si possa generalizzare in assoluto, l'incremento di temperatura determina (Fig. 4.5):

- Riduzione del modulo elastico, della tensione di snervamento, del valore dell'UTS e del coefficiente di incrudimento, n;

- Aumento della duttilità, della tenacità e del coefficiente di sensibilità alla velocità di deformazione, m .

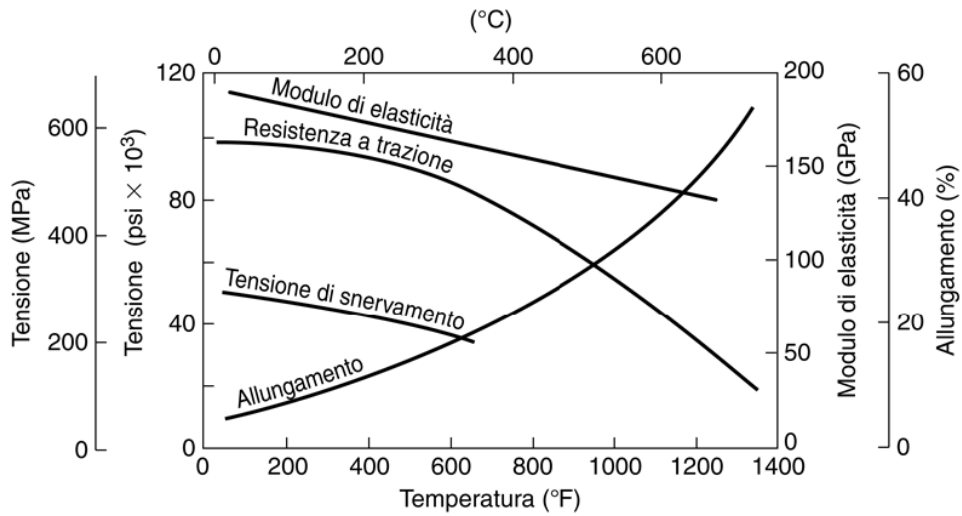


Fig. 4.5: Influenza della temperatura sulle proprietà meccaniche di un acciaio al carbonio. La maggior parte dei materiali presentano una sensibilità alla temperatura simile a quella riportata nella figura per il modulo elastico, la tensione di snervamento, la tensione ultima e la duttilità. [1]

Nel seguente diagramma (Fig. 4.6) viene inoltre messa in evidenza la relazione tra la temperatura omologa (T/T_m , dove T è la temperatura di prova e T_m è la temperatura di fusione del metallo) e l'esponente di sensibilità alla velocità di deformazione. Si nota chiaramente il cambio di pendenza del fitting dei punti sperimentali attorno alla temperatura di ricristallizzazione dei metalli in esame.

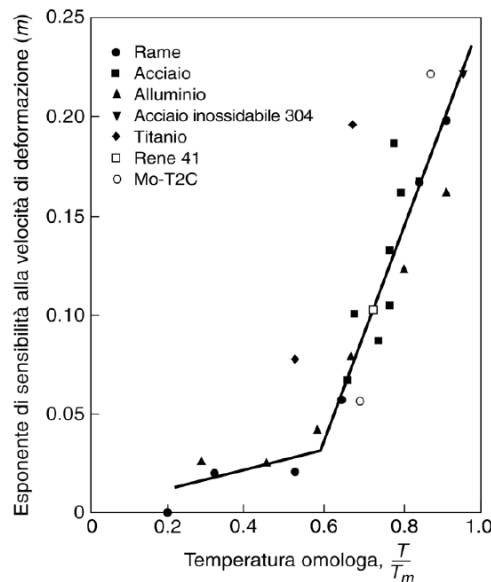


Fig. 4.6: Dipendenza dell'esponente di sensibilità alla velocità di deformazione m dalla temperatura omologa T/T_m per vari materiali. T è la temperatura di prova e T_m è la temperatura di fusione del metallo, entrambe riportate in scala assoluta. [1]

4.2 La procedura sperimentale

Si illustra ora la procedura sperimentale utilizzata durante le prove di trazione a freddo e a caldo. Le prove sono state eseguite su campioni ad osso di cane ricavati da tubi in titanio grado 9 con diametro esterno pari a 27 mm e spessore pari a 0.89 mm, con seguenti dimensioni caratteristiche in modo da rispettare lo standard di riferimento (Fig. 4.7).

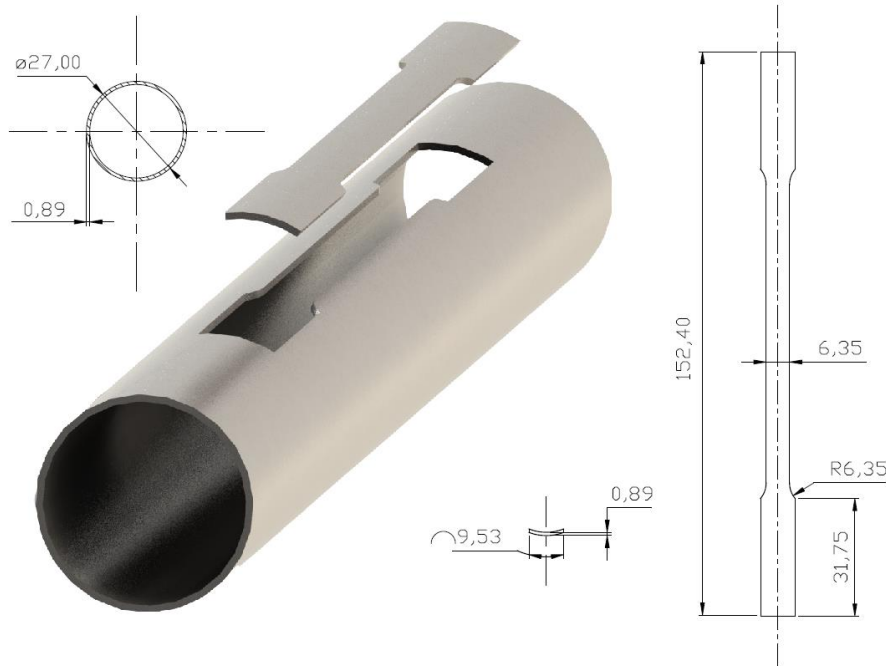


Fig. 4.7: Provini utilizzati per la campagna prove.

4.2.1 L'apparato sperimentale

La strumentazione adoperata per effettuare le prove di trazione a caldo è costituita da:

- Macchina per prove di trazione, pressa idraulica MTS_322 da 50kN (Fig. 4.8), attrezzata con una cella di carico da 35kN posta sulla testa statica della pressa. Tale configurazione viene adottata al fine di preservare le prove da effetti dinamici dovuti al test stesso.

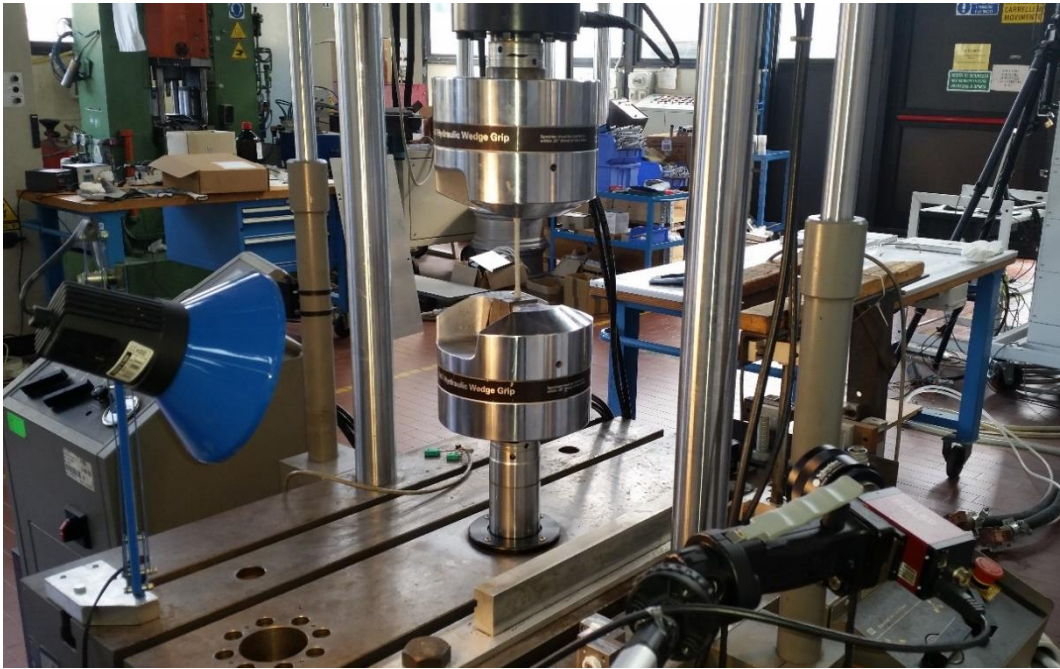


Fig. 4.8: Macchina per prove di trazione, MTS_322.

- Computer con software per il controllo e la programmazione della pressa MTS_322.
- Induttore per il riscaldamento localizzato del provino testato (Fig. 4.9). L'induttore utilizzato per le prove di trazione possiede due componenti principali:
 - Il generatore in cui si hanno i circuiti di alimentazione e di controllo. Il circuito magnetico viene quindi generato da un circuito elettrico (inverter);
 - La testa di riscaldamento a cui il generatore viene connesso. Questa è costituita da una bobina che fornisce il campo magnetico necessario al riscaldamento. Si tratta quindi di porre il provino in una posizione adiacente alla testa di riscaldamento, immergendolo così nel campo magnetico, per ottenerne il riscaldamento.

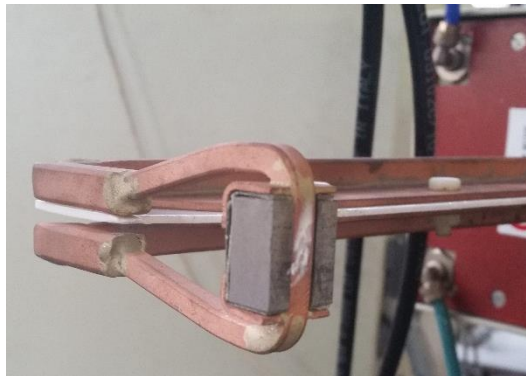


Fig. 4.9: Testa di riscaldamento posta vicino al campione durante la prova per attuare il riscaldamento localizzato e dettaglio della testa di riscaldamento.

A causa delle potenze in gioco e delle conseguenti perdite che hanno luogo nei vari circuiti, la macchina necessita di un sistema di raffreddamento. Il generatore è dunque equipaggiato di un gruppo frigorifero avente lo scopo di ridurre la temperatura dei diversi circuiti elettronici che compongono l'apparecchiatura.



Fig. 4.10: Induttore Felmi Egma adottato per il riscaldamento del provino

- Computer con software sviluppato in ambiente LabView per impostare i diversi parametri che competono alla procedura della prova di trazione desiderata.
- Sistema ottico di acquisizione composto da una fotocamera ad alta frequenza Pike per il monitoraggio ed il campionamento dei fotogrammi del provino sottoposto a trazione durante la prova (Fig. 4.11a).



Fig. 4.11: a) telecamera ad alta frequenza adottata per monitorare la deformazione durante la prova di trazione; b) Esempio della distribuzione stocastica di punti sulla superficie del campione in due diversi momenti della prova a trazione.

- Software Aramis GOM per l'elaborazione dei fotogrammi del provino rilevati durante la deformazione a trazione. Il programma valuta l'evoluzione del singolo marker individuato

grazie ad una distribuzione casuale di punti ad elevato contrasto disposti sulla superficie del campione e quindi determinarne la deformazione (Fig. 4.11b).

4.2.2 La procedura sperimentale

Le prove di trazione sono state eseguite su campioni in lega di titanio Ti-3Al-2.5V, per diversi valori della temperatura e della velocità di deformazione, come si vedrà nel dettaglio nel paragrafo 4.2.4.

Come anticipato dall'esposizione dell'apparato sperimentale adottato, per la valutazione della deformazione subita dal provino durante il test di trazione si è usato il software Aramis GOM, che monitora l'evoluzione in termini di spostamento e geometria di un punto presente sulla superficie del campione determinandone così la deformazione.

L'adozione di tale software impone quindi una preparazione del campione da sottoporre alla prova di trazione tesa a realizzare sulla superficie un pattern di carattere casuale ad elevato contrasto. Questo viene conseguito mediante l'uso di vernice spray nera e bianca resistente alle alte temperature che viene applicata in modo alternato sull'area interessata, come mostrato in Fig. 4.12.

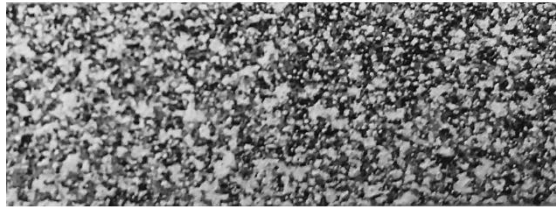


Fig. 4.12: dettaglio del pattern applicato sui provini per l'analisi con il software Aramis GOM.

Nell'applicazione della vernice bisogna porre attenzione a non eccedere con la quantità in quanto, si è notato, che se ciò accadesse si otterrebbe un deterioramento del pattern in prossimità del punto di rottura. Il netto contrasto tra i punti bianchi e neri cesserebbe e di conseguenza il software non sarebbe più in grado di elaborare le immagini al fine di rilevare le deformazioni subite.

Operazione successiva riguarda la saldatura della termocoppia di tipo K (filo magnetico Chromel e filo amagnetico Alumel) nella parte centrale dei provini da sottoporre ai test ad alta temperatura. Durante la saldatura non bisogna unire le due estremità dei fili della termocoppia.

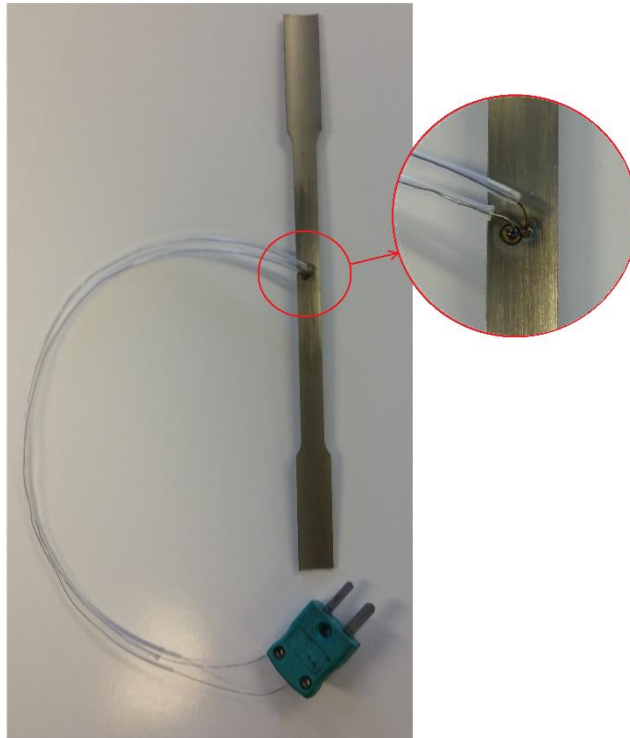


Fig. 4.13: provino termocoppiato e dettaglio per la saldatura dei fili sul provino.

La saldatura va effettuata in zone diverse, sebbene molto vicine, al fine di avere un controllo di sicurezza sulla temperatura obiettivo richiesta. Se uno dei capi della termocoppia dovesse accidentalmente staccarsi dal campione durante la prova, il controllo software rileva una temperatura raggiunta di 1800°C provocando l'arresto immediato di riscaldamento da parte dell'induttore. Viceversa, se le due estremità dovessero essere saldate unite, una situazione di tal genere porterebbe ad una lettura della temperatura inferiore dell'effettiva temperatura raggiunta sulla superficie del campione: questo causerebbe un aumento della potenza fornita dall'induttore nel tentativo di ristabilire la temperatura obiettivo. Le elevate potenze erogabili dall'induttore sono in grado di condurre il campione a temperature di fusione in tempi ridotti con immaginabili conseguenze per la sicurezza dell'operatore e dell'attrezzatura circostante.

Si prosegue dunque posizionando il provino tra le due cross-head della macchina di trazione. Inizialmente viene pinzato il campione sulla griffa superiore. La pressione impostata alla chiusura delle ganasce dipende dal materiale da testare, nel caso corrente del titanio si adopera una pressione di 6 MPa. Passando quindi ad un controllo manuale di spostamento si porta in posizione la testa inferiore dell'MTS, allineandola con la direzione della superficie trasversale del campione onde evitare possibili effetti di torsione durante il test.

Prima di procedere con la chiusura delle griffe inferiori, si imposta la macchina in controllo di carico. Questo accorgimento si adotta in quanto, adoperando nei test provini sottili e di piccole dimensioni, all'afferraggio si incorre nel rischio di apportare deformazioni plastiche nel campione dovute all'inerzia di moto dato dalla massa elevata delle teste della pressa. Si applica una leggera condizione di trazione prima della griffa inferiore chiusura con lo scopo di compensare il movimento verso l'alto

del pistone della testa inferiore della macchina che condurrebbe ad un inevitabile carico di pressione nel campione.

Per il riscaldamento controllato del campione, occorre comandare esternamente l'induttore, è necessario quindi impostare sul pannello centrale del generatore la configurazione Remote e Direct (Fig. 4.14). Quando si trova in questa posizione il controllo esterno avviene mediante l'apposito connettore per il suo funzionamento.

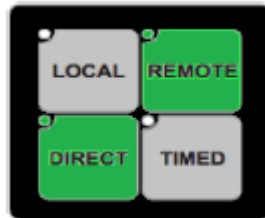


Fig. 4.14: Impostazione da applicare all'induttore per il controllo del riscaldamento per mezzo del software.

Il passaggio successivo è quello di collegare tramite un cavo seriale il modulo di controllo al generatore così il riscaldamento avviene automaticamente come impostato da software.

Il riscaldatore ad induzione ad alta frequenza EGMA_30 si FELMI s.r.l., utilizzato in tutte le prove di trazione a caldo, genera un riscaldamento localizzato tramite la testa dell'induttore appositamente progettata. Per le prove di trazione il tratto utile d'interesse è di circa 15 mm. La distanza dal corpo è di fondamentale importanza per il corretto riscaldamento. Dopo numerose prove è stato possibile concludere che, distanze inferiori al millimetro causano un controllo non accurato della rampa di temperatura con oscillazioni troppo ampie della temperatura obiettivo, mentre distanze superiori ai 3 millimetri possono provocare il mancato raggiungimento della temperatura impostata. La corretta posizione dunque è ad un offset di 1.5-3 millimetri. In questo modo la temperatura segue fedelmente la rampa di riscaldamento impostata tramite un controllo PID implementato all'interno del software in ambiente LabView.

In aggiunta alle prove di trazione semplice, sono state eseguite anche prove di carico e scarico utilizzando l'estensometro (Fig. 4.15). Queste prove sono state effettuate per misurare la dilatazione lineare del provino durante la rampa di riscaldamento e la fase di mantenimento alla temperatura di prova. Inoltre, con la curva di carico e scarico in campo elastico, è stato possibile analizzare con precisione il valore del modulo elastico dei provini.



Fig. 4.15: prove di carico e scarico con estensometro a freddo e a caldo.

4.2.3 Setup di prova

Il software fornito dalla casa produttrice della pressa MTS_322 consente di impostare la procedura di test desiderata. Nel lavoro di tesi sono state utilizzate le sequenze illustrate dalla figura seguente, in cui il software legato al controllo della pressa, comunica con la procedura impostata in LabView per l'acquisizione delle immagini e del riscaldamento del campione.

a)

Type	Name	Start	Interrupt
	attesa	<Procedure>.Start	trigger labview 1.Trigger
	trigger labview 1	<Procedure>.Start	
	manten2	attesa.Done	
	rampa	manten2.Done	
	blocco	<Procedure>.Start	
	acquisizione	<Procedure>.Start	

Procedure is done when rampa.Done

b)

Type	Name	Start	Interrupt
	attesa 1	<Procedure>.Start	trigger labview 1.Trigger
	trigger labview 1	<Procedure>.Start	scarico.Done
	acquisizione 1	<Procedure>.Start	scarico.Done
	mantenimento 1	attesa 1.Done	
	carico	mantenimento 1.Done	
	scarico	carico.Done	
	attesa 2	scarico.Done	trigger labview 2.Trigger
	trigger labview 2	scarico.Done	
	acquisizione 2	attesa 2.Done	
	mantenimento 2	attesa 2.Done	
	rottura	mantenimento 2.Done	
	blocco	<Procedure>.Start	

Procedure is done when rottura.Done

Fig. 4.17: Procedure impostate nel software MTS per le prove di trazione semplice (a) e con l'estensometro (b).

Questa permette di regolare la velocità di spostamento della testa inferiore per la deformazione a trazione e di definire la corsa da percorrere. Inoltre è possibile impostare il valore della frequenza di acquisizione dei valori di tempo, corsa e forza letti dalla cella di carico presente. La frequenza massima che è possibile impostare è di 6144 Hz.

Il secondo computer in dotazione presenta un software sviluppato in ambiente LabView tramite il quale è possibile realizzare la procedura precisa di prova necessaria. In tutte le prove condotte a freddo è stata adottata la sequenza di fasi riportata nella Tab. 4.1a; nelle prove di trazione semplice a caldo è stata seguita la procedura in Tab. 4.1b; nelle prove condotte con l'utilizzo dell'estensometro è stata infine seguita la procedura riportata in Tab. 4.1c.

a)

Fase	Durata (in sec)	Descrizione
Start	1	Fase di attesa iniziale
Trazione	10	Fase in cui viene eseguita la trazione. Si imposta il comando "Start MTS", collegato al comando "Trigger Labview" nella procedura MTS, per avviare la prova. Si avvia l'acquisizione di dati e immagini, con frequenza di 250Hz.
Stop	1	Fase di stop in cui si imposta il comando "Stop MTS" per fermare la procedura di prova.

b)

Fase	Durata (in sec)	Descrizione
Start	1	Fase di attesa iniziale
Riscaldamento	80	Fase in cui si attiva l'induttore per portare il provino alla temperatura di prova. In questa fase si acquisiscono i dati della rampa di riscaldamento con frequenza 250Hz.
Mantenimento	40	Fase in cui si mantiene il provino alla temperatura di prova per omogeneizzare la temperatura.
Trazione	10	Fase in cui viene eseguita la trazione. Si imposta il comando "Start MTS", collegato al comando "Trigger Labview" nella procedura MTS, per avviare la prova. Si avvia l'acquisizione di dati e immagini, con frequenza di 250Hz. Il provino viene mantenuto alla temperatura di prova.
Stop	1	Fase di stop in cui si imposta il comando "Stop MTS" per fermare la procedura di prova.

c)	Fase	Durata (in sec)	Descrizione
	Start	1	Fase di attesa iniziale
	Riscaldamento	80	Fase in cui si attiva l'induttore per portare il provino alla temperatura di prova. In questa fase si acquisiscono i dati della rampa di riscaldamento con frequenza 250Hz.
	Mantenimento	40	Fase in cui si mantiene il provino alla temperatura di prova per omogeneizzare la temperatura.
	Carico-Scarico	55	Fase in cui vengono eseguiti il carico e lo scarico del provino. Si imposta il comando "Start MTS", collegato al comando "Trigger Labview" nella procedura MTS, per avviare la prova. Il provino viene mantenuto alla temperatura di prova.
	Attesa	20	Tempo di attesa per togliere l'estensometro dal provino. Il provino viene mantenuto alla temperatura di prova.
	Trazione	10	Fase in cui viene eseguita la trazione. Si imposta il comando "Start MTS", collegato al comando "Trigger Labview" nella procedura MTS, per avviare la prova. Si avvia l'acquisizione di dati e immagini, con frequenza di 250Hz. Il provino viene mantenuto alla temperatura di prova.
	Stop	1	Fase di stop in cui si imposta il comando "Stop MTS" per fermare la procedura di prova.

Tab. 4.1: procedure impostate in Labview per le prove di trazione a) a freddo, b) a caldo, c) utilizzando l'estensometro.

Le prove consistono quindi in una fase iniziale di riscaldamento di 80 secondi durante la quale il campione viene scaldato fino alla temperatura obiettivo. A tale fase segue un periodo di mantenimento in temperatura della durata di 40 secondi. Terminato il mantenimento si ha l'esecuzione della prova mediante un segnale di start alla macchina MTS. Durante tale fase quindi vengono acquisite le immagini fino alla fase finale di stop. Il medesimo software permette inoltre di mantenere la testa dell'induttore nella zona chiave del provino durante lo svolgimento dell'intera prova. Una slitta collegata ad un motore brushless permette infatti lo spostamento lungo l'asse verticale dell'induttore consentendo di seguire passo-passo la deformazione del campione e mantenerlo alla temperatura desiderata.

Al termine della prova di trazione si hanno diversi dati, che sono raccolti in tre differenti file:

- Corsa, tempo e forza rilevata dalla cella di carico presente sulla macchina MTS;
- Sequenza di fotogrammi acquisiti dalla fotocamera;
- Valori di tempo, temperatura e corsa rilevati dal software LabView.

L'elaborazione dei dati in termini di deformazione viene eseguita a mezzo del software Aramis GOM. Tale software adopera le immagini raccolte durante il test. Va osservato che la prova a trazione

comporta una deformazione rilevante solamente nel piano ortogonale alla direzione del fascio ottico, conseguentemente è sufficiente l'ausilio di un'unica fotocamera e dunque un settaggio bidimensionale del programma per la rilevazione della deformazione. La superficie del provino ricoperta dal pattern colorato viene discretizzata da una mesh che viene applicata a tutti i fotogrammi raccolti. Il programma poi valuta l'evoluzione di ogni singolo marker individuato grazie alla distribuzione stocastica di punti bianchi e neri sulla superficie del campione, calcolandone lo spostamento e la deformazione. Al termine della computazione del software è possibile per ogni singolo punto presente sulla mesh rappresentativa del provino sapere il valore della deformazione presente fotogramma per fotogramma.

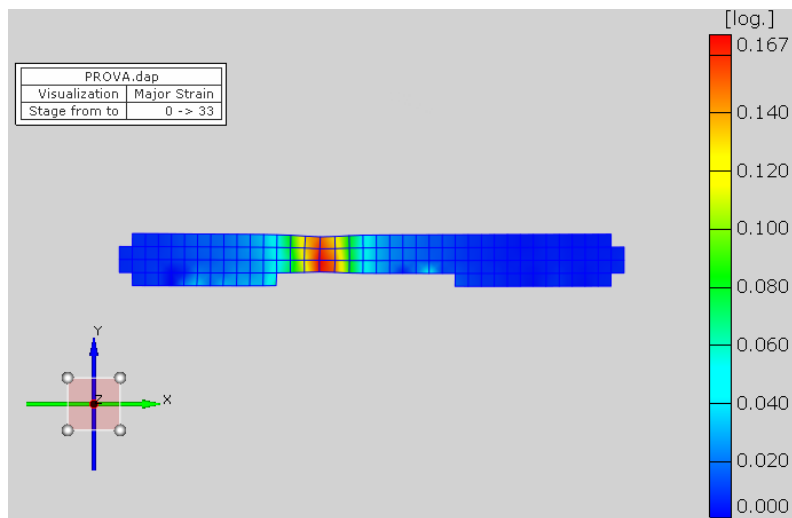


Fig. 4.18: Esempio di mesh del provino in un momento della prova a trazione.

Come mostrato in Fig. 4.18, si individuano sulla zona a frattura (immagine successiva a quella qui proposta) dei punti di cui si ricavano i valori della deformazione per ogni fotogramma. Il calcolo della deformazione vera è stato eseguito come la media tra i valori forniti dal singolo marker.

4.2.4 Il piano sperimentale

Come visto nel paragrafo dedicato alle prove di trazione, si ha che i parametri che influenzano la prova stessa sono la temperatura e la velocità di deformazione. Per definire quindi le ottimali condizioni di lavorazione, ovvero quelle tali da avere la massima duttilità, si sono effettuate prove a diversi valori della temperatura e della velocità di deformazione.

La tabella seguente riassume la campagna prove eseguita. Tutte le prove sono state eseguite con ripetibilità 2.

Strain Rate	Temperatura					
$\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$	20°C	300°C	400°C	500°C	600°C	700°C
$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$	20°C	300°C	400°C	500°C	600°C	700°C

Per ogni temperatura è stata eseguita una prova di trazione utilizzando l'estensometro: fase di carico a 0.01 s^{-1} con corsa massima di 0.75 mm; fase di scarico con ritorno ad un carico di 0.3 kN.

Tab. 4.2: Prove di trazione eseguite.

4.3 Risultati

4.3.1 Curve ingegneristiche e reali

Il software della macchina MTS_322 fornisce, al termine di ciascuna prova di trazione eseguita, un grafico forza-corsa come quello riportato nella figura seguente.

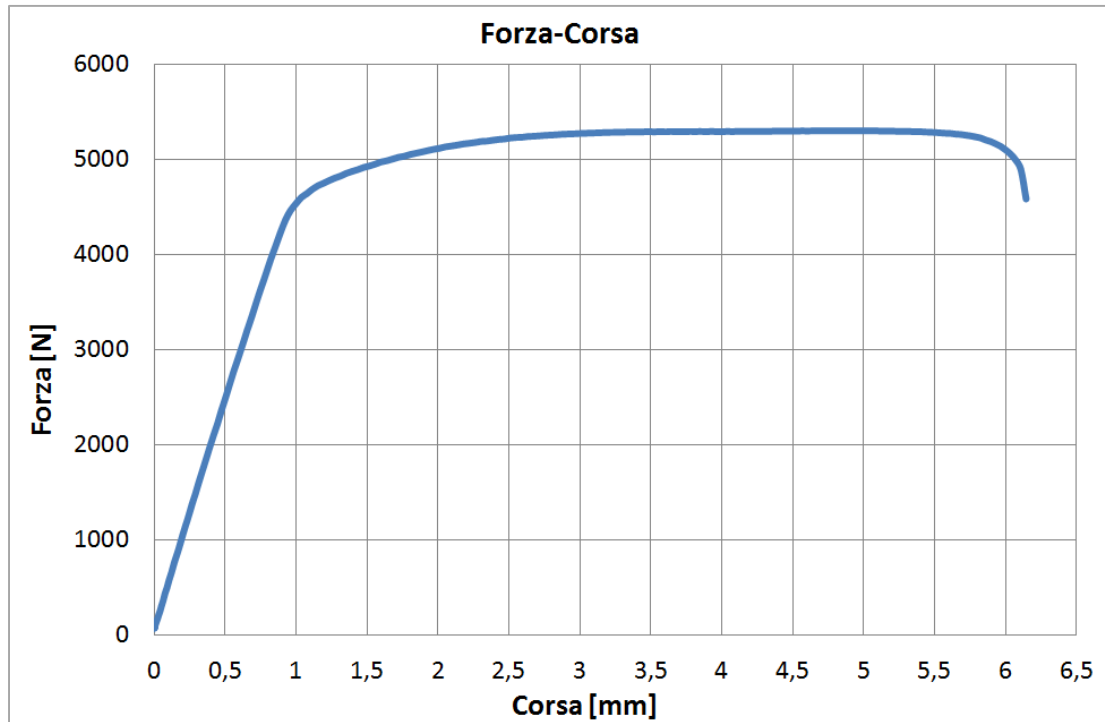


Fig. 4.19: Grafico forza-corsa output di una prova a trazione (prova a temperatura ambiente e strain rate pari a 0.5 s^{-1}).

I dati sono stati quindi elaborati al fine di ottenere il relativo grafico sforzo-deformazione.

I valori delle deformazioni subite sono stati ricavati mediante l'elaborazione delle immagini, acquisite dalla fotocamera durante l'intera esecuzione della prova, per mezzo del software Aramis GOM.

La determinazione della tensione di flusso, invece, ha sfruttato la relazione:

$$\sigma = \frac{\text{Forza}}{\text{Area Iniziale} \cdot \exp^{-\epsilon}} \quad \text{Eq. 4.14}$$

Si riportano nel seguito i diversi grafici sforzo-deformazione ottenuti dalle prove di trazione a freddo e a caldo eseguiti, come visto, per diversi valori della temperatura e della velocità di deformazione.

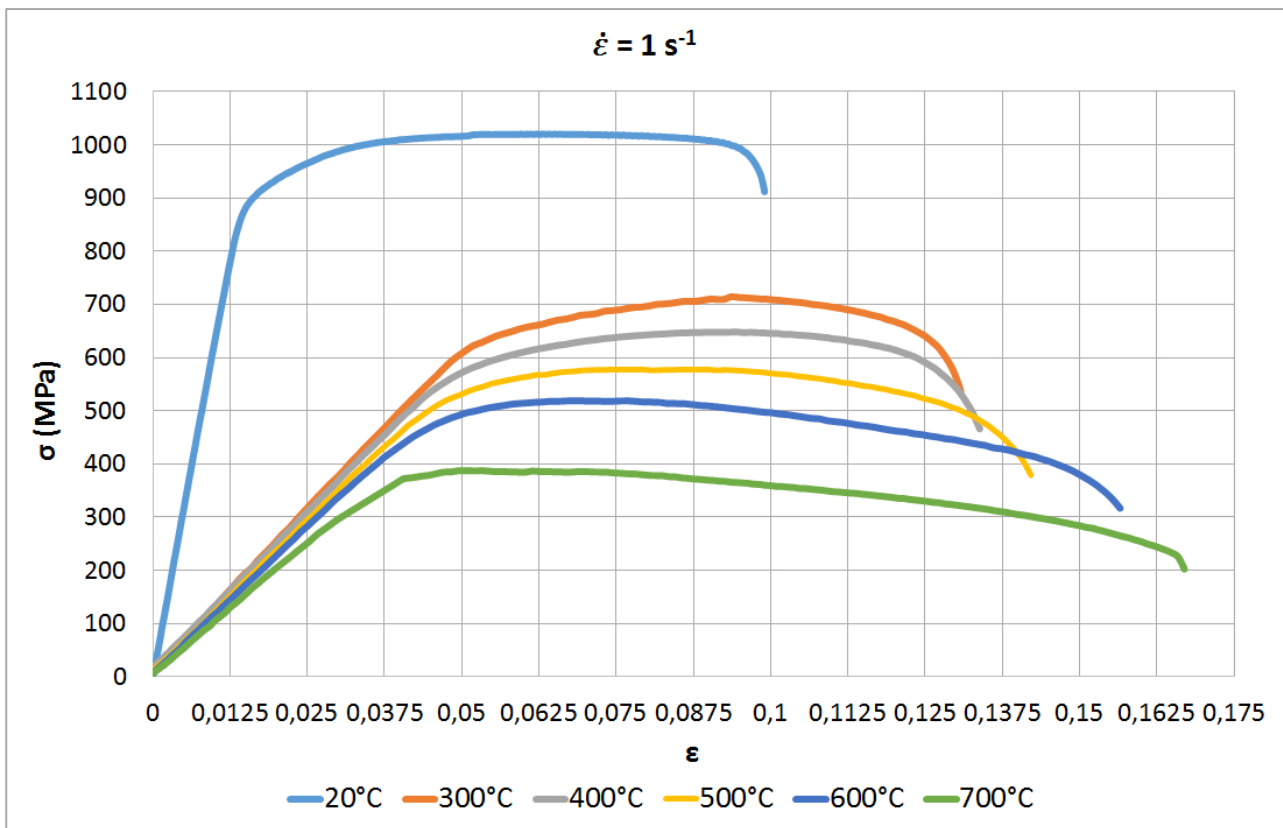


Fig. 4.20: curve ingegneristiche delle prove eseguite a strain rate di 1 s^{-1} alle diverse temperature in esame.

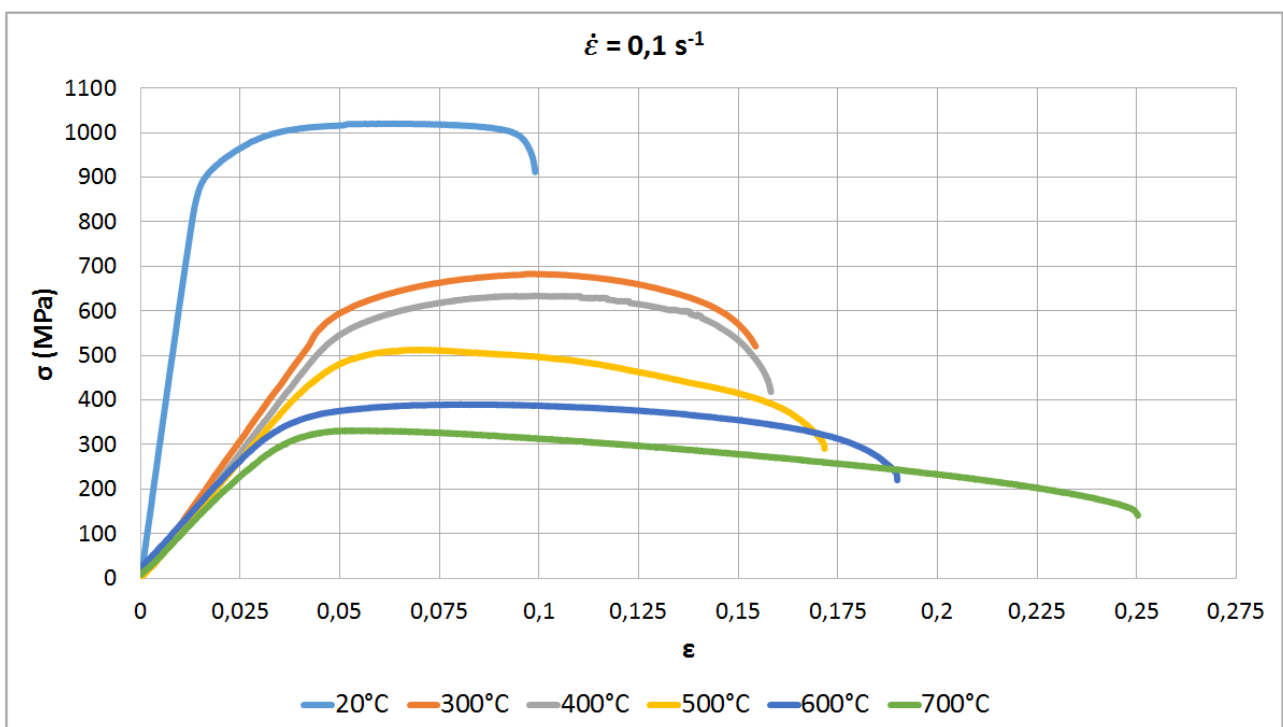


Fig. 4.21: curve ingegneristiche delle prove eseguite a strain rate di 0.1 s^{-1} alle diverse temperature in esame.

Già dalle curve ingegneristiche riportate è possibile notare la differenza tra la prova effettuata a temperatura ambiente e le prove effettuate in temperatura. Si ha un netto calo della pendenza del tratto elastico delle curve e un aumento dell'allungamento a rottura. Inoltre, confrontando le stesse prove a

differenti velocità di deformazione, è possibile notare come l'allungamento a rottura aumenti con il diminuire della velocità di deformazione.

L'elaborazione con l'Aramis ha permesso di determinare con più precisione la deformazione massima a rottura, come riportato in Figg. 4.22 e 4.23 e più in dettaglio in Tab. 4.3.

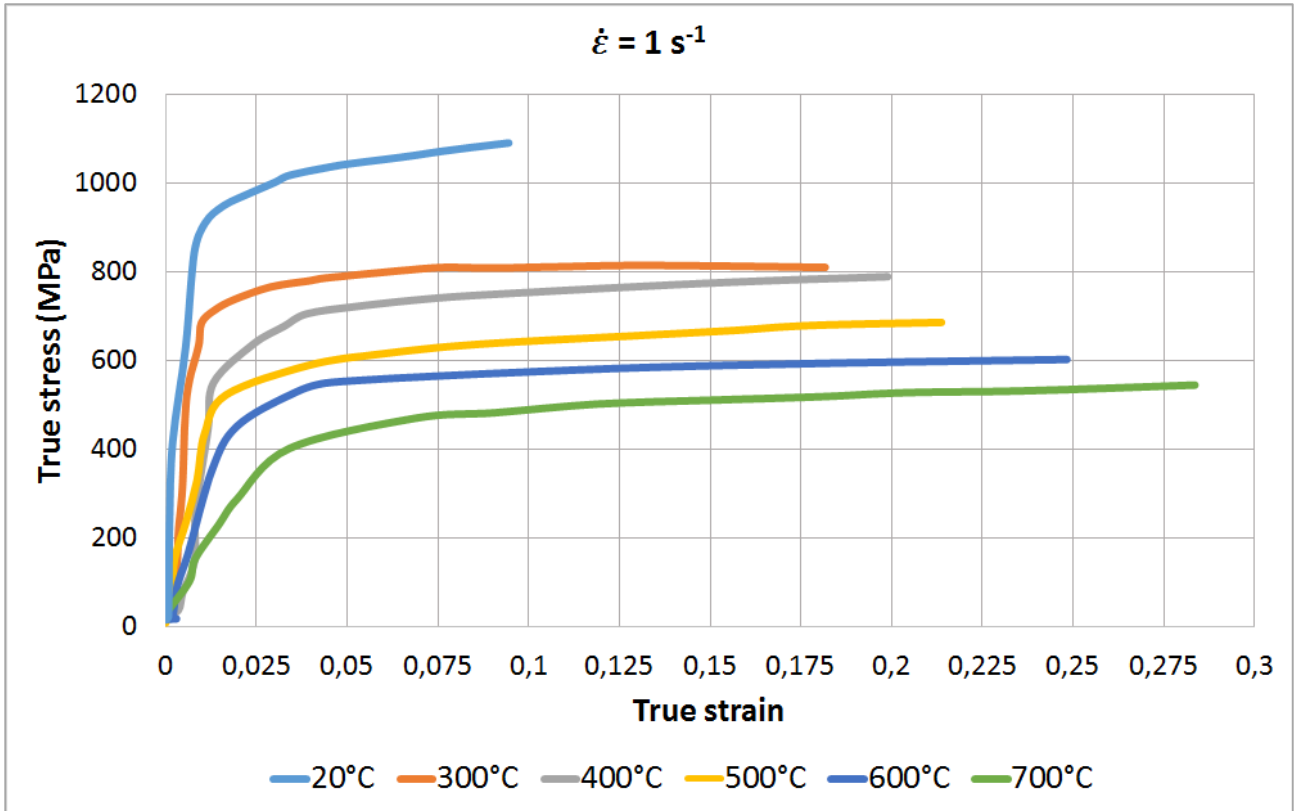


Fig. 4.22: curve true stress – true strain delle prove eseguite a strain rate di 1 s^{-1} alle diverse temperature in esame.

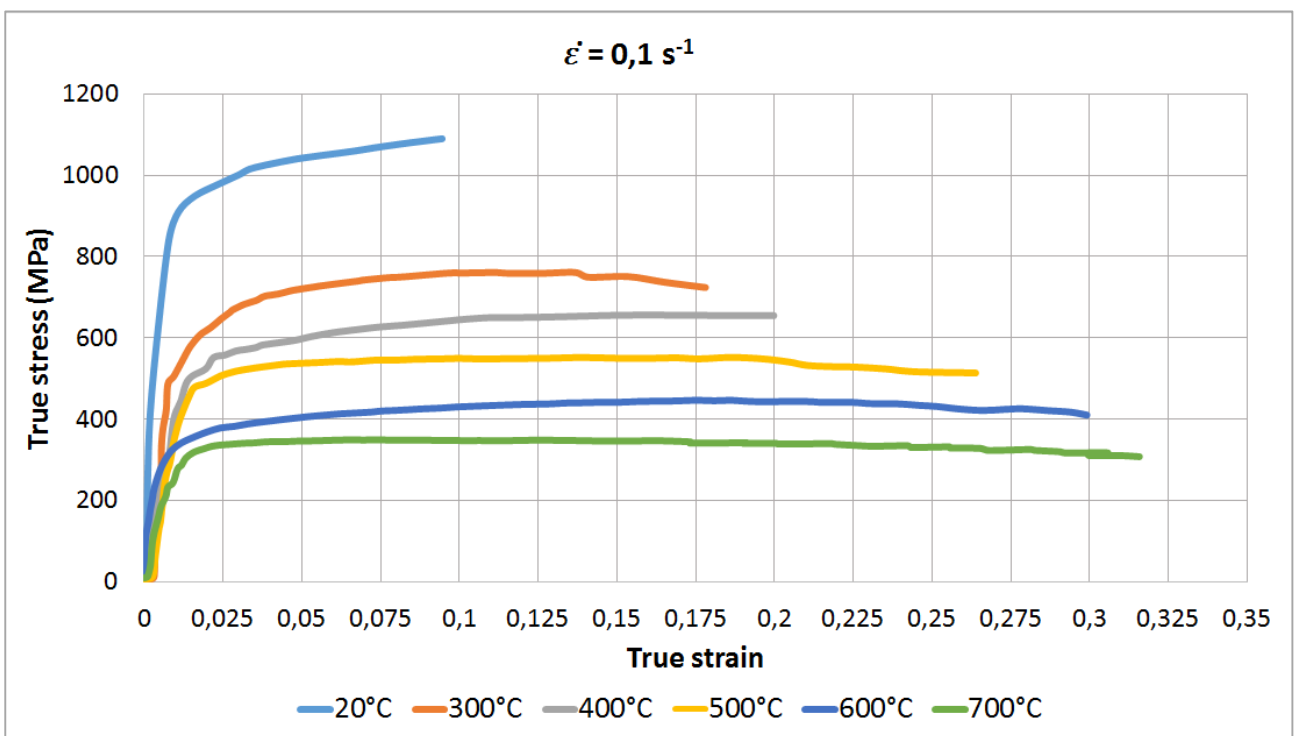


Fig. 4.23: curve true stress – true strain delle prove eseguite a strain rate di 0.1 s^{-1} alle diverse temperature in esame.

Temperatura	$\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$	$\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$
20°C	0.0945	
300°C	0.1817	0.1781
400°C	0.1989	0.1998
500°C	0.2137	0.2638
600°C	0.2483	0.2991
700°C	0.2836	0.3158

Tab. 4.3: valori medie delle deformazioni a rottura ricavati dalle prove sperimentali.

Come atteso, all'aumentare della temperatura, le tensioni necessarie a portare a rottura il provino sono via via inferiori e aumenta la deformabilità del materiale.

4.3.2 Calcolo del modulo di Young

A partire dalle curve ingegneristiche, è possibile stimare il modulo elastico del materiale in esame ricavando la pendenza della retta che interpola i punti corrispondenti al tratto elastico. Per avere maggior precisione, sono state analizzate le curve ricavate utilizzando l'estensometro.

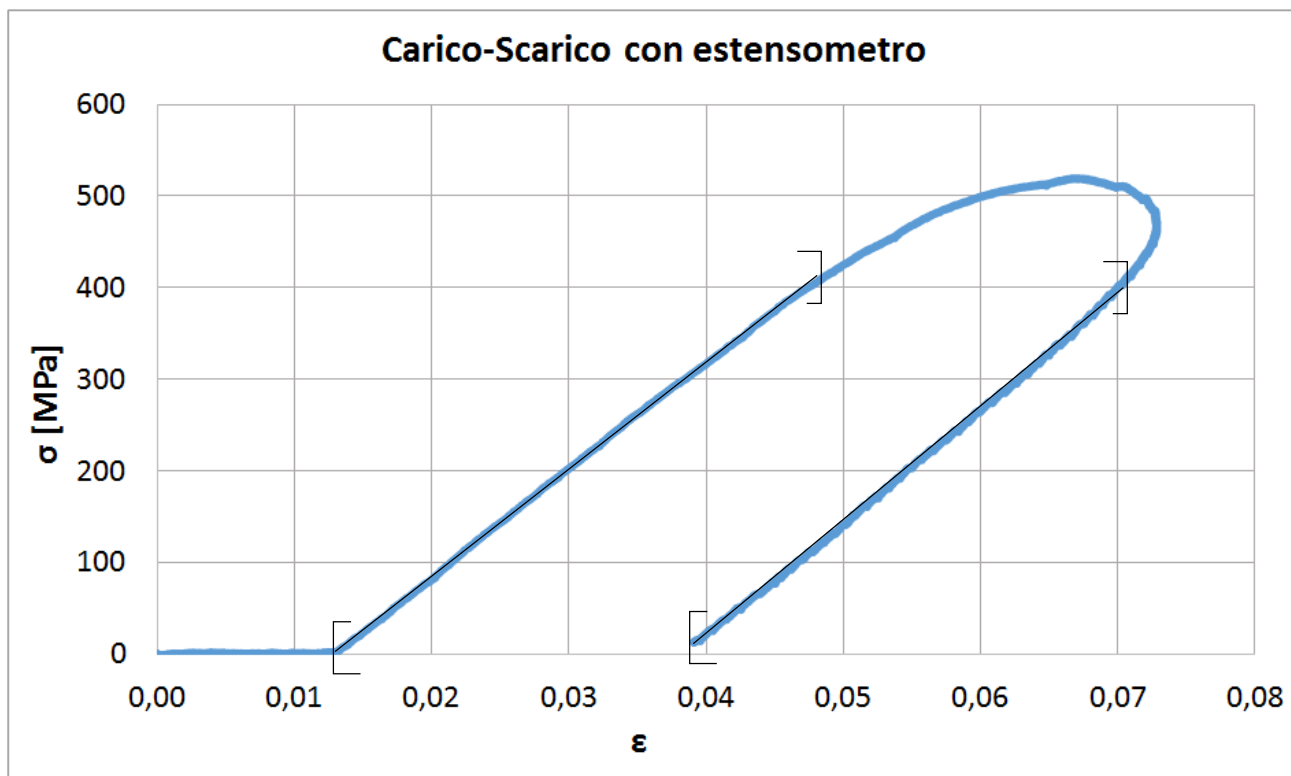


Fig. 4.24: Esempio di curva di carico-scarico ottenuta con l'utilizzo dell'estensometro. Sul grafico sono state indicate, come esempio, le rette e gli intervalli su cui è stata fatta l'interpolazione per ricavare E .

Nella tabella seguente si riportano i valori dei moduli elastici ricavati con questo metodo e i relativi valori medi.

Temperatura	E_{medio} [GPa]
20°C	63.829
300°C	12.127
400°C	11.421
500°C	11.177
600°C	9.876
700°C	9.034

Tab. 4.4: valori medi del modulo di Young ricavati dalle prove sperimentali.

Come già suggerito dai grafici σ - ε di Figg. 4.20 e 4.21, in cui si notava un netto calo della pendenza del tratto elastico delle curve, il valore del modulo elastico cala drasticamente con l'aumento della temperatura.

4.3.3 Calcolo dei coefficienti di dilatazione termica

Dalle prove eseguite utilizzando l'estensometro, è stato possibile ricavare, oltre al valore del modulo elastico, il valore del coefficiente di dilatazione termica per le diverse temperature a cui sono state eseguite le prove sperimentali.

Utilizzando il software Labview, sono stati ricavati i dati relativi alla rampa di riscaldamento seguita per portare il provino alla temperatura di prova. A questi sono stati associati i dati di dilatazione ricavati grazie al software MTS. In Fig. 4.25 viene riportato, come esempio, un grafico temperatura-deformazione e in Tab. 4.5 i coefficienti di dilatazione termica, stimati interpolando i dati sperimentali e trovando il reciproco della pendenza della retta interpolante.

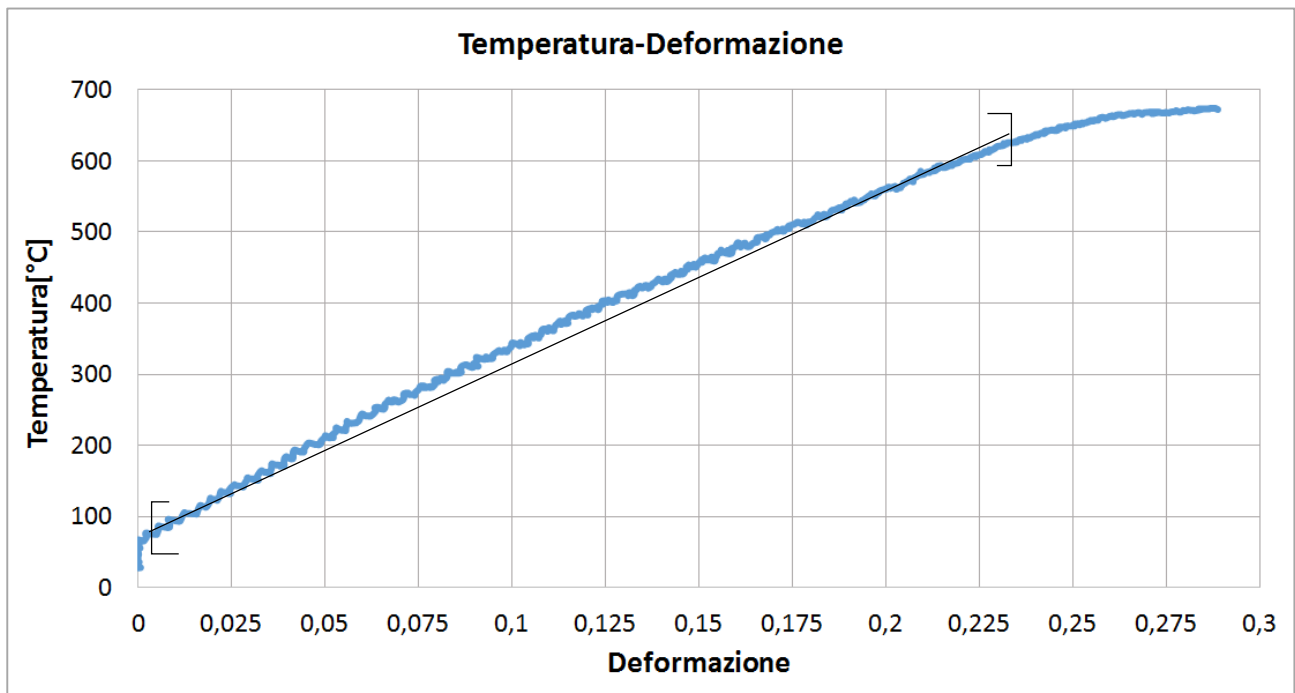


Fig. 4.25: esempio di grafico Temperatura-Deformazione utilizzato per ricavare i coefficienti di dilatazione termica.

Temperatura	Coefficiente di dilatazione termica [$\mu\text{strain}/^\circ\text{C}$]
300°C	4.29
400°C	4.24
500°C	4.30
600°C	4.37
700°C	4.31

Tab. 4.5: coefficienti di dilatazione termica stimati dalle prove sperimentali.

4.3.4 Calcolo dei coefficienti di Hansel-Spittel

Il modello Hansel-Spittel è un modello empirico, la cui formulazione più generale è data dalla formulazione seguente:

$$\sigma = A e^{m_1 T} T^{m_9} \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{\frac{m_4}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m_3} \dot{\varepsilon}^{m_8 T} \quad \text{Eq. 4.15}$$

Si tratta quindi di determinare i diversi parametri che intervengono nell'espressione precedente, ovvero A, m_1 , m_2 , m_3 , m_4 , m_5 , m_7 , m_8 ed m_9 .

A tal fine sono stati considerati i risultati delle prove di trazione (di cui si è discusso nel § 4.3.1) relativi alle temperature di 20°C, 300°C, 400°C, 500°C, 600°C e 700°C per tutte le velocità di deformazione adottate, quindi 1s^{-1} e $0,1\text{s}^{-1}$.

Si sono scelti dei valori iniziali di tentativo per i parametri citati e quindi, si è attuato un procedimento iterativo teso a minimizzare la somma degli scarti tra la tensione reale (ovvero quella ottenuta per via sperimentale) e la tensione calcolata secondo l'espressione precedente.

Sono stati così calcolati i coefficienti che minimizzano la somma degli scarti, tali valori sono riassunti nella tabella seguente.

A	m_1	m_2	m_3	m_4	m_5	m_7	m_8	m_9
1181	-0.00119	0.087316	-0.007711	-0.00011	-0.00066	0.041542	-0.22445	0.000334

Tab. 4.6: coefficienti di Hansel-Spittel.

Di seguito verranno riportati, a titolo di esempio, alcuni grafici che illustrano chiaramente l'efficacia della modellazione secondo Hansel-Spittel.

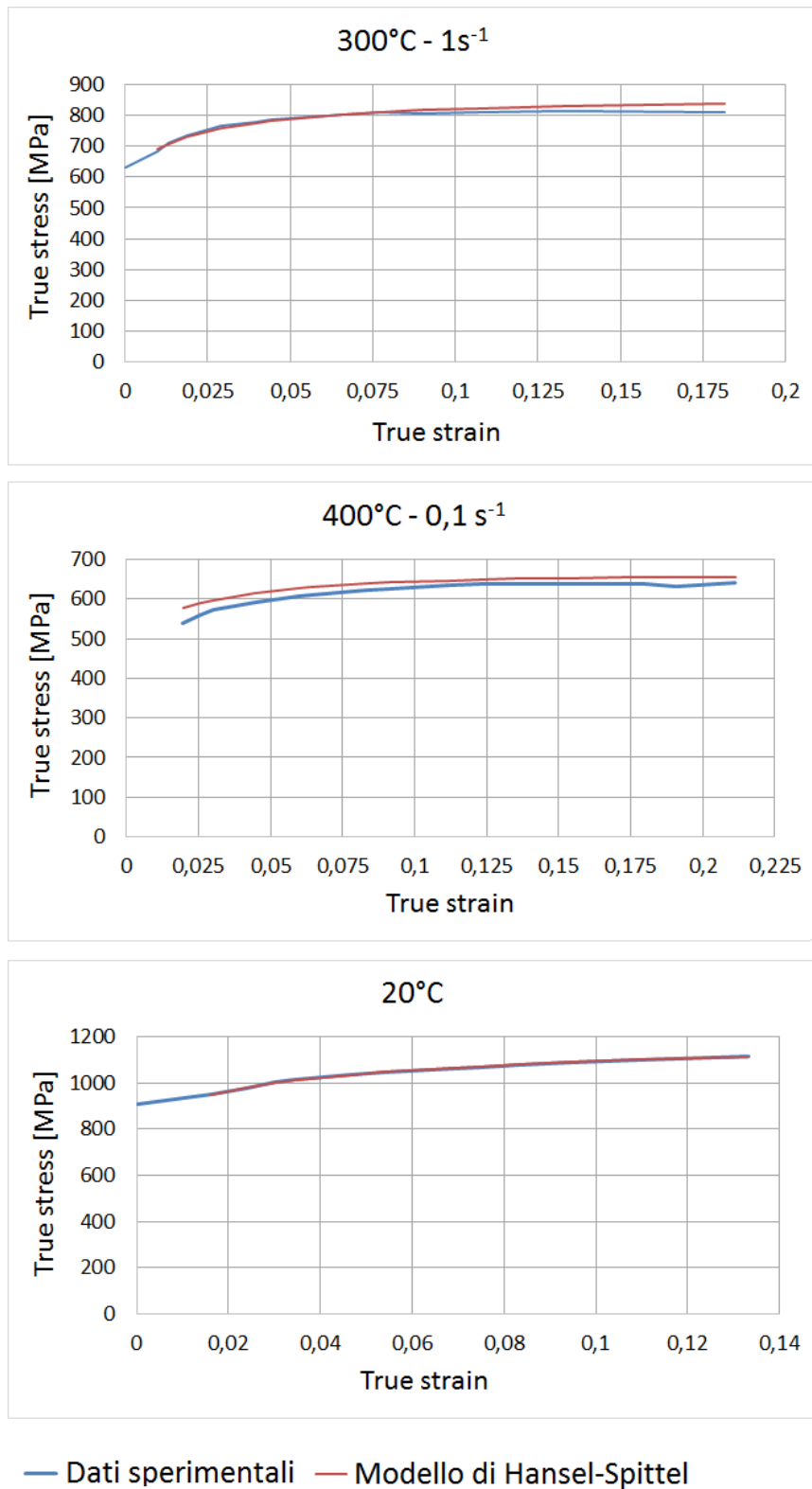


Fig. 4.26: confronto tra dati sperimentali e interpolazione con il modello di Hansel-Spittel.

Il modello di Hansel-Spittel è implementato in numerosi codici molto utilizzati in ambito industriale. Di conseguenza, i parametri calcolati e riportati in Tab. 4.6 possono venir inseriti in sede di simulazioni FEM per la particolare lega Ti-3Al-2.5V, invece di utilizzare i parametri disponibili nel database del programma stesso, garantendo così maggior affidabilità.

5

SIMULAZIONI FEM

Nel capitolo seguente si illustrerà l'architettura della simulazione con le fondamenta teoriche che stanno alla base di ogni aspetto e in seguito particolarizzandolo con i dati relativi al caso industriale. I software utilizzati sono FORGE 2011® e FORGE NXT®, un codice di calcolo commerciale sviluppato appositamente per simulare processi di deformazione plastica massiva che considerino l'accoppiamento termomeccanico.

Il software si compone di tre moduli principali: Preprocessor, Computation, Postprocessor. La parte più importante è il preprocessore, che permette l'impostazione di tutti i parametri di simulazione. Si darà ampio spazio su come si svolge il flusso di lavoro, soffermandosi sui contributi personali apportati alla simulazione.

Nella seconda parte del capitolo si esporrà l'analisi dei risultati numerici ricavati, focalizzandosi sulle dinamiche della deformazione e sulle forze di formatura. Le prime sono utili per descrivere la dinamica della deformazione dal punto di vista teorico, le seconde sono di chiara importanza nel dimensionamento del processo.

5.1 Strutturazione del modello FE

5.1.1 Preprocessore

Il preprocessore, è l'ambiente software per l'impostazione della simulazione e permette di:

- Generare le geometrie di pezzo e stampi;
- Impostare la cinematica e il moto degli utensili/stampi;
- Generare la meshatura delle superfici e dei volumi;
- Caratterizzare il comportamento dei corpi rigidi e deformabili attraverso la scelta del materiale;
- Imporre condizioni al contorno;
- Caratterizzare le condizioni di attrito;
- Caratterizzare lo scambio termico;
- Impostare i parametri di calcolo (time-step numerico e di storage);
- Definire sensori;
- Scegliere i parametri di output.

Per facilitare la costruzione del modello, il software mette a disposizione dei template di simulazione relativi ai principali processi tecnologici. Tra questi sono presenti quelli per "cold forging" e "hot

forgnig” che prevedono una parte deformabile (billetta) e due elementi utensile (stampo inferiore e superiore); nel caso d’interesse l’elemento billetta è costituito dal tubo da formare, gli stampi inferiori sono costituiti da bending tool e wiper die, mentre quelli superiori sono costituiti dal clamp die e dal pressure tool. Inoltre è stato aggiunto un secondo elemento deformabile, ovvero il mandrino. Per mantenere il mandrino in posizione corretta durante tutto il processo di piega si dispone di un manipolatore fittizio che sostituisce i sistemi di vincolo reali.

5.1.1.1 Geometrie di pezzo e utensili

Per generare le geometrie della parte da lavorare e degli utensili, il software fornisce gli strumenti essenziali per la modellazione 3D di base, oppure è possibile importare volumi e superfici con i formati standardizzati d’interscambio.

Di seguito verranno riportate le geometrie dei diversi componenti della simulazione.

Bending tool: è lo stampo che guida il processo di piega. Presenta una cava di diametro fissato adatta ad accogliere il tubo da piegare.

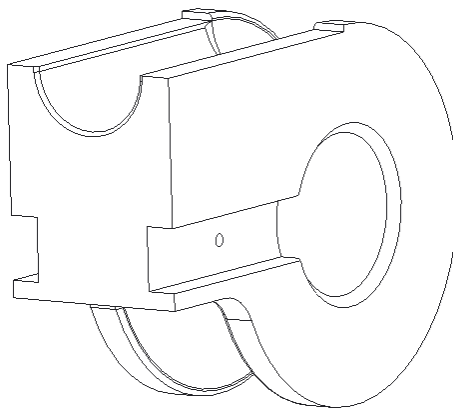


Fig. 5.1: bending tool disegnato con il software PTC Creo.

Pressure tool: blocca il tubo a contatto con wiper die e bending tool e lo accompagna durante la fase di piega.

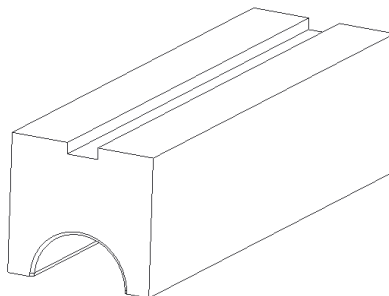


Fig. 5.2: pressure tool disegnato con il software PTC Creo.

Clamp die: blocca il pezzo da piegare a contatto con il bending tool e ruota con esso nella fase di piega.

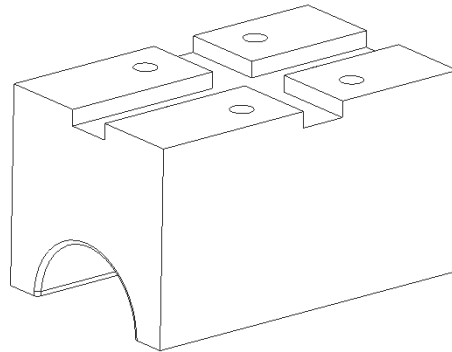


Fig. 5.3: clamp die disegnato con il software PTC Creo.

Wiper die: di seguito viene riportata la geometria del rompigrinza. Nella simulazione viene sostituita con un mezzotubo per diminuire il tempo di calcolo.

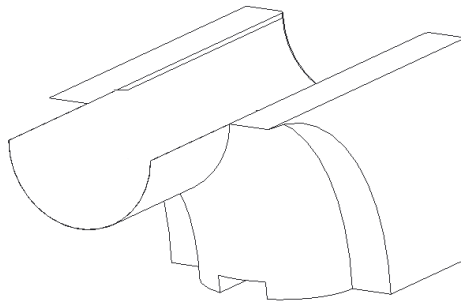


Fig. 5.4: wiper die disegnato con il software PTC Creo.

Mandrino: in Fig. 5.5 viene mostrato il disegno del mandrino realmente utilizzato nel processo di piega. Nella simulazione è stato sostituito con un cilindro pieno con proprietà ottimizzate per rappresentare al meglio il comportamento reale del mandrino.

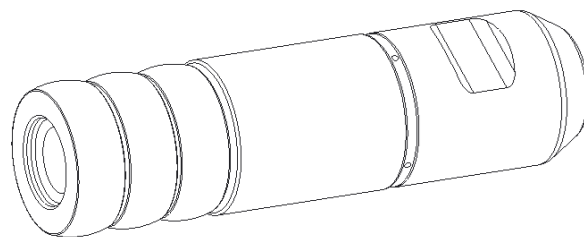


Fig. 5.5: mandrino disegnato con il software PTC Creo.

Tubo: il tubo è stato disegnato con un diametro esterno di 59.3 mm, spessore di 1.15 mm e lunghezza pari a 750 mm.

5.1.1.2 Cinematica degli utensili

I movimenti relativi tra corpi rigidi e deformabili, definiscono come verrà deformato il pezzo durante il processo produttivo da simulare.

La simulazione di draw bending è stata impostata suddividendo i movimenti dei diversi corpi rigidi in tre sotto-simulazioni:

- Chiusura: il pressure tool e il clamp die scendono di una quota impostata per fermare il tubo e tenerlo in contatto con bending tool e wiper die;
- Piega: bending tool e clamp die ruotano attorno ad un punto fissato e imprimono la piega al pezzo deformabile (tubo); il pressure tool avanza, accompagnando il tubo durante la piega; il wiper die, invece, resta fermo, sempre a contatto con il tubo e il bending tool;
- Ritorno: il clamp die si alza per liberare il tubo e consentirne l'estrazione dalla macchina.

Nelle simulazioni con il campo termico, si imposta anche uno step nominato "Riscaldamento" prima dello step di chiusura in cui si introduce il box per modificare la temperatura del pezzo e si simula il tempo reale di carico del tubo nella macchina di piega.

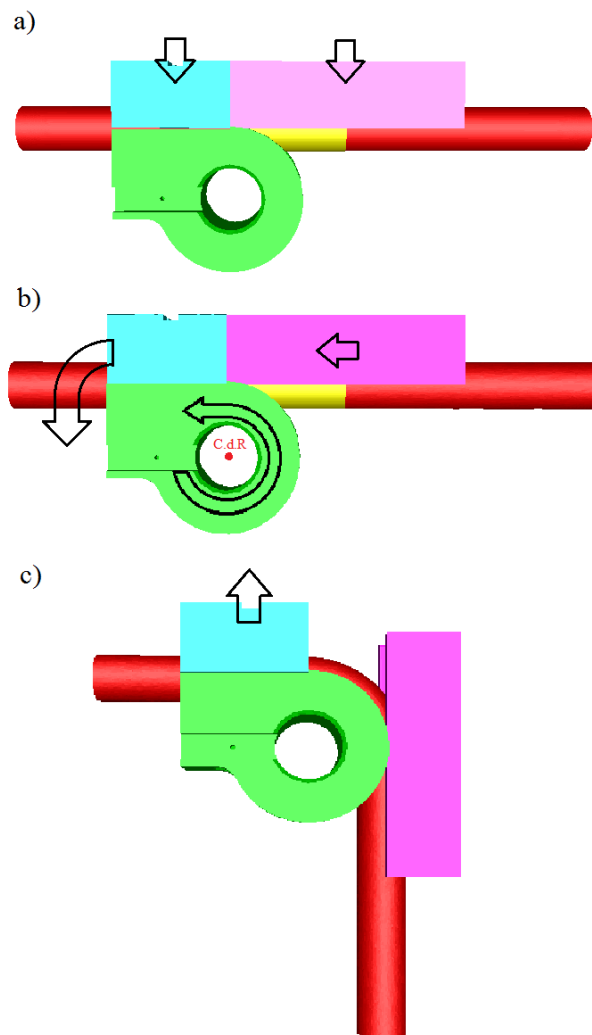


Fig. 5.6: a) step di chiusura; b) step di piega con evidenziato il Centro di Rotazione (C.d.R) di bending tool e clamp die; c) step di ritorno.

5.1.1.3 Costruzione della mesh

Cruciale per una buona simulazione, l'operazione di meshatura discretizza superfici e volumi con elementi triangolari e tetraedrici. Il software genera automaticamente la mesh secondo il parametro di controllo mesh-size ottimizzando la tipologia di elemento, un compromesso tra generazione completamente automatica e manuale. Il numero di mesh rappresenta la lunghezza media del lato dell'elemento triangolare. Più basso è il numero di mesh più piccoli saranno gli elementi, infittendo di conseguenza il reticolo. L'infittimento della mesh è utile fino a quando il risultato numerico converge verso una soluzione stabile, ogni ulteriore affinamento porterà solo ad un aggravio del peso computazionale. Risulta quindi fondamentale eseguire analisi preliminari sulla dimensione della mesh per limitare i tempi di calcolo a parità di risultato numerico.

Le tipologie di mesh impiegate nel modello numerico sono due:

- Mesh di superficie: gli stampi nella realtà sono caratterizzati da un'elasticità che dipende dal materiale, tipicamente acciaio per utensili con elevata durezza. Rispetto al materiale deformato a caldo è lecito supporli indeformabili e caratterizzarli numericamente come corpi rigidi. Per questo è sufficiente una mesh di superficie in quanto gli elementi di volume avrebbero rigidità infinita.
- Mesh di volume: il corpo deformabile (tubo) e il mandrino sono discretizzati in elementi tetraedrici e dovranno subire elevate deformazioni plastiche.

Di seguito vengono riportati i numeri di nodi ed elementi per ciascun componente implementato nella simulazione.

Componente	Nodi	Elementi	2D-3D
Tubo	17447	55007	3D
Mandrino	31312	156128	3D
Bending Tool	9713	19426	2D
Clamp Die	1978	3952	2D
Pressure Tool	1114	2224	2D
Wiper Die	192	380	2D

Tab. 5.1: Parametri della mesh dei componenti della simulazione di draw bending.

5.1.1.4 Definizione dei parametri di attrito

La calibrazione dei parametri d'attrito è un aspetto delicato in quanto è difficile conoscere istante per istante quali siano le esatte condizioni di lubrificazione e la morfologia delle superfici a contatto nel processo reale. A complicare ulteriormente il problema si aggiunge la deformazione plastica che fa variare nel tempo le geometrie e quindi le aree di contatto.

Dal punto di vista teorico, il software sfrutta tre leggi per descrivere i fenomeni d'attrito tra un corpo deformabile e la superficie rigida dell'utensile [1]:

- Legge d'attrito viscoplastico: la relazione definisce lo sforzo di taglio generato dalla differenza di velocità ΔV tra due solidi tramite il coefficiente di attrito α della sensitività alla velocità di scivolamento p .

$$\tau = \alpha K(T, \varepsilon, \dots) \Delta V_{p-1} \cdot \Delta V \quad \text{Eq. 5.1}$$

In questa espressione la funzione consistenza dipende dal materiale mentre α caratterizza l'interfaccia completa (stato della superficie del pezzo, presenza di lubrificante e stato della superficie dell'utensile);

- Legge d'attrito di Coulomb: la classica formulazione fornita dalla fisica, che vede lo sforzo di taglio per attrito essere pari allo sforzo normale moltiplicato per il coefficiente d'attrito μ o per una frazione del massimo sforzo tangenziale di taglio sostenibile dal materiale.

$$\tau = \mu \sigma_n \frac{\Delta V}{\Delta V} \quad \text{per } \mu \sigma_n < m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad \text{Eq. 5.2}$$

$$\tau = m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{\Delta V}{\Delta V} \quad \text{per } \mu \sigma_n > m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad \text{Eq. 5.3}$$

- Legge di Tresca: esprime lo sforzo tangenziale tra le superfici in funzione di un parametro m e la tensione equivalente secondo Von Mises. In Fig. 5.7 si riporta l'andamento della tensione tangenziale in funzione della tensione normale.

$$\tau = m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{\Delta V}{\Delta V} \quad \text{o anche } \tau = m K(T, \varepsilon, \dots) \frac{\Delta V}{\Delta V}; \quad 0 \leq m \leq 1 \quad \text{Eq. 5.4}$$

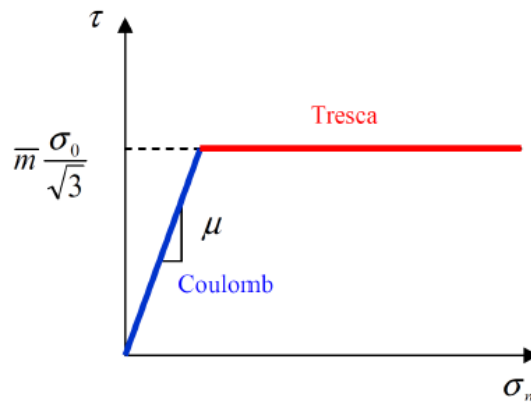


Fig. 5.7: Andamento della tensione tangenziale all'interfaccia in funzione della tensione.

Il coefficiente di tresca m permette di generalizzare la classica formulazione della legge di coulomb ponendo $m=1$.

Nel modello numerico è possibile utilizzare script già disponibili che simulano le condizioni che si verificano con più frequenza nel campo industriale, senza dover agire direttamente sulle leggi di attrito. Tale funzionalità non è comunque impedita ma necessita di ulteriori test sperimentali sulla tribologia.

5.1.2 Computazione

Terminata l'impostazione del preprocessore si passa alla vera e propria fase di calcolo numerico.

Il modulo Computation esegue l'intera fase di calcolo implementando i dati impostati nel preprocessore. In questa fase è possibile monitorare lo stato di avanzamento della simulazione e valutare il tempo trascorso e quello residuo. Nel caso in esame il tempo di processo è di 11 s suddivisi come segue: 5 s nella fase di riscaldamento, per simulare il tempo reale di carico del tubo nella macchina di piega, 1 s nella fase di chiusura, 2 s nella fase di piega e 3 s nella fase di ritorno. Con le impostazioni di mesh date, i tempi di calcolo oscillano attorno le 100-120h.

La fase di calcolo viene suddivisa su più processori sfruttando il calcolo parallelo, assegnando ai vari core un numero uguale di nodi. A simulazione conclusa, i risultati vengono uniti in un output unico.

5.1.3 Postprocessore

I risultati di simulazione sono stati analizzati integrando dati di output tabulati e visualizzazione nel postprocessore GLView INOVA®. Il modulo Postprocessor permette la visualizzazione e l'elaborazione dei dati di simulazione anche parzialmente, senza attenderne il completamento. In questo modo è possibile monitorare di continuo lo stato di avanzamento delle simulazioni.

5.2 Simulazione di draw bending a caldo

Per simulare il riscaldamento del tubo è possibile seguire due strade: si può utilizzare un campo termico che porta tutto il pezzo, o una sua porzione, ad una temperatura prefissata, oppure è possibile utilizzare il modulo del riscaldamento per induzione implementato in Forge NXT®.

5.2.1 Riscaldamento con campo termico

Il metodo di simulare il riscaldamento utilizzando il campo termico è il più semplice dal punto di vista dell'impostazione e il più leggero dal punto di vista del tempo di calcolo.

Utilizzando il template dell'hot forging si implementa il tubo e uno stampo mobile che dà la durata alla simulazione. Si imposta un box in cui è possibile impostare una temperatura iniziale che può essere un valore costante oppure un valore che incrementa con il tempo. Utilizzando questo metodo di riscaldamento sono state impostate tre differenti simulazioni: nella prima il campo termico è stato applicato nell'intera sezione del tubo (Fig. 5.8a) e nella seconda è stato impostato in corrispondenza dell'intradosso del tubo (Fig. 5.8b).

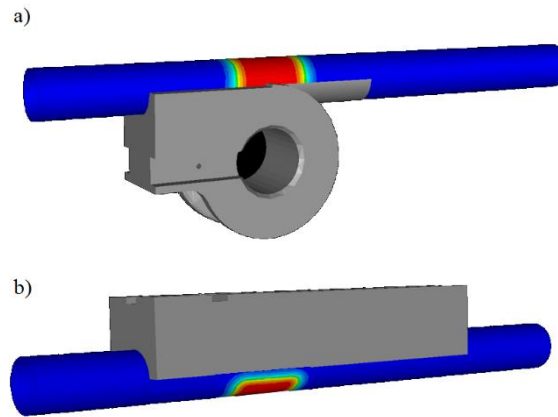


Fig. 5.8: Simulazioni di riscaldamento del tubo utilizzando un campo termico a) sull'intera sezione e b) sull'intradosso del tubo.

5.2.2 Riscaldamento per induzione con Forge NXT®

Per ottenere il riscaldamento dell'intera sezione del tubo è stata impostata una simulazione utilizzando Forge NXT® per rappresentare il riscaldamento per induzione che realmente si applica nei sistemi di draw bending.

La simulazione è suddivisa in due moduli che lavorano in parallelo (Fig 5.9):

- 3D static electro magnetic computation: computa la quantità di calore risultante dal campo magnetico applicato;
- 3D thermal computation: computa la temperatura risultante in base alla quantità di calore precedentemente ottenuta.

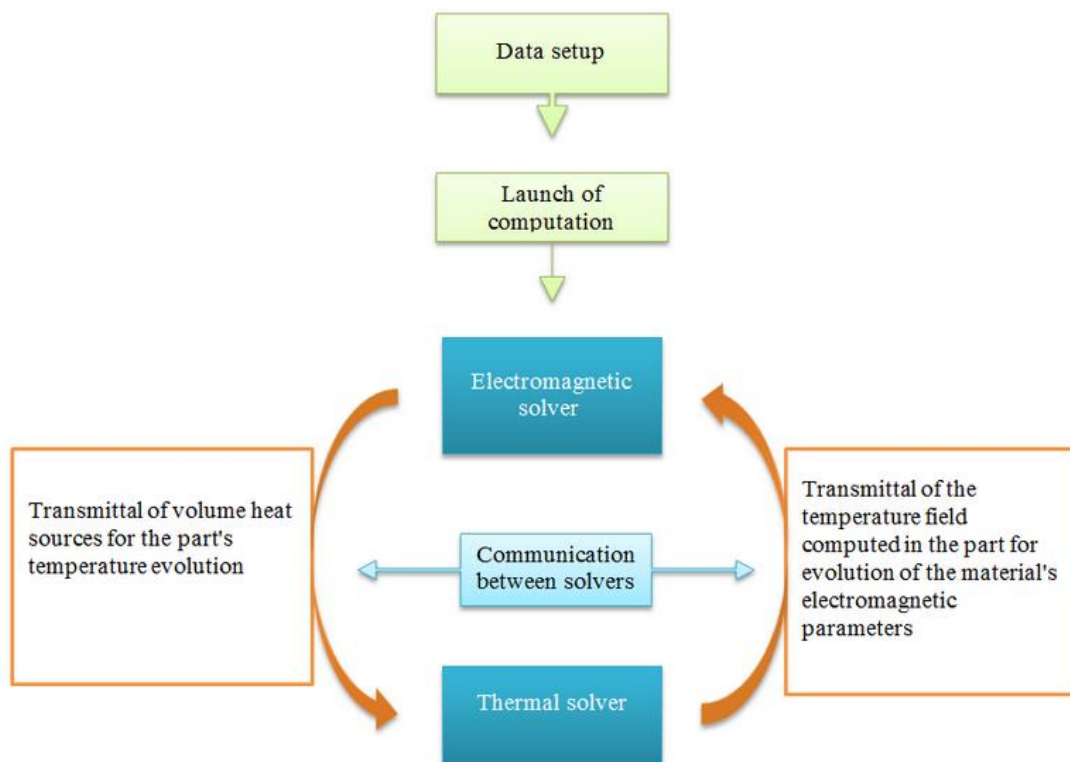


Fig. 5.9: diagramma della simulazione di riscaldamento per induzione con Forge NXT®.

Nella prima simulazione si implementano tre elementi: la billetta (o il tubo nel caso d'interesse), l'induttore e la global mesh. Attorno alla billetta e all'induttore vengono impostati dei box che infittiscono la mesh e incrementano il numero di nodi in cui vengono eseguite le computazioni (Fig. 5.10).

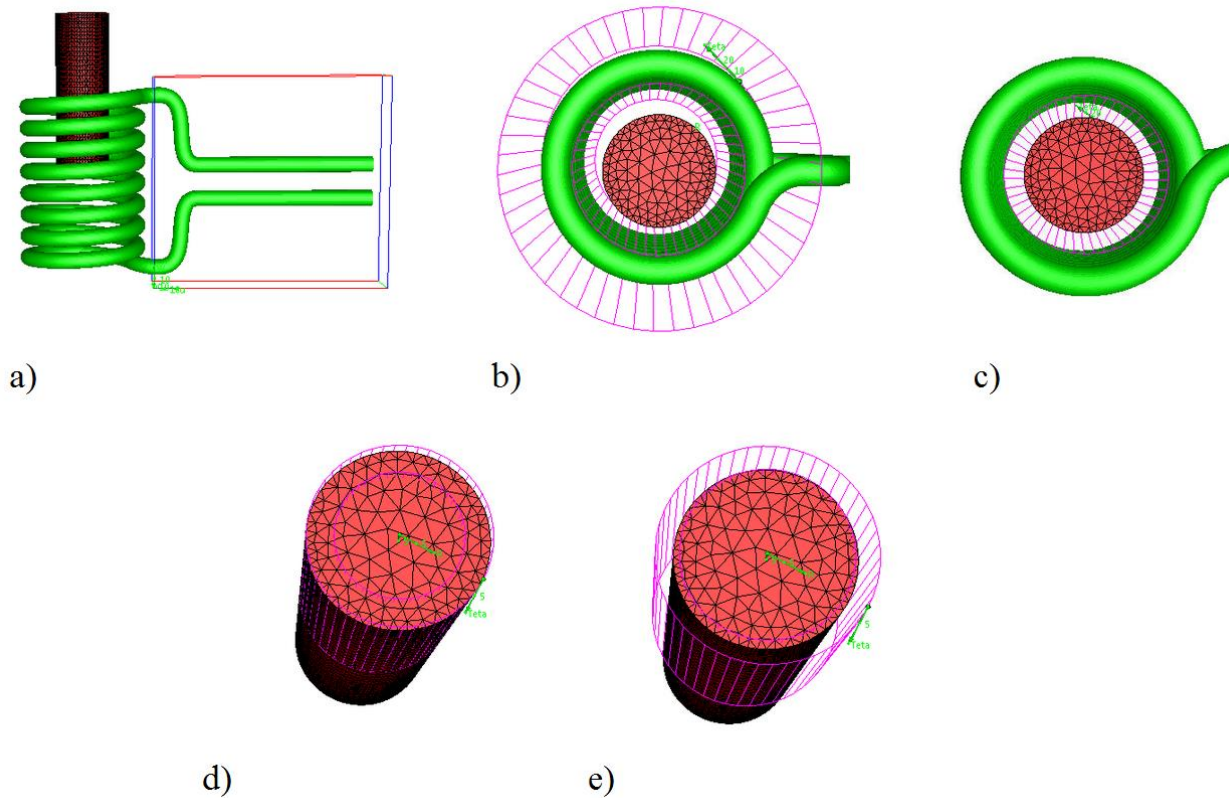


Fig. 5.10: utilizzo dei box per infittire la mesh in determinate zone degli elementi implementati: a) e b) riguardano l'induttore, c) e d) la billetta e, infine, e) lo spazio tra induttore e billetta.

Nell'induttore viene inoltre impostata l'entrata e l'uscita della corrente, utilizzando nuovamente dei box (Fig. 5.11). La global mesh è un settore con mesh volumetrica che racchiude l'ambiente e le geometrie di billetta e induttore. (Fig. 5.12).

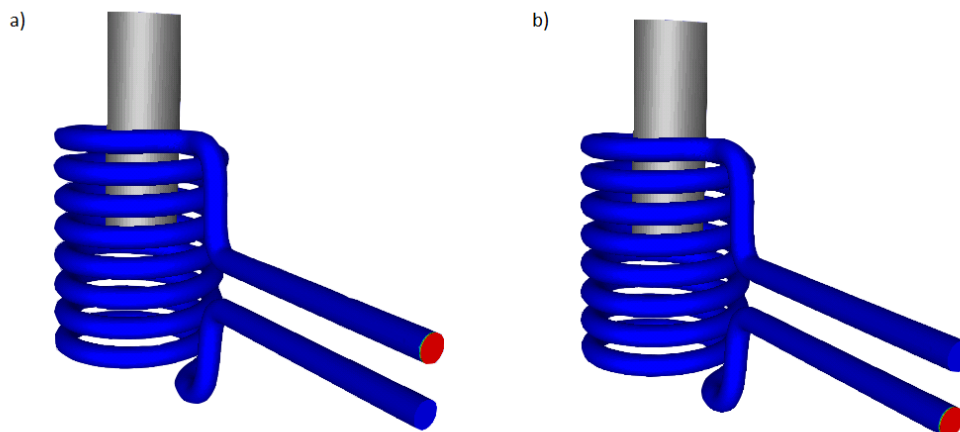


Fig. 5.11: Definizione di entrata e uscita della corrente nell'induttore.

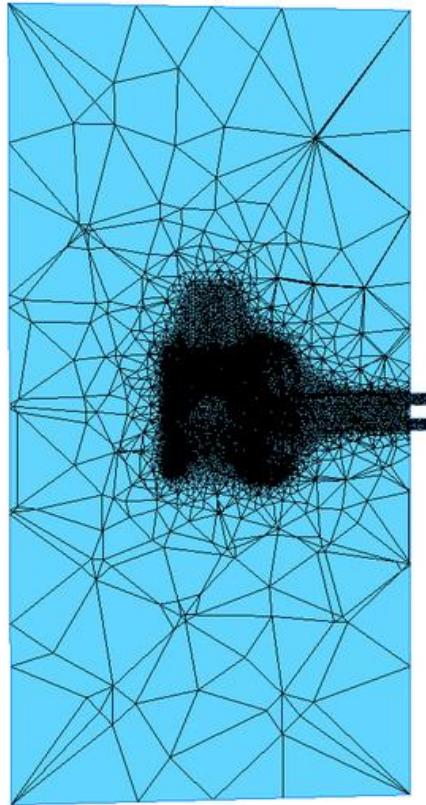


Fig. 5.12: Cross section della global mesh implementata.

Nella seconda simulazione si implementa solo la billetta con un box per infittire la mesh in corrispondenza dell'induttore (Fig. 5.13).

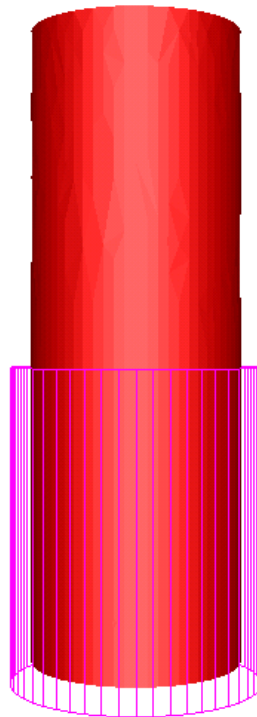


Fig. 5.13: Definizione del box sulla billetta nella simulazione di "induction heating" in corrispondenza della posizione dell'induttore.

5.2.3 Definizione degli scambi termici

L'evoluzione della temperatura all'interno di un sistema fisico è il risultato della competizione tra la conduzione interna e la dissipazione di calore, assieme alle condizioni imposte e di scambio termico (radiazione, convezione, conduzione) sulle superfici esterne [1].

L'evoluzione della temperatura è descritta dalla seguente relazione:

$$\rho c \frac{\Delta T}{\delta t} = \text{div} (k \text{ grad } T) + W \quad \text{Eq. 5.5}$$

Al primo membro è rappresentata la variazione della temperatura nel tempo, al secondo membro troviamo nell'ordine la somma di conduzione interna e la dissipazione interna.

La dissipazione in calore dell'energia dovuta alla deformazione è espressa dalla legge di Norton-Hoff:

$$\dot{W} = \eta \cdot \sigma_{ij} \cdot \dot{\epsilon}_{ij} = \eta K \sqrt{3} \dot{\epsilon}^{m+1} \quad \text{Eq. 5.6}$$

Dove η è l'efficienza della deformazione.

Le condizioni al contorno sulle superfici di scambio sono invece date da:

- Termine di flusso termico radiativo (Φ_r):

$$\Phi_r = \sigma \varepsilon (T^4 - T_0^4) \quad \text{Eq. 5.7}$$

Dove:

ε : emissività,

σ : costante di Stefan-Boltzmann,

T_0 : temperatura esterna,

T temperatura locale sul contorno;

- Termine di flusso termico conduttivo e convettivo (Φ_c):

$$\Phi_c = h(T - T_0) \quad \text{Eq. 5.8}$$

Dove:

h : coefficiente globale di scambio,

T_0 : temperatura esterna,

T temperatura locale sul contorno;

- Termine di accoppiamento (Φ_{fr}): gli scambi termici all'interfaccia derivano anche dagli effetti dissipativi e d'attrito calcolati tenendo in considerazione l'accoppiamento nello scambio tra due superfici caratterizzate dalle rispettive effusività:

$$\Phi_{fr} = \frac{b_1}{b_1 + b_2} \alpha K \Delta V^{p+1} \quad \text{Eq. 5.10}$$

I valori di effusività sono calcolati con la seguente relazione:

$$b = \sqrt{k\rho c} \quad \text{Eq. 5.11}$$

Dove:

k: conducibilità termica [W/mK],

ρ : densità [kg/m³],

c: calore specifico [J/kgK].

Nella Fig. 5.14 si riassumono schematicamente i fenomeni di scambio termico che avvengono tra il pezzo e le superfici a contatto e la generazione interna di calore.

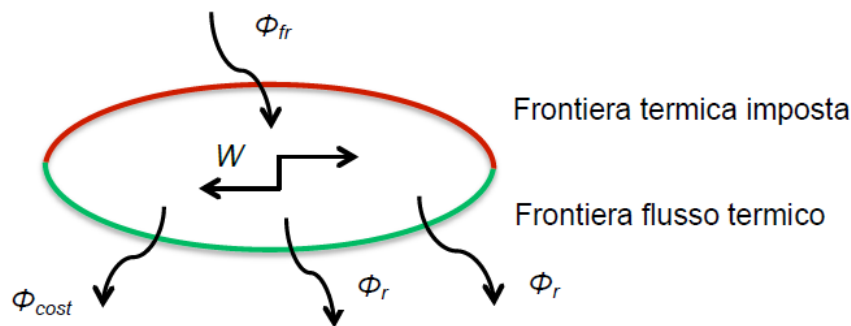


Fig. 5.14: contributi di scambio termico.

L'accoppiamento termomeccanico è assicurato dall'aggiornamento del modello reologico con la temperatura per ogni step di calcolo [1].

Analogamente al caso dell'attrito, nel FEM sono preimpostati tre livelli d'intensità dello scambio termico per semplificare la modellizzazione, oltre ad altri moduli che simulano lo scambio termico convettivo per le condizioni industriali di processo più frequenti.

La temperatura del tubo è stata impostata a 400 °C e quella degli stampi a 250°C.

Per le condizioni di scambio termico sono stati utilizzati gli script di scambio convettivo tra pezzo e aria, mentre per lo scambio termico tra stampi e pezzo si è assunto un livello basso di scambio.

La calibrazione diretta sarebbe possibile solo con rilievi sperimentali o con prove statiche di scambio termico. Data la difficoltà di eseguire questi test, si è resa necessaria una calibrazione più semplificata.

5.3 Implementazione del file del materiale

5.3.1 Modelli reologici per il FEM

Grazie alla caratterizzazione reologica del materiale, è possibile calibrare i modelli numerici presenti nel software agli elementi finiti. Trattando un processo a caldo è indispensabile considerare anche la dipendenza dalla temperatura e dalla velocità di deformazione nella scelta del modello numerico.

Il software FORGE2011® nei suoi moduli 3D e 2D, permette l'implementazione di diversi modelli per il materiale attraverso una libreria di materiali già caratterizzati, o attraverso le prove sperimentali. Nel caso in analisi, sono stati ricavati i coefficienti del modello matematico scelto e poi implementato nelle simulazioni.

Per le simulazioni di forgiatura a caldo, il software modella il materiale basandosi su un modello viscoplastico di Norton-Hoff che nella forma tensoriale è dato da:

$$s = 2K(T, \bar{\varepsilon}, \dots)(\sqrt{3} \cdot \dot{\varepsilon})^{m-1} \dot{\varepsilon} \quad \text{Eq. 5.12}$$

Questa relazione analitica lega la parte deviatorica s del tensore di stress al tensore della velocità di deformazione attraverso la funzione di consistenza $K(T, \bar{\varepsilon}, \dots)$ e la sensibilità alla velocità di deformazione m .

La funzione di consistenza dipende dalle condizioni termomeccaniche potenzialmente di vario tipo. All'interno del codice troviamo già implementati dei modelli standard.

Le leggi implementabili sono:

- Strain-hardening power-law combinata con la legge di Arrhenius:

$$K(T, \bar{\varepsilon}) = K_0(\bar{\varepsilon} + \varepsilon_0)^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) \dot{\varepsilon}^m \quad \text{Eq. 5.13}$$

Dove:

K_0 : costante;

ε_0 : strain-hardening regulation;

n : sensibilità allo strain-hardening;

β : coefficiente di temperatura;

T : temperatura [K].

La relazione analitica in termini equivalenti è data da:

$$\sigma = (\sqrt{3})^{m-1} K_0(\bar{\varepsilon} + \varepsilon_0)^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) \dot{\varepsilon}^m \quad \text{Eq. 5.14}$$

- Exponential β -T law: legge alternativa alla prima;

$$K(T, \bar{\varepsilon}) = K_0(\bar{\varepsilon} + \varepsilon_0)^n \exp(-\beta T) \quad \text{Eq. 5.15}$$

Essendo la definizione analitica formalmente analoga alla precedente:

$$\sigma = (\sqrt{3})^{m-1} K_0 (\bar{\varepsilon} + \varepsilon_0)^n \exp(-\beta T) \dot{\varepsilon}^m \quad \text{Eq. 5.16}$$

- Legge di Hansel-Spittel: in questo caso la reologia è definita dalla seguente equazione:

$$\sigma = A e^{m_1 T} T^{m_9} \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{\frac{m_4}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m_3} \dot{\varepsilon}^{m_8 T} \quad \text{Eq. 5.17}$$

Dove:

ε : deformazione equivalente;

$\dot{\varepsilon}$: velocità di deformazione equivalente;

T: temperatura;

A, m_1, \dots, m_9 : coefficienti costanti.

A seconda dei casi il modello di Hansel-Spittel può essere semplificato considerando una formulazione parziale a sei coefficienti.

Altre formulazioni parziali possono essere ottenute utilizzando la (5.18) aggiungendo termini di accoppiamento di temperatura e velocità di deformazione dalla formulazione completa (5.17).

$$\sigma = A e^{m_1 T} \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{m_3} \dot{\varepsilon}^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \quad \text{Eq. 5.18}$$

Il modello scelto per le simulazioni è il modello di Hansel Spittel, potendo ricavare i coefficienti attraverso i dati delle prove di trazione monoassiali eseguite.

5.3.2 File del materiale

Il comportamento del materiale a caldo e a freddo viene descritto attraverso una caratterizzazione reologica che lega la tensione di flusso alle deformazioni, introdotta nel Capitolo 4.

I parametri principali per descrivere il comportamento del materiale sono deformazione, velocità di deformazione e temperatura.

$$\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad \text{Eq. 5.19}$$

Il software costruisce il legame tra tensioni e deformazioni implementando vari modelli analitici alternativi noti in letteratura, illustrati più approfonditamente nella sezione dedicata alla reologia, come ad esempio il modello di Hansel-Spittel:

$$\sigma = A e^{m_1 T} T^{m_9} \varepsilon^{m_2} \dot{\varepsilon}^{\frac{m_4}{\varepsilon}} (1 + \varepsilon)^{m_5 T} e^{m_7 \varepsilon} \dot{\varepsilon}^{m_3} \dot{\varepsilon}^{m_8 T} \quad \text{Eq. 5.19}$$

Dal punto di vista pratico occorre fornire un set di coefficienti del modello specifico scelto (es. A, m_1, \dots, m_9) oltre alle proprietà termiche e fisiche del materiale [3]:

- Calore specifico: 540 [J/kg K];
- Densità: 4480 [kg/m³];
- Conducibilità termica: 7.6 [W/mK];
- Coefficiente di dilatazione termica lineare: $4.3 \cdot 10^{-6}$ [strain/°C];
- Emissività: 0.88.

Queste informazioni particolarizzano le formulazioni analitiche generali per il materiale specifico e i dati sono disponibili direttamente nella libreria materiali o in alternativa è possibile inserire una reologia ricavata da test sperimentali. Nel caso in esame si è scelta la seconda strada per avere una fedele riproduzione del caso reale.

I coefficienti vanno inseriti all'interno del blocco reologico dello script di simulazione come file del materiale. In tabella è riportato il set di dati relativo al modello di Hansel-Spittel a nove coefficienti. Il blocco reologico si inserisce all'interno dello script generale di simulazione al momento del salvataggio e può essere caricato come file di testo ASCII in maniera indipendente attraverso il preprocessore, oppure tramite il plugin dedicato ai materiali. Le modifiche alla reologia si possono eseguire direttamente sul file sorgente o ancora una volta nell'editor incluso nella libreria. Nella libreria materiali sono disponibili altri tool per la visualizzazione delle curve di flusso ed è possibile creare il proprio archivio di materiali personalizzati. Di seguito verrà riportato il file del materiale implementato nelle simulazioni di piego-stiratura.

```

{ Software= GLPre_V2.6 }

{ Supported_Software= FORGE2 FORGE3
COLDFORM2 COLDFORM3 }

{ Comments=
  Materiau:    Ti-Grade9
  Type_Calcul: cold forming
  Type_Mat:    Ti-alloys
}

{ Rheological_Units= mm-MPa }

{ Rheological_Data_as_Text=
EVP

Thermoecroui: Hansel Spittel Nb1,
! Material name: Ti-3Al-2.5V
! Material type: Ti-alloys
! Material subtype: Al-V
! Properties type: cold forming
! Units: MPa,degC
! Validity domain:
! Temperature: 20 - 700
! Strain rate: 0.1 - 1
A1=1181,
m1=-0.00119,
m2=0.087316,
m3=-0.07711,
m4=-0.00011,
m5=-0.00066,
m6=0,
m7=0.041542,
m8=-0.22445,
m9=0.000334,
eps_ss = 0.1

}

{ Rheological_Data_as_Text=
EVP

Thermoecroui: Poitapoint,
Loiv evol
  PointParPoint
  Par code_E=5
  Par NBPTS_E=6
  Par X_E(6)=20, 300, 400, 500, 600, 700
  Par Y_E(6)=63830, 12127, 11421, 11177,
9876, 9034

  Var YOUNG MODULUS= EXIST
Fin LOI

PoissonCoeff = 0.36

}

{ Thermal_Units= SI }

{ Thermal_Data_as_Text=
!Thermal coefficients
Specific Heat = 540
Density       = 4480 ! Density
Conductivity  = 7.6  ! Conductivity
L_Expansion   = 0.0000043 ! Linear
expansion coeff
Epsilon       = 0.88 ! Emissivity
}

```

Come si vede, oltre ai coefficienti di Hansel-Spittel e ai dati sopraccitati, sono stati aggiunti anche i moduli elastici di Young e il coefficiente di Poisson del materiale. Questi dati sono utili per descrivere il comportamento puramente elastico del materiale in funzione della temperatura, necessari soprattutto nello step di “Ritorno” della simulazione, in cui è possibile simulare l’eventuale ritorno elastico del pezzo piegato.

6

RISULTATI

6.1 Simulazione del processo a freddo

La simulazione del processo a freddo ha confermato quanto già atteso dopo analisi bibliografica e studio del materiale.

Durante lo step di piega, infatti, il tubo raggiunge la strizione in corrispondenza dell'estradosso per un angolo di piega di circa 45° , mentre all'intradosso presenta un lieve rigonfiamento. In Fig. 6.1 è riportata la sezione del tubo con evidenziati l'assottigliamento della sezione e il rigonfiamento.

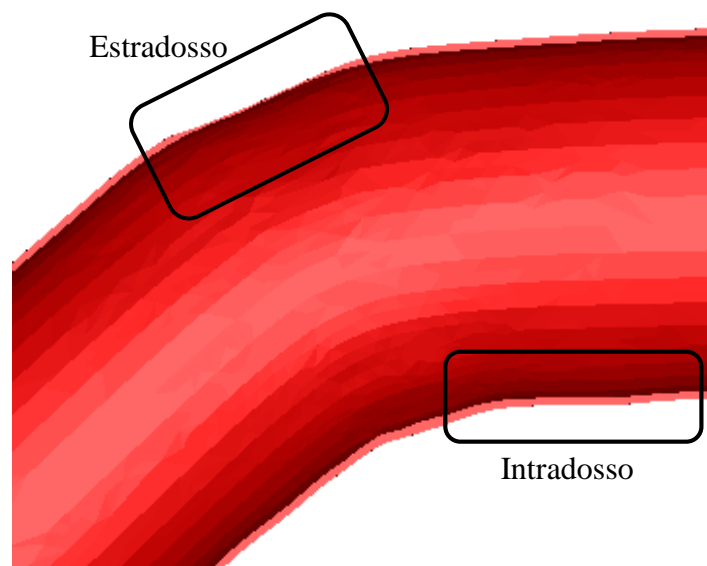


Fig. 6.1: Deformazioni del tubo durante lo step di piega della simulazione di draw bending.

Lo spessore iniziale del tubo è di 1.15 mm, mentre, nella zona strizionata, lo spessore diminuisce fino a 0.4 mm.

Da questo punto in avanti si avrebbe la rottura del tubo, ma nella simulazione non è stato implementato il modulo della frattura, quindi il software non riconosce una deformazione massima della mesh dopo la quale simulare rottura. Per questo motivo i dati dopo questo step non vengono considerati.

Fino al momento della strizione è possibile ricavare i dati relativi al tensore delle tensioni di Von Mises: si nota che le parti del tubo più sollecitate sono l'intradosso e l'estradosso.

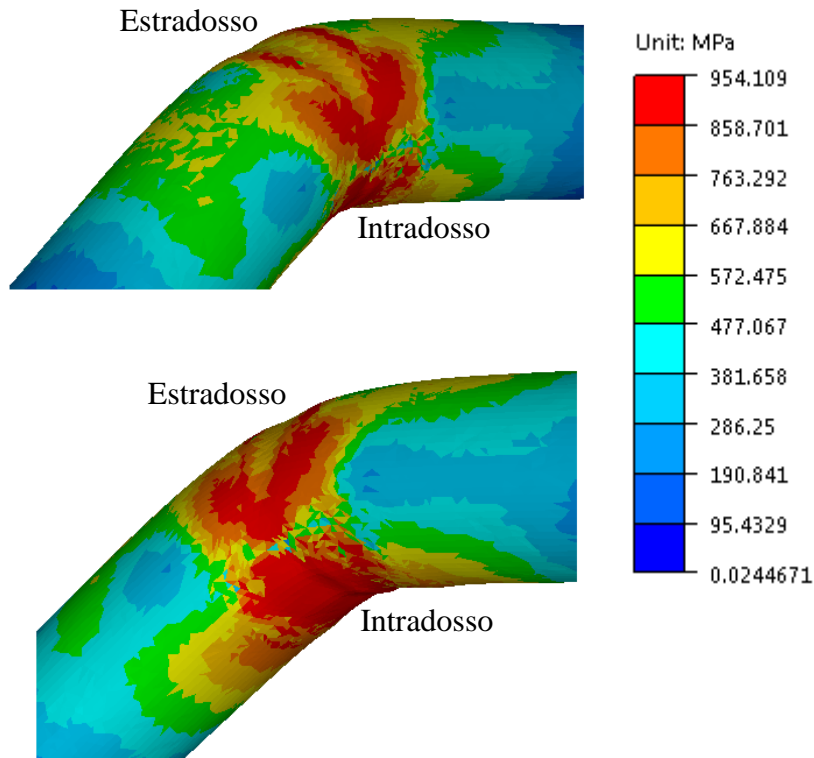


Fig. 6.2: Tensioni di Von Mises agenti sul tubo.

Analizzando le deformazioni agenti sul tubo, è possibile notare come esse siano concentrate in corrispondenza dell'estradosso del tubo.

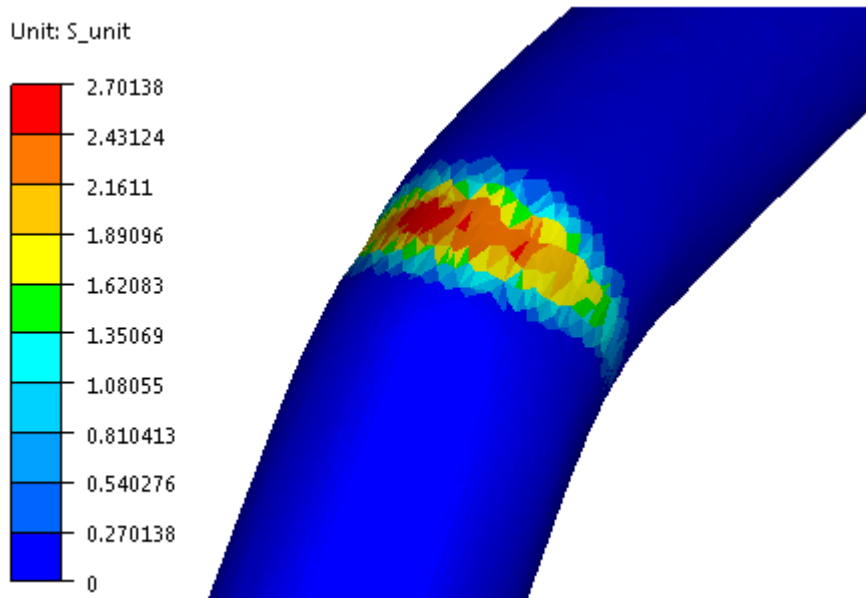


Fig. 6.3: Deformazioni agenti sul tubo nel momento precedente la rottura.

I valori di deformazione sono sufficientemente alti da causare la rottura del materiale che, a temperatura ambiente, è meno deformabile.

6.2 Simulazione dei processi a caldo

Come specificato nel §5.2.1, sono state impostate due diverse simulazioni del processo di stiro-piegatura a caldo: nella prima simulazione il riscaldamento del tubo interessa l'intera sezione del tubo, mentre nella seconda il riscaldamento riguarda solo l'intradosso del tubo.

Lo step di piega nella simulazione con il riscaldamento sull'intera sezione inizia con la condizione mostrata in Fig. 6.4. Dopo gli step di riscaldamento e chiusura degli stampi superiori, il tubo inizia ad essere piegato ad una temperatura di circa 372°C.

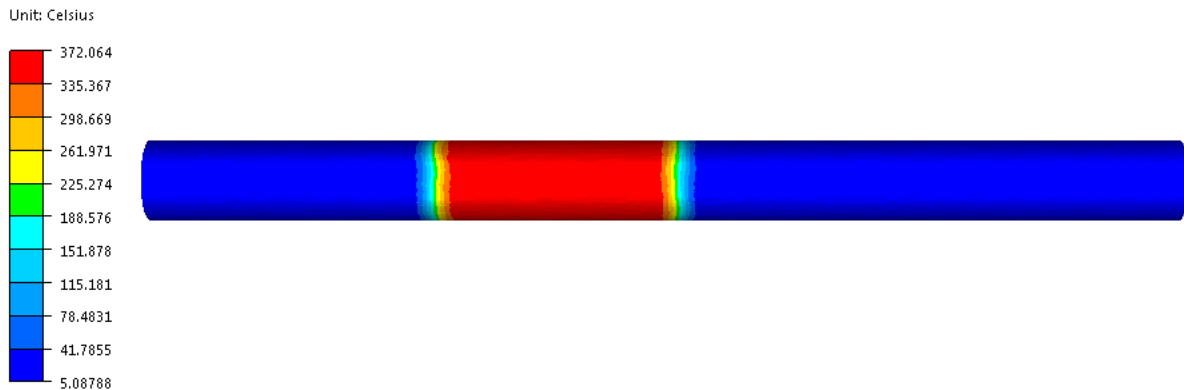


Fig. 6.4: Tubo all'inizio dello step di piega.

Anche in questo caso è possibile notare un cedimento del tubo in corrispondenza dell'estradosso. L'assottigliamento della sezione è piuttosto severo, ma sopraggiunge ad angoli maggiori rispetto alla simulazione condotta a freddo, circa a 65-70° (Fig. 6.5). In questo caso è possibile notare anche la formazione di grinze in corrispondenza dell'intradosso del tubo e una deformazione ai lati del tubo, dopo la zona in cui si ha l'assottigliamento della sezione.

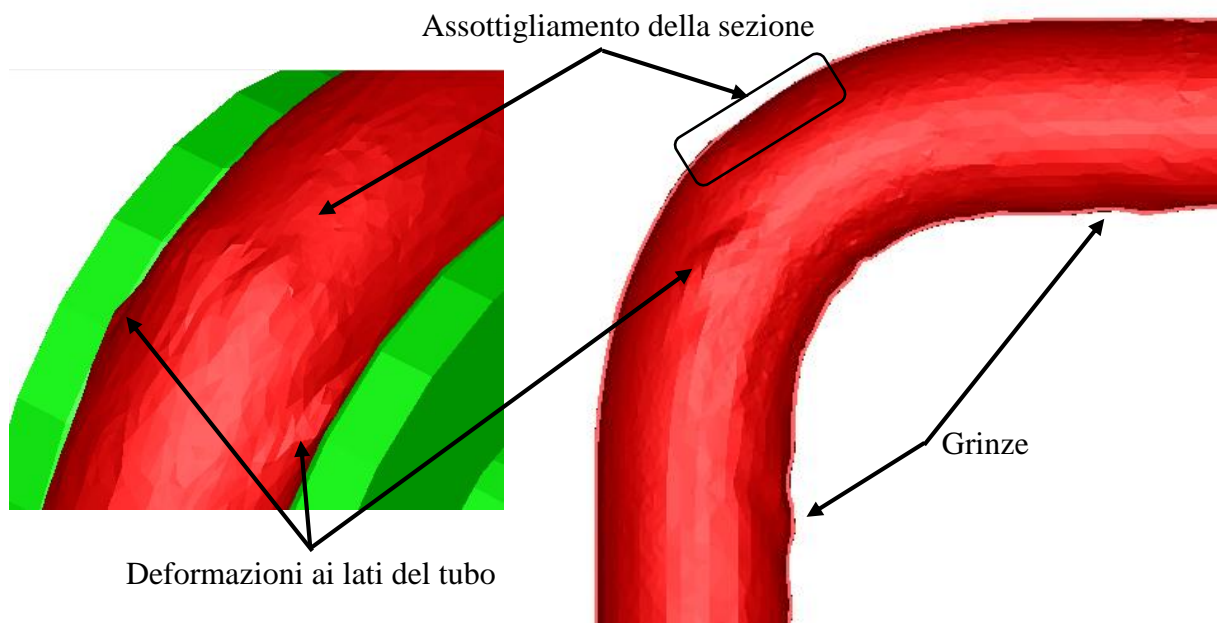


Fig. 6.5: Deformazioni riscontrate sul tubo riscaldato con campo termico su tutta la sua sezione.

Il riscaldamento della sezione porta ad una diminuzione delle tensioni di Von Mises che agiscono sul tubo (Fig. 6.6). Le deformazioni agenti sul tubo sono superiori rispetto a quelle riscontrate nella simulazione a freddo (Fig. 6.7); il materiale è più deformabile rispetto al caso precedente, ma le alte deformazioni portano ai cedimenti mostrati in Fig. 6.5.

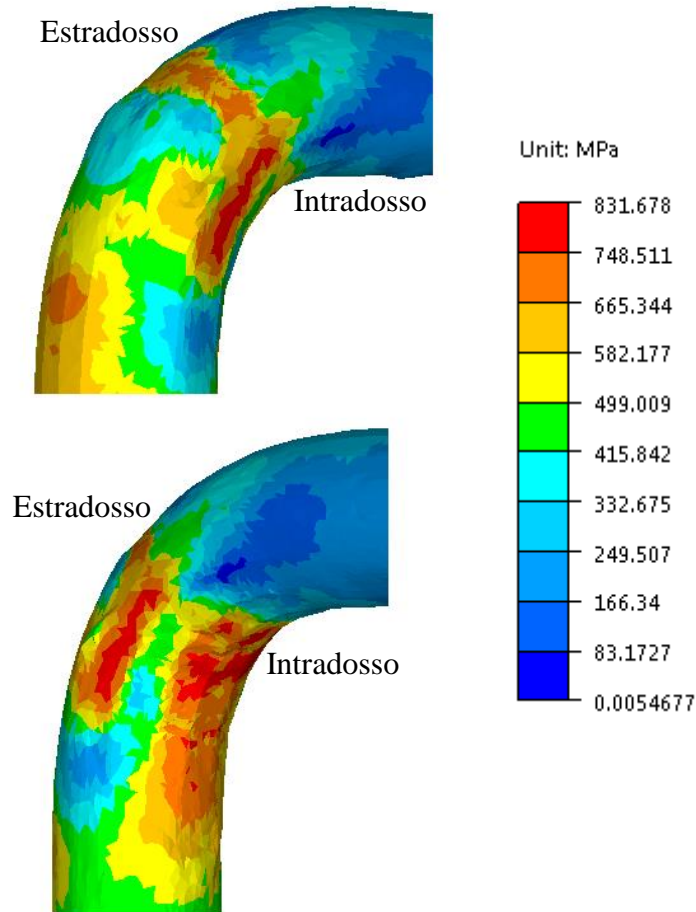


Fig. 6.6: Tensioni di Von Mises agenti sul tubo alla fine della piega.

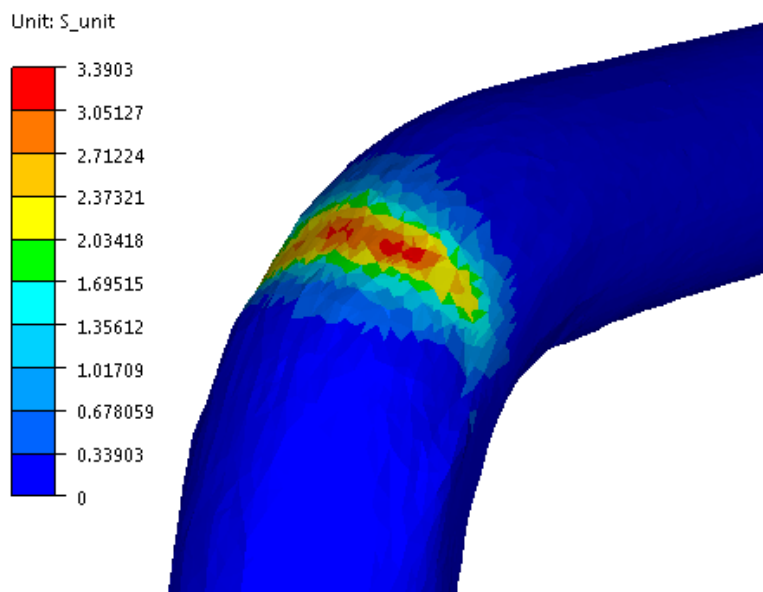


Fig. 6.7: Deformazioni agenti sull'estradosso del tubo.

La simulazione con il riscaldamento in corrispondenza dell'intradosso presenta la seguente condizione iniziale (Fig. 6.8a). Durante la piega gli scambi termici con stampi e aria causano un abbassamento della temperatura, giungendo alla fine della piega con il campo termico mostrato in Fig. 6.8b.

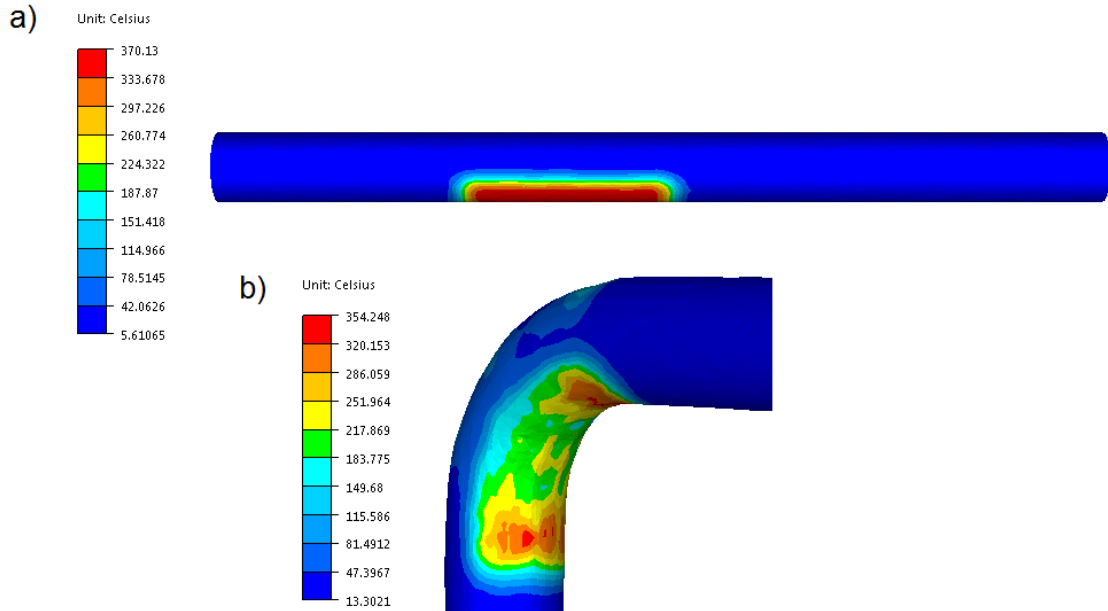


Fig. 6.8: Campo termico a) all'inizio della piega e b) alla fine della piega.

Questa simulazione ha mostrato che il tubo presenta assottigliamento in corrispondenza dell'estradosso, ma non tale da provocare il cedimento del tubo, come nella deformazione a freddo.

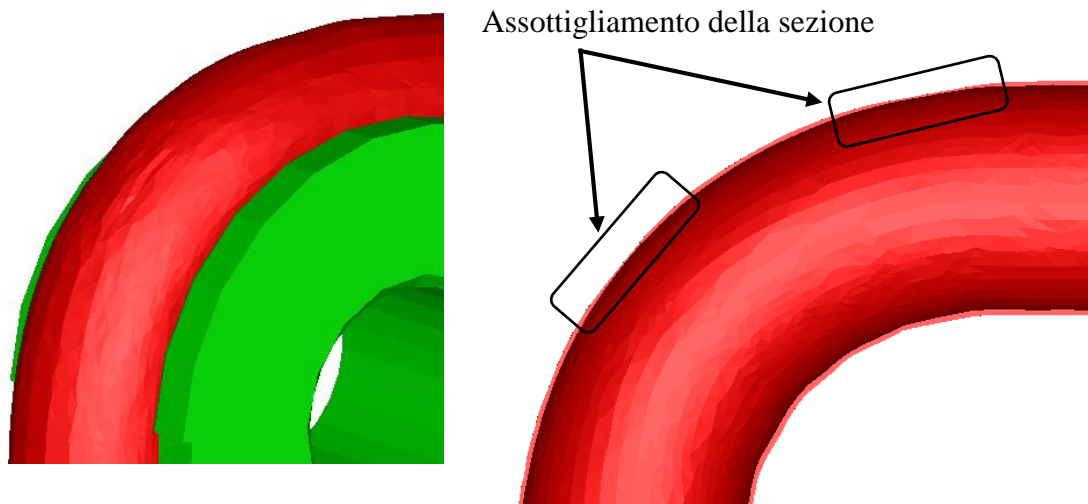


Fig. 6.9: Tubo riscaldato in corrispondenza dell'intradosso all'ultimo step della piega.

La differenza con il caso precedente sta nelle diverse tensioni (Fig. 6.10) che agiscono sul tubo durante la piega, molto inferiori all'intradosso, riscaldato, rispetto all'estradosso: questo consente al materiale all'intradosso di deformarsi con più facilità, senza instaurare tensioni che potrebbero provocare il cedimento dell'estradosso. A sua volta, il materiale all'estradosso, più freddo, presenta sufficiente resistenza per non cedere durante la deformazione.

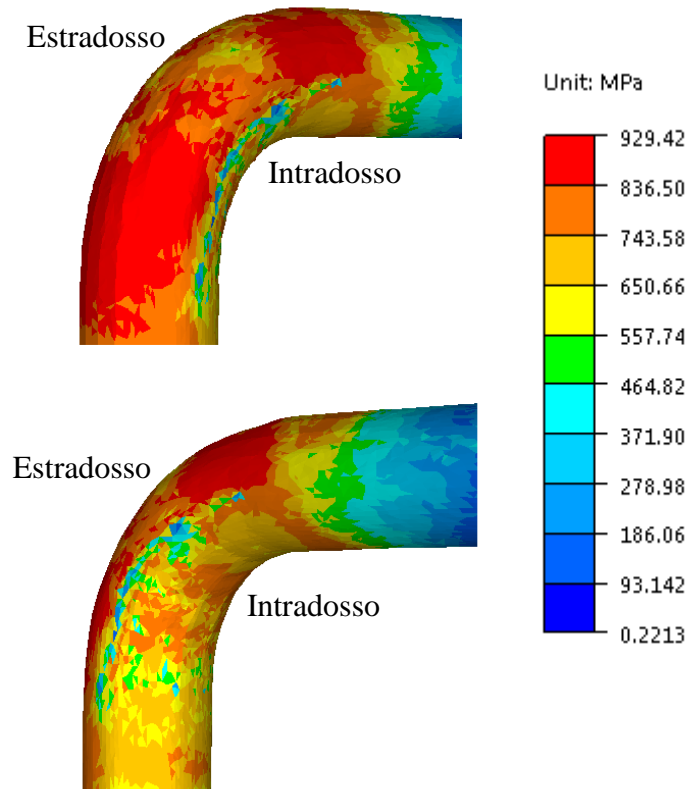
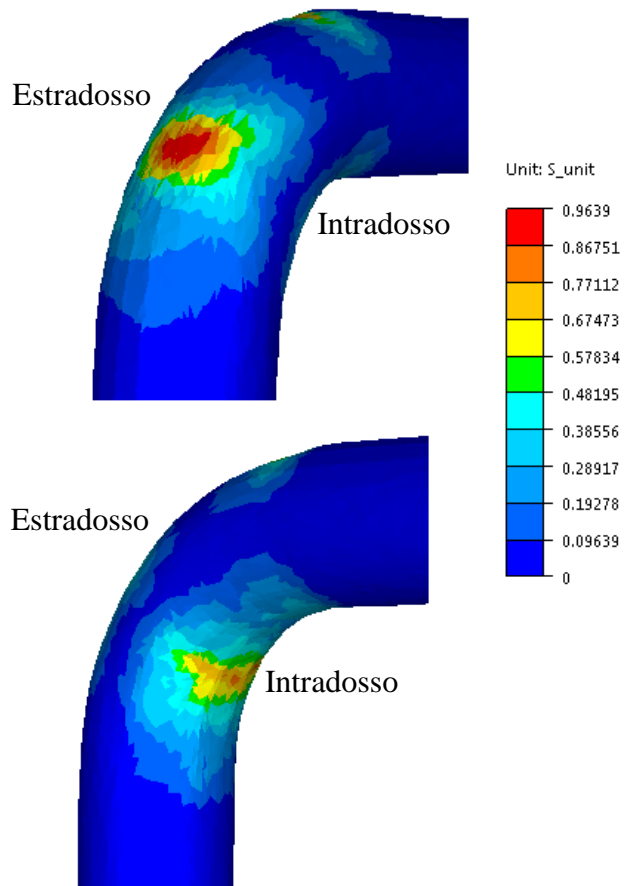


Fig. 6.10: Tensioni di Von Mises agenti sul tubo alla fine della piega.

Le deformazioni agenti sul tubo sono inferiori rispetto ai casi precedenti e sono distribuite in modo differente rispetto ai casi precedenti: mentre nella simulazione a freddo e nella simulazione a caldo con il campo termico su tutta la sezione le deformazioni sono concentrate solo sull'estradosso del tubo, zona che ha effettivamente ceduto durante la piega, in questo caso sono distribuite sia all'estradosso che all'intradosso. Questa distribuzione di deformazioni ha consentito la piega del tubo senza incorrere in cedimenti.



7

CONCLUSIONI

Il bilancio finale di questo elaborato di tesi magistrale, si compone di una parte sperimentale e di una seconda parte numerica.

I risultati ottenuti dalle prove sperimentali di compressione a caldo hanno permesso la caratterizzazione reologica della lega Ti-3Al-2.5V, grazie alla quale è stato possibile costruire un file del materiale completo e specifico della lega in esame da implementare nelle simulazioni agli elementi finiti.

Grazie a tali simulazioni è stato possibile studiare il differente comportamento dei tubi deformati con il processo di stiro-piegatura, potendo trovare coerenza con quanto emerso dalla ricerca bibliografica.

In particolare, si è potuto constatare che:

- Tubi in titanio grado 9 non possono essere deformati a freddo con severi angoli di piega, riscontrando strizione e successiva rottura del materiale;
- Il riscaldamento sull'intera sezione del tubo comporta un'effettiva diminuzione delle tensioni agenti sul tubo, ma, per contro, le deformazioni causano cedimenti in più punti durante la piega;
- Il riscaldamento in corrispondenza dell'intradosso permette di raggiungere l'angolo di piega desiderato senza incorrere in rotture o cedimenti.

Dai dati raccolti nel presente lavoro di tesi è possibile proseguire simulando il processo di stiro-piegatura applicando campi termici in posizioni diverse e studiando il processo condotto a diverse temperature. È inoltre d'interesse proseguire il lavoro studiando altri materiali, quali acciai altoresistenziali e leghe di alluminio, per poter giungere ad un set di procedure specifiche che consentono di ottenere elementi tubolari piegati con diversi angoli di piega e non affetti dal fenomeno del ritorno elastico.

REFERENZE

Capitolo 2

- [1] An overview on the use of titanium in the aerospace industry; R.R. Boyer; Materials Science and Engineering A213 (1996) 103-114
- [2] TRATTAMENTI TERMICI DELLE LEGHE DI TITANIO $\alpha+\beta$, CORRELAZIONI FRA MICROSTRUTTURA E COMPORTAMENTO MECCANICO; A. Morri; novembre-dicembre 2008 << la metallurgia italiana
- [3] Sandvik datasheet
- [4] TITANIUM ALLOY BOOK
- [5] Appunti di elettrotermia – Forzan
- [6] Numerically controlled bending performance of medium strength TA18 titanium alloy tubes under different die sets; ZHAN Mei; SCIENCE CHINA Technological Sciences; April 2011 Vol.54 No.4: 841–852
- [7] Coupling effects of material properties and the bending angle on the springback angle of a titanium alloy tube during numerically controlled bending; Z.Q. Jiang; Materials and Design 31 (2010) 2001–2010
- [8] Google Patents
- [9] United States Patent; Schuchert; METHOD FOR BENDING TUBES; US 5,142,895; Sep. 1, 1992
- [10] United States Patent; Rusch; TUBE BENDING MACHINE; US 8,171,765 B2; May 8, 2012
- [11] United States Patent; Hille; INDUCTION HEATER FOR USE WITH PIPE BENDING APPARATUS; US 2,461,323; Feb. 8, 1949
- [12] United States Patent; Cervenka et al.; TUBE BENDING DEVICE; US 4,254,649; Mar. 10, 1981
- [13] United States Patent; Shiozuka; INDUCTION-HEATING BENDER; US 6,097,012; Aug. 1, 2000
- [14] United States Patent; Talley et al.; INTRADOS INDUCTION HEATING FOR TIGHT RADIUS ROTARY DRAW BEND; US 6,038,902; Mar. 21, 2000
- [15] Bendability of the wrought magnesium alloy AM30 tubes using a rotary draw bender; Wenyun Wu et al.; Materials Science and Engineering A 486 (2008) 596–601
- [16] Warm bending mechanism of extrados and intrados of large diameter thin-walled CP-Ti tubes; Xiao-li Zhang; Trans. Nonferrous Met. Soc. China 24(2014) 3257-3264
- [17] Continuous electric resistance heating—Hot forming system for high-alloy metals with poor workability; Jun Yanagimoto et al.; journal of materials processing technology 209 (2009) 3060–3068

- [18] A local heating method by near-infrared rays for forming of non-quenchable advanced high-strength steels; Lee, Eun-Ho et al.; JOURNAL OF MATERIALS PROCESSING TECHNOLOGY; Volume:214, Issue:4, Pages:784-793; 2014
- [19] Elasto-plastic solutions for spring-back angle of pipe bending using local induction heating; Zhong Hu; Journal of Materials Processing Technology 102, 103±108; 2000
- [20] FEM Simulation of Large Diameter Pipe Bending Using Local Heating; LI Xue-tong et al.; JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL, 2006, 13(5) : 25-29
- [21] Establishment of a 3D FE model for the bending of a titanium alloy tube; Z.Q. Jiang et al.; International Journal of Mechanical Sciences; 52; 1115–1124; 2010
- [22] Electromagnetic and Thermal Processes in Direct Resistance Heating of Curvilinear TUBES; M. Forzan et al.; IFOST 2008

Capitolo 4

- [1] Serope Kalpakjian, Steven R. Schmid - Tecnologia meccanica
- [2] Daniele Ambrosi - Tesi di laurea “Formabilità a caldo delle leghe di alluminio” - (2010)

Capitolo 5

- [1] Transvalor-FORGE® Partie 5:Donnees procedes, , software technical paper.
- [2] http://docs.transvalor.com/forge/en/nxt1_0_for_glpre/
- [3] Dati forniti dal software CES 2014.

RINGRAZIAMENTI

Vorrei innanzitutto ringraziare la Professoressa Stefania Bruschi per il tempo che mi ha dedicato, per i consigli che mi ha dato e per avermi proposto questo lavoro di tesi.

Grazie al Professor Andrea Ghiotti che mi ha seguita durante tutto il progetto e mi ha dato spunti e consigli su cui riflettere, permettendomi di crescere e cominciare a pensare come un ingegnere.

Grazie ad Enrico, sempre presente e disponibile a rispondere alle mie domande, dalla più complessa alla più banale.

Grazie a Francesco Michieletto, che mi ha tolto le “castagne dal fuoco” più volte di quante riesca a ricordare. Grazie a Michele per il supporto con Forge, soprattutto dopo quel 7 ottobre.

Un grandissimo grazie a tutti i dottorandi, semplicemente per avermi accolta e avermi fatta sentire parte di un gruppo davvero meraviglioso.

Grazie a Marco, Riccardo e Michele Brun per l'aiuto che mi avete dato e per aver reso questi mesi in laboratorio ancora più piacevoli e divertenti.

Grazie ai compagni di corso, Davide, Mirko, Nicolò, Umberto, Daniele, Marco, Francesco, Chiara, con i quali ho condiviso gioie e dolori durante questi lunghi e duri anni.

Grazie a Cecilia, Carlo, Roberto, Monica, Dario e Torre per le lunghissime chiacchierate e i pranzi in compagnia, ottimi per liberare la mente prima e dopo le lezioni.