

**UNIVERSITÀ DEGLI STUDI DI NAPOLI
FEDERICO II**



SCUOLA POLITECNICA E DELLE SCIENZE DI BASE

**Dottorato di Ricerca in
TECNOLOGIE E SISTEMI DI PRODUZIONE**

XXVI CICLO

**DIPARTIMENTO DI INGEGNERIA CHIMICA,
DEI MATERIALI E DELLA PRODUZIONE INDUSTRIALE**

TESI DI DOTTORATO

**FORMATURA SUPERPLASTICA DI LEGHE LEGGERE:
CARATTERIZZAZIONE SPERIMENTALE E
MODELLAZIONE NUMERICA**

Coordinatore:

Ch.mo Prof. Luigi Carrino

Tutor:

Ch.mo Prof. Antonino Squillace

Candidato:

Ing. Valentino Paradiso

ANNO ACCADEMICO 2013-2014

INDICE

Prefazione	p. 1
1. I processi di formatura superplastica e loro applicazioni industriali	p. 3
1.1. Introduzione	p. 4
1.2. I processi di formatura superplastica	p. 6
1.2.1. Blow Forming e Vacuum Forming	p. 7
1.2.2. Thermo Forming	p. 10
1.2.3. Superplastic forming/Laser welding (SPF/LW)	p. 11
1.2.4. Superplastic forming/Diffusion bonding (SPF/DB)	p. 11
1.3. Principali leghe superplastiche	p. 15
1.3.1. Leghe pseudo-single fase	p. 15
1.3.2. Leghe duplex	p. 16
2. Progettazione e realizzazione di un impianto prototipale di SPF	p. 18
2.1. Introduzione	p. 19
2.2. Scelta della geometria	p. 20
2.3. Modellazione CAD	p. 22
2.3.1. Modulo superiore	p. 22
2.3.2. Modulo centrale	p. 23
2.3.3. Modulo inferiore	p. 24
2.3.4. Analisi di interferenza	p. 25
2.4. Analisi preliminari sul comportamento del gas in camera di formatura	p. 28
2.4.1. Gas ideali	p. 29
2.4.2. Gas reali: equazione di Van der Waals	p. 29

2.4.2.1. La costante a e le forze intermolecolari attrattive a medio raggio	p. 30
2.4.2.2. La costante b e le forze repulsive a breve raggio	p. 31
2.4.3. Confronto tra la legge di Van der Waals e la legge dei gas ideali per il gas in camera di formatura	p. 32
2.4.3.1. Basse pressioni	p. 32
2.4.3.2. Medie ed alte pressioni	p. 33
2.4.3.3. Confronto tra le costanti di Van der Waals	p. 33
2.5. Dimensionamento secondo UNI	p. 34
2.5.1. L'ente UNI	p. 34
2.5.2. Le normative UNI	p. 35
2.5.3. Premesse generali della norma UNI-EN 286-1	p. 36
2.5.4. Materiali	p. 37
2.5.5. Calcolo degli spessori del fasciame e calcolo sulla bullonatura	p. 38
2.6. Realizzazione delle tavole bidimensionali	p. 41
2.7. Scelta dei materiali	p. 44
2.8. Realizzazione dei componenti	p. 46
2.9. Descrizione del funzionamento dell'intero impianto di Blow Forming	p.49
2.9.1. Componentistica impianto pneumatico	p. 49
2.9.2. Sistema di compressione del gas	p. 50
2.9.3. Sistema di riscaldamento	p. 54
2.9.4. Strumentazione ausiliaria: le termocoppie	p. 57

3. Prove di SPF e verifica dell'impianto prototipale	p. 59
3.1. Introduzione	p. 60
3.2. Determinazione dei parametri di processo	p. 60
3.2.1. Caratteristiche della lega AA7075	p. 61
3.2.2. Determinazione della temperatura di transizione superplastica per la lega AA7075	p. 63
3.2.3. Determinazione del valore di pressione ottimale	p. 65
3.3. Messa in opera dell'impianto	p. 66
3.4. Prove a caldo per la misurazione sperimentale del ciclo termico relativo alla lamiera	p. 69
3.5. Prove a freddo per il collaudo delle condutture ad alta pressione	p. 75
3.6. Test di collaudo finale	p. 76
4. Formatura superplastica di una lega di titanio: prove sperimentali e modellazione numerica del processo	p. 79
4.1. Introduzione	p. 80
4.2. Il titanio e le sue leghe	p. 80
4.2.1. Caratteristiche del titanio	p. 81
4.2.2. Le leghe di titanio	p. 84
4.2.3. La lega Ti-6Al-4V	p. 86
4.3. Prove di Blow Forming della lega Ti-6Al-4V	p. 89
4.3.1. Misurazione sperimentale degli spessori	p. 91
4.4. Modellazione agli elementi finiti del processo	p. 95
4.4.1. Descrizione del software FEM utilizzato	p. 96

4.4.2. Modellazione e simulazione numerica del Bow Forming	p. 98
4.5. Confronto numerico-sperimentale dei risultati ottenuti	p. 102
5. Processi combinati tra SPF ed altre tecnologie industriali	p. 105
5.1. Introduzione	p. 106
5.2. Processo combinato tra Friction Stir Processing e SPF	p. 106
5.2.1. Materiali e metodi impiegati	p. 107
5.2.2. Friction Stir Processing	p. 108
5.2.3. Osservazioni metallografiche	p. 111
5.2.4. Dimensione media dei grani cristallini	p. 114
5.2.5. Prove di micro durezza Vickers	p. 116
5.2.6. Discussione dei risultati ottenuti dalla sperimentazione	p. 118
5.2.7. Modellazione ed ottimizzazione numerica del processo combinato	p. 126
5.2.8. Conclusioni ed osservazioni sul processo combinato FSP-SPF	p. 130
5.3. Realizzazione di componenti formati tramite SPF e rinforzati con schiuma metallica	p. 132
5.3.1. Le schiume metalliche	p. 132
5.3.2. Principali processi di produzione delle schiume metalliche	p. 133
5.3.3. Ipotesi di rinforzi per componenti realizzati mediante SPF	p. 140
5.3.4. Riempimento in schiuma metallica di una cupola realizzata in Ti-6Al-4V	p. 142
5.3.5. Valutazione della resistenza all'impatto del componente formato tramite SPF e rinforzato con schiuma metallica	p. 150

5.4. Processo combinato di SPF e riempimento in schiuma metallica	p. 153
5.4.1. Scelta dei materiali per le prove	p. 153
5.4.2. Scelta dei parametri di formatura e progettazione delle prove	p. 155
5.4.3. Realizzazione del processo combinato	p. 156
5.4.4. Discussione dei risultati ottenuti	p. 159
Conclusioni	p. 161
Sviluppi futuri	p. 163
Bibliografia	p. 164

Prefazione

In prima istanza è doveroso esprimere il concetto di superplasticità: essa è la capacità posseduta da alcuni materiali di poter raggiungere, in particolari condizioni di temperatura, velocità di deformazione e dimensione della grana cristallina, notevoli valori di deformazione prima di giungere a rottura.

Fino ad alcuni anni fa il fenomeno della superplasticità presentato da alcuni materiali aveva interesse quasi prettamente didattico: esso era studiato in ambito accademico e in termini analitici e la sperimentazione condotta sui materiali era ancora allo stato embrionale. L'evoluzione degli studi sulla superplasticità ha investito tuttavia anche i settori della produzione industriale: oggi, infatti, è evidente l'interesse (in particolare nelle applicazioni aerospaziali e aeronautiche) nei confronti dei processi di formatura superplastica (d'ora in poi SPF), poiché essa consente di produrre componenti che già dalla prima fase di lavorazione esibiscono forme molto simili a quella definitiva (componenti near-net-shape), con evidente abbattimento dei costi, con riduzione del numero di processi necessari alla produzione di un singolo prodotto e con risparmio sul materiale di sfrido. Altro vantaggio da non sottovalutare è la possibilità di realizzare componenti a geometria complessa (sfruttando le capacità, come prima detto, di elevata deformabilità del materiale quando si trova in regime superplastico), mediante la realizzazione di un unico pezzo (pertanto il componente non presenta le classiche criticità che presenterebbe un componente costituito da numerosi sub-assemblati saldati o incollati fra loro).

Accanto ai classici metodi analitici per lo studio del fenomeno di superplasticità oggi si fa ricorso, per la progettazione del processo di formatura, al FEM, che consente di

effettuare previsioni sui risultati del processo di SPF riducendo la numerosità delle prove sperimentali, e quindi i costi necessari per la progettazione.

La progettazione del processo è tutt'altro che priva di problematiche: le principali difficoltà risiedono nelle elevate temperature richieste dal processo, nella messa a punto della curva di carico pressione-tempo da imporre alla pressa, nonché nel dimensionamento dello spessore iniziale della lamiera di partenza.

Tuttavia, ad oggi, non è ancora possibile progettare in maniera affidabile un processo di formatura superplastica senza l'ausilio di un certo numero, seppur esiguo, di prove sperimentali. Le attività di ricerca e sviluppo riportate in questo elaborato di tesi finale di dottorato di ricerca, sono state condotte con l'obiettivo di ottimizzare tali processi di SPF per renderli sempre più appetibili dal punto di vista industriale.

In particolare è stato affrontato lo studio teorico e sperimentale dei processi di formatura superplastica di varie leghe metalliche a partire dalla progettazione e realizzazione di un impianto prototipale di SPF impiegato per l'esecuzione dei test sperimentali.

L'ottimizzazione del processo è stata ottenuta mediante un continuo confronto numerico-sperimentale tra i test condotti in laboratorio e le simulazioni ottenute con il metodo FEM.

Capitolo 1

**I processi di formatura
superplastica e loro
applicazioni industriali**

1.1 - Introduzione

I processi di SPF consentono di ottenere componenti a geometria complessa anche in un unico processo di lavorazione riducendone il peso ed il costo degli stessi così come la quantità di scarti prodotti, ma attualmente il maggior limite è rappresentato dalle basse velocità di deformazione che non consentono elevate cadenze produttive. Tuttavia nei settori, come quello aerospaziale e aeronautico, in cui il problema della rapidità della produzione non è particolarmente sentito, già da molti anni si sfruttano i vantaggi proposti dai processi di formatura superplastica (Fig. 1.1).

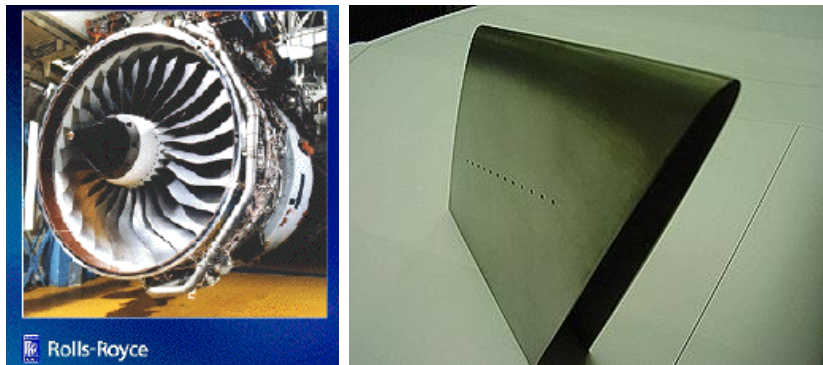


Fig. 1.1 – Alcune applicazioni aeronautiche della formatura superplastica.

Negli ultimi anni anche il settore automobilistico ha cominciato a mostrare interesse per questo particolare tipo di tecnologia (Fig. 1.2).

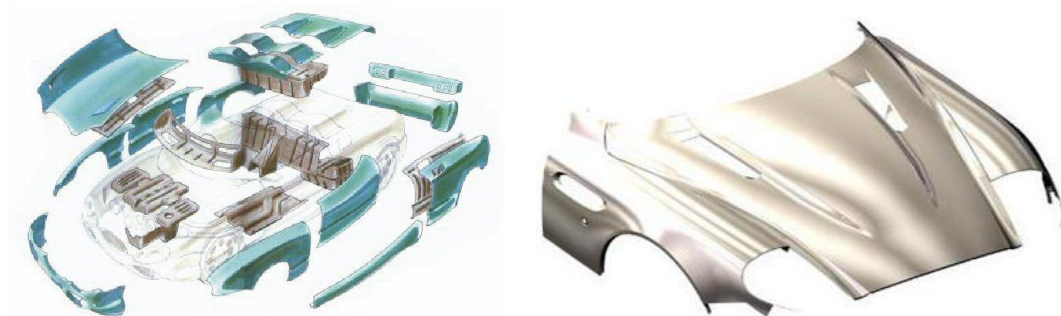


Fig. 1.2 – Alcuni esempi di applicazioni automobilistiche della formatura superplastica.

In ogni caso il settore di maggior utilizzo dei processi di SPF resta quello aerospaziale dove sono richiesti componenti con caratteristiche di rigidità e di leggerezza. L'industria aerospaziale ha approfittato delle capacità superplastiche della lega di titanio Ti-6Al-4V per realizzare parti che sarebbero altrimenti

impossibili da produrre e che, attualmente, sono usate su tutti gli aerei commerciali e militari della Boeing Company (USA). Nel settore ferroviario la tecnologia viene utilizzata per la lavorazione dei pannelli dei veicoli e per la realizzazione di accessori interni in sostituzione di quelli in plastica, sia per evitare rischi di incendio che per offrire un aspetto più pulito.



Fig. 1.3 – Applicazioni nel settore ferroviario.

Oltre che per la realizzazione di prototipi in svariati settori in cui la tecnologia è già industrialmente applicata, sicuramente sorprendente è l'uso nel campo artistico e in quello sportivo (Figg. 1.4 e 1.5).



Fig. 1.4 – Applicazioni dell'artista Ron Arad.



Fig. 1.5 – Alcune applicazioni sportive della formatura superplastica.

1.2 - I processi di formatura superplastica

Il superplastic forming è una delle tecniche maggiormente utilizzata per la formatura di lamiere in materiale superplastico. La formatura è realizzata tramite l'utilizzo di gas in pressione che, agendo sulla parte superiore della lamiera da deformare, ne determina la deformazione fino a quando essa non assume la forma dello stampo (Fig. 1.6).

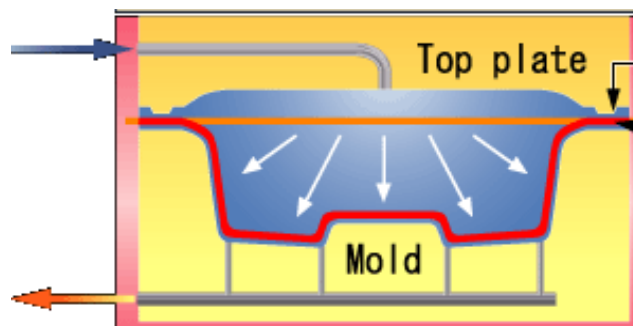


Fig. 1.6 – Schema di un processo di formatura superplastica.

La velocità di pressurizzazione è scelta in modo che la conseguente velocità di deformazione indotta nella lamiera sia compresa nel range superplastico. Un gran numero di metodi e tecniche è stato proposto per la formatura dei materiali superplastici, tra i quali i più importanti sono [1]:

- Blow forming e Vacuum Forming;
- Thermo forming;
- Superplastic forming/laser welding (SPF/LW);
- Superplastic forming/diffusion bonding (SPF/DB).

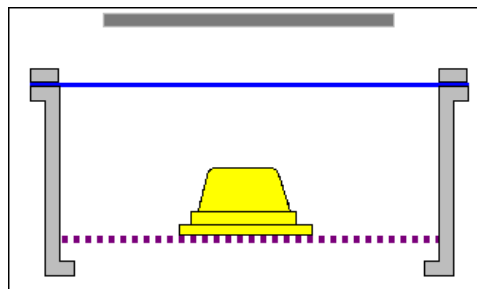
1.2.1 - Blow Forming e Vacuum Forming

Essi sono in pratica lo stesso processo in cui un gas in pressione è mandato sulla lamiera superplastica, facendo sì che il materiale prenda la forma dello stampo.

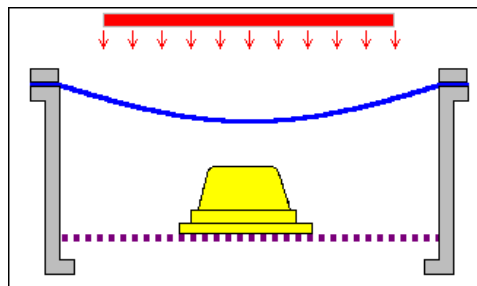
Nel Vacuum Forming, la pressione applicata è limitata alla pressione atmosferica con velocità di formatura e potenzialità limitate. Esso è un processo in cui una lamiera riscaldata è spinta sopra uno stampo, aspirando verso l'esterno l'aria presente sotto di esso. La forma dello stampo è importante in quanto ogni difetto presente su di esso sarà presente anche nell'oggetto realizzato. I lati dello stampo sono inclinati ed i bordi sono arrotondati per rendere più agevole la rimozione. Esso può essere realizzato in diversi materiali quali plastica, alluminio e ceramica.

I vari passi da effettuare per eseguire il processo sono:

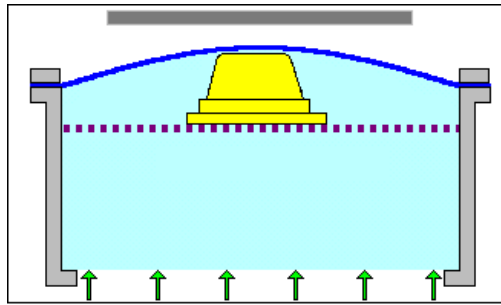
- 1) Disporre lo stampo nella macchina e fissare la lamiera nella posizione desiderata:



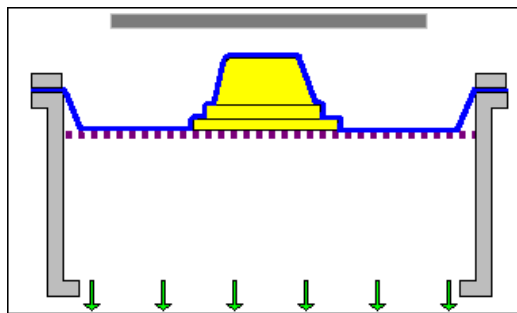
- 2) Riscaldare la lamiera in modo che si ammorbidisca:



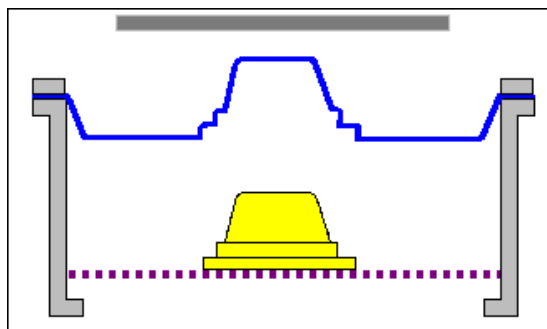
- 3) Rimuovere la fonte di calore e spingere lo stampo contro la lamiera:



- 4) Creando il vuoto, la lamiera assume la forma dello stampo:



- 5) A raffreddamento avvenuto, rimuovere lo stampo:



Nel Blow Forming, invece, la massima pressione cui è sottoposta la lamiera è dovuta ad una pressione addizionale esercitata da un gas contenuto in serbatoio e le pressioni vanno da 0.69 a 3.4 MPa. Quest'ultimo metodo è illustrato di seguito in Fig. 1.7.

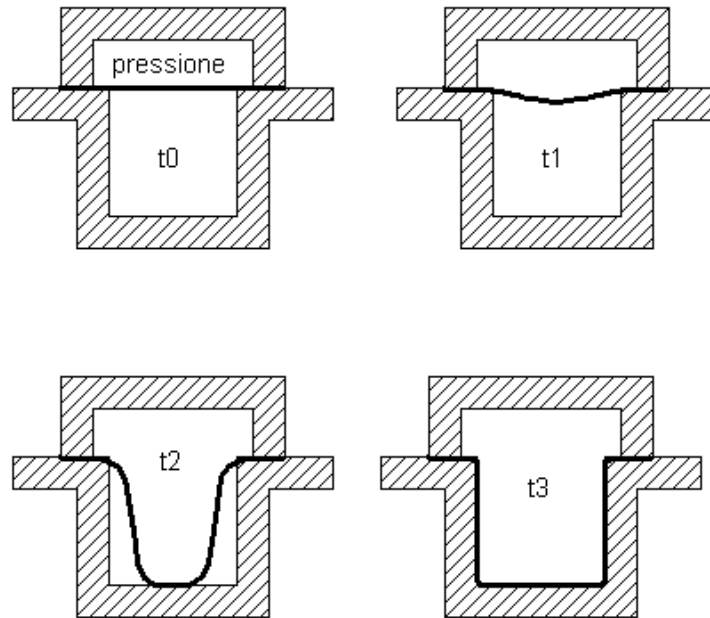


Fig. 1.7 – Schema del processo Blow Forming.

In Fig. 1.7 è mostrata una sezione trasversale dello stampo e della lamiera. In questo processo stampo e lamiera sono mantenuti alla temperatura di formatura e il gas in pressione è introdotto dall'alto con la conseguente formatura ed espulsione del gas contenuto nella parte bassa che può essere anche tenuta sottovuoto o a pressione minore per evitare la cavitazione. La velocità di pressurizzazione, stabilita con prove sperimentali o analiticamente, è comunque bassa in modo da prevenire una rapida deformazione del pezzo con possibile rottura dello stesso. Inoltre, la periferia della lamiera è mantenuta in una prefissata posizione e non viene fatta entrare nello stampo. Per quanto riguarda i metodi di formatura sotto vuoto è richiesta la sigillatura all'interfaccia tra la lamiera e l'utensile intorno al bordo per prevenire la perdita di pressione del gas. In genere per effettuare questa operazione si usano presse idrauliche e sistemi meccanici di chiusura. Le presse idrauliche possono essere caricate e scaricate abbastanza rapidamente, ma richiedono per contro un grande investimento iniziale.

1.2.2 – Thermo Forming

Il Thermo Forming consiste nel riscaldamento di una lamiera per renderla duttile e forzarla intorno ad uno stampo fisso o mobile tramite l'uso di aria in pressione o il vuoto. Il processo di termoformatura può essere eseguito secondo due schemi tecnologici diversi come illustrato in Fig. 1.8.

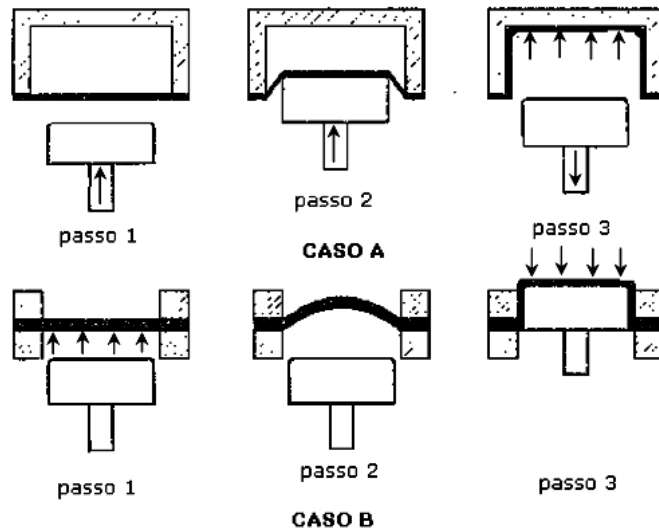


Fig. 1.8 – Due metodi di applicazione del processo Thermo Forming.

A) Un punzone sottodimensionato è utilizzato per conferire una deformazione iniziale alla lamiera alla quale segue l'applicazione del gas in pressione che completa la formatura.

B) La lamiera è, inizialmente, deformata dall'azione del gas in pressione dallo stesso lato dello stampo mobile, successivamente, lo stampo viene portato a contatto con la lamina deformata ed il gas viene applicato in direzione opposta, per consentire la formatura della lamina contro lo stampo.

L'uso del punzone è stato introdotto per conferire al manufatto un'uniforme distribuzione dello spessore e per migliorarne la finitura superficiale in entrambi i lati della lamiera. Ovviamente, la presenza del punzone complica l'esecuzione della formatura, in quanto è necessario mettere a punto un maggior numero di parametri. È necessario l'uso di presse per movimentare il punzone all'interno dello stampo.

1.2.3 - Superplastic forming/Laser welding (SPF/LW)

E' un processo tramite il quale lamiera multiple di alluminio, acciaio inossidabile, titanio ed altri materiali sono unite in una lamiera piana usando la saldatura laser automatizzata. Dopo la saldatura il componente ottenuto viene riscaldato alla temperatura di formatura in uno stampo. In seguito, un gas inerte pressurizzato viene introdotto sulla lamiera con la conseguente formatura nella cavità dello stampo, provocando allungamenti superiori al 200%. Oggi, grazie alla flessibilità ed alla versatilità operativa, tale tecnologia si candida anche per produzioni di piccola serie di parti anche relativamente importanti nel settore aeronautico, con elevati vantaggi di produttività del settore. Con l'abbinamento di queste tecnologie, divengono fattibili giunzioni e strutture che non lo erano con altri metodi e pertanto anche il progettista ha una maggiore libertà di disegno nella fase progettuale del prodotto. L'abbinamento della tecnologia LW (giunzione delle lamiere) con successivo SPF apre tutta una serie di possibili utilizzi del processo sia in campo aeronautico, dove il titanio è pur sempre un materiale di nicchia mentre l'alluminio è, assieme al composito, il materiale base per le strutture, sia al di fuori, specie nel settore dei trasporti di massa (ferrovie, metropolitane) automobilistico sportivo, cantieristica navale (sia di alte prestazioni che militare), dove leggerezza e robustezza sono sempre più richieste. Altre applicazioni, non in campo aeronautico, potranno scaturire dall'utilizzo combinato di queste due tecnologie anche agli acciai. L'utilizzo sinergico della tecnologia di Superplastic Forming ed il processo di saldatura laser garantisce vantaggi di competitività del prodotto in termini di incremento della prestazione strutturale complessiva, aumento della qualità delle superfici aerodinamiche dopo formatura (che implica la riduzione del materiale base e delle conseguenti operazioni), e di riduzione dei tempi e dei costi di fabbricazione.

1.2.4 - Superplastic forming/Diffusion bonding (SPF/DB)

Con questo termine si indica la combinazione della saldatura per diffusione con la formatura superplastica. Lo sviluppo di questa tecnica è stato possibile grazie al fatto che entrambi i processi operano nello stesso campo di temperatura. Analizzando separatamente, il superplastic forming e il diffusion bonding sappiamo che il primo permette di ottenere forme uniche e complesse in una singola operazione, eliminando

successive lavorazioni, riducendo il peso dei componenti e il costo degli stessi così come la quantità di scarti prodotti.

Il diffusion bonding (DB) è una tecnologia che, sfruttando la diffusione atomica che è possibile realizzare in condizioni di pressione e temperatura controllate, permette di unire metalli differenti e realizzare componenti con requisiti critici di continuità. In modo diverso dagli altri processi di saldatura, il diffusion bonding preserva la microstruttura dei metalli e l'interfaccia. Inoltre, non si creano gradienti termici che inducono distorsioni o tensioni residue nei componenti. È importante sottolineare che le lamine devono essere accuratamente pulite, in modo da favorire i processi diffusivi. Infatti, il meccanismo di saldatura è influenzato dallo stato superficiale delle lamine, le quali, non essendo perfettamente lisce, fanno sì che il contatto tra le due superfici avvenga in un numero finito di punti con conseguente formazione di vuoti. Pertanto, la maggior parte del tempo richiesto dalla saldatura per diffusione è quello necessario per avere un contatto perfetto tra le due lamine. Il parametro che governa il processo di saldatura diffusiva è la temperatura. In generale, all'aumentare della temperatura si registra una sensibile diminuzione del tempo di saldatura. La ragione di questo comportamento sta nel fatto che il processo diffusivo, come il meccanismo di deformazione superplastica, può essere accelerato dalla temperatura. Altro parametro importante è, dunque, la finitura superficiale, che ha diretta influenza sul tempo di saldatura. In particolare, è stato dimostrato che, a basse pressioni, la saldatura è fortemente influenzata dalla rugosità della superficie; a pressioni elevate, il tempo di saldatura dipende esponenzialmente dalla pressione ed è indipendente dalla finitura superficiale. La formazione di un bonding per diffusione può essere studiata suddividendola in tre stadi:

- 1) Il primo stadio induce il contatto iniziale delle interfacce e include tutto ciò che concerne la deformazione delle asperità superficiali (rugosità microscopica) necessaria per stabilire un certo grado di contatto meccanico iniziale.
- 2) Nel secondo stadio, governato da meccanismi di creep, c'è una deformazione dipendente dal tempo delle stesse interfacce, che vengono a stabilire un intimo contatto superficiale.

3) Nel terzo stadio c'è una eliminazione delle interfacce originali attraverso meccanismi di diffusione.

Questo lo si può avere come conseguenza di una crescita del grano attraverso le interfacce, di una solubilizzazione dei contaminanti superficiali, di una diffusione di atomi lungo o attraverso le interfacce, di una ricristallizzazione che produce una nuova struttura. A saldatura ultimata, sulla linea di bonding (praticamente invisibile) si nota una perfetta omogeneità strutturale con caratteristiche del tutto identiche a quelle presenti nel materiale base.

L'azione combinata del SPF e del DB permette un grande risparmio energetico e nei costi effettivi di realizzazione, perché combina i benefici di entrambi i processi. Tale tecnica permette una grande libertà nel disegno delle parti con la possibilità di produrre componenti di alta qualità con una più alta integrità strutturale. Le limitazioni nell'efficienza e i costi eccessivi di questi processi di base, però, ne possono seriamente inibire l'uso per grandi applicazioni, sia come quantità sia come dimensioni, soprattutto nel caso del titanio e delle possibili applicazioni nell'industria aerospaziale.

Il processo SPF/DB si sviluppa secondo diverse alternative, quali:

- Formatura di una lamiera al di sopra di una saldatura;
- Saldatura di due lamiere seguita dalla formatura di uno o entrambi nello stampo;
- Saldatura di tre o più lamiere seguita da una espansione interna dovuta ad un gas in pressione.

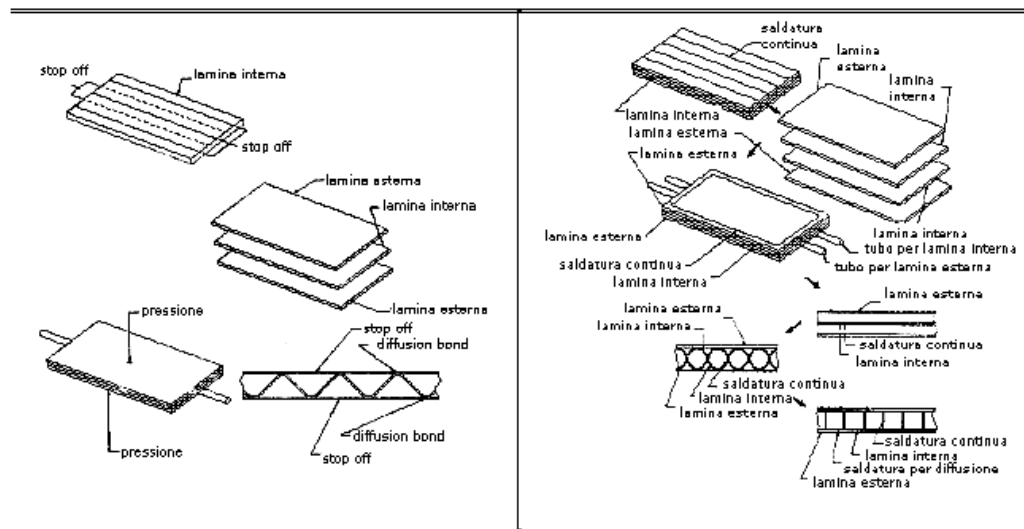


Fig. 1.9 – Alcuni esempi di applicazione del processo SPF/DB.

Come è possibile vedere in Fig. 1.9, per limitare la saldatura alle zone di interesse, si fa uso di materiali di separazione (stop-off), posizionati nelle zone che non devono essere oggetto di saldatura. La scelta di tali materiali di separazione deve essere accurata; in particolare, bisogna sceglierli in base al basso valore della solubilità in fase solida nel materiale della lamiera da formare, in modo tale da non inquinarla: i più adatti sono il nitrato di boro e l'ossido di ittrio. Il risultato del processo combinato è, quindi, una struttura a guscio. La struttura interna del guscio dipenderà dal numero delle lamine interne utilizzate (fino ad un massimo di quattro) e dalla distribuzione delle aree saldate. Si ottengono così strutture internamente rinforzate con ampi spazi vuoti all'interno e bassa densità.

Questo tipo di struttura presenta elevate rigidità torsionale e resistenza a flessione. In ogni caso tale processo, di assoluto interesse per il presente lavoro di tesi, sarà illustrato più nel dettaglio nel capitolo successivo relativo alla descrizione sperimentale. In relazione alla lega Ti-6Al-4V, nella produzione di strutture con configurazioni complesse, si ha una riduzione del 50% dei costi e del 40% del peso. Questi benefici sono misurabili in comparazione con i componenti in lega di titanio ottenuti con metodi convenzionali. Questa lega ha tutti i requisiti, compreso la dimensione media dei grani, per essere considerata il materiale migliore tra le leghe di titanio lavorabili con SPF/DB.

1.3 - Principali leghe superplastiche

Una prima classificazione nell'ambito di questi materiali, ci porta ad individuare due tipi di leghe :

- a) leghe pseudo-single fase;
- b) leghe duplex.

1.3.1 - Leghe pseudo-single fase

Le leghe appartenenti alla prima classe, sono sottoposte ad un trattamento termico e ad una combinazione di lavorazioni a caldo e a freddo, al fine di favorire, in seguito alla ricristallizzazione, la formazione di una struttura con una dimensione media dei grani dell'ordine di 5 μm o meno. A questa classe appartengono le leghe di alluminio, rafforzate con l'uso di precipitati come Al-Cu, Al-Mg, Al-Zn-Mg, le leghe Al-Li e Al-Cu-Li.

Le leghe di alluminio, che da un punto di vista commerciale sono le più importanti tra i materiali con una fase pseudo-singola, possono essere ulteriormente suddivise in due categorie:

- leghe che ricristallizzano prima della formatura superplastica;
- leghe che acquisiscono la loro struttura a grana fine solo dopo una piccola deformazione alla temperatura di formatura.

Tra queste le più importanti sono riportate nella seguente Tab. 1.1.

Tab. 1.1 – Proprietà delle più importanti leghe di alluminio superplastiche.

LEGA	Temperatura di prova °C	Velocità di deformazione s ⁻¹	Indice di sensibilità alla velocità di deformazione	Allungamento %
A base di alluminio				
Al-33Cu	400-500	8 x 10 ⁻⁴	0.8	400-1000
Al-4.5Zn-4.5Ca	550	8 x 10 ⁻³	0.5	600
Al-6a10Zn-1.5Mg-0.2Zr	550	10 ⁻³	0.9	1500
Al-5.6Zn-2Mg-1.5Cu-0.2Cr (7475)	516	2 x 10 ⁻⁴	0.8-0.9	800-1200
Al-6Cu-0.5Zr (Supral100)	450	10 ⁻³	0.3	1000
Al-6Cu-0.35Mg-0.14Si (Supral220)	450	10 ⁻³	0.3	900
Al-4Cu-3Li-0.5Zr	450	5 x 10 ⁻³	0.5	900
Al-3Cu-2Li-1Mg-0.2Zr	500	1.3 x 10 ⁻³	0.4	878

1.3.2 - Leghe duplex

I materiali microduplex sono termomeccanicamente trattati per conferire al grano dimensioni ridotte. La crescita del grano è limitata da una microstruttura costituita da proporzioni uguali di due o più fasi chimicamente e strutturalmente differenti. Quest'ultimo gruppo di materiali include le leghe di titanio α/β , gli acciai inossidabili α/γ , le leghe di rame α/β e alcuni ceramici. Nel caso dei materiali ceramici sono stati raggiunti allungamenti maggiori del 400%. Benché questi allungamenti siano piccoli in confronto a quelli ottenuti nei materiali metallici, essi sono molto più grandi dell'1-2% normalmente osservati nelle strutture ceramiche. Le principali leghe di titanio superplastiche sono riportate nella seguente Tab. 1.2.

Tab. 1.2 – Proprietà delle più importanti leghe di titanio superplastiche.

LEGA	Temperatura di prova °C	Velocità di deformazione s ⁻¹	Indice di sensibilità alla velocità di deformazione	Allungamento %
A base di titanio				
Ti-6Al-4V	840-870	1.3×10^{-4} a 10^{-3}	0.75	750-1170
Ti-6Al-5V	850	8×10^{-4}	0.70	700-1100
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	900	2×10^{-4}	0.67	538
Ti-4.5Al-5Mo-1.5Cr	971	2×10^{-4}	0.63-0.81	>510
Ti-6Al-4V-2Ni	815	2×10^{-4}	0.85	720
Ti-6Al-4V-2Co	815	2×10^{-4}	0.53	670
Ti-6Al-4V-2Fe	815	2×10^{-4}	0.54	650
Ti-5Al-2.5Sn	1000	2×10^{-4}	0.49	420
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al	815	2×10^{-4}	0.5	229
Ti-13Cr-11V-3Al	800	---	---	<150
Ti-8Mn	750	---	0.43	150
Ti-15Mo	800	---	0.60	100

Le leghe di titanio sono superplastiche già con i processi tradizionali e non è necessario sviluppare modificazioni della lega o processi particolari, cosa che è invece necessario fare per le leghe di alluminio.

Capitolo 2

Progettazione e realizzazione di un impianto prototipale di SPF

2.1 - Introduzione

In genere in un impianto di formatura SPF le pressioni e le temperature in gioco sono notevoli e dunque la progettazione deve avvenire in maniera tale da consentire l'esecuzione dei test in assoluta sicurezza. Dopo una serie di considerazioni in termini di tempi e costi ci siamo concentrati sulla progettazione di un impianto prototipale per la realizzazione di formatura libera secondo la tecnologia del Blow Forming. L'idea generale alla base di un impianto di Blow Forming è basata su uno schema molto semplice come mostrato in Fig. 2.1.

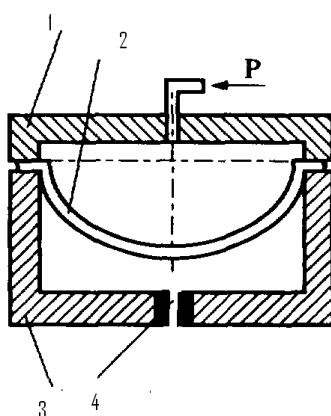


Fig. 2.1 – Schematizzazione di un processo Blow Forming.

L'immagine mostra il supporto superiore (1), il supporto inferiore (3), la lamiera superplastica (2), i fori di sfogo dell'aria (4) e l'ingresso del fluido in pressione P.

Il gas utilizzato può essere aria o più usualmente un gas inerte se il materiale da formare presenta problemi di ossidazione alle temperature alle quali si opera.

Il meccanismo di funzionamento è il seguente: la lamiera è serrata tra le due parti superiore (1) e inferiore (3), mentre il fluido fa ingresso dal punto P, alla pressione stabilita, e deforma il materiale in camera di formatura. L'aria in eccesso è evacuata tramite gli opportuni fori di sfogo (4).

Su queste basi si è realizzato un impianto inizialmente concepito per la formatura delle leghe di alluminio e successivamente impiegato anche per la formatura di materiali ad elevate prestazioni meccaniche come le leghe di titanio (per il quale le condizioni di SPF sono più severe: temperature e pressioni notevolmente maggiori).

Nei paragrafi successivi verranno descritte tutte le fasi di progettazione affrontate nella risoluzione dei seguenti problemi [2]:

- scelta della geometria;
- rappresentazione della geometria mediante CAD;
- studio del comportamento del gas in pressione durante il processo SPF;
- dimensionamento di stampo, controstampo e parte centrale modulare;
- realizzazione delle tavole bidimensionali;
- scelta del materiale;
- realizzazione dei componenti;
- descrizione del funzionamento dell'intero impianto;
- strumentazione ausiliaria (termocoppie).

2.2 - Scelta della geometria

Per la scelta della geometria si è preso come riferimento (benchmark) uno schema di impianto precedentemente realizzato così come riportato in Fig. 2.2. L'obiettivo principale è stato quello di realizzare un impianto che consentisse prestazioni migliori, ovvero che fosse in grado di operare in condizioni di temperatura e pressione tali da poter deformare anche le leghe di titanio.

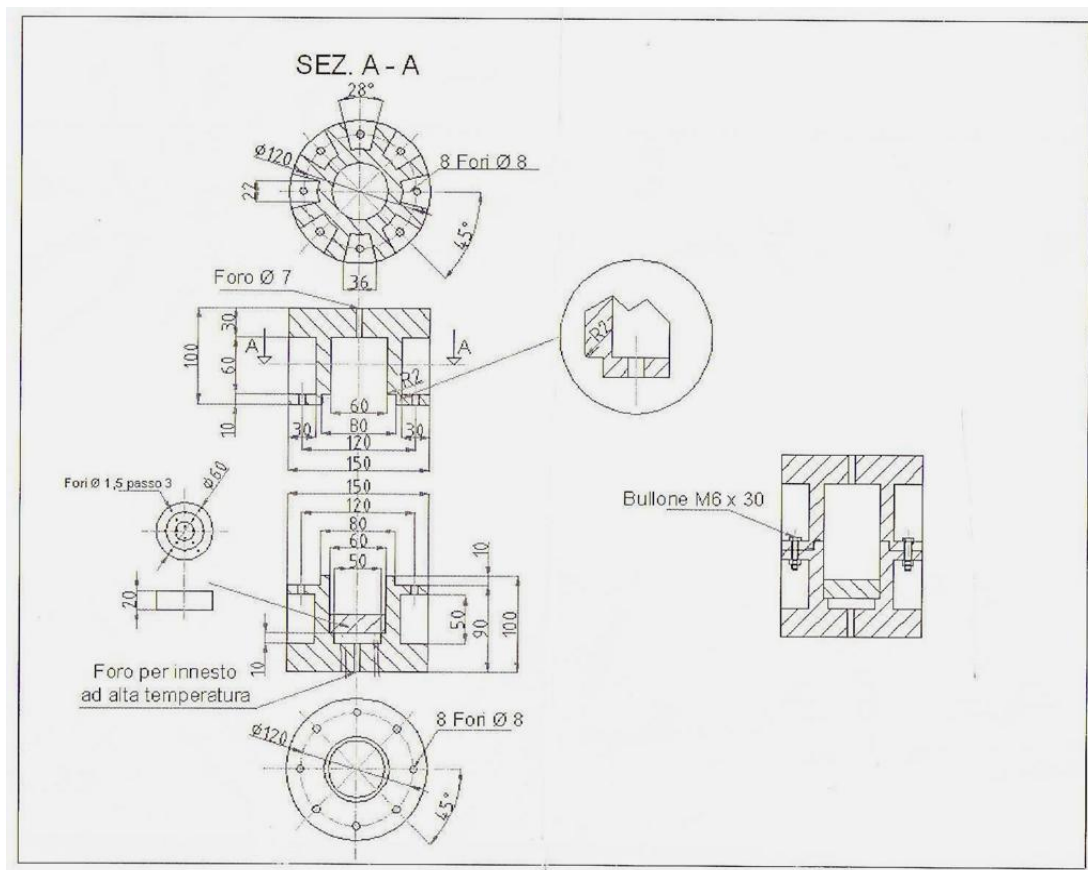


Fig. 2.2 – Benchmark impianto di Blow Forming.

Le prime modifiche sono state volte ad una scalatura dell'impianto, rendendolo più grande per poter consentire SPF di lamiere con dimensioni maggiori, ad un ispessimento delle pareti (per consentire processi a T e P più grandi), e ad un riposizionamento delle flange (si tenga presente che poiché il nuovo impianto ha dimensioni maggiori, il serraggio dei moduli è proporzionalmente maggiore ed è pertanto effettuato mediante una chiave dinamometrica: per questo motivo le flange devono essere poste in una posizione opportuna che renda possibile la rotazione della chiave stessa durante la fase di montaggio). Tutte le modifiche, in sede di progettazione, sono state effettuate mediante CAD, come vedremo nel paragrafo successivo.

2.3 - Modellazione CAD

Tutta la fase di progettazione grafica è stata condotta mediante l'ausilio di un particolare software CAD, il CATIA V5R18, il quale consente la progettazione per modellazione solida. Il software rappresenta l'ambiente operativo ideale per questo genere di lavori, poiché consente di sviluppare la progettazione meccanica, utilizzando un approccio di tipo "parametrico" e "integrato" in ambiente tridimensionale. Le potenzialità dell'utilizzo del CATIA risiedono nella possibilità, una volta ottenuto il modello tridimensionale virtuale, di effettuare su di esso verifiche strutturali, cinematiche, fluidodinamiche, oppure, cosa più importante, il modello può essere utilizzato direttamente per la lavorazione con macchine a controllo numerico. Infine una grandissima potenzialità, ampiamente utilizzata nel corso della progettazione, è la capacità del software di consentire l'assemblaggio dei componenti virtuali, e di analizzarne eventuali problematiche di interferenza e montaggio, consentendo la possibilità di stabilire le opportune tolleranze per le lavorazioni meccaniche, che garantiscano il funzionamento corretto di tutte le parti una volta assemblate [3].

2.3.1 - Modulo superiore

Il modulo superiore ha il compito di fissare la lamiera allo stampo e di garantire il corretto ingresso in camera di formatura del fluido ad alta pressione. Le dimensioni della camera in altezza devono consentire alla lamiera libertà di traslazione verticale (ma non orizzontale) durante la fase di riscaldamento, consentendo alla lamina stessa di imbozzare a causa della dilatazione termica. Al contrario le otto madreviti consentono un adeguato fissaggio della lamiera, vincolando strettamente eventuali escursioni verticali della stessa, o ingresso di materiale dai bordi durante il processo SPF. In Fig. 2.3 viene mostrato il modello virtuale ottenuto.

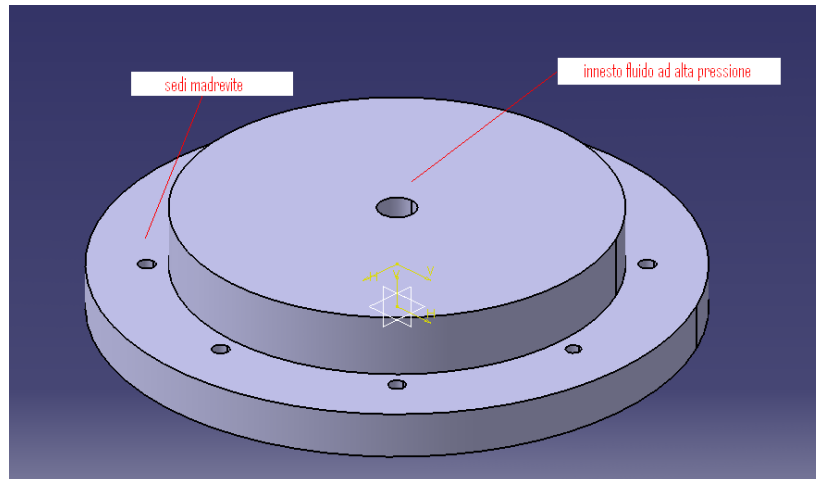


Fig. 2.3 – Modello tridimensionale del modulo superiore.

I raccordi previsti evitano che la lamiera possa tranciarsi prematuramente durante l'efflusso di gas in pressione.

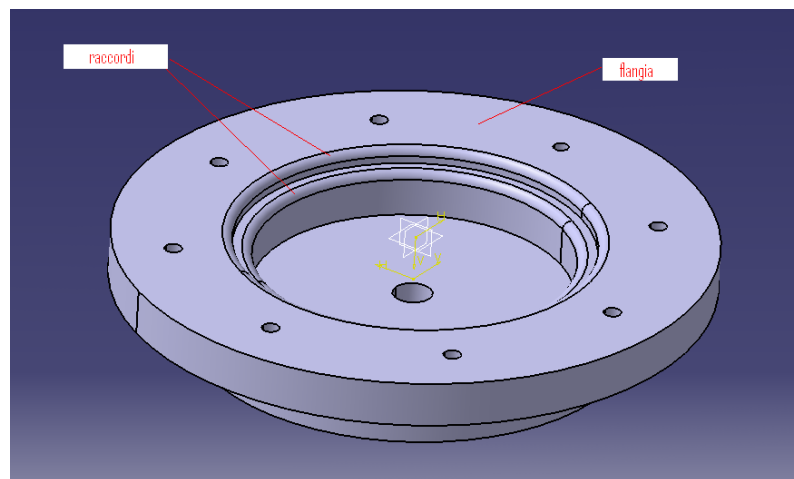


Fig. 2.4 – Ulteriore vista del modello tridimensionale del modulo superiore.

2.3.2 - Modulo centrale

Il modulo centrale è un cilindro cavo recante il foro di sfogo; in particolare la presenza di questo componente è stata prevista in virtù del fatto che esso può essere estratto e sostituito da un controstampo per la formatura non libera. Il modello tridimensionale realizzato è rappresentato in Fig. 2.5.

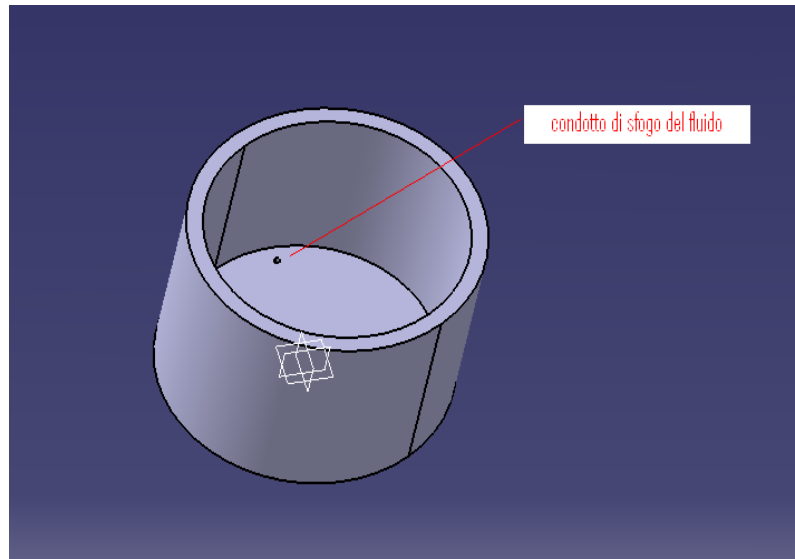


Fig. 2.5 - Modello tridimensionale del modulo centrale.

2.3.3 - Modulo inferiore

Il modulo inferiore funge da supporto dell'intera struttura, sostenendo la parte superiore e fissandola al pezzo centrale. Non sono previste valvole o fori di sfogo in questo componente, poiché, non essendo stata richiesta la rettificazione delle superfici, l'aria fuoriuscente dal modulo centrale viene incanalato nelle intercapedini create fra il modulo centrale e quello inferiore, fuoriuscendo nell'ambiente. In Fig. 2.6 viene mostrato il modello tridimensionale.

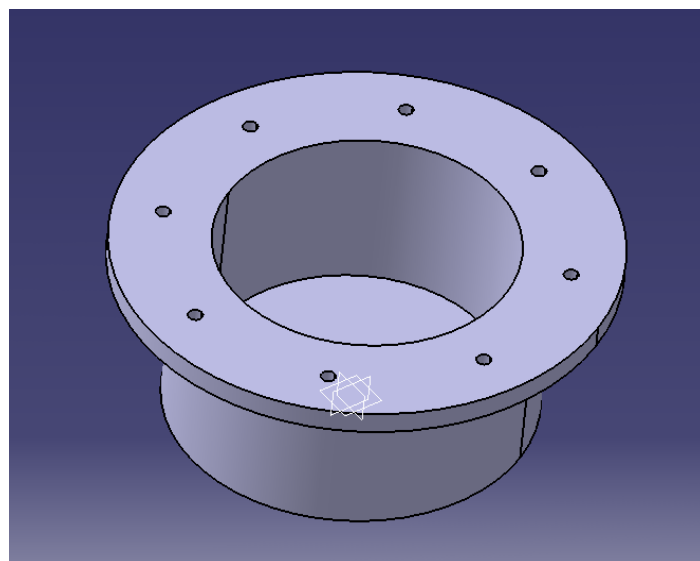


Fig. 2.6 – Modello tridimensionale del modulo inferiore.

Si tenga presente che le dimensioni geometriche (diametri, spessori del mantello e dei fondi, numero di madreviti) sono del tutto provvisorie nei modelli solidi, e i loro valori sono stati stabiliti successivamente con precisione e descritti nei paragrafi successivi.

2.3.4 – Analisi di Interferenza

Il CATIA, come già anticipato, consente di assemblare ed effettuare analisi di interferenza; per comprendere meglio le regioni ove possono essere presenti interferenze di seguito viene mostrata prima la struttura in visione esplosa (Fig. 2.7) e poi parzialmente assemblata.

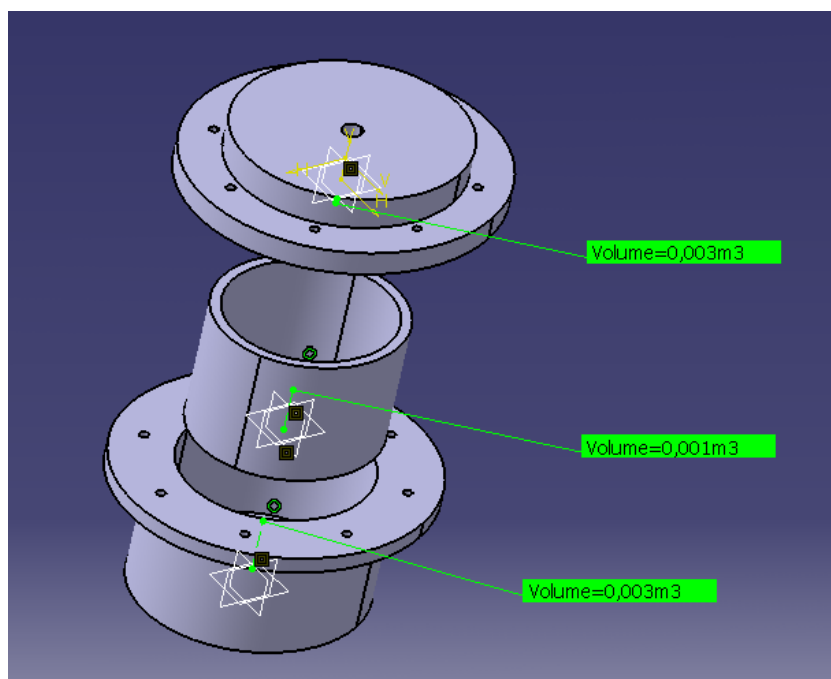


Fig. 2.7 – Visione esplosa.

Nella visione esplosa i valori del volume che compaiono per ogni componente sono stati necessari per una prima stima del peso totale della struttura da posizionare nel forno. Considerando che un acciaio del tipo C40 ha una massa volumica pari a:

$$\rho = 7,87 \text{ [kg/dm}^3\text{]}$$

Otteniamo per il peso:

$$M = V \cdot \rho = 7 \text{ dm}^3 \cdot 7,87 \text{ kg/dm}^3 \approx 50 \text{ Kg}$$

Nell'immagine successiva (Fig. 2.8) viene mostrato l'impianto SPF parzialmente assemblato per mettere in risalto il dislivello esistente fra il modulo centrale e quello inferiore: scopo di questo dislivello è quello di creare un risalto (il cosiddetto rompigrinza) che blocchi la lamiera uniformemente lungo tutto il suo diametro.

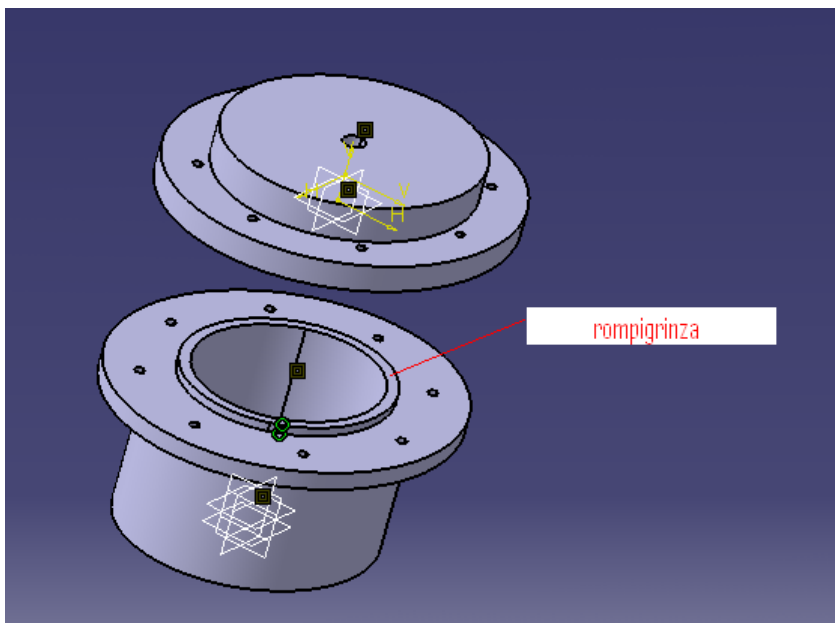


Fig. 2.8 – Visione parzialmente assemblata.

Il rompigrinza, oltre ad avere la funzione di fissare uniformemente la lamiera, rende stagna la camera di formatura, evitando la fuoriuscita del gas in pressione.

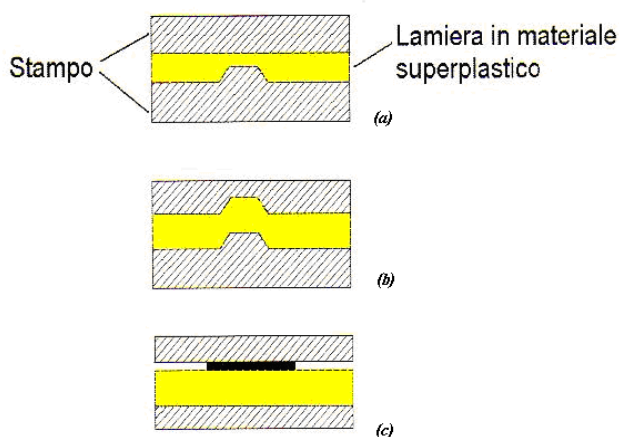


Fig. 2.9 – Esempi di rompigrinza e di sistemi di tenuta stagna.

Le soluzioni mostrate in Fig. 2.9 (a) e (b) sono invece altre possibili varianti del modello di rompigrinza; ove non fosse possibile utilizzare il rompigrinza si può ricorrere al sistema di tenuta nella configurazione rappresentata in Fig 2.9 (c). In Fig. 2.10 è mostrata una visione in sezione dove è evidenziato il risalto con funzione di rompigrinza (dettaglio C) creato nell'impianto progettato. Infine accanto ad essa una visione assonometrica dell'impianto SPF completamente assemblato.

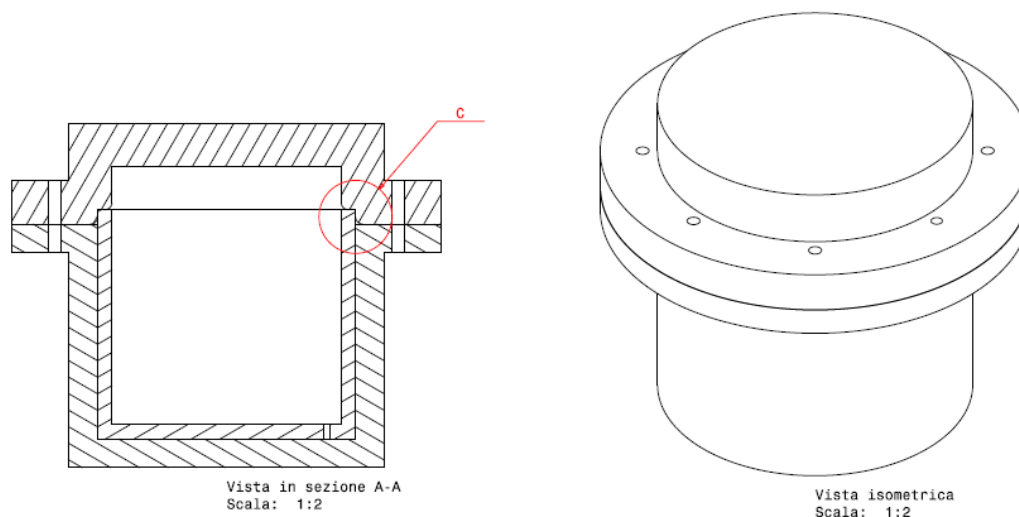


Fig. 2.10 – Vista in sezione per evidenziare il risalto e vista isometrica.

Sono state dunque effettuate come anticipato le analisi di interferenza sul modello solido (Fig. 2.11), per verificare, prima di mandare in produzione i componenti, la effettiva compatibilità dei moduli.

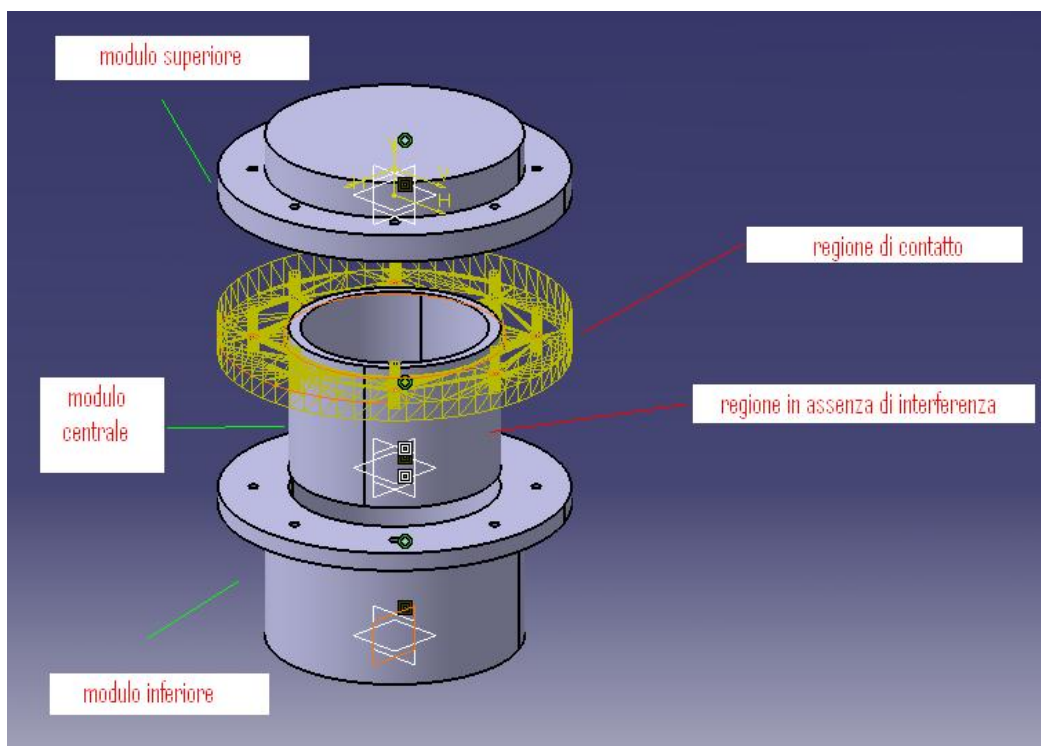


Fig. 2.11 – Analisi di interferenza.

In Fig. 2.11 è mostrata l'analisi di interferenza: la zona in giallo indica che in quella regione di spazio, quando i moduli sono assemblati e serrati fra loro, essi vengono a contatto (ma il contatto non inficia il funzionamento e l'assemblaggio corretti). L'assenza di regioni colorate in rosso garantisce che il modello è privo di alcuna interferenza.

2.4 - Analisi preliminari sul comportamento del gas in camera di formatura

La camera di formatura descritta dovrà operare in un forno ad alte temperature, pertanto il gas passa dalla temperatura ambiente alla temperatura relativa alla camera di formatura, ove le temperature sono di varie centinaia di gradi. Il gas da noi inizialmente utilizzato è stato aria a temperatura ambiente: poiché la pressione voluta in camera non deve superare certi valori, calcoleremo quale sia l'incremento di pressione indotto dall'aumento di temperatura, in modo che, nota la pressione in uscita dal compressore, si possa stabilire quale sia la pressione all'interno dello stampo. Infine, nota la pressione in camera, è possibile effettuare il dimensionamento delle pareti dello stampo e del controstampo. Nella discussione che segue verrà stabilito se, nelle condizioni che si vengono a creare nella camera di formatura, il gas

possa essere considerato ancora ideale e se sia dunque possibile applicare le equazioni di stato dei gas perfetti (con notevolissima semplificazione computazionale) oppure se è necessario rifarsi a modelli di gas più sofisticati.

2.4.1 - Gas ideali

In generale per lo studio del comportamento dei gas è utile riferirsi ad un modello "ideale" tale che:

1. le sue molecole hanno un volume proprio (*covolume*) trascurabile rispetto al volume occupato;
2. inoltre, tra le molecole non sussistono forze di attrazione o repulsione e gli urti tra le molecole o tra queste e le pareti sono perfettamente elastici (viene cioè conservata l'energia cinetica globale delle molecole).

Dai fondamenti della Termofluidodinamica è noto che il comportamento di un gas ideale è completamente definito da tre variabili indipendenti, dette variabili di stato: la pressione (P , in atmosfere), il volume (V , in dm^3), la temperatura assoluta (T , in Kelvin).

Queste variabili sono legate tra di loro nella legge detta *equazione di stato dei gas ideali* (2.1):

$$pV = nRT \quad (2.1)$$

dove n rappresenta il numero di moli del gas considerato e R è una costante universale (costante dei gas) che vale $0,0821 \text{ [dm}^3 \cdot \text{atm/K} \cdot \text{mole]}$ oppure, se la pressione è espressa in Pascal, $8,31 \text{ [kPa} \cdot \text{dm}^3/\text{K} \cdot \text{mole}] = 8,31 \text{ [J/K} \cdot \text{mole]}$. L'equazione di stato dei gas ideali, a cui si giunge combinando tre leggi dei gas, risalenti al sec. XVIII è in accordo con la teoria cinetica a partire dalla quale può essere dedotta.

2.4.2 - Gas reali: equazione di Van der Waals

Nelle condizioni di temperatura e pressione vicine a quelle ambientali, la maggior parte dei gas segue con buona approssimazione la legge dei gas ideali. Tuttavia, in condizioni più critiche (alte pressioni e basse temperature, oppure semplicemente alle

alte pressioni) si manifestano invece deviazioni più o meno marcate rispetto a tale legge, in quanto diventano non più trascurabili il volume proprio posseduto dalle molecole e le forze di attrazione tra le molecole e le pareti del recipiente. Se la pressione è molto elevata ne consegue che il volume libero entro cui si muovono le molecole del gas risulta inferiore a quello teorico, mentre le forze di attrazione creano una pressione interna con una diminuzione della pressione del gas sulle pareti. Per tenere conto di tali fattori, sono state introdotte varie equazioni di stato modificate, tra le quali la più usata è l'*equazione di Van der Waals* (2.2):

$$\left(p + a \frac{n^2}{V^2}\right) \cdot (V - nb) = nRT \quad (2.2)$$

dove a e b sono costanti caratteristiche di ogni gas ricavate sperimentalmente.

2.4.2.1 - La costante a e le forze intermolecolari attrattive a medio raggio

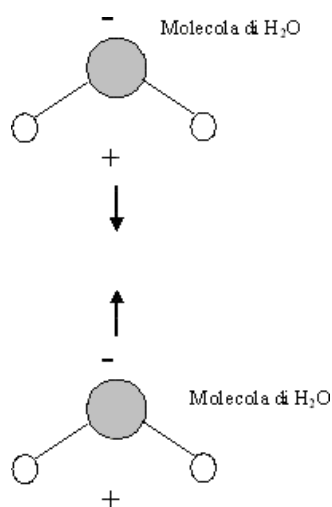


Fig. 2.12 – Molecole di H₂O.

Le molecole, anche quando sono elettricamente neutre, cioè non ionizzate, hanno al loro interno una distribuzione asimmetrica delle cariche elettriche positive e negative. Questa asimmetria può essere permanente, come nel caso della molecola di acqua (rappresentata in Fig. 2.12) o di acido cloridrico, o transitoria, come nell'azoto o nel propilene. Tale fatto dà luogo a deboli forze di attrazione elettrostatica tra le molecole, che vanno a formare dipoli. È possibile dimostrare che dette forze sono inversamente proporzionali alla quinta potenza della distanza media tra le molecole.

Questo significa che la forza diminuisce rapidamente con la distanza, perché raddoppiando la distanza essa si riduce ad $1/2^5=1/32$ del suo valore. La presenza di forze attrattive tra le molecole ha l'effetto di ridurre la pressione che il gas esercita sulle pareti del contenitore; il fatto che le molecole si attraggano tra di loro riduce infatti la frequenza dei loro urti con le pareti e quindi anche la pressione. La pressione viene ridotta di una quantità che è proporzionale $1/V^2$ (poiché il volume del gas V è proporzionale al cubo della distanza media tra le molecole d_m^3 e le forze attrattive sono come si è detto proporzionali a $1/d_m^5$); alla pressione p occorre quindi sottrarre la quantità:

$$a \frac{n^2}{V^2} \quad (2.3)$$

questo termine viene detto pressione di coesione (ricordiamo che V/n è il volume molare). La costante a è caratteristica per ogni gas ed esprime l'intensità delle interazione tra le molecole di quel gas.

2.4.2.2 - La costante b e le forze repulsive a breve raggio

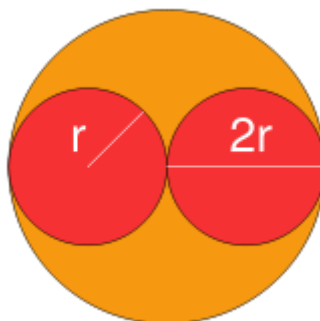


Fig. 2.13 - Volume escluso tra due molecole sferiche.

Quando le molecole si trovano molto vicine tra loro, cioè praticamente a contatto, risentono delle forze repulsive dei rispettivi elettroni (che come è noto orbitano intorno ai nuclei e sono carichi negativamente). Le molecole si comportano quindi approssimativamente come delle sfere rigide (vedi Fig. 2.13) che non possono avvicinarsi a distanza minore di $2r$ (dove r è il raggio delle sfere). Quando due molecole si urtano escludono un volume pari ad una sfera di raggio $2r$, cioè $32\pi r^3/3$. La presenza di forze repulsive viene descritta semplicemente sostituendo al volume V

il "volume libero" ($V - n b$), dove b è il volume molare "escluso" (detto *covolume*), cioè il volume propriamente occupato dalle molecole di una mole di gas. Nel gas perfetto non esiste volume escluso, ovvero le molecole sono immaginate come puntiformi. A basse pressioni tale volume è trascurabile rispetto a quello in cui si muovono le molecole, mentre non lo è più a pressioni molto elevate.

2.4.3 - Confronto tra la legge di Van der Waals e la legge dei gas ideali per il gas in camera di formatura

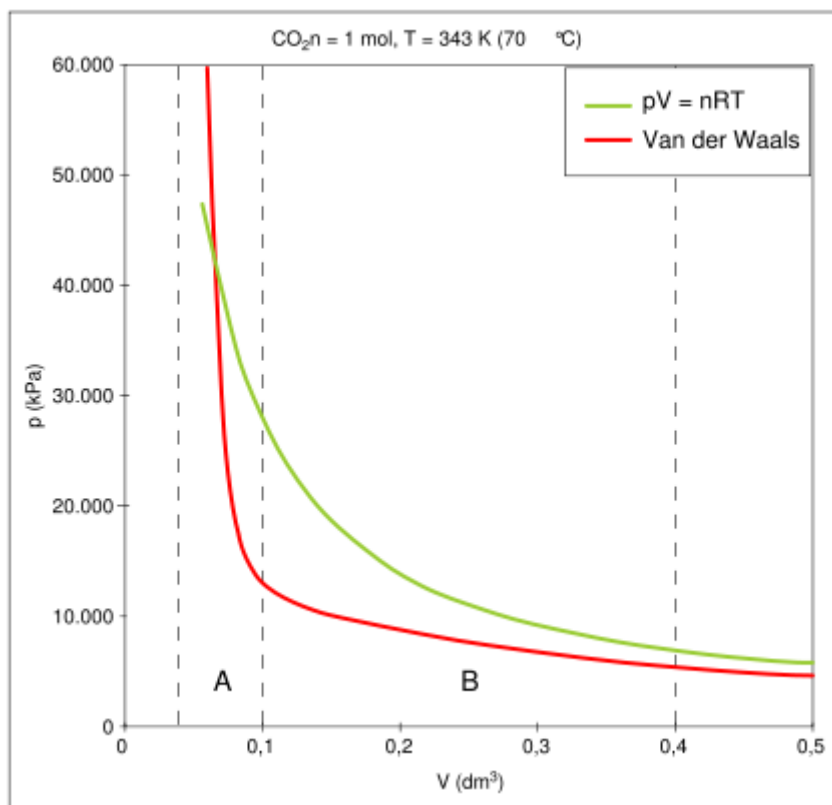


Fig. 2.14 - Confronto tra legge dei gas ideali (in verde) e legge di Van der Waals (in rosso) per il monossido di carbonio (CO). [**Legenda:** p = pressione; V = volume; T = temperatura; R = costante dei gas; A = zona delle forze repulsive; B = zona delle forze attrattive].

2.4.3.1 - Basse pressioni

Se la pressione del gas non è troppo elevata, il modello di Van der Waals ed il modello di gas ideale non differiscono di molto (si veda Fig. 2.14). Ciò è dovuto al fatto che:

- il volume escluso b è trascurabile rispetto a V ; ad esempio, nel caso di CO_2 , $b=43 \text{ cm}^3$, mentre il volume molare standard (a $0 \text{ }^\circ\text{C}$ e 1 atmosfera) è pari a $22\,414 \text{ cm}^3$;
- le distanze tra le molecole sono abbastanza grandi da rendere il termine a/V^2 sostanzialmente nullo. Sempre nel caso di CO_2 il termine a/V^2 rappresenta solo il 7 per mille della pressione atmosferica.

In questi casi l'equazione di stato dei gas ideali rappresenta una buona approssimazione del gas "reale".

2.4.3.2 - Medie ed alte pressioni

Se la pressione del gas è più elevata si osservano invece differenze significative tra i due modelli (si veda in Fig. 2.14, sempre relativo a CO_2):

- nella zona delle *medie pressioni*, tra 5 e 15 MPa (50-150 atm) il volume V diminuisce sufficientemente da fare sentire il peso del termine a/V^2 ; questo significa che le forze di attrazione tra le molecole non sono più trascurabili ed hanno l'effetto di ridurre la pressione rispetto all'ipotetico gas ideale in cui le molecole non interagiscono;
- nella zona delle *alte pressioni*, maggiori di 15 MPa, il volume si è ridotto al punto che b non è più trascurabile rispetto a V ; in questo modo l'espressione $V - nb$ nel denominatore dell'equazione di Van der Waals diventa un numero significativamente minore di V , con relativo aumento di pressione e "sorpasso" della curva di Van der Waals rispetto a quella dei gas ideali.

2.4.3.3 – Confronto tra le costanti di Van der Waals

In Tab.2.1 sono riportati i valori delle costanti di Van der Waals per il monossido di carbonio e per l'ossigeno.

Tab. 2.1 – Costanti di Van der Waals per il monossido di carbonio e per l’ossigeno.

GAS	a [L ² bar/mol ²]	b [L/mol]
<u>Monossido di carbonio</u>	1,505	0,03985
<u>Ossigeno</u>	1,378	0,03183

Nelle prove di formatura non è stato impiegato come gas il monossido di carbonio, ma l’aria ambiente: poiché dalla tabella precedente si osserva che le costanti dell’equazione di Van der Waals sono approssimativamente uguali, possiamo considerare il grafico di Fig. 2.14 come rappresentativo del comportamento anche dell’aria. Poiché operiamo a pressioni nell’intorno degli 0,5 MPa, possiamo concludere, osservando la Fig. 2.14, che l’equazione di stato dei gas ideali e quella dei gas reali coincidono, e pertanto applichiamo banalmente la prima per ottenere la pressione in camera di formatura. Considerando che i test sono stati condotti con aria compressa al più con una pressione di 0,5 MPa, si può calcolare che l’incremento di pressione indotto dall’aumento di temperatura è piuttosto piccolo (considerando un ingresso del gas a 0,5 MPa, l’equazione di stato ci permette di ottenere una pressione in camera di formatura di circa 6,4 MPa). La discussione fatta nel suddetto paragrafo ci induce a dimensionare il sistema per operare a pressioni che si aggira intorno ad una decina di atmosfere.

2.5 - Dimensionamento secondo UNI

La progettazione dell’impianto di Blow Forming è avvenuta consultando le norme UNI per la realizzazione di recipienti in pressione.

2.5.1 – L’ente UNI

L’UNI - Ente Nazionale Italiano di Unificazione è un’associazione privata senza scopo di lucro, i cui soci, oltre 7000, sono imprese, liberi professionisti, associazioni, istituti scientifici e scolastici, realtà della Pubblica Amministrazione. Svolge attività normativa in tutti i settori industriali, commerciali e del terziario ad esclusione di quello elettrico ed elettrotecnico di competenza del CEI (Comitato Elettrotecnico

Italiano). Il ruolo dell'UNI, quale Organismo nazionale italiano di normazione, è stato riconosciuto dalla Direttiva Europea 83/189/CEE del marzo 1983, recepita dal Governo Italiano con la Legge n. 317 del 21 giugno 1986. L'UNI partecipa, in rappresentanza dell'Italia, all'attività normativa degli organismi sovranazionali di normazione: ISO (International Organization for Standardization) e CEN (Comité Européen de Normalisation).

Le quattro macroaree di intervento normativo dell'UNI sono:

- Beni di consumo e materiali: è il comparto più vicino all'utilizzatore finale, trattando le norme per l'alimentazione, le strutture sportive e ricreative, le tecnologie per la sanità, l'abbigliamento, le calzature e l'arredamento;
- Costruzioni: svolge attività normativa per il calcolo strutturale, il calcestruzzo ed il cemento, la caratterizzazione di prodotti edilizi ed impianti, le infrastrutture stradali, l'unificazione delle pratiche di conservazione dei beni culturali;
- Impresa e società: costituisce l'aggregazione più innovativa per la normazione, coordinando le attività finalizzate alla gestione delle organizzazioni e della società, come la qualità e l'ambiente, la sicurezza e l'ergonomia sul lavoro, il settore dei servizi e della manutenzione e le tecnologie dell'informazione;
- Meccanica: ritenuto il settore storico della normazione, si occupa di macchine e dei loro componenti, di impianti di sollevamento e ascensori, di autoveicoli, di tecnologia navale, aeronautica e ferroviaria.

2.5.2 – Le normative UNI

Secondo la Direttiva Europea 98/34/CE del 22 giugno 1998 una "norma" è la specifica tecnica approvata da un organismo riconosciuto a svolgere attività normativa per applicazione ripetuta o continua, la cui osservanza non sia obbligatoria e che appartenga ad una delle seguenti categorie:

- norma internazionale (ISO)
- norma europea (EN)
- norma nazionale (UNI)

Le norme, quindi, sono documenti che definiscono le caratteristiche (dimensionali, prestazionali, ambientali, di sicurezza, di organizzazione, ecc.) di un prodotto, processo o servizio, secondo lo stato dell'arte e sono il risultato del lavoro di decine di migliaia di esperti in Italia e nel mondo. L'attività di formazione, oggi, consiste nell'elaborare (attraverso la partecipazione volontaria, la consensualità e procedure di trasparenza) documenti tecnici che forniscano riferimenti certi agli operatori e possano pertanto avere una chiara rilevanza contrattuale. Le norme, oltre che da numeri, sono identificate da sigle. Dalla sigla si può capire da chi è stata elaborata la norma e qual è il livello di validità. Le principali sigle che caratterizzano le norme UNI sono:

- UNI: contraddistingue tutte le norme nazionali italiane e nel caso sia l'unica sigla presente significa che la norma è stata elaborata direttamente dalle Commissioni UNI o dagli Enti Federati;
- EN: identifica le norme elaborate dal CEN (Comité Européen de Normalisation). Le norme EN devono essere obbligatoriamente recepite dai Paesi membri CEN e la loro sigla di riferimento diventa, nel caso dell'Italia, UNI EN. Queste norme servono ad uniformare la normativa tecnica in tutta Europa, quindi non è consentita l'esistenza a livello nazionale di norme che non siano in armonia con il loro contenuto;
- ISO: individua le norme elaborate dall'ISO (International Organization for Standardization). Queste norme sono un riferimento applicabile in tutto il mondo. Ogni Paese può decidere se rafforzarne ulteriormente il ruolo adottandole come proprie norme nazionali, nel qual caso in Italia la sigla diventa UNI ISO (o UNI EN ISO se la norma è stata adottata anche a livello europeo).

2.5.3 - Premesse generali della norma UNI-EN 286-1

I moduli sono stati trattati come “recipienti in pressione semplici non esposti alla fiamma destinati a contenere aria o azoto” e dunque i calcoli per il dimensionamento del fasciame e dei fondi sono stati ottenuti in conformità alla norma UNI-EN 286-1,

che prescrive i criteri di progettazione ideali per il sistema che si vuole realizzare [4]. Di seguito riportiamo i punti salienti della norma.

Essa prescrive:

- di applicare i criteri esposti solo su recipienti installati su impianti fissi, e non è da considerare valida se i recipienti sono installati su impianti mobili.

Ribadiamo che essa si applica a recipienti che:

1. sono fabbricati mediante saldatura, e sono consentite parti che prevedono l'uso di bulloni;
2. sono di forma semplice, che permette l'impiego di processi di fabbricazione altrettanto semplici, sono quindi costituiti da una parte cilindrica di sezione circolare chiusa da fondi bombati aventi la parte concava verso l'esterno e/o fondi piani (oppure ancora da una combinazione di questi).

I recipienti devono funzionare nelle seguenti condizioni di temperatura e pressione:

1. la pressione minima di esercizio non deve essere inferiore a 0,05 MPa;
2. le parti e gli insiemi che contribuiscono alla resistenza meccanica del recipiente a pressione devono essere realizzati in acciaio di qualità non legato o in alluminio o leghe di alluminio non soggette ad invecchiamento;
3. la pressione massima di esercizio non deve superare i 3 MPa;
4. la temperatura minima di esercizio non deve essere inferiore ai 50°C;

2.5.4 – Materiali

Per quanto concerne la scelta dei materiali per i recipienti in acciaio si dovrebbero seguire le seguenti specifiche:

1. Per lamiere, nastri e barre: acciaio P235S, P265S, P275SL secondo la EN 10207 oppure acciaio P275N, P275NH, P275NL1, P275NL2 secondo la EN 10028-2;
2. Per tubi: acciaio P235T2, P265T2 secondo le norme EN 10216-1 e EN 10217-2;
3. Per forgiati: acciaio P285QM secondo la EN 10222-4.

2.5.5 – Calcolo degli spessori del fasciame e calcolo sulla bullonatura

Passiamo ora al dimensionamento del fasciame e dei fondi applicando le relazioni presenti nella norma [4].

Spessore calcolato del fasciame

$$e_{cs} = \frac{P \cdot D_0 \cdot K_c \cdot K_s}{2f + P} \quad (2.4)$$

ove:

D_0 è il diametro esterno del mantello;

f è la sollecitazione nominale di progetto alla temperatura di esercizio;

K_c e K_s sono dei coefficienti che dipendono dal processo di saldatura.

La norma prescrive che la sollecitazione nominale di progetto f alla temperatura di progetto non sia maggiore del valore più basso di $0,6 R_{eT}$ oppure $0,3 R_m$ (si intenda, per R_{eT} , il valore, alla temperatura massima di esercizio, del limite superiore di snervamento, per materiali che presentano un limite di snervamento inferiore e superiore, oppure del limite convenzionale di elasticità R_{p02} , mentre per R_m si intenda il valore minimo della resistenza a trazione alla temperatura ambiente, specificato sulla norma del materiale) .

Pertanto varrà la seguente:

$$f = \max \{ 0,6 R_{eT} ; 0,3 R_m \}$$

In particolare, nelle condizioni di utilizzo dell'impianto i termini $0,6R_{eT}$ e $0,3R_m$ assumono i seguenti valori:

$$0,6 R_{eT}^{(T=600^\circ\text{C})} = 0,6 \cdot 500 \text{ MPa} = 300 \text{ MPa}$$

$$0,3 R_m = 0,3 \cdot 1400 \text{ MPa} = 420 \text{ MPa}$$

Ove per il valore R_m del carico ultimo a trazione per l'acciaio si sono considerati 1400 MPa (tenendo conto del fatto che mediamente il carico ultimo a trazione per gli acciai è compreso tra i 1100MPa e i 1600 MPa).

Dunque, infine, possiamo calcolare il valore della sollecitazione nominale:

$$f = 300 \text{ MPa}$$

Inoltre, ai coefficienti K_s e K_c sono stati assegnati i valori massimi per rendere i calcoli conservativi e aumentare i margini di sicurezza dell'impianto.

Dunque:

$$K_c \approx 3 \text{ e } K_s \approx 2$$

Nei calcoli svolti nel presente punto, la norma prescrive di esprimere la pressione in N/mm^2 , pertanto (ricordando la semplice relazione $5 \text{ bar} = 0,5 N/mm^2$) otteniamo

$$e_{cs} = (0,5 \cdot 220 \cdot 2 \cdot 3) / (2 \cdot 300 + 0,5) = 1,09$$

Spessore calcolato per il fondo piano

Per fondi piani senza aperture:

$$e_{cs} = C \cdot D_i \cdot \sqrt{P / f} \quad (2.5)$$

Ove:

D_i è il diametro interno del fondo;

C è un coefficiente.

L'andamento del coefficiente C è fornito in forma grafica e il suo valore è compreso tra 0,4 e 1, quindi per rendere i calcoli conservativi imponiamo $C=1$.

Dunque:

$$e_{cs} = 1 \cdot 200 \cdot \sqrt{0,5 / 300} = 8,16 \text{ mm}$$

Criteri generali per la bullonatura sulle flange esterne

La norma raccomanda che il diametro nominale dei bulloni nella maggioranza dei casi non sia minore di 12 mm (invece in nessun caso deve essere minore di 8 mm).

Il passo fra i centri non dovrebbe essere in nessun caso maggiore di:

$$p = \frac{2 \cdot d_b + 6 \cdot l}{m + 0,5} \quad (2.6)$$

Ove:

d_b è il diametro nominale dei bulloni;

l è lo spessore nominale della flangia;

m è l'assottigliamento durante la lavorazione.

Pertanto otteniamo dalla relazione precedente, che il passo fra i centri deve essere, secondo norma:

$$p = \frac{2 \cdot 9 + 6 \cdot 8}{0,5} = 114 \text{ mm}$$

(Ove abbiamo considerato $m=0$ poiché non si effettuano lavorazioni sui pezzi).

La norma, come già detto, prescrive che la distanza d'arco fra i due centri non deve essere in nessun caso maggiore di questa appena ottenuta. A questo punto, considerando che sono state considerate 8 sedi per le bullonature lungo la flangia esterna, possiamo calcolare il passo fra i centri dei bulloni sulla nostra flangia: poiché le sedi per le bullonature sono 8 nel nostro caso, allora ogni arco (che nella fattispecie è anche il passo fra i bulloni nella struttura realizzata) è lungo 1/8 della circonferenza totale, ovvero:

$$L = 2 \pi R / 8 = 98,125 \text{ mm}$$

Poiché $L < p$ (il passo fra i centri sulla struttura realizzata è inferiore a quello previsto dalla norma), la condizione progettata è da considerarsi in sicurezza.

2.6 - Realizzazione delle tavole bidimensionali

Una volta ottenuti i valori definitivi caratteristici della geometria dei componenti, i modelli tridimensionali sono stati trasferiti in ambiente bidimensionale e rappresentati in visione ortogonale. Accanto alle classiche proiezioni ortogonali sono state aggiunte delle viste in sezione per rendere con maggiore chiarezza i dettagli dei componenti. Di seguito sono allegate le tavole bidimensionali che sono state utilizzate dalla azienda di meccanica di precisione cui è stata commissionata la realizzazione dei componenti progettati.

Tavola 1 : Modulo Superiore

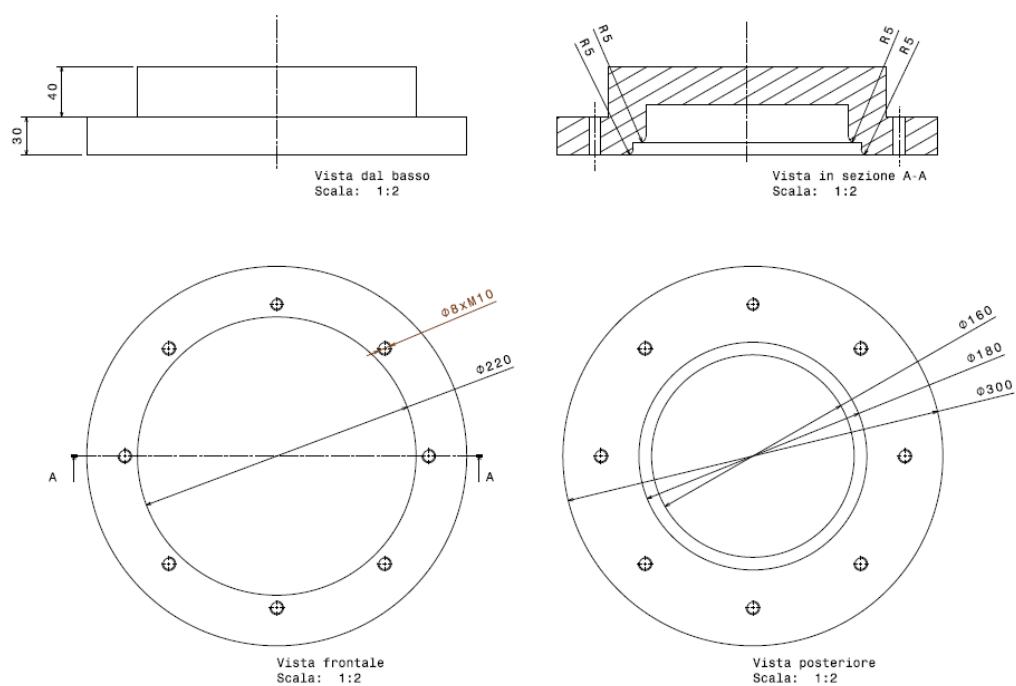


Fig 2.15 – Proiezioni ortogonali modulo superiore.

Tavola 2: Modulo Centrale

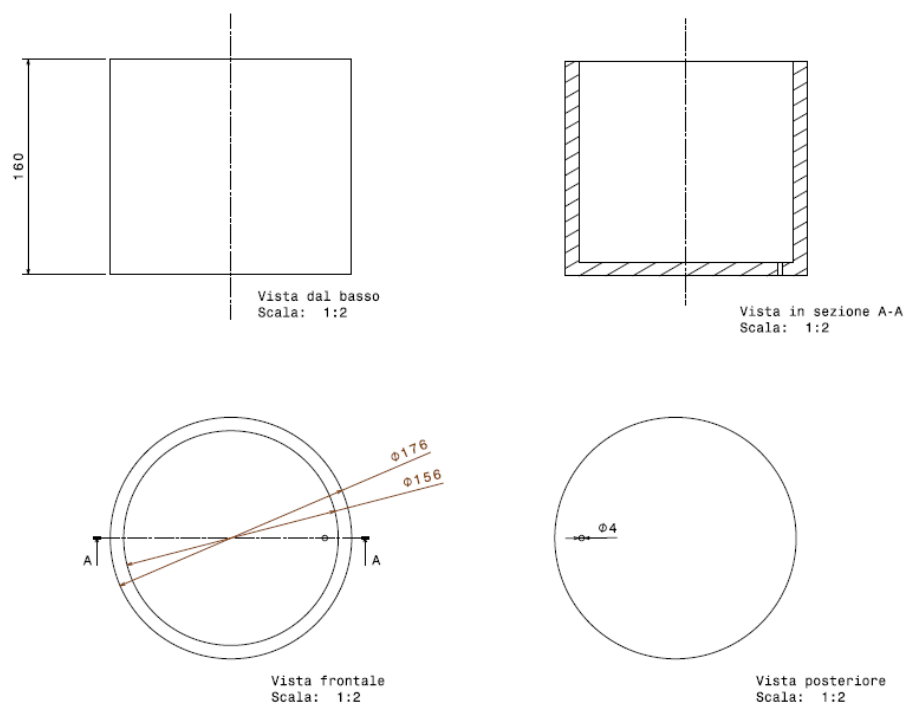


Fig. 2.16 – Proiezioni ortogonali modulo centrale.

Tavola 3: Modulo Inferiore

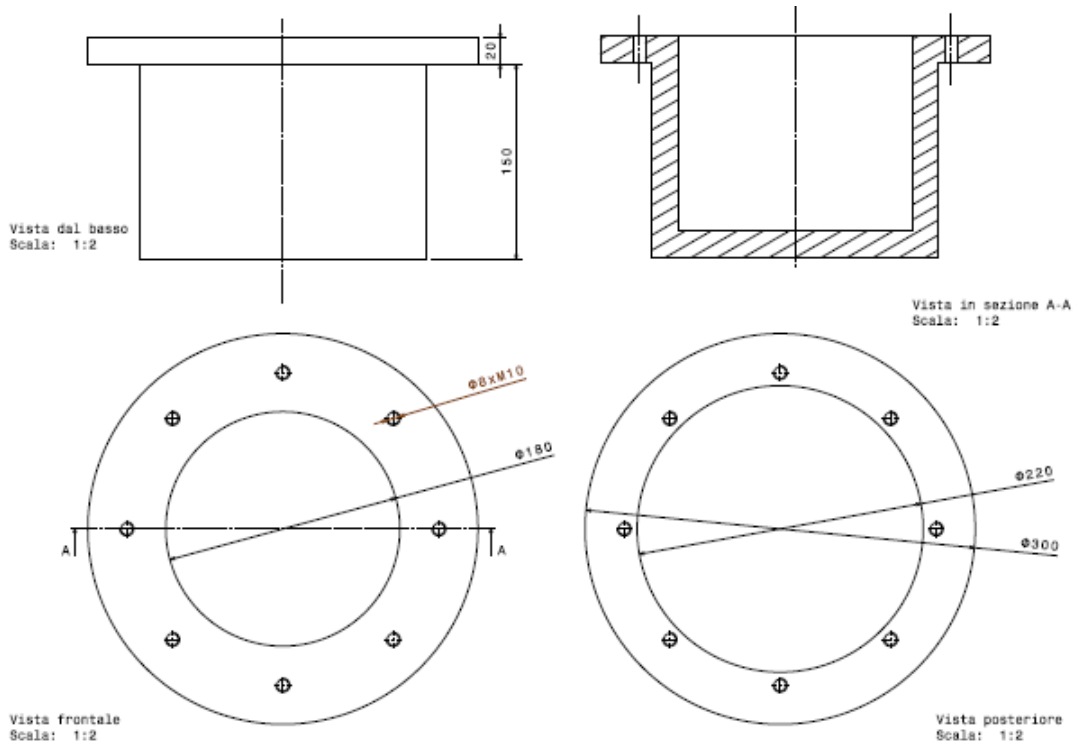


Fig. 2.17 – Proiezioni ortogonali modulo inferiore.

2.7 - Scelta dei materiali

I materiali per la realizzazione dello stampo e del controstampo, d'altronde già suggeriti dalla norma UNI, vertono indiscutibilmente, per le temperature e le pressioni in gioco, sulle leghe di acciaio, escludendo a priori le leghe di alluminio (ugualmente previste dalla norma). Inoltre è rivolto particolare interesse agli acciai che sono indicati per operare a temperature elevate (cioè quelli contenenti cromo, molibdeno e vanadio). Le principali caratteristiche che il materiale deve soddisfare sono:

- elevata resistenza agli shock termici (la camera viene investita dal fluido che si trova ad una temperatura che è un centinaio di gradi inferiore a quella dello stampo);
- buone caratteristiche meccaniche a caldo (necessarie per resistere alla sollecitazione prodotta dalla pressione interna);
- ottima lavorabilità (per consentire la realizzazione delle geometrie richieste);
- elevata conducibilità termica (per consentire il riscaldamento della camera nel minor tempo possibile e per ridurre drasticamente gli effetti della pirocriccatura);
- basso coefficiente di espansione termica;
- resistenza alla fatica termica (proprietà fondamentale per non portare al cedimento del componente dopo un numero esiguo di cicli);
- resistenza all'ossidazione.

Allo scopo esistono in commercio degli acciai che sono forniti allo stato ricotto, con durezza inferiore a 220 HB, garantendo una ottima lavorabilità, e successivamente, attraverso particolari processi termici possono raggiungere anche durezza di 50 HRC.

L'acciaio che in particolar modo soddisfa i nostri requisiti è il seguente:

EN ISO X40CrMoV5-1 (1.2344 secondo la classificazione Werkstoff o H13 secondo le classificazioni internazionali AISI-SAE). L'analisi chimica dell'acciaio mostra che gli elementi in lega, in percentuale, sono i seguenti riportati in Tab. 2.2.

Tab. 2.2 – Composizione chimica dell'acciaio considerato.

C	0,37 - 0,42
Si	0,85 - 1,20
Mn	0,20 - 0,50
Cr	5,00 - 5,50
Mo	1,20 - 1,70
V	0,85 - 1,20

Le principali caratteristiche fisiche sono rappresentate in Tab. 2.3.

Tab. 2.3 – Principali caratteristiche fisiche dell'acciaio considerato.

Proprietà meccaniche	Coefficiente di espansione termica da 293K [$10^{-6}/K$]			Conducibilità termica [W/mK]		
	293K	673K	873K	293K	673K	873K
Temperatura K	293K	673K	873K	293K	673K	873K
	-----	11,9	13,0	26,0	29,1	32,0

Le principali proprietà meccaniche sono le seguenti (Tab. 2.4).

Tab. 2.4 – Principali caratteristiche meccaniche dell'acciaio considerato.

Proprietà fisiche	Modulo elastico			Carico di rottura R_m [MPa]			Carico di snervamento R_s [MPa]		
	293K	673K	873K	673K	773K	873K	673K	773K	873K
Temperatura K	293K	673K	873K	673K	773K	873K	673K	773K	873K
	210	179	165	1170	980	710	920	780	500

Una caratteristica fondamentale di questi acciai è quella di conservare durezza e tenacità anche dopo lunghe esposizioni ad alta temperatura (la qual cosa è particolarmente interessante, visto che si prevede che l'impianto debba funzionare per un numero abbastanza elevato di cicli). Questa proprietà è ottenuta grazie all'aggiunta calibrata di tre elementi fondamentali: Cromo, Molibdeno e Vanadio, che formano carburi Mo_6C , VC , Cr_7C_3 . L'aggiunta di Vanadio garantisce una migliore resistenza a caldo e alla pirocricatura.

2.8 - Realizzazione dei componenti

Al termine della fase di progettazione si è passati alla fase di realizzazione dei singoli componenti. In Fig. 2.18 è mostrata la parte superiore, mentre in Fig. 2.19 è mostrata la parte inferiore, nella quale alloggia il modulo interno mostrato in Fig. 2.20.

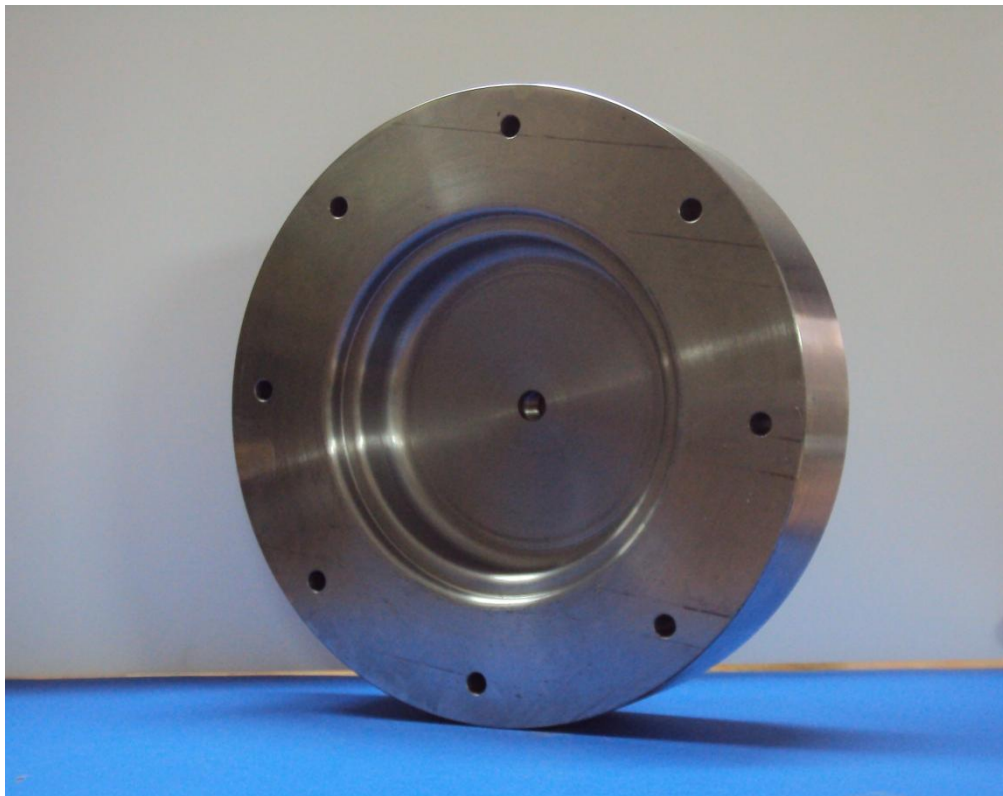


Fig. 2.18 – Modulo superiore.

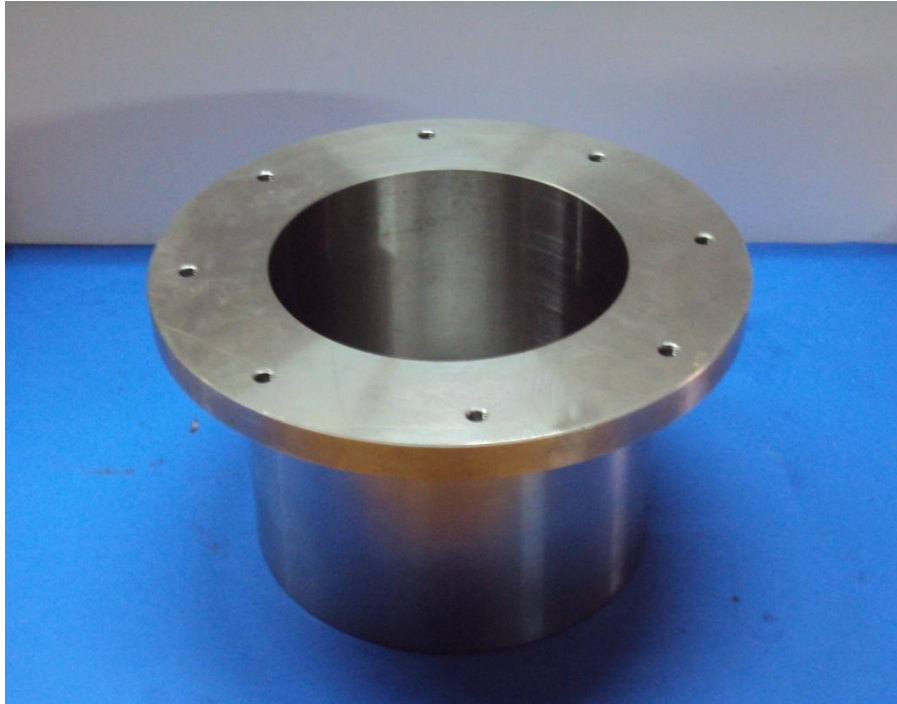


Fig. 2.19 - Modulo inferiore.

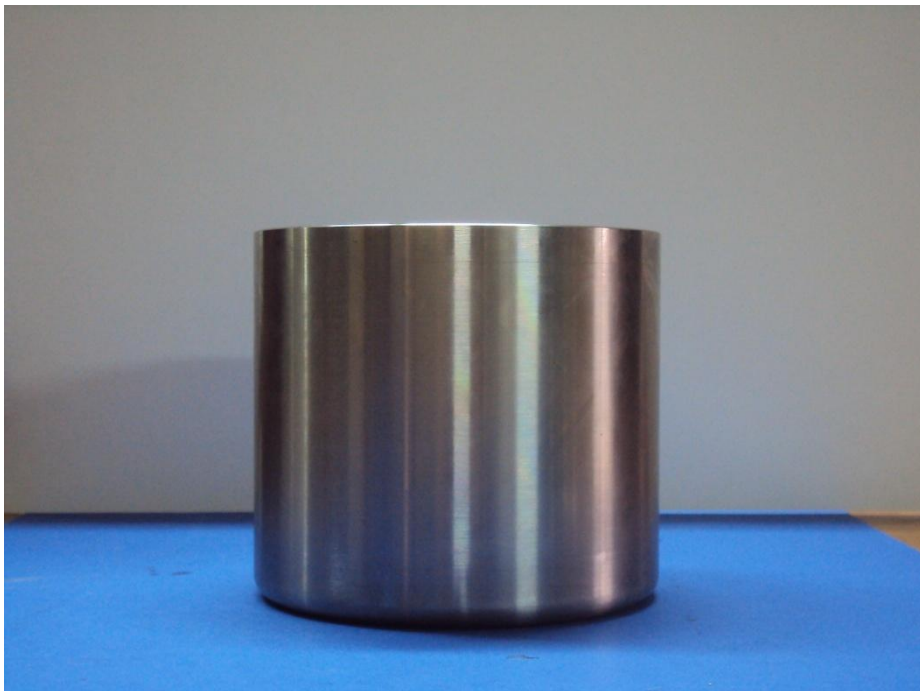


Fig. 2.20 – Modulo interno.

Nell'immagine successiva (Fig. 2.21) viene mostrato il modulo superiore con l'innesto per il collegamento ai tubi che conducono il gas in camera di formatura.

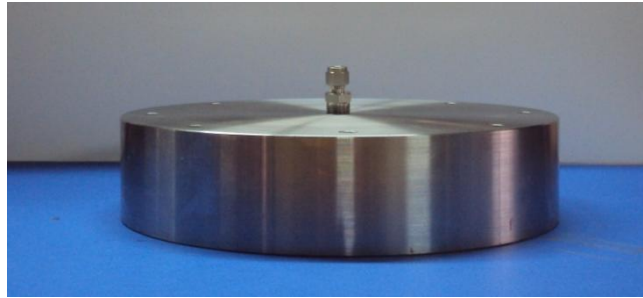


Fig. 2.21 – Visione di un componente durante le fasi di montaggio: si noti l'innesto per il fluido ad alta pressione.

Infine è mostrata una visione d'insieme dei pezzi (Fig. 2.22).

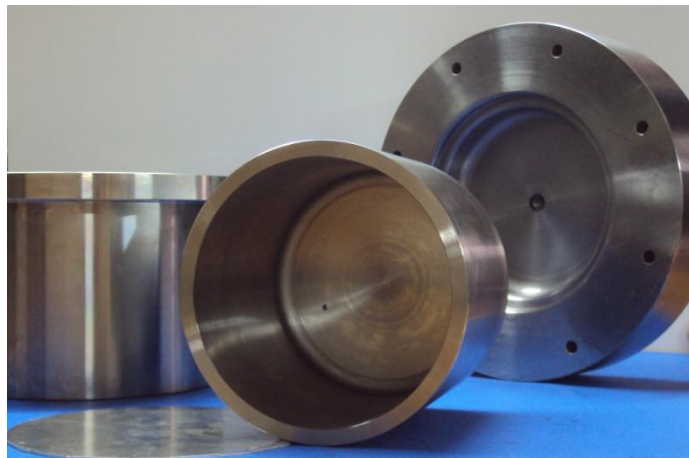


Fig. 2.22 – Visione d'insieme.

In Fig. 2.23 è mostrato l'impianto assemblato e collegato al condotto rigido per il trasporto del gas ad alta pressione.

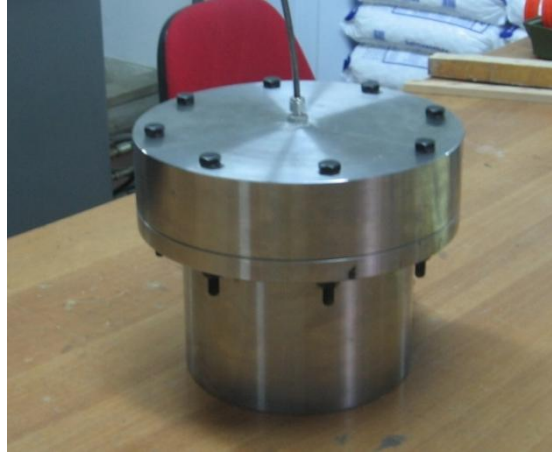


Fig. 2.23 – Sistema assemblato e collegato al tubo di adduzione del gas in pressione.

2.9 - Descrizione del funzionamento dell'intero impianto di Blow Forming

2.9.1 – Componentistica impianto pneumatico

Inizialmente il gas adottato per le prove di formatura è, come già detto, aria compressa che viene prelevata da un compressore e successivamente trasportata mediante condotti flessibili o rigidi fino al forno.

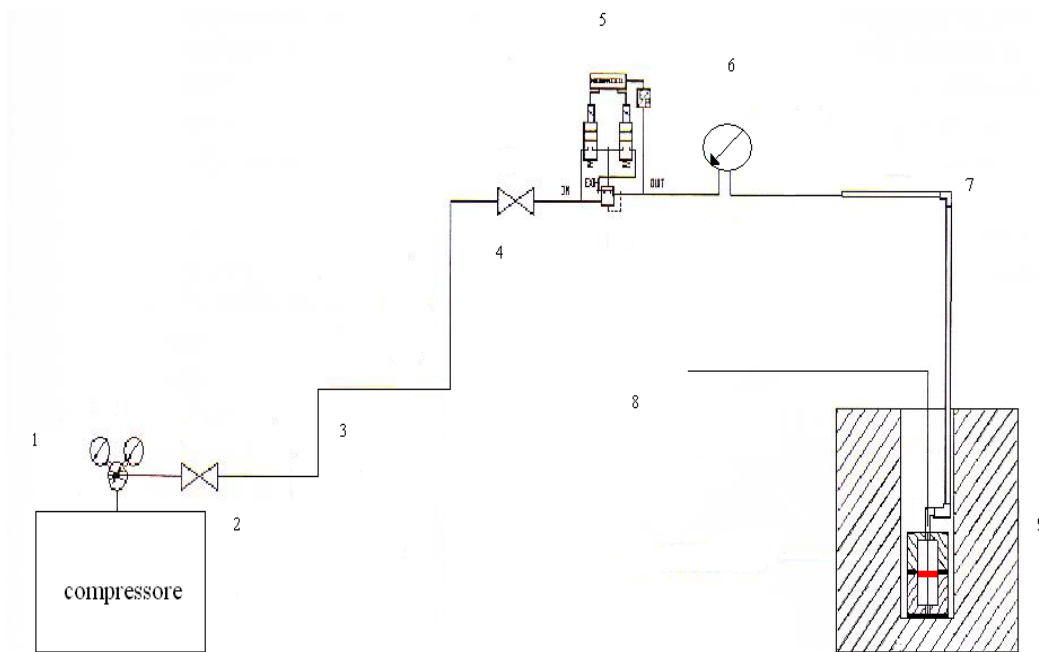


Fig. 2.24 – Schematizzazione del sistema pneumatico.

L'impianto pneumatico è rappresentato schematicamente in Fig. 2.24, in particolare gli elementi numerati sono:

1. compressore e i suoi relativi riduttore e regolatore di pressione;
2. rubinetto di apertura compressore;
3. condotti flessibili;
4. rubinetto ingresso gas in camera di formatura;
5. riduttore-regolatore della pressione in camera di formatura;
6. manometro;
7. tubi rigidi per ingresso fluido in camera;
8. flessibili termocoppie;
9. sistema di riscaldamento e camera di formatura.



Fig. 2.25 - Dettaglio del riduttore di pressione.

2.9.2 - Sistema di compressione del gas

Il sistema di compressione si avvale di un Ultratroc con capacità di comprimere il gas fino a 10 atmosfere circa, le cui caratteristiche salienti possono riassumersi nella Tab. 2.5.

Tab. 2.5 - Caratteristiche del compressore.

Caratteristiche compressore	
Modello	VS 30
Portata d'aria	2,95 m ³ /min
Potenza	22 kW
Pressione di esercizio	1 MPa
Rumorosità	72 dB(A)
Alimentazione	400V/50 Hz
Peso	485 kg

Il sistema di compressione si avvale di un serbatoio per l'accumulo del gas ad alta pressione della capacità di 500 dm³. Le caratteristiche del serbatoio sono riassunte nella seguente Tab. 2.6.

Tab. 2.6 – Caratteristiche del serbatoio.

Serbatoio per aria compressa Sicc 112 - 500l	
Montaggio	A pavimento
Posizione	Verticale
Esercizio accumulo	Temperatura ambiente
Materiale serbatoio	Acciaio
Finitura	Verniciatura esterna RAL 505

Nelle immagini che seguono sono mostrati il compressore, il serbatoio ed alcuni dettagli del sistema di compressione (Figg. 2.26-2.29).



Fig. 2.26– Compressore.



Fig. 2.27 – Compressore in fase di montaggio. Sono ben visibili la scatola della turbomacchina a sinistra e il serbatoio di accumulo a destra.



Fig. 2.28 – Compressore collegato al serbatoio. Sono distinguibili il manometro e i condotti flessibili di distribuzione del fluido all'utenza.



Fig. 2.29 – Dettaglio del manometro. Sono visibili le pressioni di esercizio (fino alla barretta rossa) e le pressioni critiche per l'impianto (fondo scala = 25 bar).

2.9.3 - Sistema di riscaldamento

Il sistema di riscaldamento è costituito da un forno a camera elettrico Nabertherm, modello N200/G con isolamento in materiale ceramico, con capacità di erogare 11 kW di potenza, del peso di 345 kg, allacciamento elettrico trifase, termostato, con capacità utile della camera interna di 200 dm³.



Fig. 2.30 – Forno a camera Nabertherm modello N200/G.

Le caratteristiche costruttive e tecniche del forno sono le seguenti:

- temperature di esercizio del forno fino a 1100 °K;
- dimensioni utili della camera di 500 x 500 x 700 mm;
- il riscaldamento proviene da quattro lati per migliorare la distribuzione; della temperatura, e dunque rendere più omogeneo il campo termico interno;
- gli elementi riscaldanti sono fissati su tubi di supporto che assicurano l'irradiazione libera del calore ed una lunga vita utile;
- apertura di scarico dell'aria al centro della copertura del forno (buona evacuazione dell'aria di scarico);
- valvola per presa d'aria regolabile di facile uso, oppure valvola a saracinesca sul fondo, ad apertura continua;
- copertura a volta autoportante per una maggiore stabilità e protezione dalla polvere;
- porta a doppia parete antidistorsione con chiusura ermetica in fibra;

- isolamento multistrato in mattoni refrattari leggeri e speciale isolamento posteriore;
- isolamento fibroso disponibile come dotazione supplementare;
- protezione del riscaldamento sul fondo tramite copertura realizzata con piastre in carburo di silicio;
- superficie d'appoggio piana per l'impilamento del materiale.



Fig. 2.31 – Camera interna del Nabertherm 200/G.

Le immagini seguenti mostrano il Nabertherm installato nei laboratori del Dipartimento di Ingegneria Chimica, dei Materiali e della Produzione dell'Università degli Studi di Napoli Federico II (Figg. 2.32 e 2.33).



Fig. 2.32 – Nabertherm installato nel laboratorio del DICMAPI dell'Università Federico II di Napoli.



Fig. 2.33 – Dettagli della pulsantiera per il controllo del funzionamento del Nabertherm.

2.9.4 - Strumentazione ausiliaria: le termocoppie

Per effettuare le misurazioni di temperatura nei test effettuati in fase sperimentale sono state utilizzate termocoppie Delta Ohm digitali. Le caratteristiche tecnico-costruttive sono riassunte nella seguente Tab. 2.7.

Tab. 2.7 – Caratteristiche delle termocoppie utilizzate.

Descrizione	Letto di temperatura digitale a 2 canali corredato di 2 sonde di temperatura
Costruttore	Delta Ohm
Modello	HD 8704
Matricola	0302940721
Sensori	2 Termocoppie Tipo K
Range di misura	-200 ÷ 1372 °C
Precisione	Da -200 ÷ -0.1 °C ± (0.2% della lettura + 1.0 °C)
	Da -0.1 ÷ 200 °C ± (0.1% della lettura + 0.4 °C)
	Da 200 ÷ 1372 °C ± (0.2% della lettura + 1.0 °C)



Fig. 2.34 – Pulsantiera di comando e interfaccia grafica per la rilevazione digitale della temperatura.



Fig. 2.35 – Dettaglio del sensore che sfrutta il noto effetto Seebeck per le rilevazioni di temperatura.

Capitolo 3

Prove di SPF e verifica dell'impianto prototipale

3.1 – Introduzione

In questo capitolo sono state riportate le attività sperimentali destinate alla realizzazione delle prove preliminari ed alla verifica diretta del corretto funzionamento dell'impianto prototipale a partire dalla scelta dei parametri di processo adottati per l'esecuzione dei test. L'attività sperimentale si è suddivisa nelle fasi sotto elencate:

- Determinazione dei parametri di processo;
- Messa in opera dell'impianto;
- Prove a caldo (per verificare che la temperatura di esercizio coincida con quella di progetto);
- Prove a freddo (per verificare il corretto funzionamento del sistema pneumatico);
- Test di collaudo finale.

3.2 - Determinazione dei parametri di processo

La scelta dei parametri di processo rappresenta un passo importantissimo nell'esecuzione dei primi test utili per il collaudo dell'impianto. I parametri di processo sono stati scelti in accordo con la letteratura precedente [5] basata sui modelli reologici relativi al comportamento superplastico dei materiali che viene normalmente descritto con la seguente relazione (Eq. 3.1) detta equazione costitutiva del comportamento superplastico.

$$\sigma = K \dot{\epsilon}^m \quad (3.1)$$

Dove σ [MPa] è la tensione reale, $[\text{s}^{-1}]$ la velocità di deformazione equivalente, m [adimensional] l'indice di sensibilità alla velocità di deformazione e K [MPa·s^m] è una costante del materiale considerato. L'indice di sensibilità alla velocità di deformazione m varia tra 0 e 1 ed è sicuramente il fattore più importante di questa relazione, normalmente esso deve essere tenuto il più alto possibile nei processi di SPF (almeno superiore a 0.3). Esso dipende essenzialmente da tre fattori (Figg. 3.1(a) e 3.1(b)) quali temperatura di processo, dimensione media della grana cristallina e velocità di deformazione.

Per avere una buona ottimizzazione del processo si devono tenere sotto controllo tutti questi fattori in modo da garantire un indice m adeguato.

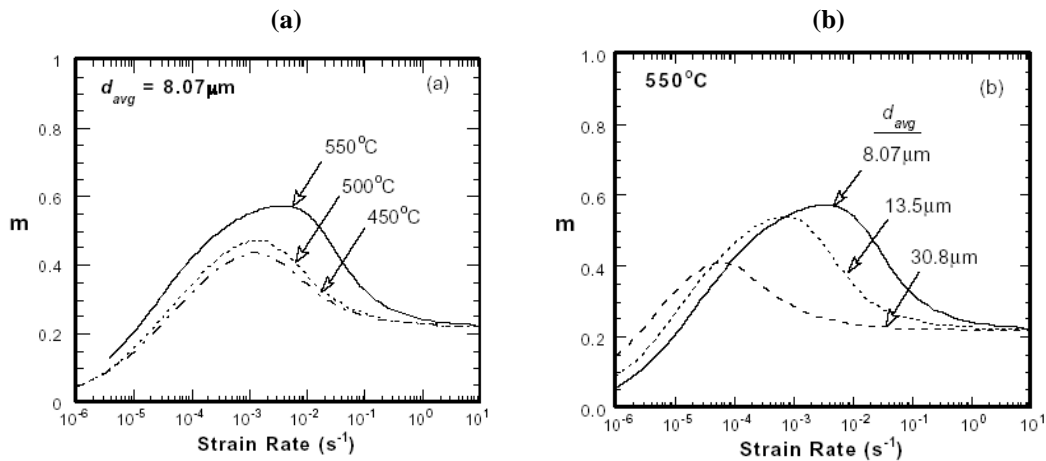


Fig. 3.1 – Tipico andamento dell'indice di sensibilità alla velocità di deformazione: (a) Curve parametriche in funzione della temperatura, (b) Curve parametriche in funzione della dimensione media della grana cristallina.

E' noto che il ciclo di pressione influisce fortemente sul valore dell'indice m (e di conseguenza sugli spessori del prodotto finito). L'attrezzatura di cui dispone il laboratorio non consente di effettuare prove a pressione variabile: in effetti la realizzazione di un particolare ciclo a pressione non costante renderebbe possibile la deformazione del pezzo a m costante, ottenendo di conseguenza spessori omogenei. In ogni caso, pur non essendo possibile effettuare test a pressione variabile, conviene a questo punto ottimizzare i parametri sui quali l'attrezzatura di laboratorio consente il controllo, in modo da ritrovarsi sicuramente durante l'esecuzione della prova, in regime di superplasticità.

3.2.1 - Caratteristiche della lega AA7075

Le prime prove preliminari per la verifica del corretto funzionamento dell'impianto sono state realizzate adottando una lega di alluminio AA7075 dalle caratteristiche superplastiche non particolarmente spiccate ma utile al fine di collaudare l'impianto. Per l'esecuzione dei test è stata presa in considerazione la temperatura di fusione della lega considerata, poiché il processo deve avvenire nell'intorno di $0,5 \cdot T_m$

(ovvero metà della temperatura di fusione). Nella seguente Tab. 3.1 sono riassunte le caratteristiche fisiche della lega di alluminio AA7075.

Tab. 3.1 – Caratteristiche fisiche della lega AA7075.

Densità [kg/dm ³]	2.7
Temperatura di fusione [K]	933
Coefficiente di dilatazione termica [K ⁻¹]	24x10 ⁻⁶
Calore specifico [J/gK]	0.93
Resistività elettrica [Ωm]	2.65x10 ⁻⁸
Modulo di Young [GPa]	69
Coefficiente di Poisson	0.33

In generale l'alluminio presenta una buona resistenza alla corrosione dovuta al fatto che il metallo si ricopre di un film di ossido di alluminio (Al₂O₃); tale ossido, poiché fonde a temperature elevate (circa 2300 K), si comporta come refrattario, impedendo le normali operazioni di saldatura. Per migliorare le proprietà dell'alluminio vengono aggiunti elementi quali Zinco, Rame, Nichel, Magnesio, Silicio. La nomenclatura dell'alluminio relativa alla classificazione della A.A., è costituita da quattro cifre, il primo dei quali indica gli elementi in lega principali.

Tabella 3.2 – Classificazione delle leghe di alluminio.

1xxx	Al (99% minimo)
2xxx	Al-Cu
3xxx	Al-Mn
4xxx	Al-Si
5xxx	Al-Mg
6xxx	Al-Mg-Si
7xxx	Al-Zn
8xxx	Leghe contenenti altri elementi; Al-Li
9xxx	Leghe particolari

Nel secondo indice vengono specificate le eventuali varianti della lega originaria a partire da 0 ed infine le ultime due cifre rappresentano il grado di purezza dell'alluminio oppure le ulteriori singole leghe presenti all'interno della serie. In particolare le leghe come quella utilizzata in sede sperimentale, costituita da Al-Zn-Mg-Cr, ovvero della serie 7000, non sono normalmente superplastici, ma richiedono trattamenti termici e meccanici per ottenere la struttura cristallina a grana fine voluta.

I processi che subisce la lega sono:

- trattamento termico di soluzione: trattamento effettuato a 753 K per l'eliminazione del cromo residuo;
- trattamento di precipitazione: poiché molti composti metallici presenti non sono solubili e dunque non vengono eliminati con il primo trattamento, viene effettuata una seconda ricottura a 673 K che produce come precipitati composti di magnesio, alluminio e zinco;
- laminazione a tiepido: il trattamento è necessario per orientare i reticoli cristallini intorno ai precipitati ottenuti dalla fase precedentemente descritta;
- ricottura ad alta temperatura: tale fase garantisce l'ottenimento di una fase ricristallizzata.

La composizione chimica (in percentuale sul peso) della AA7075 è la seguente (Tab. 3.3):

Tab. 3.3 – Composizione chimica della lega AA7075.

Alloy	Cu	Cr	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Zn
AA7075	1,6	0,2	<0,5	2,6	<0,3	-	<0,4	<0,2	5,5

3.2.2 – Determinazione della temperatura di transizione superplastica per la lega AA7075

Le leghe di alluminio in generale mostrano elevate deformazioni a temperature maggiori di $0,5 \cdot T_m$. Il valore di m è differente a seconda delle proprietà del materiale. Se il materiale è newtoniano, m assume valore unitario, con flusso di tensione costante durante la deformazione.

È chiaro che per valori di m prossimi all'unità (per esempio $m > 0,7$) la deformazione avviene con sollecitazioni che possono essere la metà di quelli tipici della deformazione plastica nello stesso materiale. Di estrema importanza è dunque determinare innanzitutto il valore della temperatura che implichi il massimo m raggiungibile dal materiale. Dalla letteratura [6] è possibile ricavare valori puntuali di m determinati in via sperimentale in funzione di una certa temperatura, come mostrato in Tab. 3.4.

Tab. 3.4 – Caratteristiche della lega AA7075 al variare della temperatura.

Temp [°C]	AA7075		
	m	σ_{flow} [MPa]	ε (%)
530	0,48	6,9	1,4
515	0,47	8,5	1,6
500	0,30	5,9	1,5
450	0,27	11,1	1,4

Alcuni studi hanno ricavato una correlazione funzionale tra la temperatura T ed m ; mediante questi valori, possiamo fissare il valore della temperatura dei test, notando che per la lega di alluminio AA7075, il valore massimo di m si raggiunge alla temperatura di 500 °C.

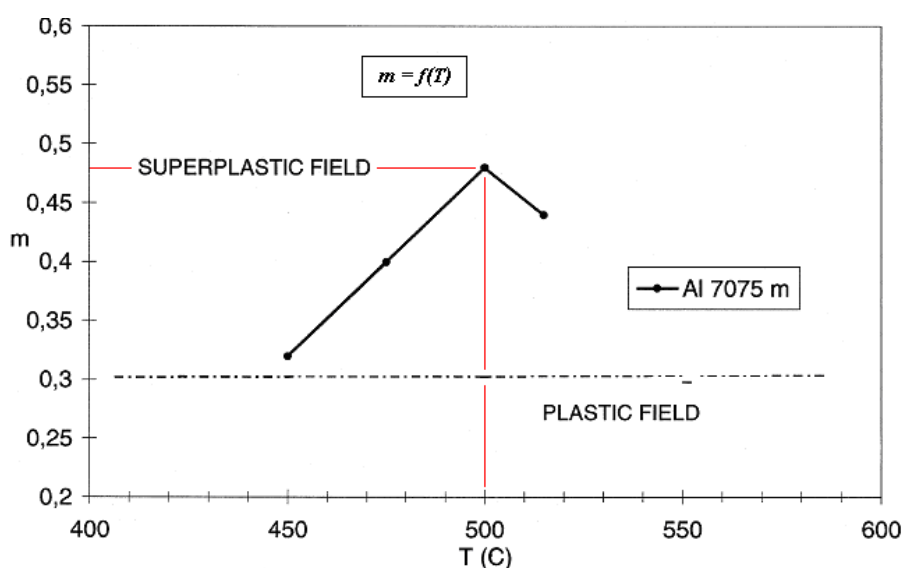


Fig. 3.2 – Rappresentazione grafica di $m=f(T)$.

In Fig. 3.2 si osserva il comportamento di m della AA7075: per temperature comprese fra i 450 °C e i 500 °C, m è direttamente proporzionale alla temperatura, assumendo il valore 0.32 a 450 °C fino a 0.48 a 500 °C. La funzione presenta una discontinuità in $T=500^{\circ}\text{C}$, ove non vi è più proporzionalità diretta, bensì inversa, pertanto m comincia a decrescere, giungendo a 0,44 per $T = 515^{\circ}\text{C}$ (ultimo punto del grafico). La dipendenza di m dalla temperatura esibisce un comportamento che è molto diffuso nelle leghe di alluminio in regime superplastico [6].

3.2.3 – Determinazione del valore di pressione ottimale

In generale, per i materiali superplastici, la correlazione che lega la pressione al valore ottimale di m non è lineare. Affinché il valore di m sia costante, la pressione deve variare in funzione del tempo: è possibile conoscere il ciclo di pressione ideale ad m costante consultando i risultati di varie ricerche presenti in letteratura. Un andamento approssimativo del ciclo di pressione (riportata in MPa), determinato sperimentalmente per la lega di Ti-6Al-4V, si può osservare in Fig. 3.3.

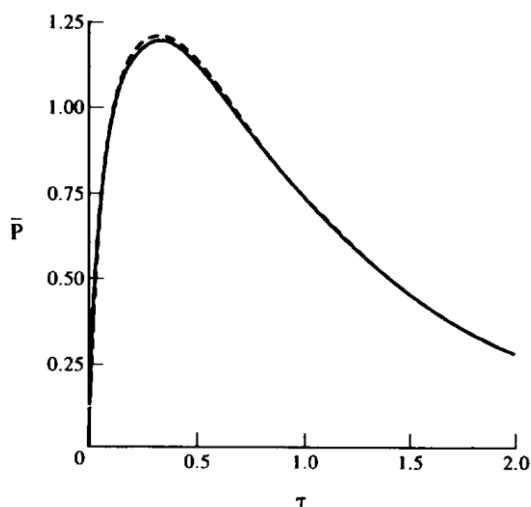


Fig. 3.3 – Ciclo di pressione del Ti-6Al-4V.

Nella pratica, la realizzazione di un ciclo di pressione variabile in funzione del tempo, è estremamente onerosa e costosa in termini di macchinari necessari. È per questo motivo che il test è stato effettuato ad una pressione costante di 0.4 MPa in modo tale da garantire quantomeno che si lavorasse in un range di valori di m piuttosto elevati.

3.3 – Messa in opera dell'impianto

Si ricordi che lo stampo e il controstampo hanno un peso non trascurabile di circa una cinquantina di chili: il montaggio pertanto si è rivelata una fase abbastanza delicata, necessitando di una certa attenzione per evitare eventuali infortuni. Inoltre, vista la non trascurabile pressione agente in camera di formatura, i moduli richiedono una precisa registrazione, per evitare perdite, mentre l'intero impianto pneumatico e l'allacciamento ad esso prescrive l'utilizzo di guarnizioni in grado di resistere alle temperature di esercizio. Prima di essere inserita nell'impianto di Blow Forming, la lamiera di lega AA7075 dallo spessore di 2 mm è stata lavorata tramite barenatura per assumere una forma circolare (dal diametro di 180 mm, Fig. 3.4) in modo da poter essere alloggiata all'interno dello stampo (Fig. 3.5).



Fig. 3.4 – Disco di lamiera AA7075 ottenuto dopo barenatura.



Fig. 3.5 – Lamiera alloggiata sul Modulo Centrale.

L'accoppiamento stampo-controstampo è stato ottenuto tramite bulloni per alte temperature, appartenenti alla classe di resistenza 10.9, in modo da poter sopportare lo sforzo di trazione non trascurabile a cui essi sono soggetti in fase di esercizio, mentre il corretto serraggio è stato assicurato mediante utilizzo di rondelle piane e rosette tagliate antisbloccaggio. La registrazione della coppia di serraggio necessaria è stata realizzata mediante chiave dinamometrica (Fig. 3.6).



Fig. 3.6 – Chiave dinamometrica e chiavi per bulloni a testa esagonale adoperate.

L'allacciamento alla rete pneumatica è stato realizzato mediante tubi flessibili (operanti a temperatura ambiente) e mediante tubi rigidi specifici per alte temperature (operanti in forno). Le guarnizioni nei flessibili e nei manometri esterni a temperatura ambiente sono le stesse che si adoperano nei condotti idraulici per uso domestico (Fig. 3.7).



Fig. 3.7 – Impianto di Blow Forming allacciato all'impianto ad alta pressione.

La guarnizione utilizzata per il collegamento tra l'innesto della camera di formatura ed il condotto rigido è in fibra di vetro resistente fino a temperature superiori ai 1000 °C (Fig. 3.8).

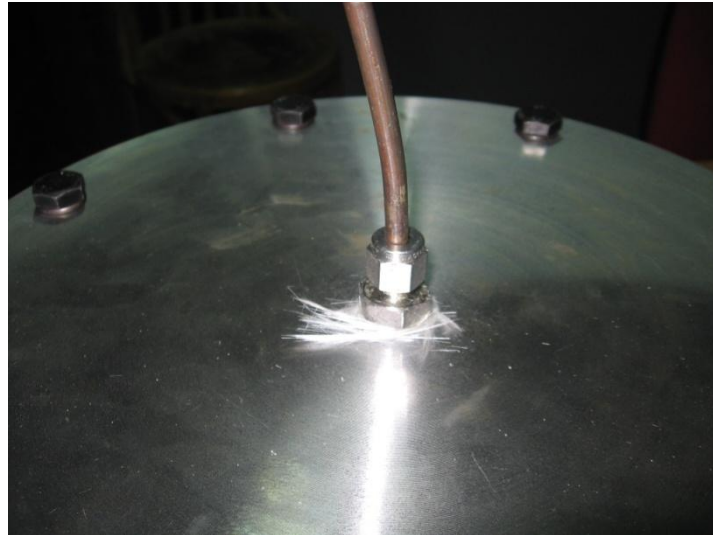


Fig. 3.8 – Guarnizione in fibra di vetro ($T_{\max} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$).

3.4 – Prove a caldo per la misurazione sperimentale del ciclo termico relativo alla lamiera

Il forno è dotato di un display che indica in tempo reale la temperatura raggiunta; tuttavia la temperatura nel forno non è direttamente associabile a quella che si riscontra effettivamente in camera di formatura. Dai fondamenti della Termofluidodinamica è noto che gli spessori dei moduli possono essere studiati come “sistemi termici in serie in conduzione instazionaria”: in termini strettamente teorici e analitici si potrebbe ricavare, in funzione del tempo, l'evoluzione del profilo termico lungo gli spessori, fino a che esso diventi costante al raggiungimento dell'equilibrio termico (condizione $T_1=T_3$).

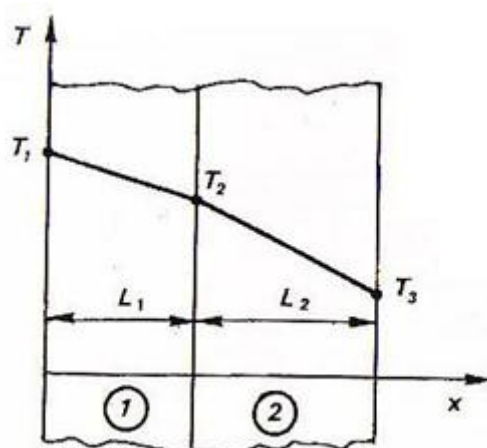


Fig. 3.9 – Profili di temperatura.

In Fig. 3.9 sono rappresentati i profili di temperatura in un certo istante che si riscontrano, in linea teorica, lungo gli spessori dei moduli (poiché lo stampo ha simmetria cilindrica, è rappresentata solo metà della sezione trasversale). Quando il forno avrà raggiunto la temperatura di esercizio segnata sul display, non necessariamente la regione a destra della parete (2), ovvero quella all'interno della camera di formatura, avrà raggiunto una temperatura $T_3=T_1$. Innanzitutto, si ribadisce, accadrà che progressivamente, a mano a mano che il forno si riscalda, le pareti (1) e (2) si riscalderanno per irraggiamento investite dal flusso termico proveniente dalle resistenze. Le cadute termiche lungo le pareti (1) e (2) saranno sempre più piccole, fino a che il profilo di temperatura sarà costante.

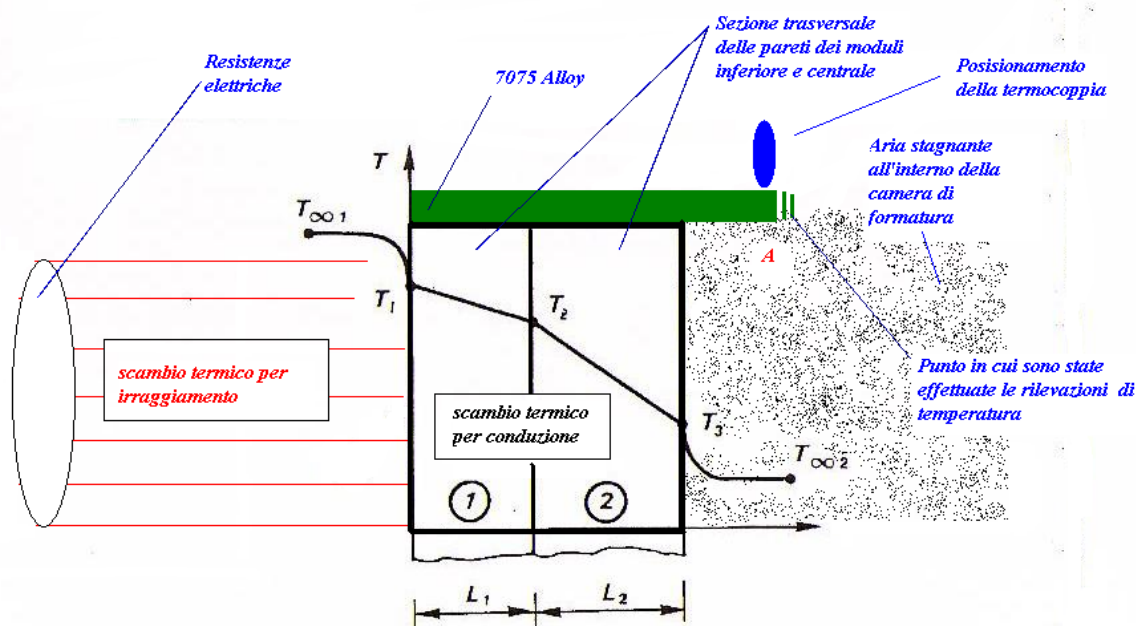


Fig. 3.10 - Andamento della temperatura nel sistema e negli ambienti contigui dove $T_{\infty 1}$ è la temperatura mostrata dal display del forno mentre $T_{\infty 2}$ è la temperatura in camera di formatura.

In realtà, tuttavia, non interessa la temperatura $T_{\infty 2}$ raggiunta nella camera, ma quella raggiunta nel punto A, coincidente con il centro della lamiera (si osservi Fig. 3.10).

La temperatura in questo punto sarà quindi il risultato di due contributi:

1. Il contributo dovuto alla conduzione termica, dagli spessori (1) e (2);
2. Il contributo (essenzialmente trascurabile), dovuto al riscaldamento del fluido stagnante all'interno della camera.

Pertanto, posto il problema in questi termini, lo studio analitico dei profili termici appare piuttosto complesso, e la rilevazione della temperatura in A è stata effettuata in via sperimentale mediante l'utilizzo di termocoppie.



Fig. 3.11 - Sistemazione delle termocoppie.

In Fig. 3.11 è possibile osservare il punto di inserimento della termocoppia e il cavo giallo-rosso di trasporto del segnale del sensore; in Fig. 3.12 è mostrato, per maggiore chiarezza, una visione in sezione che illustra schematicamente l'installazione della termocoppia.

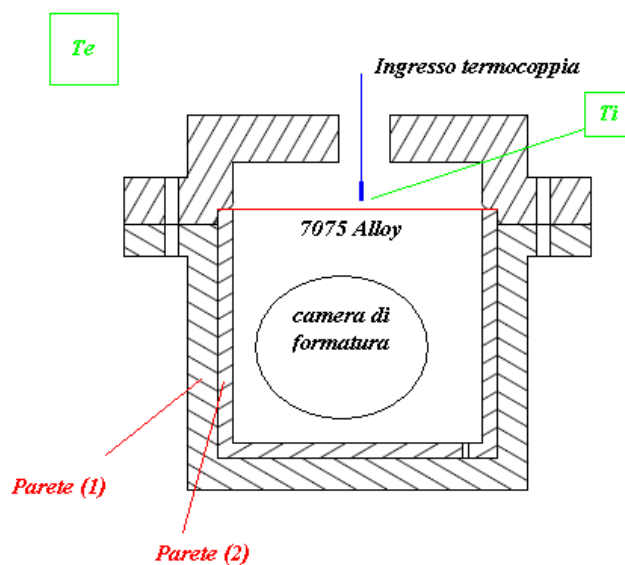


Fig. 3.12 – Schematizzazione installazione della termocoppia.

Per l'alloggiamento del sensore si è sfruttato il foro per l'ingresso del gas ad alta pressione: il sensore è stato dunque posto a contatto con la lamiera. Una volta sistemate la termocoppia, il forno è stato attivato, ed è stata impostata una temperatura di 520 °C.



Fig. 3.13 - Pulsantiera di controllo: il display mostra la temperatura attuale di esercizio.

Nella tabella seguente, sono confrontati i valori di temperatura T_e misurati all'esterno della camera (e cioè all'interno del forno sul display di datazione), e i valori T_i rilevati dalla termocoppia (e cioè sulla lamiera, all'interno della camera di formatura).

Tabella 3.5 – Confronto della temperatura tra display e termocoppia.

t [s]	T_e [°C]	T_i [°C]
0	17	20,0
300	172	39,1
360	184	39,5
480	224	44,8
660	273	55,0
960	348	83,9
1020	354	85,9
1440	417	133,3

1560	434	153,9
1620	440	157,9
1800	454	175,2
2100	480	215,8
2460	507	265
2760	520	280
3060	520	325
3360	520	351
3660	520	364
3960	520	372
4260	520	389
4560	520	400
4920	520	409
5160	520	419
5460	520	447
6120	520	465
6360	520	469
6600	520	473
6900	520	473
7140	520	500
7320	520	502
7500	520	503
7740	520	505
8040	520	507
8160	520	508
8520	520	510
8880	520	513
9180	520	513
9480	520	513
9720	520	513
9960	520	513

Si noti che la T_i è rimasta costante a 513 °C per circa 15 minuti, senza oscillare, il che fa supporre che la lamiera ha raggiunto l'equilibrio termico e non saranno osservabili più aumenti di temperatura: il fatto che la temperatura esterna misurata dai termometri propri del forno sia diversa da quella misurata dalla termocoppia all'equilibrio termico è dovuto, probabilmente, al fatto che i termometri del forno misurano le temperature introducendo un errore sistematico di circa 7 °C (abbiamo supposto che la temperatura del forno sia imprecisa e abbiamo considerata esatta la temperatura misurata dalle termocoppie). Nelle future sperimentazioni va comunque tenuto conto di tale differenza di temperatura.

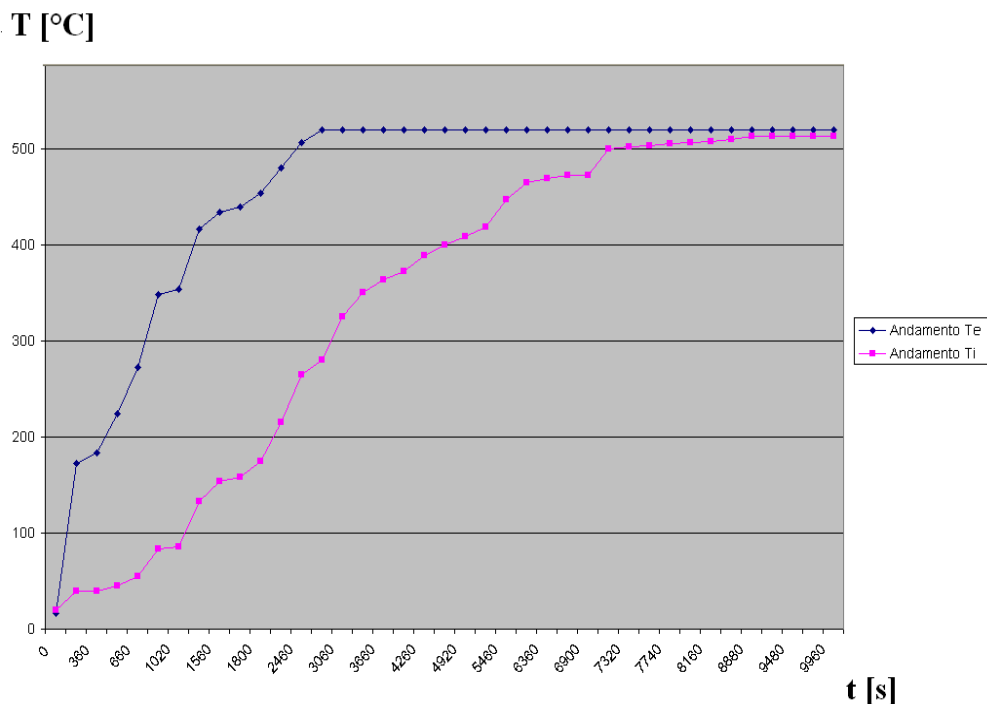


Fig. 3.14 – Andamenti T_e e T_i .

In Fig. 3.14 sono rappresentati i due andamenti nel tempo di T_e e T_i . Si noti l'errore stazionario di 7 °C che è presente, all'equilibrio termico, fra i due valori di temperatura (quelli in violetto sono i valori letti dalla termocoppia, quelli in blu dai termometri del forno). La prova è durata all'incirca 2 ore e 45 minuti, e la lamiera ha raggiunto l'equilibrio termico dopo circa 2 ore e 30 minuti.

3.5 – Prove a freddo per il collaudo delle condutture ad alta pressione

L'impianto, come già mostrato in Fig. 3.7, prevede l'utilizzo di condotti flessibili (che operano a temperatura ambiente) e di condotti rigidi (che operano ad alta temperatura). Nelle giunzioni tra tubi flessibili e tubi rigidi e nell'innesto che si trova sul modulo superiore si hanno condizioni di particolare criticità. È stata pertanto eseguita alcune prove "a freddo" (cioè a temperatura ambiente, senza inserire l'impianto in forno), con lo scopo di verificare che non vi fossero perdite nell'impianto. La prima prova ha dato esito negativo: l'impianto mostrava perdite di gas negli interstizi fra i moduli, dunque è stata aumentata la coppia di serraggio dei bulloni. Per valori piuttosto elevati del momento i moduli sono andati in battuta ma si verificavano ulteriori perdite. Tuttavia il manometro mostrava ancora cadute di pressione: la causa di ciò è stata ritrovata nell'innesto.

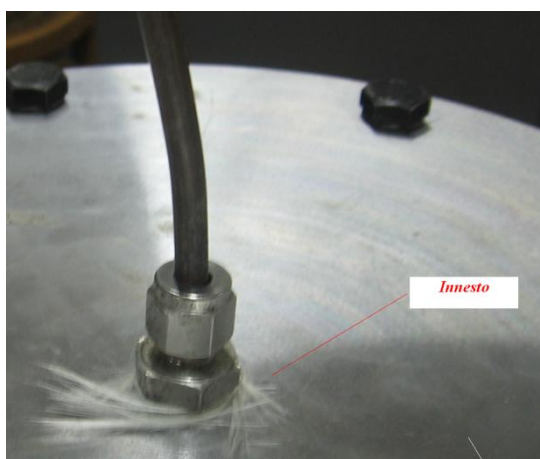


Fig. 3.15 – Innesto.

Dunque la filettatura dell'innesto è stata messa in tenuta mediante una guarnizione in fibra di vetro, mentre i tubi flessibili e le altre giunzioni non hanno mostrato perdite.

3.6 – Test di collaudo finale

Una volta determinati tutti i parametri di processo, è stato possibile effettuare la prova di Blow Forming. L'impianto è stato sistemato nel forno con una temperatura impostata di 520 °C e, trascorse 2h 15min, è stata aperta la valvola per l'insufflaggio del gas alla pressione costante di 0,4 MPa per 30 min.



Fig. 3.16 – Impianto inserito all'interno del forno: si notino i condotti flessibili, il condotto rigido e la valvola con riduttore di pressione.

Date le elevate temperature raggiunte, lo stampo è stato prelevato dal forno dopo circa 24 h (il tempo necessario a consentire il naturale raffreddamento dell'attrezzatura).



Fig. 3.17 - Impianto SPF all'apertura del Nabertherm (si notino i condotti rigidi necessari per trasportare il fluido nella camera ad alta temperatura).

Nelle immagini che seguono sono mostrate alcune fasi dello smontaggio.



Fig. 3.18 – Impianto al termine della prova in forno: si noti la colorazione scura prodotta dall'ossidazione.

L'acciaio appare chiaramente scurito, a causa di processi di ossidazione subiti alle alte temperature del processo (Fig. 3.18).



Fig. 3.19 – Dettagli della tenuta in fibra di vetro rimasta intatta.



Fig. 3.20 – Modulo inferiore e lamiera deformata.

La lamiera a fine processo non ha mostrato una particolare deformazione, come mostrato in Fig. 3.21, a testimonianza del fatto che i parametri di processo devono in ogni caso essere ottimizzati per ottenere le condizioni superplastiche. Ma in ogni caso il collaudo dell'impianto è stato ritenuto eseguito non avendo mostrato nessuna anomalia.



Fig. 3.21 – Lamiera di AA7075 a fine processo.

Capitolo 4

**Formatura superplastica di una lega
di titanio: prove sperimentali e
modellazione numerica del processo**

4.1 - Introduzione

Una volta testato e collaudato l'impianto prototipale, si è passati alla messa a punto del processo di formatura per le leghe di titanio che sicuramente risultano più interessanti per le loro spiccate proprietà meccaniche e di leggerezza, e perché particolarmente adatte ai processi SPF senza nessun tipo di preparazione del materiale di partenza. Dunque a seguito di un preliminare studio bibliografico, relativo alle caratteristiche del titanio e delle leghe di titanio superplastiche, si è posto come obiettivo la formatura superplastica di una lamiera in lega Ti-6Al-4V. Successivamente è stata eseguita una ottimizzazione del processo tramite confronto numerico-sperimentale, essenzialmente riferito alla variazione degli spessori nel componente a fine processo [7]. Le simulazioni numeriche risultano indispensabili per questo tipo di processi in modo da ridurre al minimo il numero di prove sperimentali e dunque i costi derivati dalla progettazione del processo.

4.2 - Il titanio e le sue leghe

Il titanio, materiale abbondantemente presente sulla crosta terrestre sotto forma di biossido, fu scoperto in Cornovaglia nel 1791 da William Gregor, appassionato chimico e di minerali che ne rintracciò la presenza dell'ossido di titanio FeTiO_3 (ilmenite) in campioni di sabbia di fiume. Il composto fu depurato dal ferro con trattamenti di acido cloridrico ma non ridotto allo stato metallico.



Fig. 4.1 – Il Titanio.

Quasi in contemporanea alla scoperta di W.Gregor lo stesso elemento fu isolato dal chimico tedesco Klaproth sotto forma di biossido dal minerale rutilo (TiO_2). A causa della notevole stabilità dell'ossido di titanio per i primi processi significativi di

produzione del metallo puro si deve attendere fino al 1910, anno in cui lo studioso Matthew A. Hunter riuscì a ridurre la forma ossidata in quantità sufficienti a poterne studiare il comportamento meccanico. Le notevoli caratteristiche e l'evoluzione dei processi produttivi hanno poi portato alla sua commercializzazione (in verità alquanto limitata) a partire dal secondo dopoguerra. Utilizzato inizialmente in campo aeronautico è poi diventato materiale indispensabile in diversi settori industriali di nicchia grazie al particolarmente favorevole rapporto resistenza/massa ed alle eccezionali qualità di resistenza alla corrosione.

4.2.1 - Caratteristiche del Titanio

Il titanio (di cui è riportata in seguito una scheda con i principali valori numerici delle proprietà), situato nel IV gruppo della tavola periodica con numero atomico 22, ha proprietà eccellenti dal punto di vista ingegneristico; esso mostra bassa densità, alta resistenza (resistente quanto l'acciaio e due volte più dell'alluminio), basso modulo di elasticità, bassa conducibilità termica, bassa espansione termica, eccellente resistenza a corrosione, facilità di lavorazione, biocompatibilità, periodo di dimezzamento radioattivo estremamente corto (che consente il suo uso nei sistemi nucleari), non è magnetico ed è in grado di sostenere temperature estreme (grazie al suo alto punto di fusione). Inoltre, il titanio è immune all'attacco corrosivo dell'acqua salata o degli ambienti marini (ha quindi uso potenziale negli impianti di desalificazione per convertire l'acqua di mare in acqua dolce, è usato per gli alberi porta-elica e per componenti e parti delle navi esposte all'acqua salata; inoltre, un anodo di titanio ricoperto di platino è stato usato per assicurare la protezione catodica dalla corrosione dell'acqua salata) ed esibisce un'eccezionale resistenza ad una vasta gamma di acidi, di alcali, di acque naturali e di prodotti chimici industriali; infine, offre una grande resistenza agli attacchi di erosione (è almeno venti volte più resistente all'erosione rispetto alle leghe rame-nichel), alla cavitazione ed agli urti. Il titanio può esistere in due forme cristalline: la prima è alfa e corrisponde ad una struttura cristallina esagonale compatta, stabile a basse temperature, mentre la seconda è beta che ha una struttura cubica a corpo centrato, stabile alle alte temperature (Fig. 4.2).

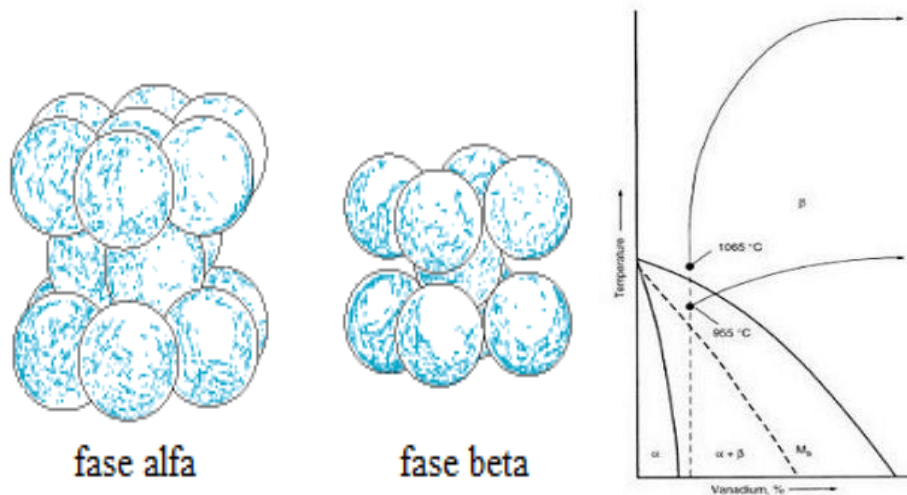


Fig. 4.2 - Struttura alfa e beta del titanio con relativo diagramma del passaggio di fase.

Nel titanio non legato (titanio puro, senza elementi in lega aggiunti), la fase alfa è stabile a tutte le temperature fino a 882 °C, dove si trasforma in fase beta; questa temperatura è conosciuta come temperatura di “beta transus” e la fase beta è stabile da 882 °C al punto di fusione. Questo metallo ha una temperatura di ebollizione pari a 3285 °C ed un alto punto di fusione (1660 °C), in virtù del quale il titanio può essere considerato per applicazioni in blindature balistiche. Infatti, l’alta temperatura di fusione tende a ridurre la predisposizione alla fusione ed all’accensione delle blindature durante l’impatto balistico; la buona durezza e la leggerezza sono fattori aggiuntivi per considerare il titanio in questa applicazione. Il titanio è caratterizzato da un basso valore di densità (4.54 g/cm³), approssimativamente 56% di quella dell’acciaio; a parità di peso (ad esempio 1 kg), quindi, il titanio occupa un volume doppio rispetto all’acciaio, o, in altri termini, con il primo è possibile realizzare componenti più leggeri. Perciò, il titanio è resistente quanto l’acciaio, ma è il 56% più leggero; inoltre, è 60% più pesante dell’alluminio, ma due volte più resistente. La combinazione di bassa densità lineare ed alta resistenza produce rapporti resistenza/peso particolarmente favorevoli, superiori a quasi tutti quelli degli altri metalli. Allo stato attuale le caratteristiche fisico-meccaniche del titanio sono ritenute per diversi impieghi notevolmente superiori a quelle degli altri materiali strutturali e che quindi i motivi della sua scarsa diffusione sono principalmente legati all’ elevato costo ed alla complessità e specificità dei processi di progettazione e lavorazione richiesti [8].

Informazioni generali:

Nome	Titanio	Simbolo	Ti
Numero atomico	22	Peso atomico	47.90
Densità a 293 K	4.50 g/cm ³	Volume atomico	10.64 cm ³ /mol
Gruppo	IV, metalli transizione		

Stati:

Condizione (s,l,g)	s	Punto di ebollizione	3558 K
Punto di fusione	1933 K	Calore di vaporizzazione	421,00 kJ/mol
Calore di fusione	15,450 kJ/mol		

Energie:

Energia di prima ionizzazione	658 kJ/mol	Elettronegatività	1,54
Energia di seconda ionizzazione	1310,3 kJ/mol	Affinità elettronica	7,6 kJ/mol
Energia di terza ionizzazione	2652,5 kJ/mol	Calore specifico	0,52 J/gK
Calore di atomizzazione	470 kJ/mol		

Apparenza e caratteristiche:

Struttura	hcp a temperatura ambiente; bcc ad alte temperature	Colore	grigio
Usi	acciaio o pigmento bianco (TiO ₂)	Tossicità	-
Durezza	200-220 Vickers	Caratteristiche	massimo rapporto resistenza/peso

Reazioni:

Reazione con l'aria	blanda => TiO ₂ , TiN	Reazione con NaOH 6M	-
Reazione con HCl 6M	-	Reazione con HNO₃ 15M	si passiva

Altre forme:

Numero di isotopi stabili	5	Idruri	TiH ₂
Ossidi	TiO, Ti ₂ O ₃ , TiO ₂ + more	Cloruri	TiCl ₂ TiCl ₃ TiCl ₄

Conduttività:

Conduttività termica	21.9 J/(m ² sec ² deg)	Conduttività elettrica	23.81 1/μohm ² cm
Polarizzabilità	14.6 A ³	Resistività elettrica	42.0 μohm ² cm [293 K]

Abbondanza:

Fonti	Ilmenite, rutilo	Costo	6,1 \$ per 100 g
Presenza nella crosta terrestre	6320 g/ton		

4.2.2 - Le leghe di Titanio

Per comprendere le ragioni che causano la notevole difficoltà di lavorazione del Titanio, si riportano brevemente le caratteristiche delle sue leghe. Le leghe di Titanio sono classificate in tre grandi categorie, in base alle fasi predominanti presenti nella microstruttura a temperatura ambiente. A temperatura ambiente, come detto precedentemente, il Titanio ha struttura cristallina esagonale a massimo impaccamento, chiamata alfa; a circa 882 °C, la fase alfa si trasforma in una struttura cubica a corpo centrato, chiamata beta, che è stabile fino al punto di fusione, che varia tra 1650 °C e 1700 °C circa. La temperatura di tale trasformazione allotropica è funzione del contenuto di elementi in lega ed è fortemente influenzata dagli elementi interstiziali quali Ossigeno ed Azoto; gli elementi in lega favoriscono o la fase alfa o la fase beta oppure sono neutrali. L'Alluminio, che va in soluzione solida nel Titanio come elemento sostituzionale, stabilizza la fase alfa, innalzando la temperatura di trasformazione alfa-beta; tra gli altri alfa stabilizzatori ci sono Carbonio, Ossigeno ed Azoto, che formano soluzioni solide interstiziali nel Titanio. Gli effetti di rinforzo di questi ultimi elementi interstiziali scompaiono nel range di temperatura da 260 °C a 430 °C, mentre gli effetti di rinforzo dell'alluminio rimangono fino a circa 540 °C. Oltre all'effetto di rinforzo, entro questi limiti gli elementi interstiziali causano infragilimento. I beta stabilizzanti, come Idrogeno (interstiziale), Rame, Silicio, Palladio, Cromo, Niobio, Ferro, Manganese, Molibdeno, Tantalio e Vanadio, abbassano la temperatura di trasformazione alfa-beta, rendendo la fase beta stabile alle basse temperature; Stagno e Zirconio, infine, sono altamente solubili in entrambe le fasi e sono sostanzialmente neutrali nelle quantità presenti nelle leghe attuali, agendo come rinforzanti della fase alfa. I moduli di elasticità e la rigidità aumentano con l'incremento del contenuto di elementi in lega interstiziali e di Alluminio, e con la temperatura di ricottura; con l'aggiunta di elementi beta stabilizzanti, invece, essi decrescono rispetto a quelli del Titanio puro, poiché aumenta l'indurimento. Sia nel Titanio puro che nelle leghe di Titanio commerciali, modulo di elasticità e rigidità decrescono con l'aumento della temperatura.

Tab. 4.1 - Proprietà delle più importanti leghe di titanio.

LEGA	Temperatura di prova °C	Velocità di deformazione s ⁻¹	Indice di sensibilità alla velocità di deformazione	Allungamento %
A base di titanio				
Ti-6Al-4V	840-870	1.3×10^{-4} a 10^{-3}	0.75	750-1170
Ti-6Al-5V	850	8×10^{-4}	0.70	700-1100
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	900	2×10^{-4}	0.67	538
Ti-4.5Al-5Mo-1.5Cr	971	2×10^{-4}	0.63-0.81	>510
Ti-6Al-4V-2Ni	815	2×10^{-4}	0.85	720
Ti-6Al-4V-2Co	815	2×10^{-4}	0.53	670
Ti-6Al-4V-2Fe	815	2×10^{-4}	0.54	650
Ti-5Al-2.5Sn	1000	2×10^{-4}	0.49	420
Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al	815	2×10^{-4}	0.5	229
Ti-13Cr-11V-3Al	800	---	---	<150
Ti-8Mn	750	---	0.43	150
Ti-15Mo	800	---	0.60	100

Siccome la struttura cubica del Titanio beta contiene un maggior numero di piani di scorrimento rispetto a quelli presenti nella forma esagonale alfa, il Titanio beta è più facilmente deformabile; le leghe nelle regioni beta ed alfa-beta sono, perciò, deformabili plasticamente a caldo. La possibilità di formatura a caldo giustifica l'utilizzo della SPF. Inoltre la riduzione dei materiali di scarto (del 50-70%), ha decretato il successo e il suo fortissimo interesse in campo sperimentale e applicativo (Fig. 4.3).

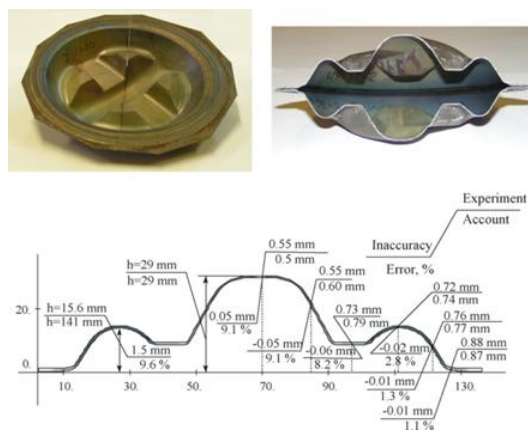


Fig. 4.3 - Esempio di provino a geometria complessa realizzato mediante SPF, e rappresentazione della distribuzione degli spessori della sezione trasversale del pezzo.

4.2.3 - La lega Ti-6Al-4V

Questa designazione identifica tutte quelle leghe a base di titanio il cui contenuto di alluminio e vanadio è rispettivamente compreso tra 5.5-6.75% (per l'alluminio) e 3.5-5% (per il vanadio). In realtà la definizione della composizione di tali leghe impone limiti anche su diversi altri elementi (carbonio, ferro, idrogeno, azoto, ossigeno e altri) e, come già accennato nella prima sezione, per ciascuna nazione esistono diverse specifiche con limiti leggermente diversi per alcuni elementi. Oltre a ciò va detto che i diversi trattamenti termici, lavorazioni ed eventuali rivestimenti superficiali cui viene sottoposta una lega con una determinata composizione possono determinare caratteristiche anche molto differenti. Parlando di Ti-6Al-4V si intende quindi una famiglia di materiali le cui esatte caratteristiche sono di volta in volta progettate in funzione delle specifiche esigenze. Fatta questa dovuta precisazione, tra le leghe di titanio la lega in esame è certamente quella che ha trovato maggiore sviluppo in campo industriale ed il suo consumo è pari a circa il 50% della produzione totale di titanio. Come totale si intende ovviamente solo il titanio utilizzato per la produzione di materiali metallici, mentre quantità ben maggiori di titanio in forma ossidata sono impiegate con altre funzioni, come ad esempio pigmenti coloranti. L'industria aerospaziale ne impiega oltre l'80%, il settore delle protesi mediche circa il 3% mentre il resto si divide tra i restanti impieghi industriali, tra i quali anche quello motociclistico. Questa lega è caratterizzata da un'elevata versatilità, (come dimostrano gli svariati impieghi in campi anche molto differenti) ed è utilizzabile anche a temperature comprese tra i 400 e i 500°C. Tra le principali varianti di questa lega si nominano la Ti-6Al-4V Grado Eli (Extra Low Interstitial), che presenta tolleranze più strette per quanto riguarda presenza di ossigeno e ferro (0,13% maxO, 0,25% maxFe), ed è caratterizzata da ottima duttilità e resistenza fino a temperature criogeniche (-190°C: azoto liquido; -224°C elio). Un'altra variante, ottenuta con l'aggiunta dello 0'2% di palladio, è la Ti-6Al-4V Pd che garantisce invece eccellenti doti di resistenza a corrosione, peraltro già ottime nella formulazione di base. Si è già accennato sulle principali proprietà meccaniche del titanio e delle sue leghe. Si è anche visto come la composizione e le caratteristiche microstrutturali e morfologiche possono variare in modo considerevole il comportamento del titanio metallico [9].

Nonostante questo la maggior parte delle considerazioni fatte precedentemente sono da considerarsi valide anche nel caso specifico della lega Ti-6Al-4V.

	Atomic number	Atomic weight	Density (g/cm ³)	Melting point(°C)	Thermal expansion coefficient (1/°C)	Specific heat (cal/gr/°C)	Thermal conductivity (cal/cm ² /sec/°C/cm)	Electrical resistivity (μW-cm)	Electrical conductivity (%IACS)	Young's modulu (MPa)
Titanium	22	47,90	4,51	1 668	8,4x10 ⁻⁶	0,124	0,041	55	3,1	106 000
Ti-6Al-4V	-	-	4,4	1 650	8,6x10 ⁻⁶	0,138	0,020	175	0,98	110 000
Iron	26	55,85	7,86	1 530	12x10 ⁻⁶	0,11	0,15	9,7	18	206 000
Stainless Steel 18-8 (AISI 304)	-	-	7,93	1 400 1 420	17x10 ⁻⁶	0,12	0,039	72	2,4	200 000
Aluminium	13	26,97	2,7	660	23x10 ⁻⁶	0,21	0,49	2,7	64	69 000
Aluminium Alloy (75S-T6)	-	-	2,8	476 638	23x10 ⁻⁶	0,23	0,29	5,8	30	71 600
Magnesium	12	24,32	1,7	650	25x10 ⁻⁶	0,24	0,38	4,3	40	44 800
Nickel	28	58,69	8,9	1 456	15x10 ⁻⁶	0,11	0,22	9,5	18	206 000
Hastelloy C	-	-	8,9	1 305	11,3x10 ⁻⁶	0,092	0,03	130	1,3	204 600
Copper	29	63,57	8,9	1 083	17x10 ⁻⁶	0,092	0,962	1,724	100	108 000

Fig. 4.4 - Proprietà fisiche del titanio e della lega Ti-6Al-4V comparata con altri materiali metallici.

In Fig. 4.4 si può innanzitutto osservare come alcune fondamentali proprietà fisiche come densità, temperatura di fusione e modulo elastico varino da titanio puro a Ti-6Al-4V di non più del 2.4%. Anche il calore specifico non subisce enormi variazioni, aumentando però di circa il 10%. Per quanto riguarda gli altri materiali si ripete quanto già detto:

- Bassa densità rispetto agli acciai (circa -45%), ma maggiore rispetto alle leghe di alluminio e di magnesio (rispettivamente +36% e +61%), con un rapporto prestazioni peso comunque favorevole;
- Elevata temperatura di fusione, superiore anche a quella di acciai legati e inox (circa +7% e + 14% rispettivamente), oltre che, ovviamente alle leghe da fonderia alluminio e magnesio;
- Modulo elastico decisamente inferiore rispetto agli acciai (mediamente poco più della metà) ma superiore a quello di alluminio e magnesio legati (rispettivamente di circa +55% e +145%);
- Calore specifico paragonabile agli acciai e di quasi il 70% inferiore alle leghe di alluminio e magnesio.

Altre proprietà variano invece in modo considerevole rispetto al metallo puro. In particolare modo il Ti-6Al-4V assume proprietà termicamente ed elettricamente isolanti (in termini relativi, si intende) grazie ad una conducibilità termica dimezzata ed una resistività termica (che come noto rappresenta l'inverso della conducibilità elettrica) più che tripla nei confronti del titanio puro. Rispetto ai materiali confrontati:

- Conducibilità termica bassa; gli acciai ed il magnesio presentano valori circa doppi e anche quelli tipici dell'alluminio sono superiori di circa il 50%;
- Come noto le leghe di alluminio e magnesio presentano doti di conducibilità elettrica eccellenti. La resistività elettrica di questi materiali è infatti di oltre un ordine di grandezza inferiore, e anche per gli acciai si osservano valori notevolmente inferiori (circa -140%).

Si noti inoltre che per le ultime due proprietà analizzate il titanio puro risulterebbe simile all'acciaio. Il coefficiente di espansione termica della Ti-6Al-4V è appena inferiore a quella del metallo puro e significativamente inferiore agli altri materiali considerati. Per gli acciai legati i valori sono superiori di circa il 40% (e addirittura del 100% per gli inox), mentre per alluminio e magnesio le differenze sono dell'ordine del 170% e del 190%. Per quanto riguarda infine l'allungamento a rottura (da cui dipendono duttilità e tenacità del materiale) va detto che gli eccellenti valori del titanio non legato (mediamente compresi tra il 20% e il 24% a temperatura ambiente) non sono mantenuti per le forme legate. Anche la Ti-6Al-4V presenta quindi un valore di deformazione a rottura inferiore (mediamente 15 sempre in termini percentuali) che rimane comunque un valore superiore a quello dei già buoni acciai da bonifica (7-10%). Per le leghe di alluminio e magnesio il discorso è leggermente più complesso dato che questo parametro varia sensibilmente a seconda della tecnologia produttiva. In generale i componenti ottenuti con processi di fonderia si dimostrano più fragili di quelli ottenuti per deformazione plastica. Tra le tecnologie di fonderia inoltre la colata in conchiglia garantisce deformazioni a rottura anche doppie o triple rispetto alla colata in sabbia. In ogni caso i valori rimangono compresi tra il 5 e il 15% per le leghe di magnesio e tra il 2 e il 10% per quelle di alluminio e quindi garantiscono una duttilità mediamente inferiore a quella del Ti-

6Al-4V. Un'ultima considerazione sulla lavorabilità: le forme legate del titanio risultano in genere più complesse da saldare, lavorare ad utensile e per deformazione plastica. Tra queste la Ti-6Al-4V è certamente una di quelle che garantisce il miglior compromesso tra proprietà, versatilità e costo e lo sviluppo di apposite procedure e tecnologie ne permette ormai l'utilizzo in moltissime tipologie di applicazioni.

4.3 – Prove di Blow Forming della lega Ti-6Al-4V

Per le prove di formatura è stata impiegata una lamiera in lega Ti-6Al-4V con uno spessore di partenza pari a 1,7 mm. Da questa sono stati ricavati i dischi, di diametro pari a 180 mm, necessari per le prove sperimentali. Una volta inserito il disco nello stampo precedentemente descritto, la chiusura dello stesso è stata garantita tramite bulloni per alte temperature appartenenti alla classe di resistenza 12.9, e la registrazione è stata realizzata mediante chiave dinamometrica impostata con una coppia di serraggio in questo caso pari a 100 N·m. L'impianto così formato è stato poi sistemato nel forno per l'esecuzione del processo con i parametri ricavati da precedenti esperienze ricercate in bibliografia. Per garantire il raggiungimento uniforme della temperatura relativa alla lamiera si è pensato di impostare un ciclo di temperatura, per poi arrivare a quella definitiva di 930°C (temperatura di formatura). Il grafico seguente mostra in dettaglio le fasi del ciclo (Fig. 4.5).

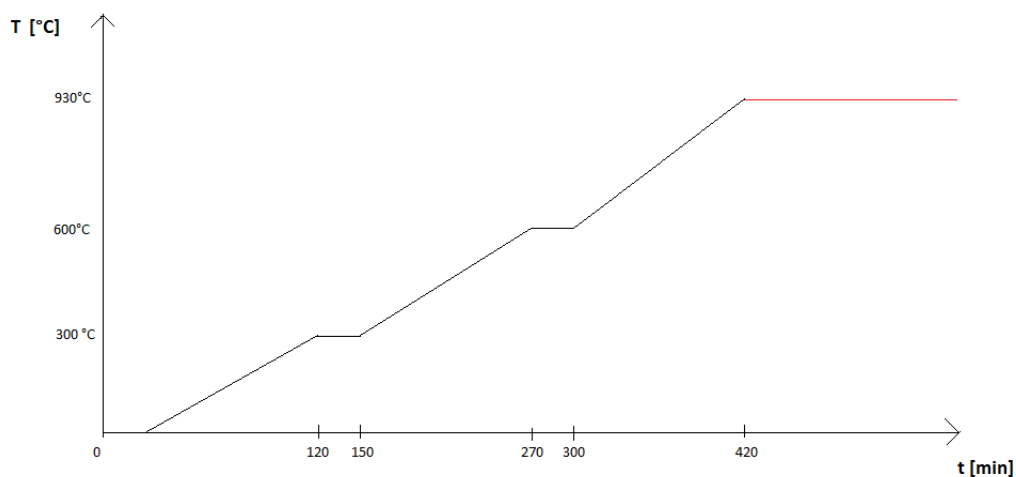


Fig. 4.5 - Ciclo termico del processo: la linea rossa indica l'inizio della temperatura di formatura pari a 930°C.

Per le prove di formatura si è utilizzato come gas di processo l'Argon con una pressione massima di 0,55 MPa (5,5 bar), così come riportato in Fig. 4.6.

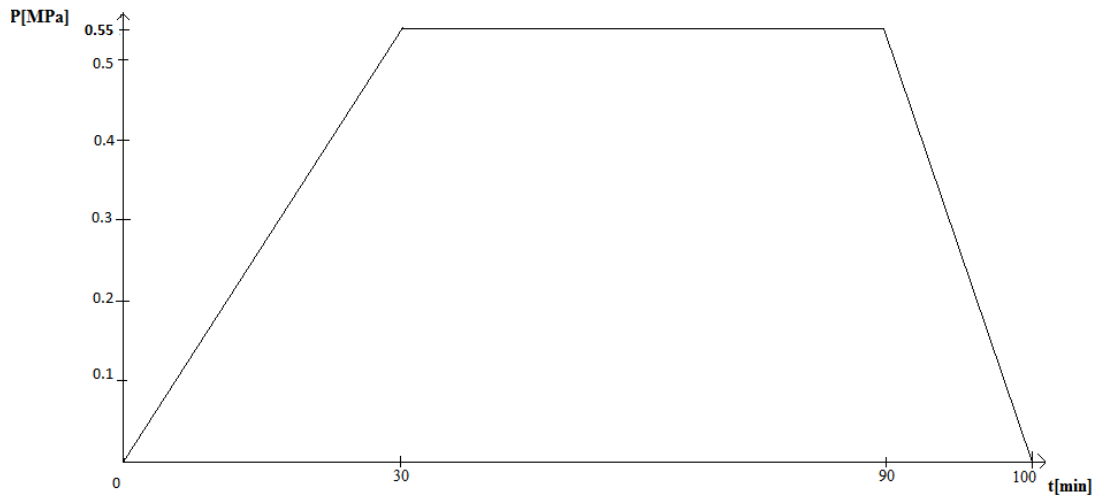


Fig. 4.6 – Ciclo di pressione adottato per le prove di formatura della lega Ti-6Al-4V.

Date le elevate temperature raggiunte durante il processo, lo stampo è stato prelevato dal forno dopo circa 48 ore (il tempo necessario a consentire il raffreddamento dell'attrezzatura). All'apertura dello stampo la lamiera si è presentata deformata così come appare in Fig. 4.7.



Fig. 4.7 – Esempio di cupola in lega Ti-6Al-4V ottenuta in laboratorio.

La deformazione ha portato alla formazione di una cupoletta con una altezza media di 44 mm e quindi la sperimentazione può ritenersi riuscita per la lega considerata, con una deformazione superiore rispetto alla lega di alluminio impiegata per il collaudo dell'impianto. Mettendo in relazione l'altezza della cupola ottenuta (h) ed il raggio (r) della lamiera iniziale otteniamo:

$$H = \frac{h}{r} \cdot 100 = \frac{44}{80} \cdot 100 = 55 \%$$

Tab. 4.2 – Caratteristiche tecniche e parametri di processo adottati per le prove.

Materiale	Spessore lamiera [mm]	Temperatura forno [°C]	Pressione di formatura [MPa]	Tempo di formatura [min]	Coppia di serraggio [N·m]
Ti-6Al-4V	1.7	930	0.55	90	100

4.3.1 – Misurazione sperimentale degli spessori

Per la misurazione degli spessori della lamiera si è pensato di usare innanzitutto un comparatore digitale centesimale, con azzeramento in qualsiasi posizione, il quale consente una veloce tracciatura dei valori minimi e massimi durante la misurazione ed una lettura 0,01 mm. Il comparatore viene sostenuto tramite un supporto magnetico (Fig. 4.8).



Fig. 4.8 – Comparatore digitale e supporto magnetico ad aste fisse.

Per poter accedere alla misurazione degli spessori nei vari punti delle cupole ottenute, si è pensato di realizzare sperimentalmente un sistema punta-contropunta (Fig. 4.9).



Fig. 4.9 – Sistema di misurazione punta-contropunta adottato.

Per effettuare una precisa misurazione degli spessori si è pensato di riportare su ogni lamiera deformata un piano cartesiano individuato da due assi principali x ed y e di associare al punto in cui si misura lo spessore un punto di suddetto piano. In Fig. 4.10 si evidenzia la cupola con gli assi e i punti tracciati per la misurazione.



Fig. 4.10 – Assi cartesiani e punti tracciati sulla lamiera deformata.

Dopo aver effettuato l’azzeramento del comparatore nella posizione di riposo a contatto con la contropunta, è stata possibile misurare gli spessori riportati in Tab. 4.3. Dalle misurazioni effettuate abbiamo ricavato i seguenti risultati in termini di assottigliamento medio e massimo:

$$A_{\text{medio}} \% = \frac{1.7 - S_{\text{medio}}}{1.7} \cdot 100 = 15.88\%$$

$$A_{\text{max}} \% = \frac{1.7 - S_{\text{min}}}{1.7} \cdot 100 = 20\%$$

Dove con la lettera “A” si è indicato l’assottigliamento e con la lettera “S” lo spessore. In Tab. 4.3 si riportano le misurazioni effettuate, indicando la distanza dal centro e le coordinate relative e quindi lo spessore rilevato.

Tab. 4.3 – Valori medi delle misurazioni effettuate.

Distanza dal centro [mm]	Punto (x,y)	Spessore [mm]	Punto (x,y)	Spessore [mm]
0	(0,0)	1.36	(0,0)	1.36
20	(1,0)	1.39	(0,1)	1.38
40	(2,0)	1.41	(0,2)	1.41
60	(3,0)	1.44	(0,3)	1.44
80	(4,0)	1.53	(0,4)	1.53
20	(-1,0)	1.38	(0,-1)	1.37
40	(-2,0)	1.40	(0,-2)	1.39
60	(-3,0)	1.43	(0,-3)	1.42
80	(-4,0)	1.51	(0,-4)	1.50

Dalla Tab. 4.3 si evince che lo spessore iniziale della lamiera di 1.7 mm si è ridotto, ed in particolare ha raggiunto un valore minimo nel punto (0,0) corrispondente al punto più alto della cupola e man mano che ci si allontana dal centro notiamo che lo spessore aumenta. Per evidenziare questo risultato riportiamo in Tab. 4.4 la media dei punti che hanno la stessa distanza dal centro.

Tab. 4.4 – Media degli spessori ottenuti.

Punto	Distanza dal centro [mm]	Spessore [mm]
0	0	1.36
1	20	1.38
2	40	1.40
3	60	1.43
4	80	1.52

La sperimentazione svolta ha dunque prodotto buoni risultati in termini di deformazione della lega considerata, e questi sono stati confrontati con i valori ottenuti dalle successive simulazioni numeriche del processo in modo da calibrare ed ottimizzare il modello per futuri sviluppi.

4.4 - Modellazione agli elementi finiti del processo

Durante l'attività di ricerca condotta, come già detto, è stata ritenuta di fondamentale importanza la simulazione del processo di deformazione superplastica della lamiera. Il metodo agli elementi finiti si presta molto bene a risolvere equazioni alle derivate parziali quando il dominio ha forma complessa (come il telaio di un'automobile o il motore di un aereo), quando il dominio è variabile (per esempio una reazione a stato solido con condizioni al contorno variabili), quando l'accuratezza richiesta alla soluzione non è omogenea sul dominio (in un crash test su un autoveicolo, l'accuratezza richiesta è maggiore in prossimità della zona di impatto) e quando la soluzione cercata manca di regolarità. Il Metodo degli Elementi Finiti, ovvero FEM (*Finite Element Method*), è una tecnica dell'Analisi Numerica volta ad ottenere, come anticipato, soluzioni approssimate per una molteplicità di problemi, non solo di Ingegneria Strutturale, ma anche di Fisica, Bioingegneria, Astronomia. Benché originariamente sviluppato per studiare il campo tensionale nelle strutture aeronautiche, è stato poi esteso ed applicato al vasto campo della Meccanica dei continui. Per la sua varietà di impiego e duttilità quale strumento di analisi, è stato sviluppato ed è attualmente utilizzato nelle Università e nell'Industria. In numerosi problemi fisici e ingegneristici risulta sufficiente ottenere soluzioni numeriche approssimate, piuttosto che soluzioni analitiche esatte di difficile utilizzo pratico. Poiché è sempre possibile (sotto certe ipotesi) scrivere le equazioni differenziali e le condizioni al contorno anche di problemi complessi, si può riscontrare tuttavia come non sia sempre possibile trovare una soluzione analitica in forma chiusa, a causa della irregolarità della geometria. La simulazione FEM permette di snellire i test sperimentali atti alla messa a punto del processo di fabbricazione, con un notevole risparmio in termini di costi e tempi. Il metodo FEM è una tecnica numerica atta a cercare soluzioni approssimate di problemi descritti da equazioni differenziali alle derivate parziali riducendo queste ultime ad un sistema di equazioni algebriche.

Prima di esporre i risultati delle simulazioni realizzate, è opportuno fare riferimento al software utilizzato per il calcolo numerico.

4.4.1 – Descrizione del software FEM utilizzato

La parte principale di un programma agli elementi finiti è sicuramente il processore, che usa un tipo di formulazione ed un metodo d'integrazione ben definito. Il processore necessita di un file d'input scritto in un formato particolare: è possibile scrivere direttamente con un editore di testo il file d'input necessario per un processo da analizzare, ma quando il processo in analisi è molto complesso diventa difficoltoso scrivere questo file. Esistono dei programmi d'utilità pratica, che aiutano l'utente a costruire il file d'input, detti "*preprocessors*". Il processore, dopo aver elaborato il file d'input, salva i risultati; un "*postprocessor*" aiuta l'utente ad analizzare i risultati ottenuti. La struttura generale di un codice agli elementi finiti è schematizzabile come in Fig. 4.11.

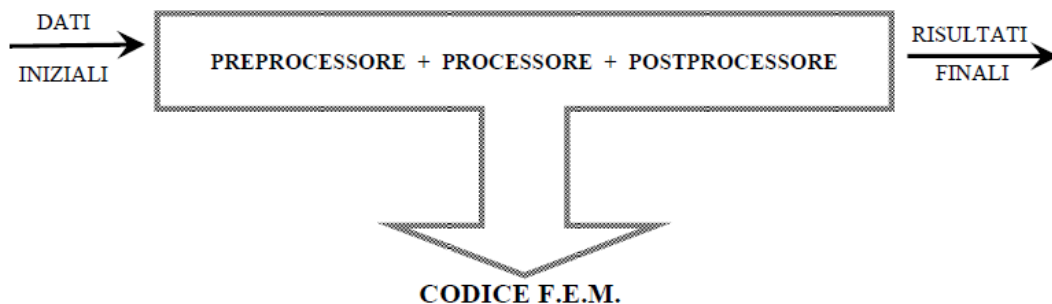


Fig. 4.11 – Struttura di un codice agli elementi finiti.

La scelta della formazione della mesh, ovvero il modello geometrico che viene discretizzato in tanti elementi più semplici, è di fondamentale importanza per ottenere soluzioni numeriche valide, essa deve essere un compromesso tra l'accuratezza dei risultati, i tempi di calcolo e l'occupazione di memoria economicamente convenienti. Per quanto riguarda il software utilizzato, ovvero MSC.Marc®, esso è dotato di un'interfaccia grafica MENTAT, che visualizza, volta per volta, i comandi selezionati, senza richiedere la compilazione di un file opportuno. Una delle caratteristiche più interessanti di questo software è quella di poter suddividere il processo in n passi e di poter analizzare, volta per volta, i risultati

in termini di geometria assunta, distribuzione degli spessori, stati di tensione e deformazione raggiunti.

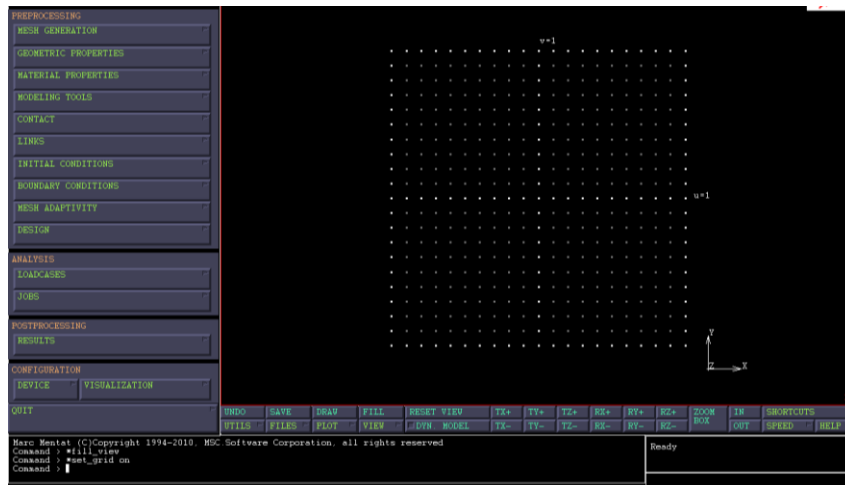


Fig. 4.12 – Interfaccia grafica del software utilizzato.

I componenti più importanti dell'interfaccia utente grafica (Fig. 4.12) sono presenti nel *Main Menu* che contiene i comandi per tutti gli strumenti di modellazione e consente di accedere rapidamente alle funzioni più importanti; esso si divide *PREPROCESSING*, *ANALYSIS* e *POSTPROCESSING*. Le sezioni più importanti sono:

- *Mesh Generation*: contiene strumenti CAD per il disegno delle geometria degli oggetti e consente di costruire opportunamente la mesh, parte significativa del processo di analisi a elementi finiti.
- *Materiali e proprietà geometriche*: consente di assegnare le proprietà dei materiali (es. ortotropo, isotropo) e inoltre permette di definire la geometria del modello.
- *Contatto*: permette di definire corpi rigidi e corpi deformabili, l'attrito tra le parti e il contatto termico.
- *Condizioni al contorno e condizioni iniziali*: viene utilizzata per definire le condizioni al contorno applicate al modello, al fine di effettuare l'analisi. E' possibile in questo modo assegnare i carichi e i vincoli a cui è soggetto il dispositivo. Si noti che le condizioni al contorno possono anche essere specificate

in funzione del tempo. Oltre alle condizioni al contorno, spesso può essere presente un insieme di condizioni iniziali come la velocità iniziale in una analisi dinamica, la temperatura iniziale in un'analisi di trasferimento di calore.

- *Loadcases*: permette di definire le condizioni di carico, il tempo totale della simulazione e la procedura degli step da utilizzare (Fixed o Adaptive). Inoltre consente di stabilire le condizioni di convergenza delle iterazioni.
- *Jobs*: è utilizzata per controllare il flusso globale del processo di analisi. Il comando jobs permette di scegliere le opzioni di analisi, i risultati che sono richiesti, i carichi iniziali, i contatti e altri parametri. In genere poiché l'analisi agli elementi finiti produce un enorme volume di dati numerici, prima di presentare il lavoro di analisi, è bene utilizzare il processore JOB RESULTS per controllare quali variabili compaiono nel file dei risultati oltre ai parametri di default. Una volta che i dati sono stati verificati dal programma e superato il test di validità si può avviare l'analisi tramite il RUN [10].

4.4.2 - Modellazione e simulazione numerica del Bow Forming

La simulazione del processo, realizzata grazie al software FEM descritto, è del tipo non lineare, il coefficiente di attrito tra stampo e lamiera è stato posto pari a 0.3, e per quanto riguarda i parametri caratteristici della lega Ti-6Al-4V, essa è stata considerata come un materiale isotropo con comportamento rigido-plastico. Il comportamento superplastico della lega viene modellato grazie ad una POWER LAW, come indicato anche dalla guida del software stesso [10]:

$$\sigma_y = B \dot{\epsilon}^n \quad (4.1)$$

Dunque, per la caratterizzare il comportamento del materiale da modellare, vanno inseriti i coefficienti “B” ed “n” che indicano rispettivamente il coefficiente di resistenza del materiale e l'indice di sensibilità alla velocità di deformazione. Nel caso della lega considerata tali coefficienti sono stati assunti in base ad una ricerca bibliografica [11-16] e da simulazioni precedenti già realizzate presso il

Dipartimento di Ingegneria Chimica dei Materiali e della Produzione Industriale per lo stesso materiale e quindi già validati dall'esperienza. I valori utilizzati sono:

$$B = 645 \text{ [MPa}\cdot\text{s}^n\text{]}$$

$$n = 0,47$$

Tali coefficienti sono stati inseriti nel software come appare in Fig. 4.13.



Fig. 4.13 – Inserimento dei parametri caratteristici del materiale.

Come parametri di processo, ciò che interessa ai fini della simulazione è la curva di pressione relativa all'insufflaggio del gas in pressione durante il ciclo di formatura, e quindi il tempo totale della simulazione. La curva, già descritta precedentemente, è stata inserita per punti all'interno del software per garantire gli stessi parametri di processo. Per le simulazioni è stata adottata una procedura di stepping di tipo fixed, cioè sono stati fissati 200 step da 30 s ognuno. Assumendo tali impostazioni, sono state realizzate delle analisi 3D del processo il cui modello di partenza, comprendente il solo modulo interno dello stampo e la lamiera utili ai fini della simulazione, è stato realizzato tramite un software CAD (Fig. 4.14).

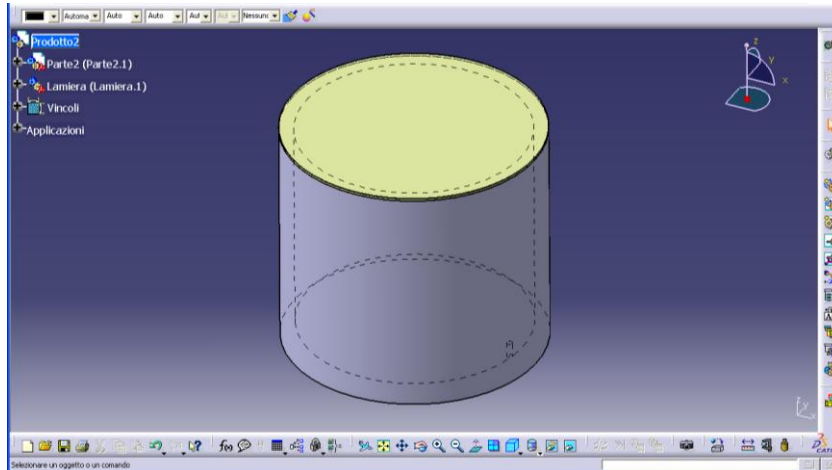


Fig. 4.14 – Modello CAD del processo.

Tale modello è stato importato dal software MSC.Marc®, in un formato compatibile (.iges), e quindi la lamiera è stata meshata con 1195 elementi di tipo shell a 4 nodi (elemento 75) e 1236 nodi (Fig. 4.15).

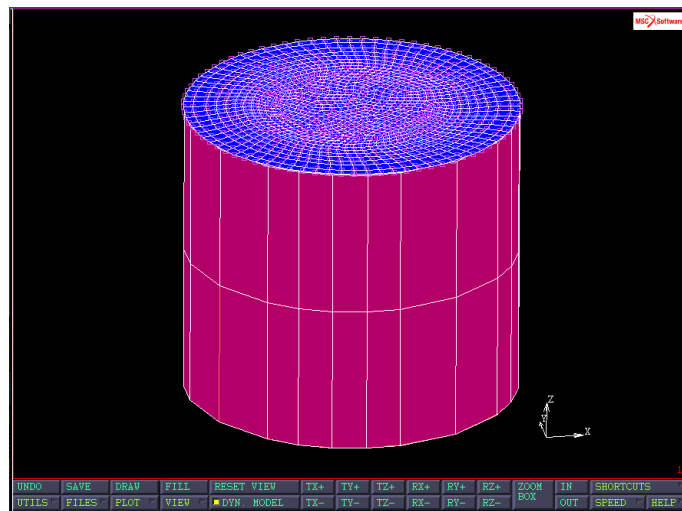


Fig. 4.15 – Modello FEM del processo.

A tutti gli elementi del modello sono state assegnate le caratteristiche della lega Ti-6Al-4V già menzionate a proposito della POWER LAW (4.1). Tutti gli elementi costituenti la lamiera sono stati assunti come corpo deformabile, mentre allo stampo è stata assegnata la proprietà di corpo rigido assegnando il contatto tra i corpi. A questo punto è stato necessario definire le condizioni al contorno del modello, ovvero le forze in gioco. Il primo tipo di forze assegnate sono quelle dovute all'azione del premilamiera che non permette lo scorrimento, quindi lo spostamento dei nodi

estremi è stato bloccato in tutte le direzioni (Fig. 4.16.a). L'altro tipo di forze sono quelle dovute al gas in pressione che permette la deformazione libera della lamiera (Fig. 4.16.b). A quest'ultime è stata assegnata una dipendenza con la curva p-t precedentemente realizzata.

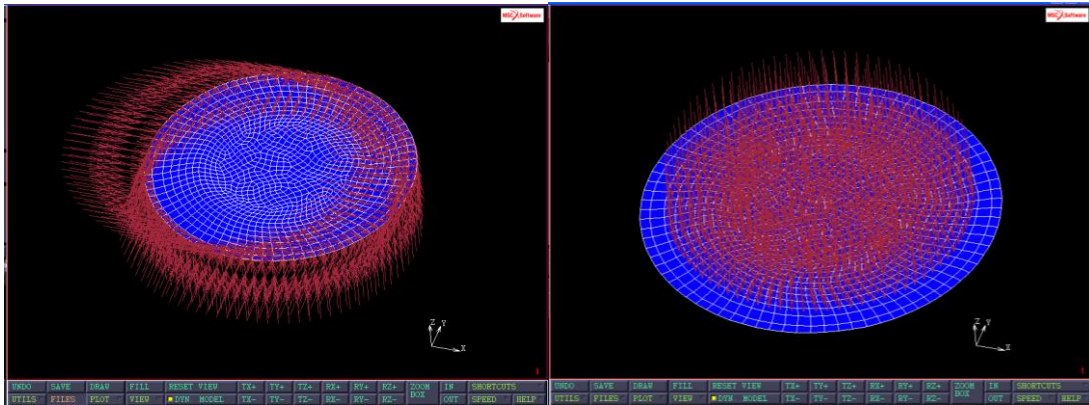


Fig. 4.16 – Condizioni al contorno applicate al modello.

Utilizzando il modello così realizzato, a cui sono state applicate le impostazioni degli step e le condizioni di analisi già menzionate, è stato eseguito il RUN che ha dato i suoi risultati nel file di output (.t16). Tale file di output può essere aperto tramite lo stesso software utilizzando il postprocessore. Lo step finale mostra il modello nelle seguenti condizioni di Fig. 4.17.

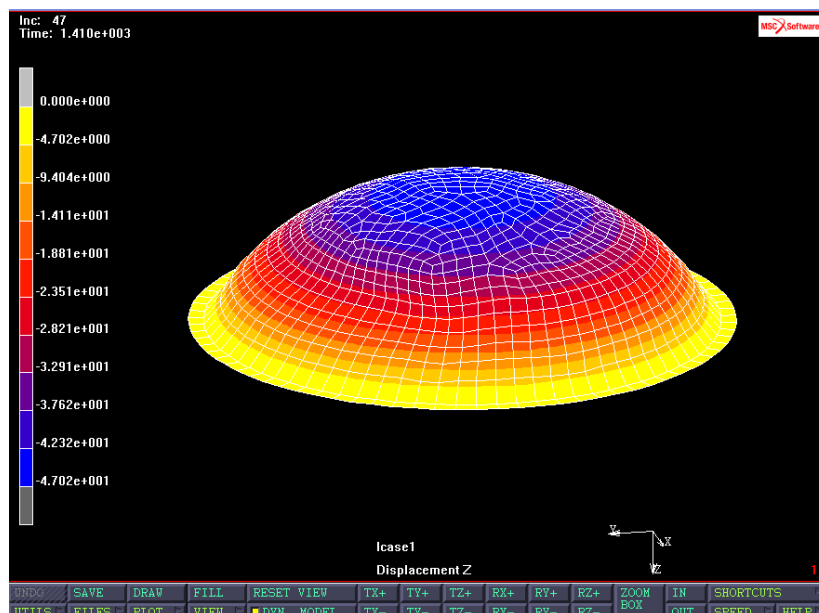


Fig. 4.17 – Modello a fine simulazione.

4.5 - Confronto numerico-sperimentale dei risultati ottenuti

Come già discusso precedentemente, è stato compiuto un confronto numerico-sperimentale con lo scopo di garantire, qualora ve ne fosse bisogno, la bontà delle simulazioni effettuate oltre a voler verificare il corretto impatto che hanno i parametri relativi al materiale sul processo di deformazione.

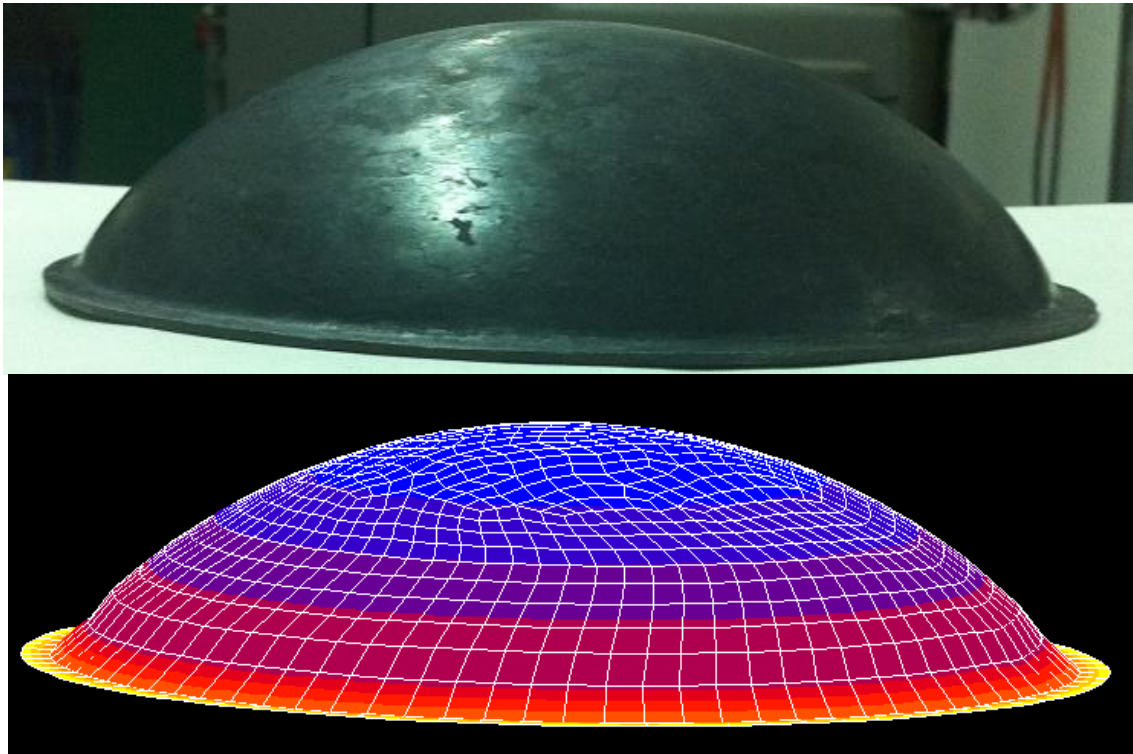


Fig. 4.18 – Immagine di confronto numerico-sperimentale.

Oltre ad un confronto visivo (Fig. 4.18) decisamente soddisfacente, sono state eseguite le misure degli spessori in corrispondenza degli stessi punti considerati sperimentalmente (Fig. 4.19).

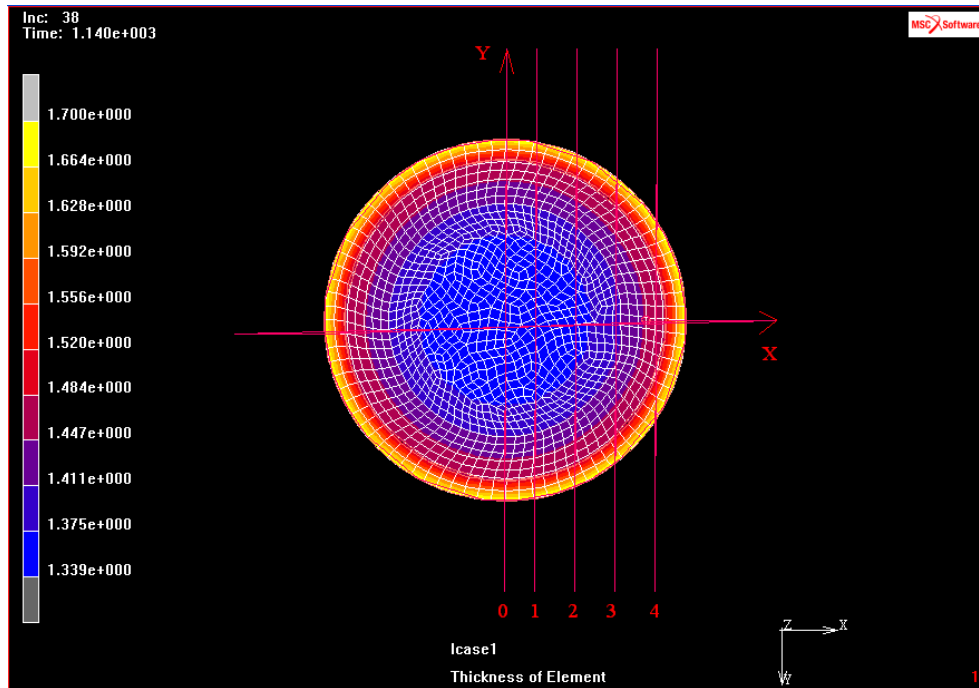


Fig. 4.19 – Misurazione degli spessori utilizzando il software MSC.Marc®.

Dalle misurazioni effettuate sono emersi i seguenti valori degli spessori riportati in Tab. 4.4.

Tab. 4.4 – Risultati degli spessori rilevati tramite il software.

Punto	0	1	2	3	4
Distanza dal centro [mm]	0	12	40	60	80
Spessore[mm]	1,34	1,35	1,37	1,40	1,46

I risultati numerici ottenuti utilizzando la mappa degli spessori del software FEM, vanno confrontati con quelli ottenuti sperimentalmente per ottenere una risposta immediata sull'effettiva correlazione dei dati. A tal fine si propone la seguente tabella riassuntiva (Tab. 4.5).

Tab. 4.5 – Tabella riepilogativa dei dati numerici e sperimentali.

Metodo di misura	0	1	2	3	4
Distanza dal centro [mm]	0	15	35	55	75
Sperimentale [mm]	1,36	1,38	1,40	1,43	1,52
Numerico [mm]	1,34	1,35	1,37	1,40	1,46

Osservando la tabella riepilogativa (Tab. 4.5) emerge che il metodo numerico adottato restituisce dei valori molto confrontabili con quelli ottenuti sperimentalmente. Infatti lo scostamento è nell'ordine dei centesimi di millimetro e ciò testimonia una accurata messa a punto del software di simulazione.

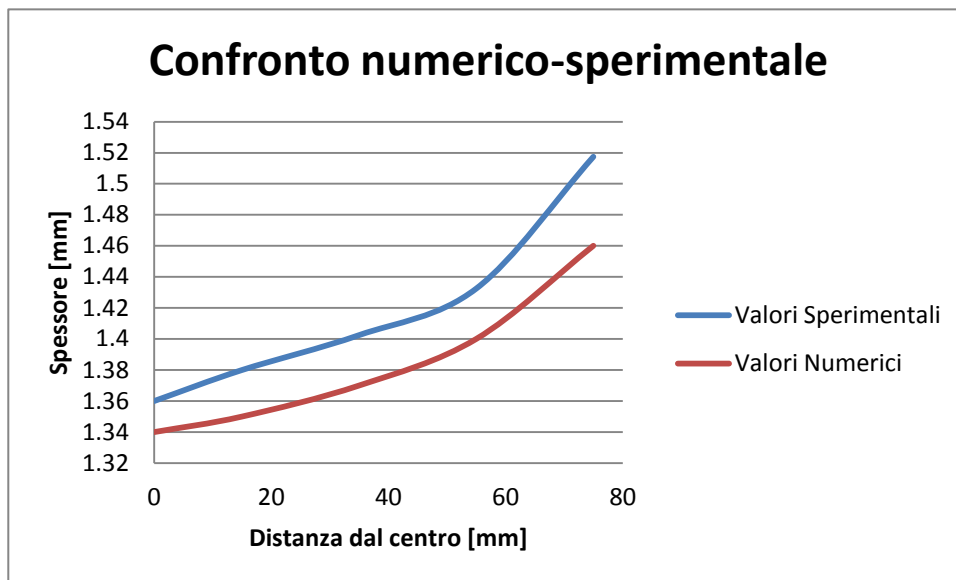


Fig. 4.20 – Diagramma di confronto degli spessori misurati.

Dal grafico è possibile evidenziare che, nonostante l'esistenza di un piccolo scostamento che si mantiene costante tra le due serie di valori misurati tramite il metodo numerico e quello sperimentale, l'andamento delle due curve è pressoché lo stesso testimoniando una buona correlazione numerico-sperimentale. In conclusione è, dunque, possibile garantire l'affidabilità del software e dei parametri caratteristici del materiale che, come già detto, hanno un'influenza fondamentale sui risultati numerici.

Capitolo 5

Processi combinati tra SPF ed altre tecnologie industriali

5.1 – Introduzione

I processi di formatura superplastica, nonostante i notevoli vantaggi già evidenziati, mostrano degli inconvenienti dal punto di vista tecnologico e di applicazione a livello industriale. Per questo motivo, nella fase successiva, sono state condotte delle prove di accoppiamento del processo di SPF con altre tecnologie in modo da realizzare delle sinergie utili ad attenuare i limiti tecnologici ed applicativi.

5.2 – Processo combinato tra Friction Stir Processing e SPF

L'accoppiamento con il processo preliminare di Friction Stir Processing (d'ora in poi FSP), è stato sperimentato allo scopo di evitare il limite tecnologico di non poter talvolta effettuare con successo il processo con le leghe che si prestano meno alla deformazione superplastica per una questione di grana cristallina di partenza. Questo processo è anche noto come "Selective Superplastic Forming" [R.S. Mishra, M.W. Mahoney, US Patent 6,712,916, 2002]. Nello specifico la sperimentazione svolta ha riguardato un processo di Blow Forming applicato ad una lega di magnesio AZ31, trattata mediante FSP in modo da ottenere un affinamento della grana cristallina di partenza. Questo perché una grana cristallina più fine del materiale di partenza, permette di ottenere un indice di sensibilità alla velocità di deformazione più elevato e quindi delle migliori caratteristiche superplastiche (si veda Fig. 5.1) [17]. Dunque è stata valutata la formabilità a caldo delle lamiere di AZ31 con e senza trattamento di FSP nella configurazione multi-passata [18].

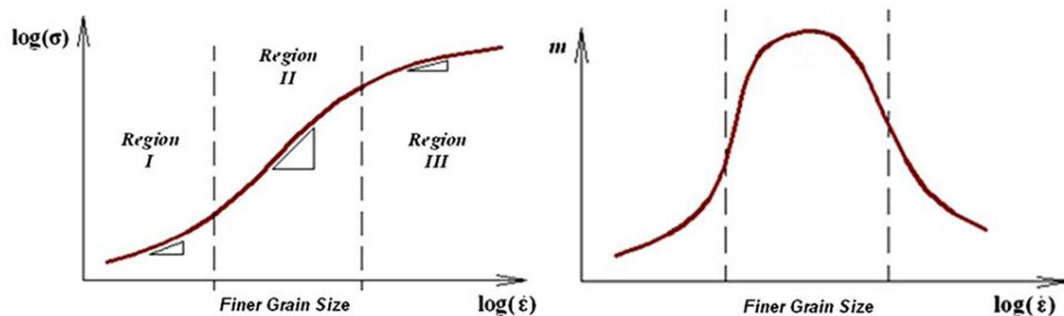


Fig. 5.1 – a) Tipica curva tensione-deformazione per una lega superplastica,
b) Tipico andamento dell'indice di sensibilità alla velocità di deformazione per una lega superplastica.

5.2.1 - Materiali e metodi impiegati

Il materiale utilizzato, come già detto, è stato la lega di magnesio AZ31, disponibile come laminato, dal quale sono state ricavate piastre rettangolari aventi spessore di circa 3 mm. Il processo di SPF realizzato è del tipo Blow Forming ed è stato eseguito sia su lamiere di AZ31 tal quale sia su altre identiche ma trattate precedentemente con Friction Stir Processing, nella maniera descritta di seguito. Da ognuna delle piastre rettangolari di AZ31 sono state ricavate quelle circolari aventi diametro di circa 18 cm, le quali sono state poi posizionate nello stampo prototipale descritto nel capitolo 2. La chiusura dello stampo è avvenuta mediante bulloni (classe di resistenza 10.9) e la pressione del gas è stata imposta al di sopra della lamiera. I bulloni sono stati avvitati con un'opportuna coppia di serraggio (80 N·m) al fine di bloccare completamente il bordo del disco, evitandone lo scorrimento all'interno dello stampo durante il processo. Stampo e materiale sono stati posti nel forno a resistenza, il quale ha permesso di raggiungere la temperatura di formatura, che nel caso della lega AZ31 è stata scelta pari a 450°C, e di mantenerla per il tempo necessario al compimento del processo. La temperatura massima è stata raggiunta in un tempo di circa 20 minuti in dipendenza dalle caratteristiche del forno. L'iniezione del gas argon, ha avuto una durata di 30 minuti ed è iniziata dopo un certo tempo di permanenza a 450°C in modo tale da garantire il raggiungimento di una temperatura uniforme all'interno della lamiera; invece la pressione massima di 4 bar (0,4 MPa) è stata raggiunta lentamente, in circa 3 minuti. L'andamento della temperatura nel tempo è riportato in Fig. 5.2.

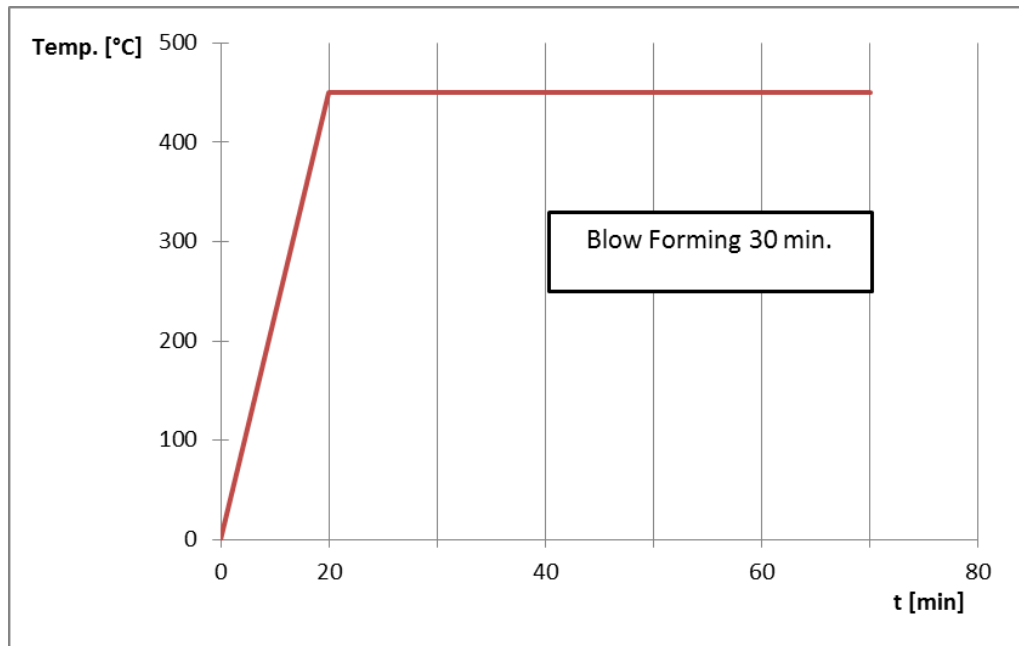


Fig. 5.2 – Andamento temperatura-tempo del processo realizzato con la lega AZ31.

Una volta completata la formatura, il forno è stato spento per consentire il raffreddamento a temperatura ambiente dell'insieme stampo – materiale prima dell'estrazione del pezzo. Siccome le lamiere sottoposte a questo processo, come già previsto, hanno assunto una forma a cupola, per ognuna, dopo l'estrazione, è stata misurata, a partire dal lato superiore del bordo indeformato, la profondità massima raggiunta, ovvero l'altezza della cupola, ed infine, tramite un apposito sistema di misurazione, è stata realizzata una mappa degli spessori.

5.2.2 - Friction Stir Processing

Questo processo è stato eseguito sulle lamiere successivamente sottoposte a formatura superplastica allo scopo di ottenere, all'interno della zona trattata, un affinamento della grana cristallina, il quale potesse migliorare la duttilità a caldo del materiale per i motivi già esposti precedentemente. La piastra è stata innanzitutto adeguatamente bloccata sulla tavola porta-pezzo di una fresatrice e poi sono state eseguite tre passate, come mostra la Fig. 3, allo scopo di ottenere una zona trattata sufficientemente ampia. Dallo schema in figura si evincono la sequenza delle passate, la larghezza della zona processata, ma anche i lati in concordanza e discordanza.

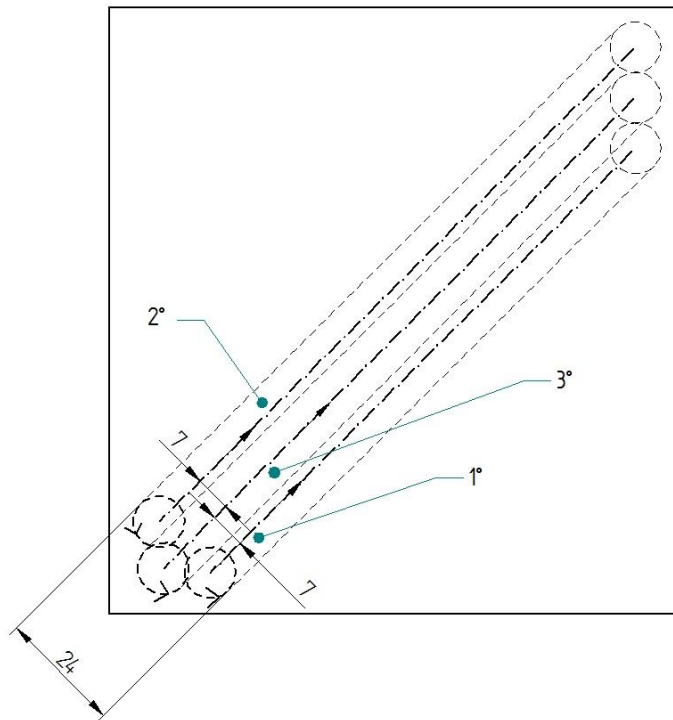


Fig. 5.3 – Schema del processo FSP in configurazione tre passate sulla piastra di AZ31.

Per comparazione e per valutare l'influenza del processo multi-passata rispetto alla singola, è stata eseguita sulla stessa lega una sola passata di FSP. L'utensile impiegato in questo caso è in acciaio, costituito da una spalla cilindrica con pin liscio tronco-conico e le sue dimensioni sono visibili in Fig. 5.4.

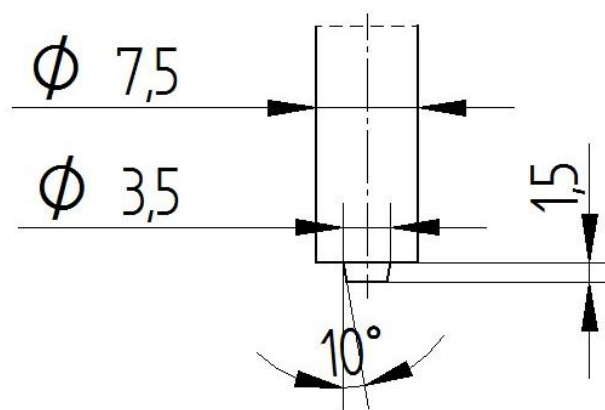


Fig. 5.4 – Utensile impiegato per singola passata.

Con questo stesso utensile sono state eseguite passate preliminari allo scopo di scegliere i parametri più adeguati per il processo FSP multi-passata. I set di parametri utilizzati in tali prove sono riportati in Tab. 5.1.

Tab. 5.1 – Set di parametri per le prove di FSP in configurazione singola passata.

Set di Parametri	Avanzamento [mm/min]	Rotazione [giri/min]	Weld Pitch [mm/giro]	Tool tilt
1	230	500	0.46	2°
2	460	1000	0.46	2°
3	325	1000	0.325	2°

Osservando i risultati ottenuti con la singola passata, si è scelto per le tre passate, al fine di ottimizzare il processo, un utensile più grande, costituito da spalla cilindrica con pin liscio tronco-conico, mostrato in Fig. 5.5; le sue caratteristiche sono le seguenti:

- Diametro spalla: 10 mm;
- Altezza pin: 2,5 mm;
- Diametro di base pin: 5 mm;
- Angolo di apertura cono: 10°.

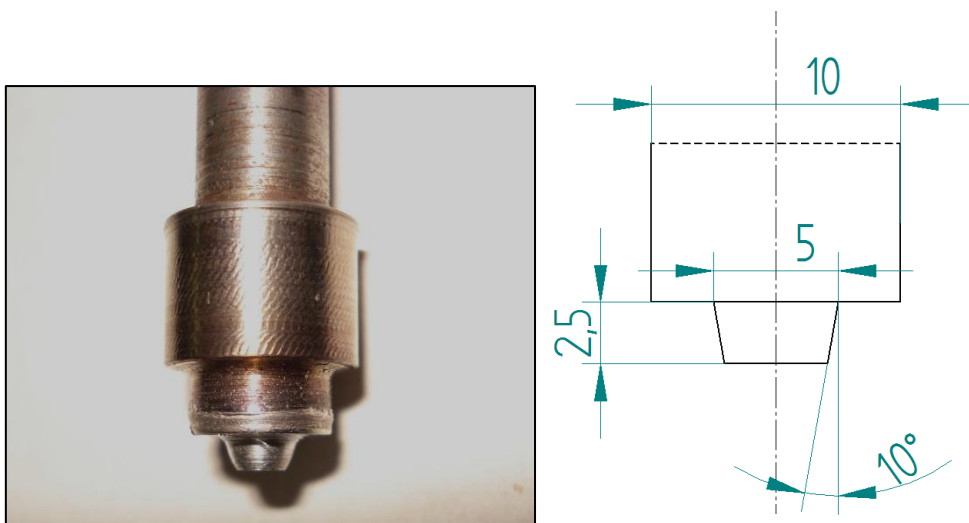


Fig. 5.5 – Utensile impiegato per il FSP multi-passata.

I parametri impostati per il FSP multi-passata sono quelli appartenenti al terzo set perché risultato essere il miglior compromesso in termini di qualità e assenza di difetti dopo un'attenta osservazione metallografica. Terminato il FSP multi-passata, è stato necessario tagliare le piastre per renderle circolari e dunque adatte allo stampo di Blow Forming, come mostrato in Fig. 5.6.



Fig. 5.6 – Piastra circolare sottoposta a formatura.

5.2.3 - Osservazioni metallografiche

Dalle piastre sono stati ricavati, prima del processo di formatura e tramite un taglio normale alla direzione delle passate, alcuni campioni per le osservazioni metallografiche, sia nella zona non trattata che in quella caratterizzata dal trattamento FSP multi-passata in modo da poter effettuare un confronto. I campioni sono stati inglobati in resina termoindurente costituendo blocchetti cilindrici, come mostra la Fig. 5.7; questo passaggio è indispensabile per fornire ai campioni un opportuno sostegno e rendere così possibile l'esecuzione di prove ed osservazioni metallografiche sulla sottile sezione trasversale.



Fig. 5.7 – Campione metallografico.

Una volta inglobati, i provini sono stati sottoposti a smerigliatura mediante lucidatrice automatica, mostrata in Fig. 5.8; tale operazione consiste nel trattare la superficie della sezione trasversale con carta abrasiva.



Fig. 5.8 – Macchina lucidatrice.

Il passo successivo è stato la lucidatura, effettuata apponendo sul piatto rotante della macchina un panno vellutato ed utilizzando varie paste diamantate a granulometria decrescente; al termine di queste operazioni è possibile osservare sul metallo una superficie a specchio. I vari step eseguiti sono indicati in Tab. 5.2.

Tab. 5.2 – Step per smerigliatura/lucidatura dei campioni di lega AZ31.

Carta / Pasta	Velocità [giri/min]	Tempo [min]
Carta abrasiva 320 <u>grit</u>	250	Fino a spianare
Pasta diamantata 9 μ	150	6
Pasta diamantata 3 μ	120	5
Pasta diamantata 1 μ	120	4
Pasta abrasiva 0,05 μ	120	1,5 - 3

I provini sono stati innanzitutto sottoposti ad attacco chimico sulla superficie da osservare mediante acido picral-acetico, tra i più efficaci sulle leghe di magnesio, la cui composizione è:

- Acido acetico: 5 ml;
- Acido picrico: 6 g;
- Acqua distillata: 10 ml;
- Etanolo: 100 ml.

L'attacco, che in genere dura pochi secondi, ha lo scopo di mettere in evidenza i bordi dei grani e i precipitati della lega.



Fig. 5.9 - Microscopio ottico Leitz MM6

La successiva osservazione è stata effettuata con il microscopio metallografico universale MM6 prodotto dalla Leitz (Fig. 5.9), tramite il quale è stato possibile vedere, a diversi ingrandimenti, dimensioni, forma ed orientamento dei grani, distinguendo con essi le principali zone microstrutturali. Per avere una dimensione dei grani espressa in micron, sono state valutate, mediante apposito software, le dimensioni dei grani sulle micrografie di maggiore interesse e sono state calcolati i valori medi.

5.2.4 – Dimensione media dei grani cristallini

La determinazione della dimensione media dei grani nei materiali policristallini è una delle più importanti misurazioni stereologiche che si possa effettuare, data la notevole influenza di tale dimensione nel comportamento e nelle proprietà dei metalli. I metodi per la determinazione della misura media dei grani nei materiali metallici sono procedure indipendenti dal metallo e dalla lega, grazie alle loro basi puramente geometriche. Infatti le procedure di base possono anche essere usate per la stima della dimensione media del grano, del cristallo o della misura della cellula nei materiali non metallici. Questi metodi sono prescritti dalla normativa *ASTM E 112* in merito sia ai procedimenti di misura, sia ai criteri di espressione della grandezza media del grano.

Le procedure si distinguono in tre categorie principali:

- Procedura di comparazione;
- Procedura di Heyn o metodo dell'intercetta;
- Procedura planimetrica.

La suddetta normativa definisce G , numero ASTM di dimensione dei grani, a partire dalla seguente relazione:

$$n = 2^{G-1}$$

Dove n è il numero di grani per pollice quadrato ad un ingrandimento di 100X. Le procedure consentono di effettuare una misura approssimata, sopra le micrografie, del parametro n , basandosi sulla misurazione di aree e di intercette lineari, in modo tale che tutti i metodi possano essere espressi in termini di G . Il metodo dell'intercetta è stato quello utilizzato in questo caso e consiste nel contare il numero di grani intercettati sulle micrografie da quattro linee test, disposte nel modo mostrato in Fig. 5.10.

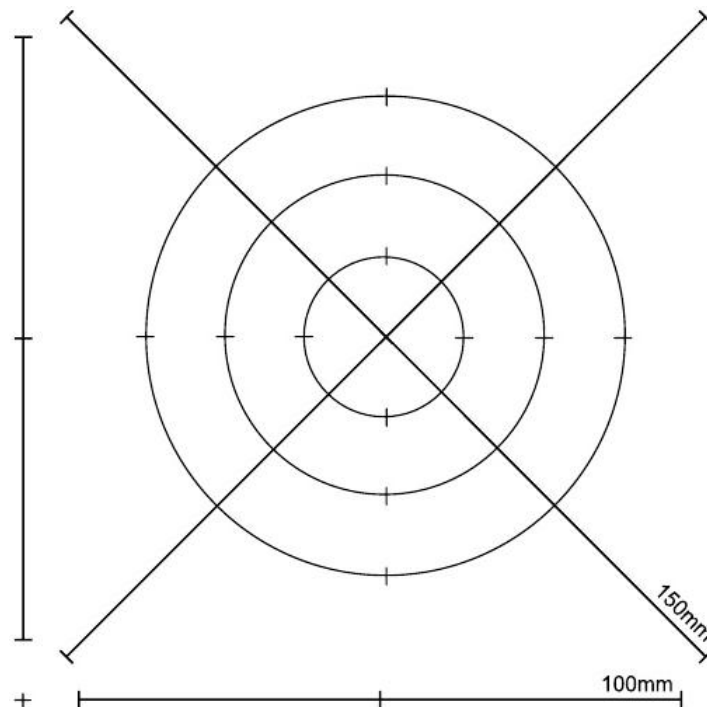


Fig. 5.10 – Geometria utilizzata per la misura della dimensione grani.

Per contare il numero di intercette con i bordi dei grani bisogna seguire alcune regole: le intercette con un bordo grano si contano come 1, quelle con un punto triplo di grano come 1,5 e le tangenti al bordo grano come 0,5. Il numero totale di intercette contate sulle quattro linee test si denota con N . Successivamente si valuta il numero di grani per millimetro mediante la relazione:

$$N_L = \frac{N}{L \cdot M}$$

Dove L è lunghezza totale delle linee test (mm) ed M l'ingrandimento della micrografia. Infine si calcola il numero ASTM, G , con la relazione:

$$G = (6,6438 \cdot \log_{10} N_L) - 3,288$$

A valori crescenti del numero ASTM corrisponderanno dimensioni medie del grano decrescenti. Per avere anche una dimensione dei grani espressa in micron, sono state valutate, mediante apposito software, le dimensioni dei grani sulle micrografie di maggiore interesse. Sono state effettuate venti misurazioni di grani, considerando la dimensione maggiore, per ciascuna micrografia prescelta, e sono state calcolati i valori medi.

5.2.5 – Prove di microdurezza Vickers

È stato utilizzato un microdurometro Vickers (con penetratore a forma di piramide a base quadrata con angolo al vertice di 136°) modello *CV-400 DAT*, mostrato in Fig. 5.11, dotato di un microscopio ottico con due possibili ingrandimenti, 100x e 400x, al quale è collegato un misuratore digitale.

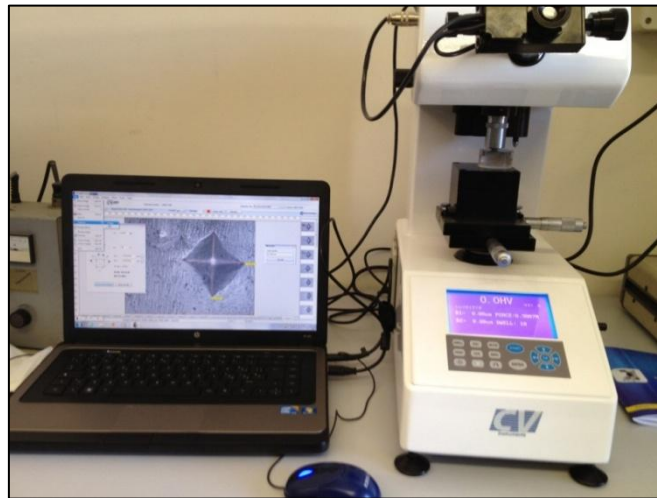


Fig. 5.11 – Microdurometro Vickers CV-400 DAT.

La strumentazione è dotata di un dispositivo che permette la realizzazione delle impronte attraverso il rilascio graduale di un penetratore, sul quale grava una certa massa, il cui peso viene adeguatamente scelto in funzione del materiale da testare. Successivamente vengono misurate le diagonali delle impronte ed infine si ricava per ciascuna impronta la microdurezza mediante l'equazione (5.1).

$$HV = \frac{p * 1854,4}{d^2} \quad (5.1)$$

Nella precedente equazione p è il carico espresso in grammi e d il valore medio delle diagonali di ciascuna impronta (μm). Per le prove di microdurezza sui campioni di AZ31 con tre passate FSP è stato scelto il peso da 100 g e sono state realizzate, sulla sua sezione, cinque file di impronte, distanti tra loro circa 0,5 mm; ogni fila contiene sessanta impronte con passo di avanzamento 0,5 mm, coprendo una lunghezza d'indagine di 30 mm (Fig. 5.12).

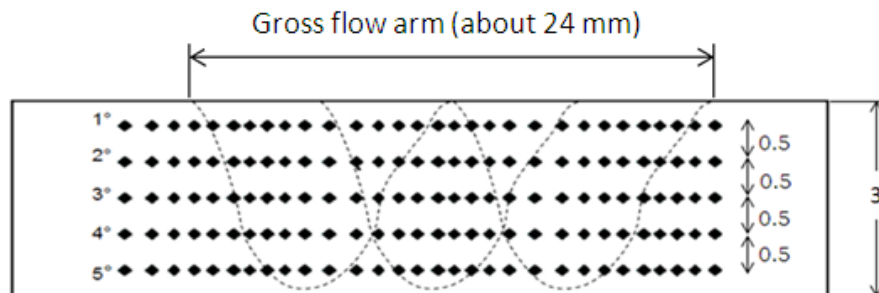


Fig. 5.12 – Schema delle micro durezza (disegno senza scala e valori riportati in millimetri).

Per comparazione sono state effettuate anche le prove di microdurezza sui campioni con singola passata e con gli stessi parametri di processo. È stato scelto sempre il peso da 100 g, sono state realizzate in tal caso tre file di impronte, distanti tra loro circa 0,5 mm, ogni fila contenente trenta impronte con passo di avanzamento 0,5 mm, per una lunghezza d'indagine di 15 mm.

5.2.6 - Discussione dei risultati ottenuti dalla sperimentazione

La formatura superplastica è stata eseguita, sia su lamiere trattate sia non trattate, con gli stessi parametri di processo. Il primo importante risultato ottenuto è stato che le lamiere trattate con FSP si sono deformate maggiormente ed anche in maniera uniforme; dunque, essendo stato il processo condotto in entrambi i casi con la medesima pressione massima e adottando lo stesso tempo di formatura, è stata ottenuta una maggiore velocità di deformazione, grazie al trattamento. La Fig. 5.12.a mostra infatti il pezzo formato sottoposto prima a FSP; invece in Fig. 5.12.b viene presentato quello formato senza alcun trattamento precedente della lamiera.

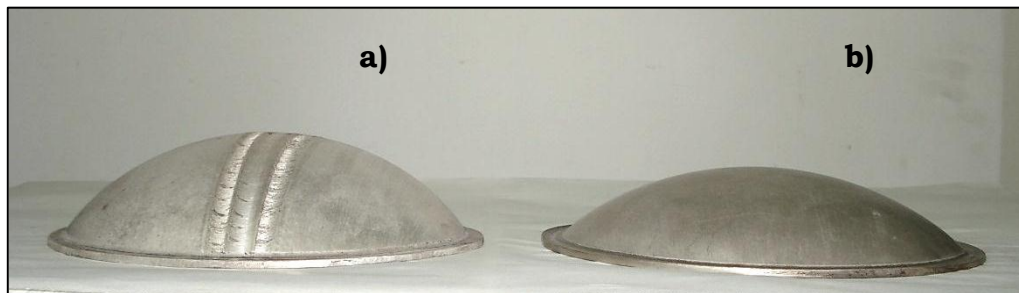


Fig. 5.12 – Dischi sottoposti a Blow Forming: a) con tre passate di FSP; b) tal quale.

Tale risultato era atteso in virtù del meccanismo di ricristallizzazione generato dalle passate di FSP, le quali inducono affinamento della grana cristallina, ciò ha conferito alla lega un miglioramento delle proprie caratteristiche superplastiche, sebbene la zona trattata non fosse estesa all'intera lamiera. A conferma di quanto sopra esposto si riportano le profondità medie massime ottenute nelle lamiere sottoposte ai test:

- a) Con FSP: 40,48 mm;
- b) Tal quale: 30,64 mm.

Inoltre si riportano per i due casi le distribuzioni degli spessori, illustrate nelle Fig. 5.13 e 5.14.

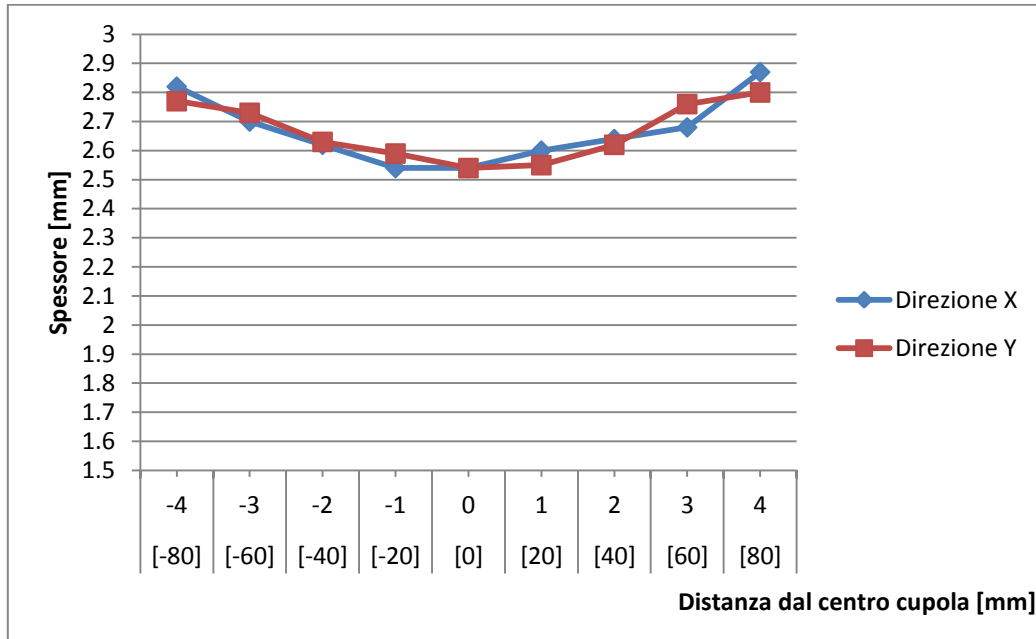


Fig. 5.13 – Distribuzione dello spessore nella lamiera non trattata.

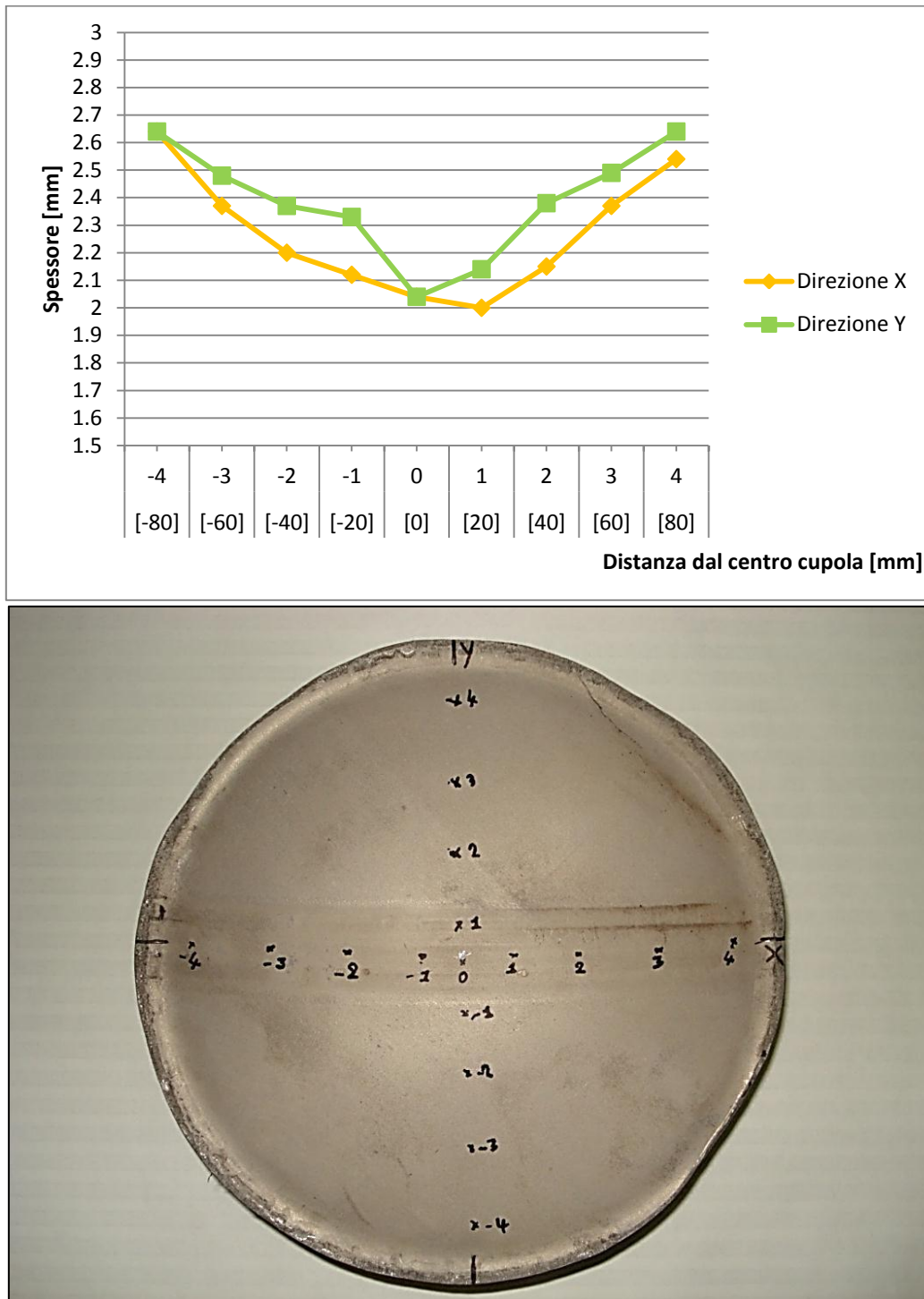


Fig. 5.14 – Distribuzione dello spessore nella lamiera trattata con FSP.

Dalle precedenti figure si evince che la maggiore deformazione ha portato ad un maggiore assottigliamento. È possibile inoltre rilevare che, in entrambi i casi, procedendo dal bordo verso il punto centrale, si ha una costante e progressiva riduzione dello spessore.

Da notare che la direzione lungo la quale sono stati registrati i valori più bassi di spessore è quella delle passate di FSP, dunque il processo FSP ha in pratica facilitato l'assottigliamento durante il processo di formatura. Per mettere maggiormente in rilievo l'inevitabile riduzione degli spessori si riportano, in Tab. 5.3, i valori minimi e medi degli stessi, nonché gli assottigliamenti medi e massimi percentuali verificatisi, per le due tipologie di lamiera, a fronte di un incremento di profondità, ovvero di altezza della cupola, del 24,3%. Siccome l'affondamento della spalla utensile provoca un piccolo assottigliamento iniziale nella lamiera, è necessario riportare anche gli assottigliamenti medi e massimi riferiti allo spessore iniziale della zona processata, il quale è inferiore a 3 mm e pari a 2,883 mm.

Tab. 5.3 – Spessori e assottigliamenti delle lamiere tal quale e con FSP.

	Spessore minimo	Spessore medio	Assottigliamento medio	Assottigliamento max.
Tal quale	2,54 mm	2,67 mm	11%	15,3%
FSP	2 mm	2,33 mm	22,3%	33,3%
FSP ($s_0=2,883\text{mm}$)	“	“	19,2%	30,6

Per quanto riguarda le prove di microdurezza Vickers effettuate è stato rilevato che il materiale base di AZ31 presenta in media un valore HV 57-58. Eseguendo la prova su campioni trattati mediante FSP, sia singola passata sia multipla, è stato possibile valutare come la durezza si è evoluta a seguito del trattamento. Per primo si riporta il profilo di microdurezza delle zone caratteristiche nella lega con singola passata FSP, come mostra la Fig. 5.15.

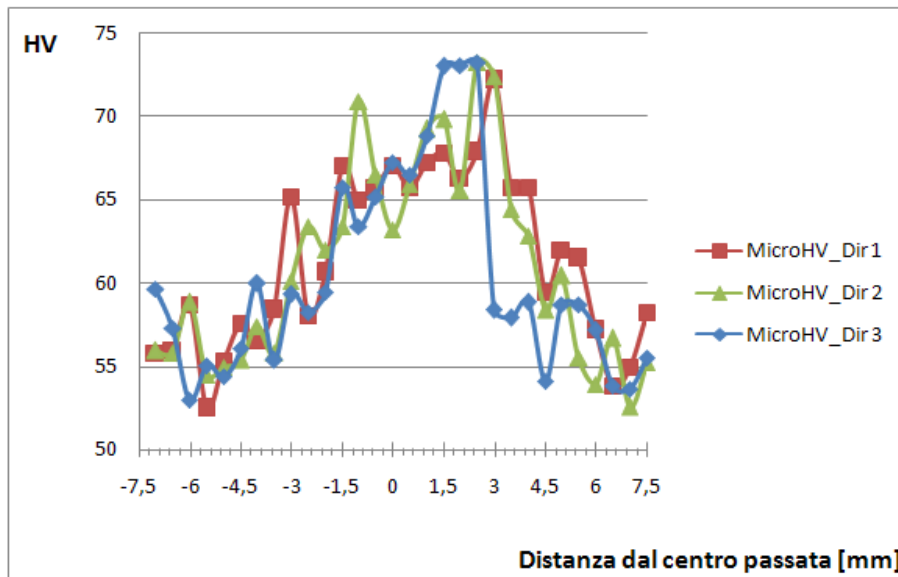


Fig. 5.15 – Profilo di microdurezza della lega AZ31 con singola passata di FSP.

Dal profilo si evince subito che vi è un incremento di durezza procedendo verso il centro della passata e cioè verso la nugget zone, anche detta stir zone nel caso di FSP; in particolare i valori più alti si trovano in advancing side. La spiegazione di questo andamento sta nel fatto che il massimo affinamento della grana ha prodotto un miglioramento delle proprietà meccaniche, in particolare della durezza, proprio dove il trattamento è stato più intenso. D'altra parte bisogna osservare la presenza di un lieve decadimento di durezza a cavallo delle zone termo-meccanicamente alterate, poiché in esse prevale l'azione regressiva del calore rispetto alla ricristallizzazione. Per lo stesso motivo la durezza subisce ancora una diminuzione procedendo verso le zone termicamente alterate. È stato notato inoltre che le impronte lasciate dal penetratore hanno una forma molto irregolare nelle zone a cavallo tra ZTMA e HAZ; man mano che si procede verso il centro la loro forma si regolarizza e la HV aumenta grazie alla omogeneizzazione della grana. In Fig. 5.16 sono riportati due esempi delle suddette impronte realizzate.

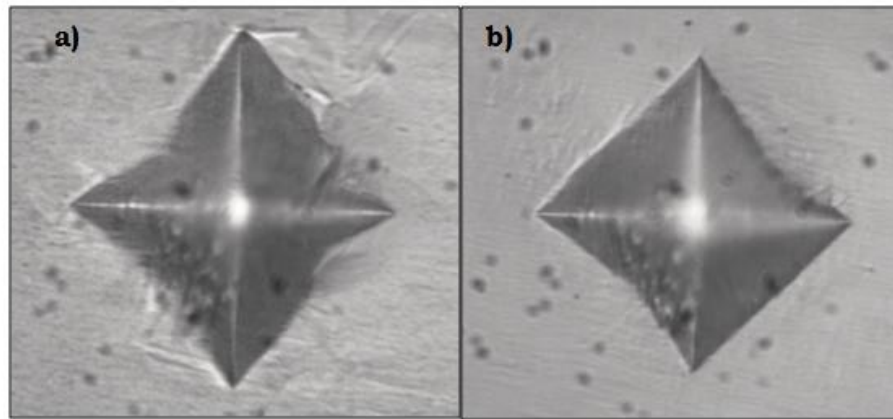


Fig. 5.16 – Impronte di microdurezza: a) in ZTA; b) nella Stir Zone.

Per quanto riguarda la valutazione della microdurezza Vickers relativa ai provini di AZ31 con tre passate di FSP, si riporta per maggiore chiarezza una mappa cromatica mostrata in Fig. 5.17.

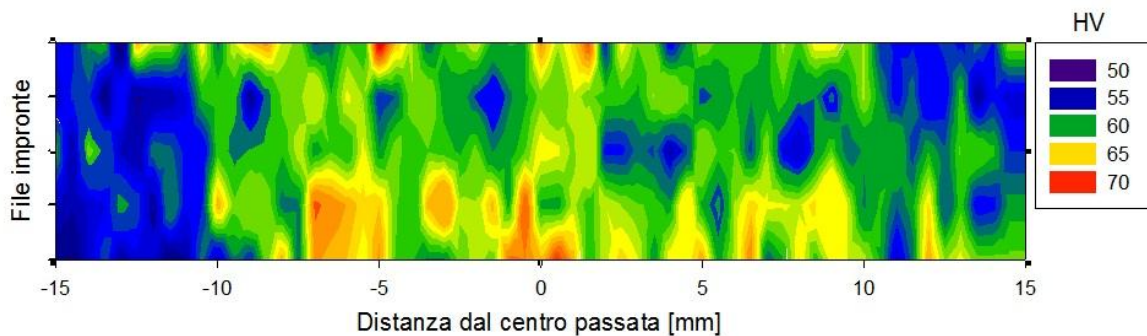


Figura 5.17 – Microdurezza Vickers per un provino con tre passate di FSP.

Nel precedente grafico è possibile osservare che l'azione delle tre passate di FSP ha condotto alla omogeneizzazione della durezza lungo l'intera zona processata, con valori che oscillano intorno a quello medio pari a 60,2 prima di riportarsi a quelli tipici del metallo base. Essendo le passate tra loro adiacenti, è possibile che abbiano influenzato la microstruttura in modo tale da impedire il raggiungimento di valori di durezza elevati come quelli della singola passata, contribuendo però al contempo ad un livellamento della relativa proprietà meccanica. Recenti studi hanno dimostrato che il FSP è un procedimento che comporta modifiche microstrutturali e produce una grana più fine ed omogenea. Dunque il primo risultato atteso dall'osservazione microstrutturale è proprio il notevole affinamento dei grani cristallini entro la zona

processata. L'immagine in Fig. 5.18 mostra la microstruttura di un campione di lega AZ31 trattato mediante singola passata di FSP; è possibile anche notare la brusca transizione nel tipo di grani: da grani piccoli della zona processata si passa a grani allungati, ruotati e di maggiori dimensioni tipici della zona termo-meccanicamente alterata (ZTMA).

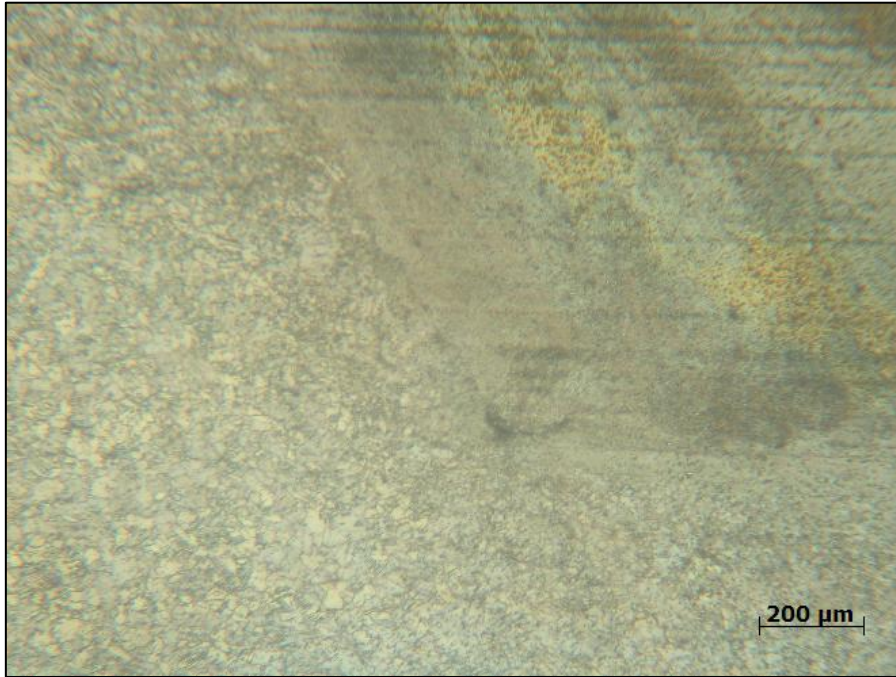


Fig. 5.18 – Microstruttura della lega con singola passata FSP nella zona processata.

Per comparazione si riporta in Fig. 5.19 la microstruttura del metallo base, avente dimensione media dei grani visibilmente più elevata.

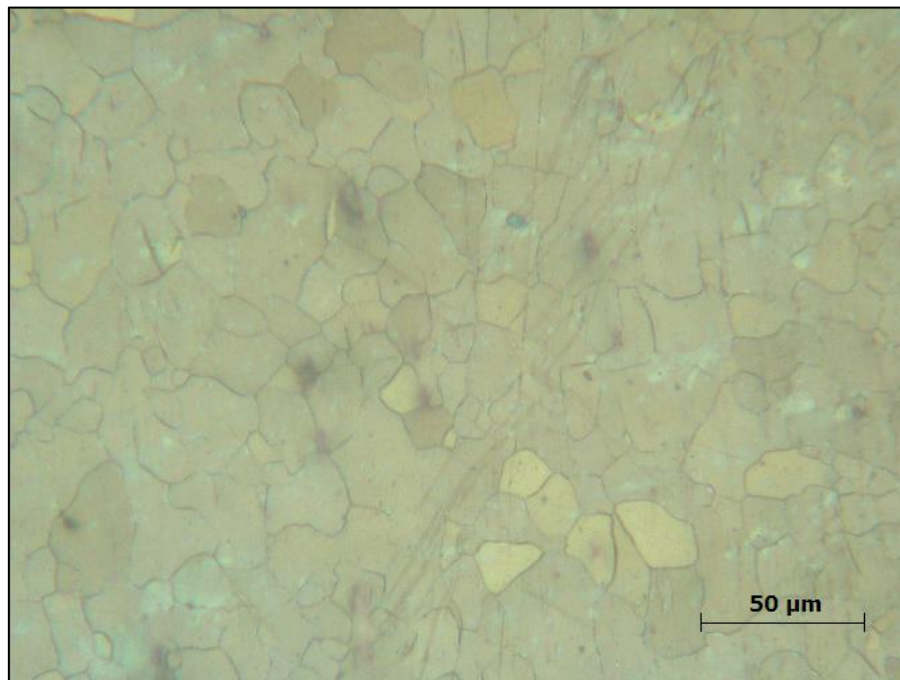


Fig. 5.19 – Microstruttura del metallo base.

In Fig. 5.20 invece viene mostrata la microstruttura della lega che ha subito tre passate di FSP, in particolare è visibile la zona centrale del trattamento.

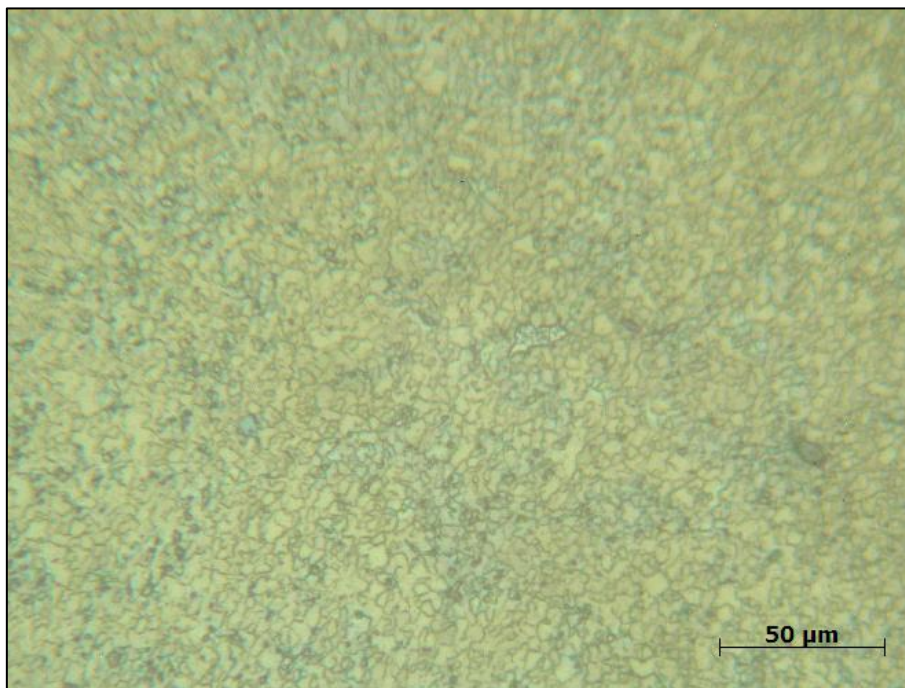


Fig. 5.20 - Microstruttura della lega con tre passate di FSP.

Le dimensioni dei grani, valutate secondo il metodo ASTM e come valore medio, sono riportate in Tab. 5.4.

Tab. 5.4 – Dimensione media dei grani riscontrata nei vari casi.

	Numero ASTM G	Dimensione media
Singola passata	15,6	5,21 μm
Multi-passata	14,3	7,53 μm
Materiale base	10,2	41,63 μm

Nel caso multi-passata la dimensione media dei grani riscontrata è poco più alta rispetto al caso singola passata; tale dato però, confrontato con quello relativo al materiale base, conferma l'ottenimento di un buon affinamento nel materiale processato. Questo lieve ingrossamento dei grani nel caso multi-passata è probabilmente dovuto al fatto che quando si va a realizzare l'ultima passata, quella centrale, la microstruttura risulta già localmente alterata dalla presenza delle passate precedenti, le quali hanno inciso sicuramente più con l'apporto di calore piuttosto che con l'azione di rimescolamento. Nel complesso è stato raggiunto ugualmente un certo affinamento nella zona processata, affinamento che, sebbene non eccessivo, visti i risultati del Blow Forming, ha certamente prodotto un miglioramento della superplasticità della lamiera in lega AZ31.

5.2.7 – Modellazione ed ottimizzazione numerica del processo combinato

I risultati incoraggianti ottenuti in termini di deformabilità, hanno spinto la ricerca condotta verso la modellazione numerica del processo in modo da poter ottimizzare i parametri del processo di formatura mediante le simulazioni numeriche (FEM). Infatti il metodo FEM è uno strumento ben consolidato per la simulazione e l'ottimizzazione dei processi industriali e per la ricerca accademica e scientifica. In particolare si è cercato di simulare il concetto di "Selective Superplastic Forming" tramite un confronto numerico-sperimentale in modo da calibrare al meglio il modello. Il miglioramento del comportamento superplastico dovuto all'affinamento della grana cristallina osservato all'interno della zona processata, che si comporta

come un inserto di material differente, è stato modellato adottando parametri costitutivi diversi per i due tipi di materiale. Il confronto numerico-sperimentale è stato effettuato considerando l'altezza finale della cupola e lo spessore finale rilevato all'apice della cupola grazie ad un sistema di misurazione punta-contropunta dotato di precisione centesimale. Le simulazioni numeriche sono state condotte adottando un software commerciale (MSC.Marc) ed i parametri impiegati per descrivere il comportamento del materiale, sono stati scelti dopo aver consultato precedenti lavori bibliografici: sono state analizzate le curve caratteristiche per la lega AZ31 nella condizione di laminazione [19, 20] e dopo il FSP [21]. Per entrambi i casi da simulare è stato programmato un piano delle simulazioni da effettuare (Fig. 5.21), fissando per i due parametri caratteristici del materiale (k e m) cinque livelli di osservazione centrati intorno al loro valore medio assunto dall'analisi bibliografica [19-22].

		k [MPa·s ^m]				
		120	125	130	135	140
E	0.28	1	2	3	4	5
	0.29	6	7	8	9	10
	0.30	11	12	13	14	15
	0.31	16	17	18	19	20
	0.32	21	22	23	24	25

(a)

		k [MPa·s ^m]				
		150	155	160	165	170
E	0.34	1	2	3	4	5
	0.35	6	7	8	9	10
	0.36	11	12	13	14	15
	0.37	16	17	18	19	20
	0.38	21	22	23	24	25

(b)

Fig. 5.21 – Pianificazione delle simulazioni: a) AZ31 non trattata, b) AZ31 trattata tramite FSP multi-passata.

Successivamente si è passati all'implementazione dei modelli discretizzati e delle equazioni costitutive all'interno del software FEM allo scopo di trovare la coppia di valori, rispettivamente per k e m, che minimizzasse l'errore computazionale rispetto ai risultati sperimentali. Il piano delle simulazioni riportato in Fig. 5.21.a è stato realizzato usando un modello discretizzato con 4029 elementi Fig. 5.22.a.

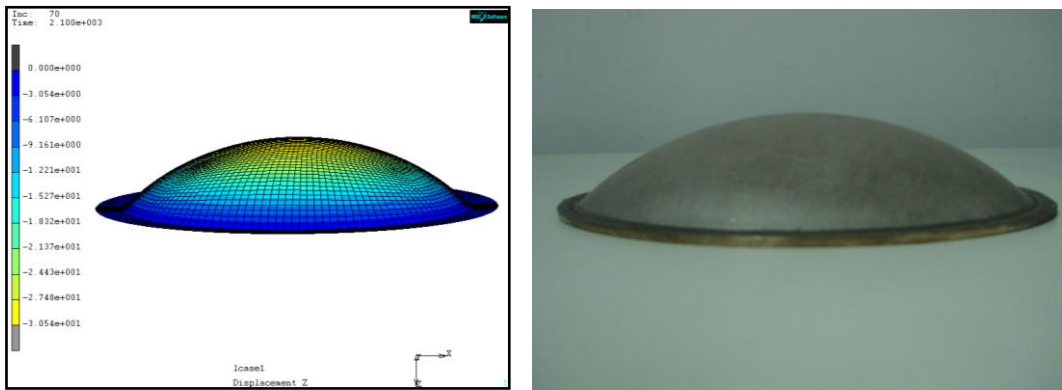


Fig. 5.22 – Un esempio di confronto visivo tra il risultato di una simulazione e la cupola ottenuta sperimentalmente.

Per ogni simulazione è stato dunque ricavato l'errore medio computazionale nei confronti dei risultati sperimentali analizzando sia l'altezza della cupola sia lo spessore all'apice della cupola. In Fig. 5.23 vengono riportati entrambi questi errori in termini di media percentuale e di curva di risposta.

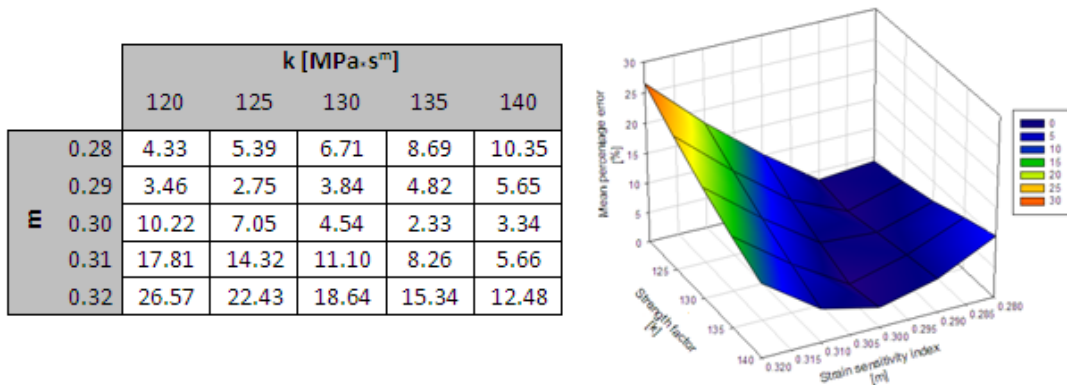


Fig. 5.23 – Errore medio percentuale valutato grazie al confronto numerico-sperimentale nel caso di AZ31 non trattata.

Osservando i valori riportati in Fig. 5.23 è possibile notare un buon accordo tra i risultati numerici-sperimentali, come chiaramente visibile anche in Fig. 5.22, e ciò conferma oltretutto anche l'affidabilità del software e dei parametri adottati per le simulazioni. Dunque è stato possibile ottimizzare i parametri caratteristici scegliendo la condizione di minimo errore percentuale così come riportata nella seguente equazione costitutiva ottimizzata per la condizione AZ31 non trattata:

$$\sigma = 135 \varepsilon^{0.30} \quad (5.2)$$

Per simulare il differente comportamento del materiale trattato, in accordo con le osservazioni metallografiche e le microdurezze effettuate, è stata modificata una striscia di 20 mm nel modello numerico impostando per essa differenti parametri del materiale (Fig. 5.24).

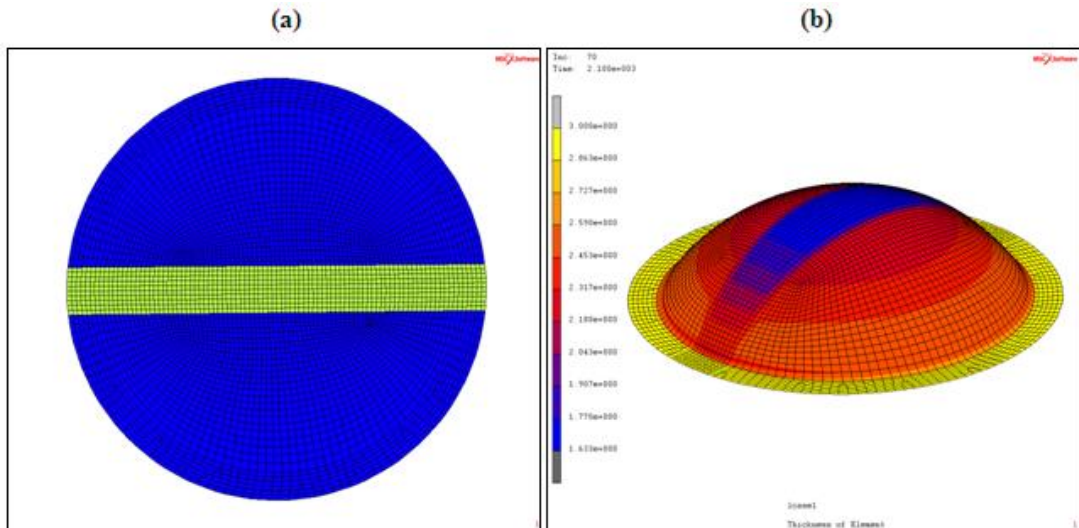


Fig. 5.24 – Esempio di simulazione numerica effettuata per l’AZ31 trattata:

a) Modello di partenza, b) Risultato finale.

Il relativo piano delle simulazioni riportato in Fig. 5.21.b è stato condotto grazie ad un modello numerico discretizzato con 4351 elementi. Come per il caso precedente, per ogni simulazione è stato ricavato l’errore medio computazionale nei confronti dei risultati sperimentali analizzando sia l’altezza della cupola sia lo spessore all’apice della cupola. In Fig. 5.25 vengono riportati entrambi questi errori sia in forma tabellare che in termini di curva di risposta.

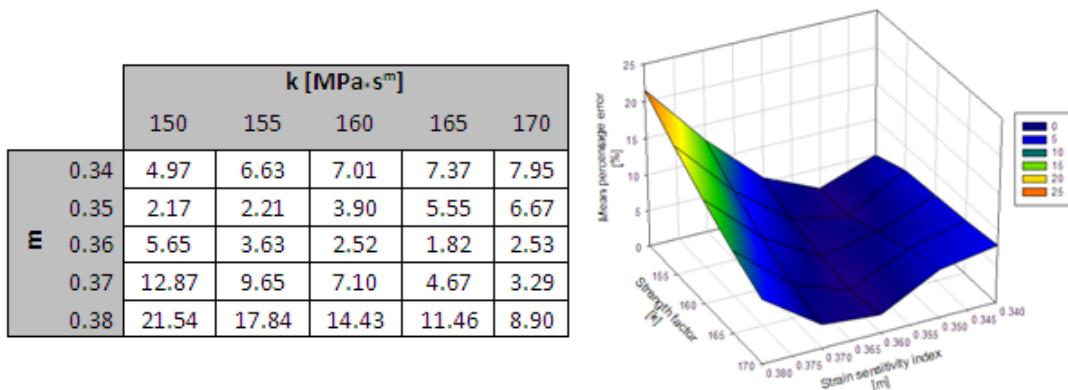


Fig. 5.25 – Errore medio percentuale valutato grazie al confronto numerico-sperimentale nel caso di AZ31 trattata.

Osservando i valori riportati in Fig. 5.25 è possibile notare, anche in questo caso, un buon accordo tra i risultati numerico-sperimentali, e perciò è stato possibile ottimizzare i parametri caratteristici scegliendo la condizione di minimo errore percentuale così come riportata nella seguente equazione costitutiva ottimizzata per la condizione AZ31 trattata tramite FSP multi-passata:

$$\sigma = 165 \varepsilon^{0.36} \quad (5.3)$$

In questo modo il differente comportamento della zona processata è stato modellato in modo ottimale, infatti alla fine del processo si può osservare un fenomeno di deformazione localizzata di questa zona confermata sia dai risultati sperimentali sia numerici, così come chiaramente visibile anche in Fig. 5.24.b dove è stata ottenuta una mappa degli spessori relativa al modello ottimizzato.

5.2.8 – Conclusioni ed osservazioni sul processo combinato FSP-SPF

L'attività di ricerca rivolta verso la possibilità di accoppiamento tra il FSP e i processi di SPF ha prodotto degli ottimi risultati che sicuramente incoraggiano notevoli possibilità di sviluppi futuri. A tal proposito è possibile tracciare le seguenti conclusioni:

- Le lamiere di lega AZ31 trattate con FSP si sono deformate maggiormente ed in maniera comunque uniforme, con un incremento dell'altezza della cupola, rispetto a quelle di materiale base, del 24,3%; tale risultato è stato determinato dall'affinamento dei grani, conseguente all'azione di mescolamento del processo per attrito.
- La formatura superplastica ha portato naturalmente, in entrambi i casi, ad un assottigliamento delle lamiere, il quale è risultato essere superiore per le lamiere trattate. In tal caso gli assottigliamenti medi e massimi sono stati del 22,3% e del 33,3%. Invece, se si fa riferimento allo spessore iniziale della zona processata, essi sono inferiori e rispettivamente pari a 19,2% e 30,6%. La riduzione di spessore è stata costante e progressiva a partire dal bordo verso il centro della cupola.

- Il massimo affinamento è stato osservato in provini della lega trattata con singola passata, mentre nel caso multi-passata la dimensione media dei grani è risultata poco più alta rispetto al caso precedente: è probabile che l'alterazione termica dovuta al trattamento comporta un lieve ingrossamento a causa della contiguità tra le passate.
- Dal confronto numerico-sperimentale è stato possibile effettuare un'ottimizzazione numerica del processo: in particolare sono state ottenute le equazioni costitutive ottimizzate per la lega AZ31 in entrambi i casi analizzati.

In definitiva, dal confronto con il materiale base, si può affermare che è stato raggiunto, entro la zona processata sufficientemente ampia, un buon grado di affinamento; dato che nel Blow Forming è stato evidenziato un incremento di deformazione, l'utilizzo del processo per attrito ha prodotto un miglioramento della superplasticità per la lamiera in lega AZ31. La combinazione di FSP e formatura superplastica ha messo in evidenza il vantaggio di poter riservare il trattamento, finalizzato a modificare la microstruttura, alle sole zone di interesse; intervenire solo dove è effettivamente richiesto un miglioramento della formabilità, senza dover necessariamente coinvolgere l'intera parte, vuol dire agevolare i processi in caso di applicazione su geometrie complesse.

5.3 – Realizzazione di componenti formati tramite SPF e rinforzati con schiuma metallica

L'inevitabile assottigliamento che si genera nei componenti formati tramite i processi di SPF può essere causa di punti di debolezza strutturale se non accuratamente previsto in fase di progettazione. Per tale motivo la schiuma metallica può essere adottata come rinforzo nei componenti così realizzati. A tale scopo è stata valutata la fattibilità tecnologia dell'accoppiamento skin metallico realizzato tramite SPF e core in schiuma metallica [23].

5.3.1 – Le schiume metalliche

Le schiume metalliche sono una classe relativamente nuova di materiali che offrono ai produttori un potenziale notevole per strutture leggere, per l'assorbimento di energia e per l'isolamento termico. L'attenzione dell'ingegneria è stata a lungo rivolta verso strutture reticolate con superfici ampie e matrici costituite da materiale interconnesso, per le applicazioni che spaziano dai processi chimici, al controllo delle emissioni e al riscaldamento industriale. Questo tipo di strutture era presente nelle plastiche, nei materiali ceramici e nei metalli depositati con processi di vaporizzazione chimica. I vantaggi della schiuma metallica risiedono nella bassa densità e nella alta resistenza della struttura. Il metallo non è soggetto alle limitazioni sulla resistenza meccanica e sugli shock termici alle quali deve sottostare un materiale ceramico sia cellulare che reticolato. La bassa inerzia termica permette un trasferimento del calore più veloce che nei materiali ceramici. La grande varietà di metalli e leghe disponibile permette di adattare la struttura allo specifico compito da svolgere. Spesso lo stesso metallo può esercitare un ruolo attivo come nel caso di catalizzatori o nei trattamenti dei liquidi. Il materiale ha un alto rapporto tra area della superficie e caduta della pressione, e con densità uniformi più basse. La caduta della pressione è più bassa che nelle strutture ceramiche se si considera l'unità di volume. Il concetto di fare schiume metalliche è affascinante e produce un materiale riempito da bolle d'aria che può pesare fino a un quinto del peso del metallo solido. La schiuma mantiene la resistenza del solido, ma utilizza meno metallo e deriva la

sua capacità nell'assorbire energia e nel resistere al fuoco dalle sacche d'aria che sono contenute nella struttura.

Le schiume metalliche possono essere usate anche per contenere gas, liquidi o per trattenere il calore in eccesso. L'idea di fabbricare schiume metalliche è nata circa trentenni fa, all'inizio è stata utilizzata in applicazioni militari, ma ora si sta espandendo anche nel mondo civile per usi commerciali come: barriera antirumore, scambiatore di calore e isolatore per semiconduttori o altri prodotti ad alta tecnologia.



Fig. 5.26 – Esempi di schiuma metallica.

Il termine schiuma necessita di una preliminare definizione. Per schiuma si intende una dispersione di una fase gassosa in una fase che può essere sia liquida che solida. Le singole inclusioni di gas sono separate, l'una dalle altre, da porzioni di materiale rispettivamente liquido o solido il che ci permette di ottenere sia celle completamente chiuse sia celle aperte. Quando parliamo di schiume metalliche parliamo generalmente di una forma solida. Per tali schiume, infatti, lo stato liquido è solamente un passaggio intermedio nella realizzazione del materiale finale.

5.3.2 – Principali processi di produzione delle schiume metalliche

Ci sono molti modi per realizzare materiali metallici cellulari, alcuni simili a quelli utilizzati per l'ottenimento di schiume polimeriche, altri basati su caratteristiche

proprietà dei metalli. Il processo utilizzato nella fabbricazione può essere semplice o elaborato e a secondo del processo produttivo scelto si ottengono principalmente due tipologie di schiume: a cella aperta e a cella chiusa. La Fig. 5.27 [24] riassume le variazioni di dimensione di celle, il tipo di cella (aperta o chiusa), e la densità relativa che si possono ottenere con i metodi odierni.

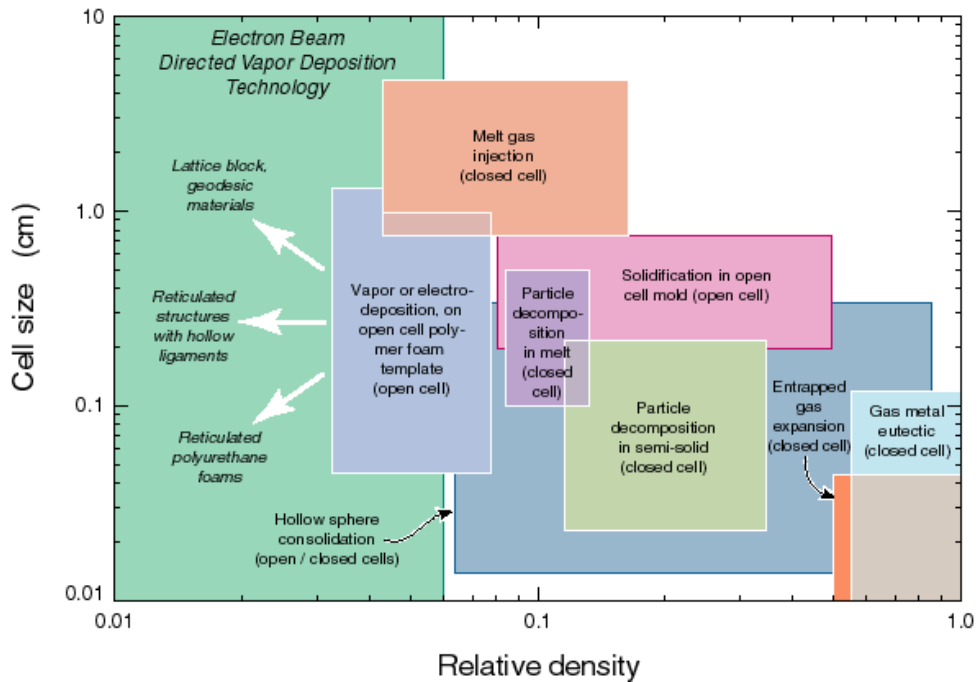


Fig. 5.27 - Schema dei metodi di fabbricazione per materiali porosi.

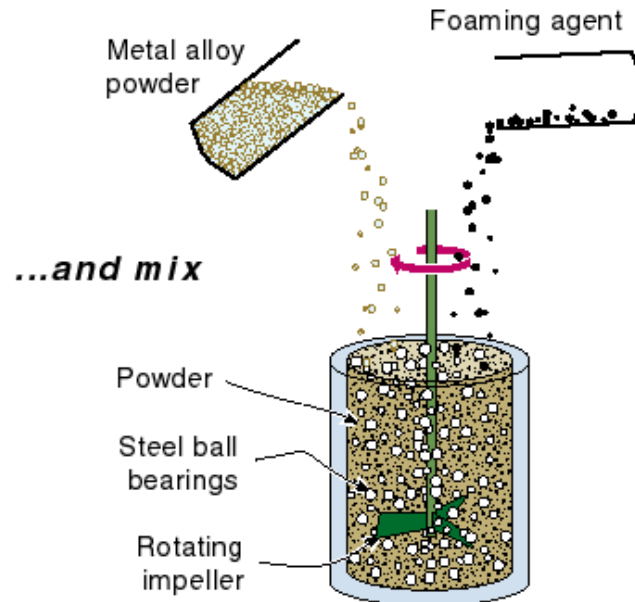
I vari metodi possono essere classificati, in base allo stato fisico del metallo al momento della schiumatura:

- Metalli liquidi;
- Metalli solidi in forma di polveri;
- Metalli sottoforma di vapore;
- Soluzione di ioni metallici.

Di seguito si descrive il metodo di produzione utilizzato per la realizzazione di schiume metalliche inerenti alla nostra attività sperimentale. Si illustra, quindi, brevemente il *Powder compact melting process*.

Nelle pagine seguenti viene riportato uno schema dei passaggi della lavorazione: si inizia mescolando particelle di un agente schiumante (tipicamente idruro di titanio) con una polvere di lega di alluminio. Dopo che i reagenti sono stati mescolati, la polvere viene pressata a freddo, e poi estrusa in barre o lastre dalla densità voluta. Questo materiale (precursore) viene tagliato in piccoli pezzi, messo all'interno di una forma sigillata ermeticamente, viene scaldato fino a portarlo a pochi gradi dalla temperatura di solidus della lega. L'idruro di titanio inizia a decomporsi rapidamente a circa 465 °C, che è una temperatura ben al di sotto del punto di fusione dell'alluminio (660 °C) e delle sue leghe. Questo dà la possibilità di creare la schiuma disperdendo un agente schiumante nell'alluminio solido usando processi propri della metallurgia delle polveri e successivamente si aumenta la temperatura fino a causare l'espansione del gas e la contemporanea riduzione della resistenza del metallo alla crescita delle bolle attraverso deformazione plastica e scorrimento semisolido. L'idruro di titanio quindi si decompone creando dei vuoti con un'alta pressione interna. Questi si espandono attraverso la matrice o lo scorrimento semisolido e l'alluminio si gonfia, creando una schiuma che riempie lo stampo. Con questo processo si producono schiume che hanno la forma del contenitore. Il prodotto ha pori con celle chiuse con diametri che vanno da decine di micron a alcuni millimetri [24].

a) Select Ingredients



b) Consolidation & Extrusion

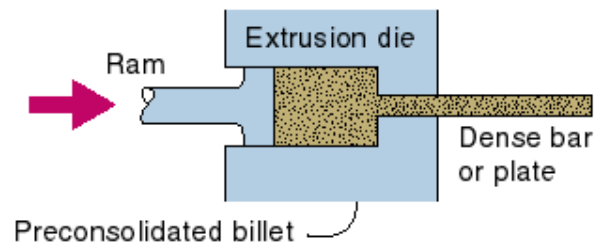
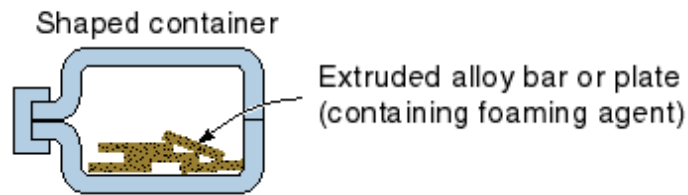


Fig. 5.28 – Prime fasi del *Powder compact melting technique* (a, b).

c) Shaped mold



d) Foaming

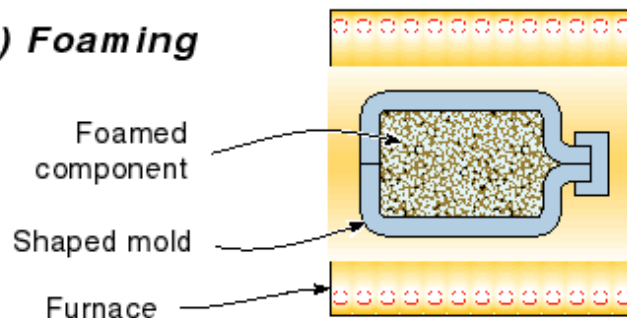


Fig. 5.29 – Fasi finali del *Powder compact melting technique* (c, d).

In schiume di questo genere si può facilmente osservare una certa casualità nella distribuzione della dimensione delle celle e della loro forma (Fig. 5.30).

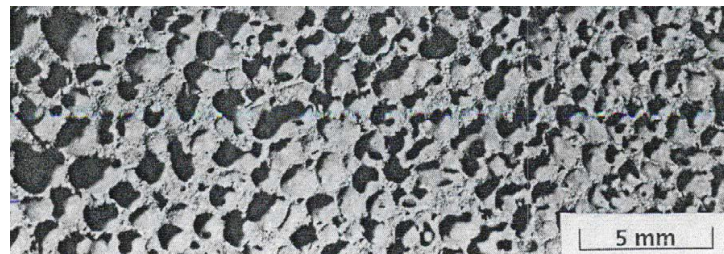


Fig. 5.30 Sezione di una schiuma realizzata con *powder compact melting process*.

In una nuova variante del processo, si possono realizzare strutture fatte di pannelli preformati immettendo il precursore (prima dell'espansione) tra due lamine di lega di alluminio che subiscono una laminazione a caldo in modo da formare un sandwich con pareti sottili di lega di alluminio e un'anima composta da lega di alluminio e un agente schiumante. La struttura a sandwich viene poi pressata fino a farle raggiungere la dimensione che deve avere il prodotto e immessa in un forno dove avviene la schiumatura. Attraverso delle immagini, si illustrano, ora, alcuni degli altri principali metodi di produzione di schiume metalliche [24].

- **Melt gas injection**

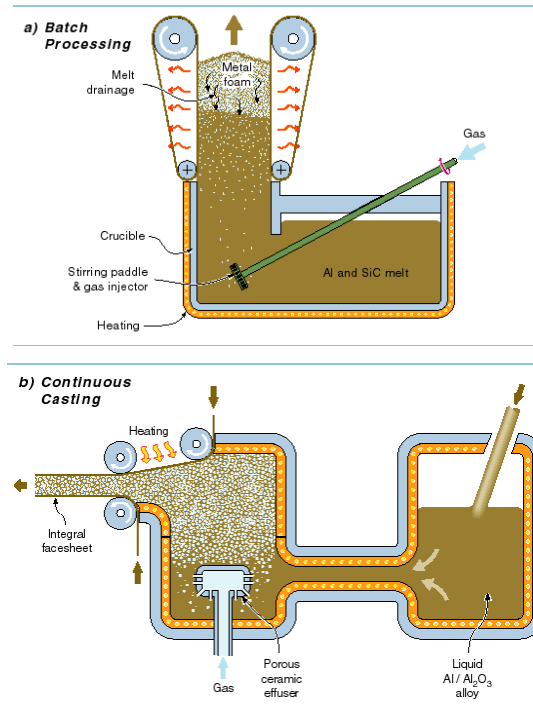


Fig. 5.31 – Due schemi di produzione per il Melt Gas Injection (a, b).

- **Decomposizione di particelle che rilasciano gas nel fuso**

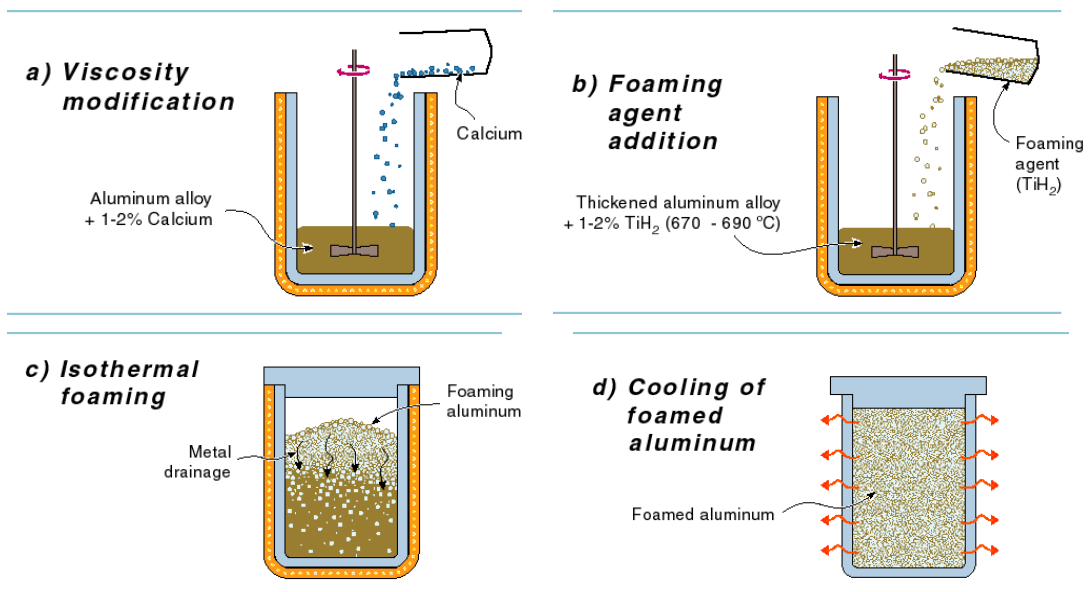


Fig. 5.32 – Schema di produzione per la decomposizione di particelle che rilasciano gas nel fuso.

- *Solid-Gas eutectic solidification ("gasars")*

a) Metal - Hydrogen Binary Phase Diagram

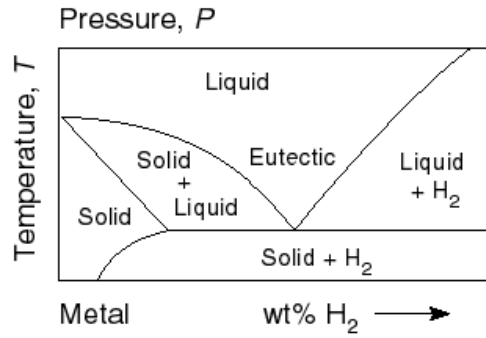
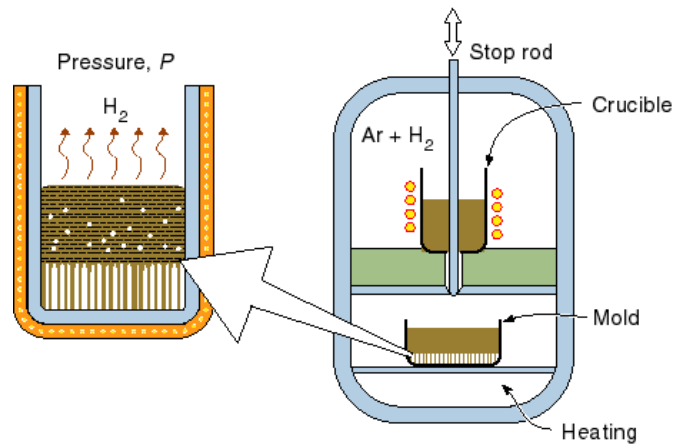


Fig. 5.33 – Diagramma di fase utile per la produzione di schiuma mediante *gasars*.

b) Directional Solidification



c) Final Pore Structure

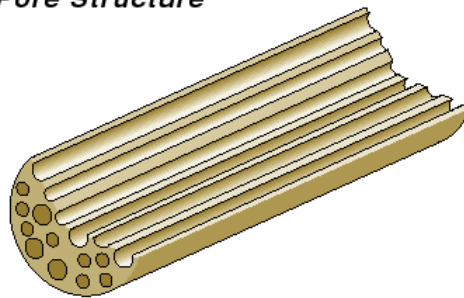


Fig. 5.34 – Produzione di schiume metalliche mediante *Solid-gas Eutectic Solidification*.

- *Strutture metalliche a sfere cave*

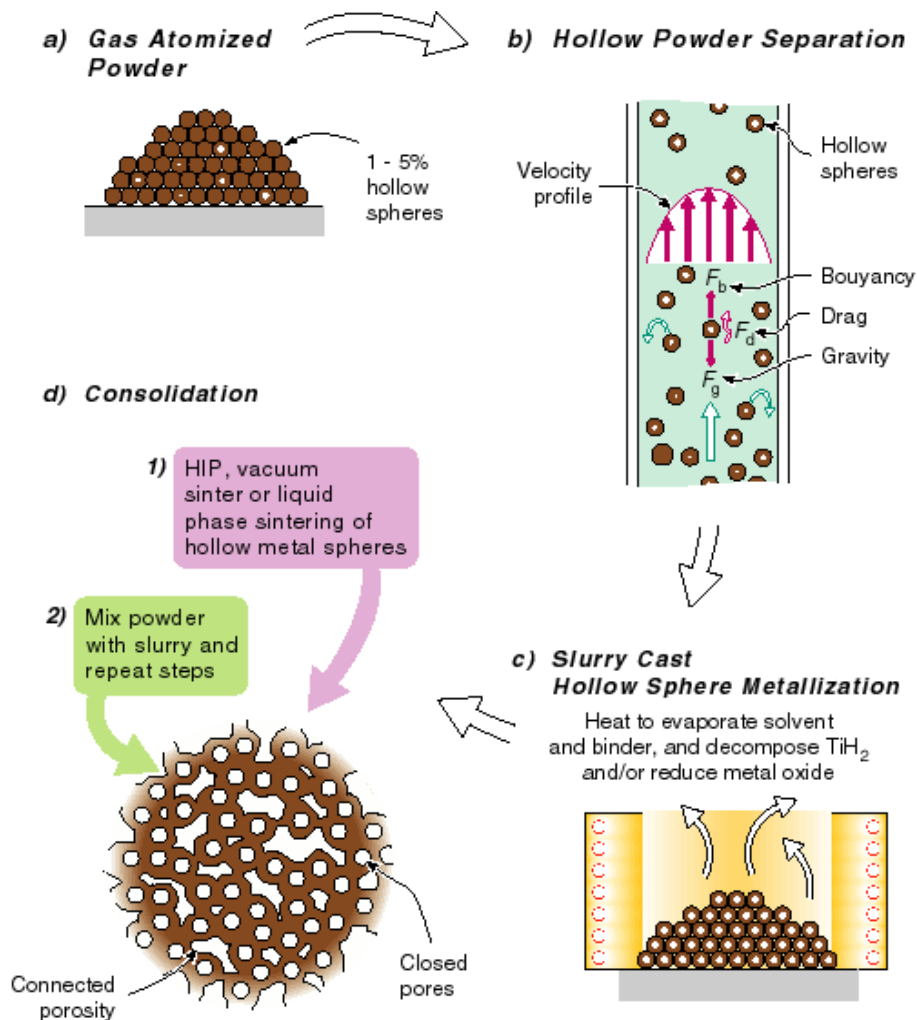


Fig. 5.35 – Fasi di produzione di *strutture a sfere cave* (a, b, c, d).

5.3.3 – Ipotesi di rinforzi per componenti realizzati mediante SPF

Per le leghe a base di alluminio, l'aspetto interessante è la compatibilità della temperatura di schiumatura con quella del processo di SPF. Si potrebbe pensare, quindi, di realizzare simultaneamente un pezzo formato mediante SPF e schiumarlo. Il problema è che la temperatura ottimale di schiumatura è di 630 °C mentre la temperatura ottimale di formatura superplastica per l'Al 7075 è 520 °C. Sono state, quindi, sperimentate temperature intermedie per testare gli effetti sul processo di schiumatura e sull'integrità della lamiera. I risultati di questa serie di test hanno

mostrato che la temperatura minima di schiumatura è 600 °C in corrispondenza della quale la lamiera di Al 7075 subisce notevoli danneggiamenti. Nella figura 4.17 sono mostrati i risultati di questa indagine e quindi gli effetti della temperatura sul processo di schiumatura e su pezzetti di lamiere di Al 7075 [25].

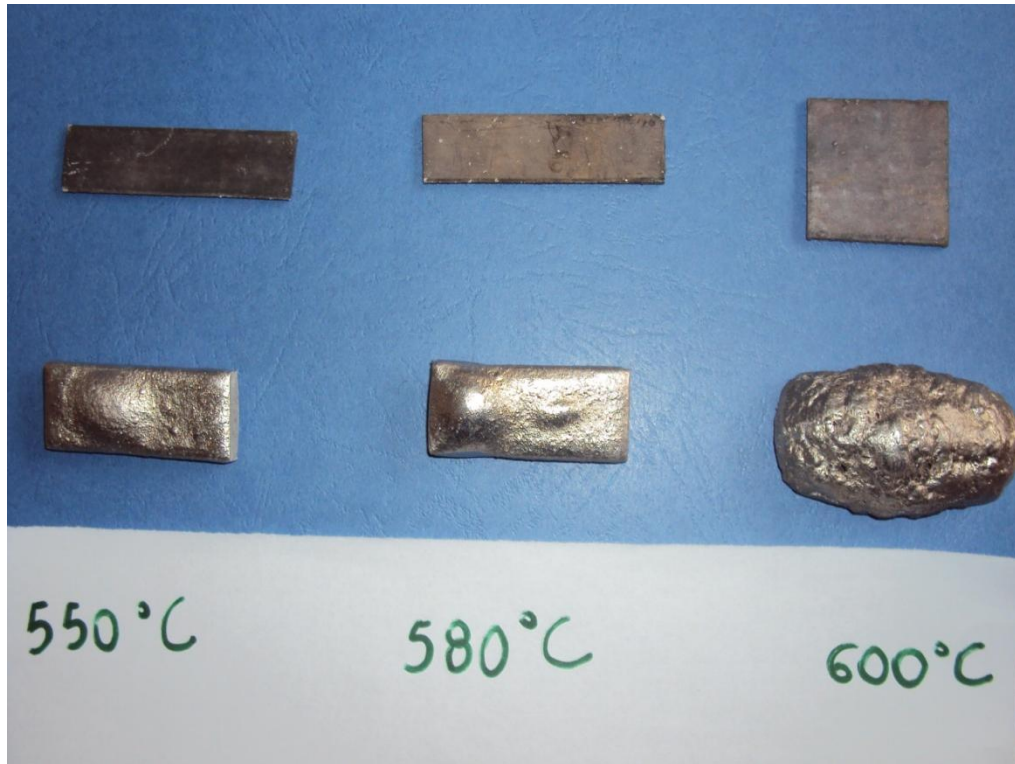


Fig. 5.36 – Effetti della temperatura sul processo di schiumatura e sul danneggiamento della lamiera in Al 7075.

Per quanto riguarda, invece, le leghe di titanio, sono stati fatti dei tentativi per deformare la lega Ti-6Al-4V alla temperatura ottimale di schiumatura. Essendo, però, la temperatura di 630 °C al di sotto della β -transus, il titanio mostra una deformabilità molto limitata. Pertanto, l'unica opportunità è la realizzazione del componente in 2 step separati:

1. Formatura superplastica ed eventuale saldatura;
2. Schiumatura del componente realizzato.

Nella figura successiva (Fig. 5.37) sono schematizzati i processi sopra indicati.

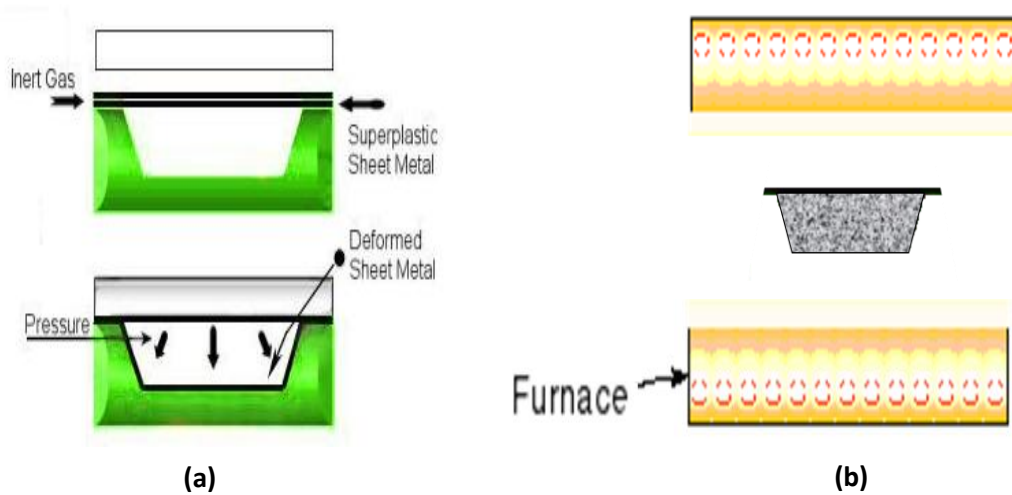


Fig. 5.37 – Processo di formatura superplastica per la lega Ti6Al4V (a),

Schiumatura del componente formato (b).

Il vantaggio di questo approccio è che poiché il pezzo è formato a caldo, il ciclo termico imposto dalla schiumatura non altera la microstruttura della lamiera. Apposite analisi della grana cristallina prima e dopo il processo di schiumatura hanno provato quanto appena detto.

5.3.4 – Riempimento in schiuma metallica di una cupola realizzata in Ti-6Al-4V

Al fine di dimostrare il possibile accoppiamento tecnologico tra lo skin metallico ottenuto tramite SPF e il core in schiuma metallica, si è deciso di procedere con il processo di schiumatura in modo da riempire, e dunque rinforzare, una cupola precedentemente realizzata in lega di titanio tramite SPF.



Fig. 5.38 – Cupola realizzata mediante SPF e successivamente rinforzata in schiuma metallica.

Per realizzare il processo introdotto, si è usato il metodo *Powder compact melting process* descritto precedentemente. La schiuma è stata cioè realizzata a partire da un precursore, formato da polveri di alluminio (AlSi10) compattate con idruro di titanio (TiH₂), riscaldato, all'interno dei rispettivi stampi, fino ad una temperatura prossima a quella di fusione dell'alluminio (625 °C), alla quale l'idruro si dissocia. In seguito a tale dissociazione, il titanio entra in soluzione con l'alluminio e l'idrogeno gassoso forma delle bolle d'aria che consentono l'espansione del metallo e il riempimento dello stampo. Il precursore utilizzato si presenta sotto forma di bacchette con sezione trasversale di 1 cm² ed ha una densità di circa 2,6 g/cm³ (Fig. 5.39).

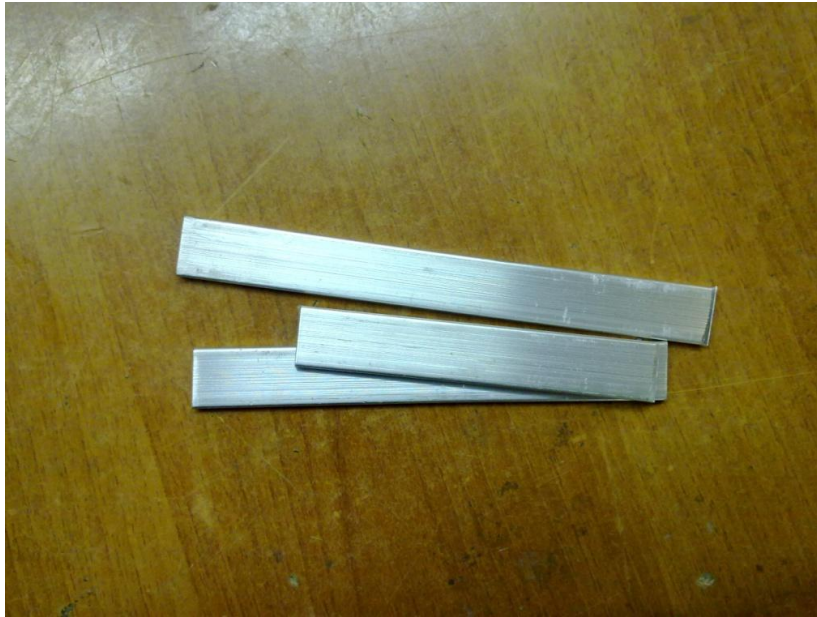


Fig. 5.39 – Precursori utilizzati per la produzione della schiuma metallica.

Affinché si ottengano i risultati richiesti, è bene calcolare con cura la quantità di precursore necessario per ottenere una certa densità. Per effettuare questo calcolo bisogna conoscere, quindi, il volume che dovrà essere occupato dalla schiuma e quindi il volume presente all'interno della cupola. Una formatura libera perfetta dovrebbe dare come risultato una calotta sferica perfetta; pertanto, si è proceduto con il calcolo analitico del volume supponendo come forma della cupoletta una perfetta figura geometrica. Conoscendo il raggio di base della calotta a e l'altezza della cupoletta h , è stato possibile calcolare il raggio r dell'ipotetica sfera e quindi il volume.

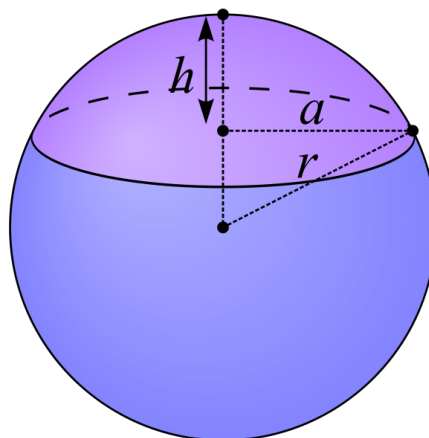


Fig. 5.40 – Calotta sferica perfetta.

$$V = \pi h^2 \left(r - \frac{h}{3} \right)$$

$$h = r \pm \sqrt{r^2 - a^2}$$

Considerando una cupola ottenuta con un'altezza pari a 35 mm, il volume contenuto all'interno dell'ipotetica calotta sferica risulta essere pari a 380 cm³. Si è deciso di ottenere una schiuma metallica che abbia una densità di 0,4 g/cm³ e quindi, conoscendo il volume, è stato possibile stimare la quantità di precursore necessario in 160 g, ovvero, una quantità di barretta lunga 62 cm circa.

Un normale processo di schiumatura prevede la presenza di uno stampo all'interno del quale viene predisposto il precursore. Nel caso di interesse, invece, lo stampo è rappresentato dalla cupola stessa; di conseguenza, è stato necessario mettere a punto un sistema che mantenesse la forma in equilibrio durante il processo e chiudesse perfettamente la cupola come uno stampo vero e proprio.

Tale sistema prevede la presenza di due piastre di acciaio tra le quali viene disposta la cupola, distaccata da un velo di fibra di vetro per evitare che la schiuma si attacchi alla piastra superiore e resa ferma dall'azione di bulloni. La piastra disposta inferiormente presenta un cilindretto di acciaio sulla superficie, il quale funge da base di appoggio per la cupola. Sulla piastra superiore, invece, sono stati realizzati due forellini con il duplice scopo di:

- Consentire all'aria intrappolata nello stampo di poter fuoriuscire facilmente. Se così non fosse tale aria potrebbe opporsi all'espansione della schiuma all'interno dello stampo;
- Consentire di controllare la fase di schiumaggio del precursore. Attraverso tali fori, infatti è possibile avere una prima idea del grado di riempimento dello stampo.

Nelle immagini successive, sono mostrati il sistema descritto e il posizionamento del precursore all'interno della cupola affinché si abbia una schiumatura omogenea.



Fig. 5.41 – Piastra inferiore con supporto cilindrico per il sostegno della cupola durante la fase di schiumatura.

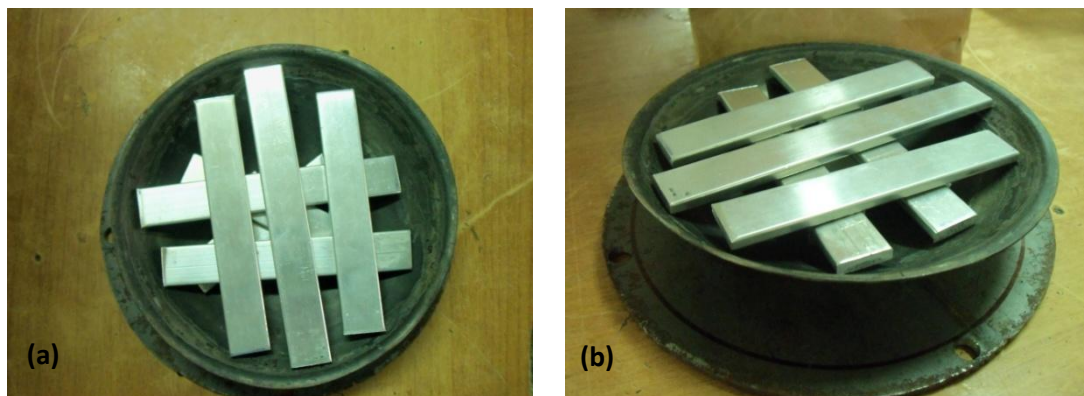


Fig. 5.42 – Disposizione del precursore nello stampo (a) – Cupola riempita di precursore posizionata sulla piastra inferiore (b).



Fig. 5.43 – Posizionamento del velo in fibra di vetro per evitare che la schiuma si attacchi alla piastra superiore (a) – Sistema completo pronto per il ciclo termico (b).

Come anticipato, al fine di realizzare la schiumatura è necessario riscaldare il precursore ad una temperatura prossima a quella di fusione dell'alluminio in modo che, ad opera dell'idrogeno che si libera a suddette temperature dalla reazione di dissociazione dell'idruro di titanio, possa aumentare il volume del precursore. Oltre alla temperatura alla quale riscaldare il precursore, anche l'intervallo di tempo durante il quale lo stampo resta a quella temperatura gioca un ruolo fondamentale per le proprietà che si ottengono alla fine del processo. Se l'intervallo è troppo ampio è possibile che le bolle di idrogeno presenti nel metallo comincino a fuoriuscire dal

materiale provocando così sia un crollo del volume della schiuma, sia la realizzazione di schiume con superficie esterna che presenta delle porosità aperte. D'altra parte, se l'intervallo di tempo è troppo breve, si rischia di interrompere la schiumatura prima che l'intero stampo sia stato riempito. Da quanto detto scaturisce la necessità di mettere a punto un ciclo termico che possa ottimizzare le caratteristiche del pezzo che si vuole produrre. Sfruttando come mezzo di controllo i due forellini descritti precedentemente, si è realizzato il ciclo rappresentato in Fig. 5.44. Tale ciclo termico è riferito al tempo di permanenza del provino nel forno. Il ciclo realizzato prevede che il forno (stesso *Nabertherm* utilizzato per la formatura) sia portato a 625°C e che rimanga a questa temperatura per almeno 5 minuti prima che venga inserito lo stampo con il precursore. In questo modo, infatti, si garantisce al forno una certa inerzia termica così che il crollo di temperatura, dovuto alla successiva apertura del forno, per introdurre lo stampo, risulti meno netto e il forno riesca a riportarsi alla temperatura prevista più velocemente.

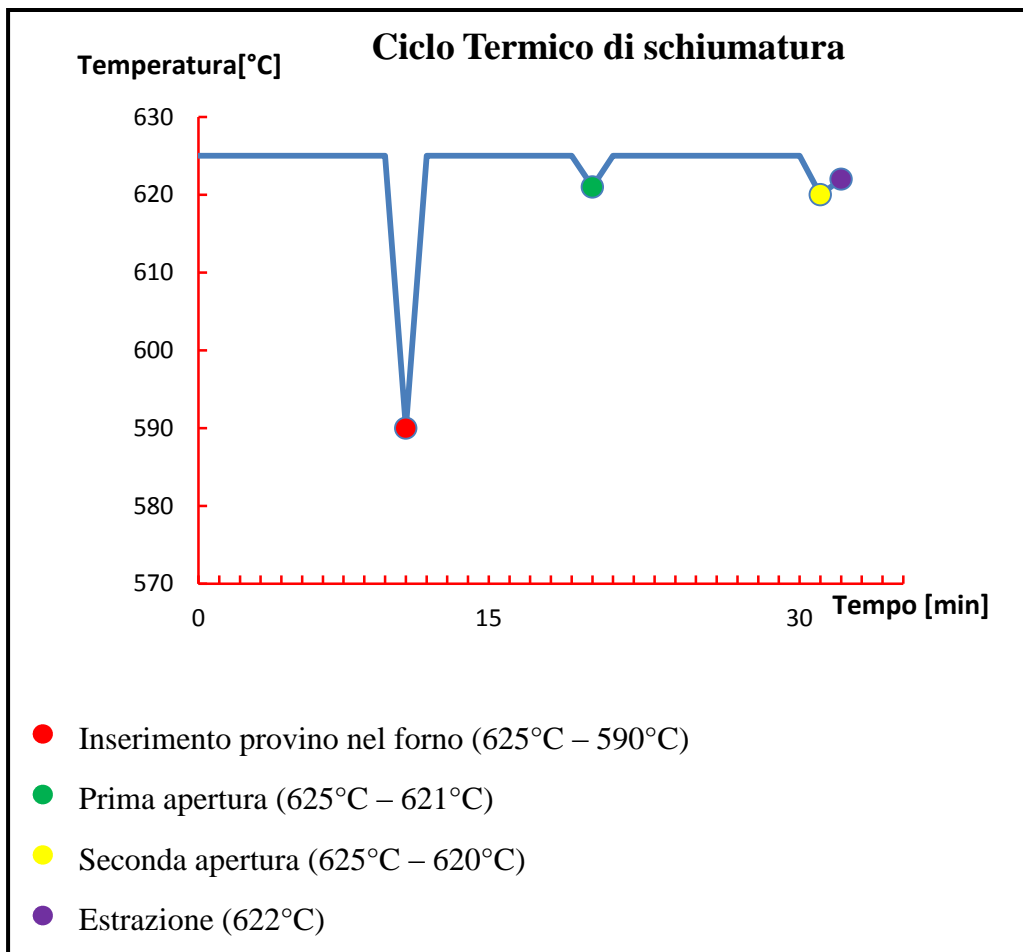


Fig. 5.44 – Ciclo termico utilizzato per la schiumatura.

Considerando lo spessore dello stampo utilizzato, il tempo necessario affinché lo stampo e quindi il precursore raggiungessero la temperatura voluta è risultato essere di circa 25 minuti. Decorsi questi 25 minuti il materiale ha cominciato a fondere e l'idruro ha cominciato a dissociarsi. Dopo circa mezz'ora dall'introduzione del provino, è avvenuta una prima rapida apertura del forno per poter controllare, tramite i suddetti forellini, se del materiale fosse fuoriuscito, sintomo di un riempimento completo dello stampo. Quest'operazione è stata ripetuta due volte finché non è stato avvistato del materiale fuoriuscire dai fori. Se non fosse accaduto niente, per evitare che l'intervallo di riscaldamento sarebbe diventato troppo ampio e si sarebbero manifestati i problemi di cui sopra, lo stampo sarebbe stato ugualmente estratto dopo non più di 40 minuti. In seguito all'estrazione dello stampo c'è stata la fase di raffreddamento a temperatura ambiente per un tempo tra i 40 e i 45 minuti. Terminata la fase di raffreddamento, è stato possibile estrarre dalle piastre bullonate la cupoletta di titanio riempita con schiuma metallica solidificata. L'apertura ha mostrato la mancata aderenza tra lo skin metallico del pezzo in titanio e il core in schiuma metallica, il volume schiumato si è staccato completamente dalla cupoletta formando un elemento a parte. Si potrebbe, quindi, pensare di adottare successivamente dei metodi o dei trattamenti che possano agevolare l'aderenza tra schiuma e skin. Il pezzo in titanio, come previsto, non è risultato per niente danneggiato, sintomo che l'obiettivo principale di questo lavoro di tesi è stato raggiunto con successo. E' stata, quindi, rinforzata una struttura cava realizzata mediante SPF attraverso un processo di schiumatura metallica a discapito di un aumento di peso del 130 % circa.

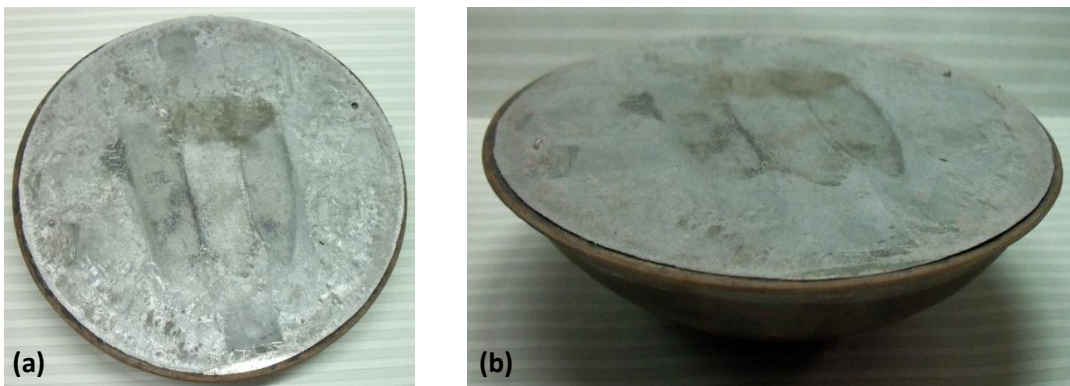


Fig. 5.45 – Cupola in lega di titanio riempita con schiuma metallica (a, b).

5.3.5 – Valutazione della resistenza all’impatto del componente formato tramite SPF e rinforzato con schiuma metallica

Per valutare l’effettivo miglioramento delle caratteristiche meccaniche del componente rinforzato, sono state effettuate delle prove dinamiche di resistenza all’impatto adottando una macchina per prove di impatto a caduta di grave disponibile presso il laboratorio del Dipartimento. Tali test sono molto utili per poter quantificare il reale vantaggio nell’utilizzo del riempimento in schiuma metallica nonostante l’inevitabile aumento di peso che presenta il componente rinforzato.

La macchina impiegata per condurre le prove di caratterizzazione dinamica, è una Fractovis equipaggiata con un impattatore sensorizzato a forma semi-sferica con diametro di 19.8 mm (Fig. 5.46.a). Questa macchina permette di ottenere una variazione dell’energia potenziale associata alla massa impattante, semplicemente variando la sua altezza iniziale fino ad un massimo di 1 metro.

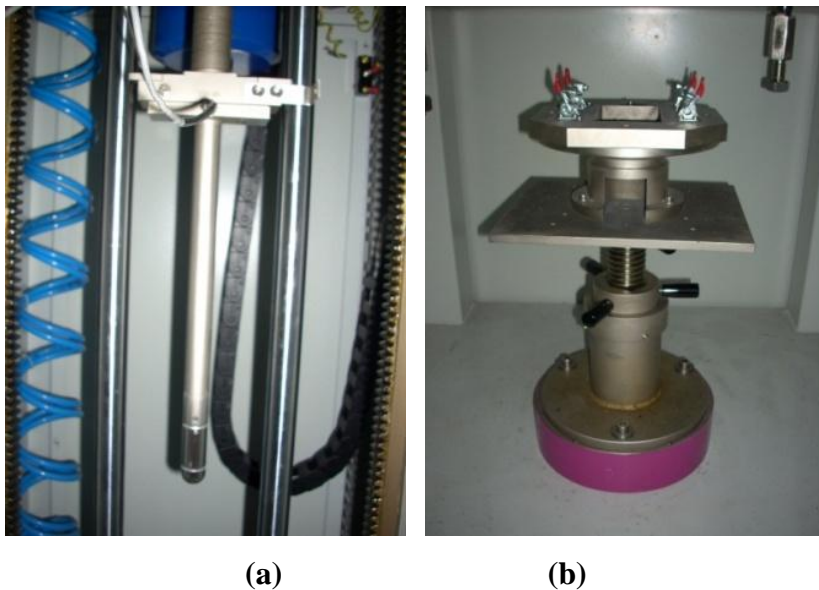


Fig. 5.46 – Attrezzature della macchina per prove di impatto a caduta di grave: (a) Impattatore semi-sferico, (b) Sistema di bloccaggio dei provini.

Sono stati realizzati tre tipi di test:

- I) Schiuma metallica;
- II) Cupola in lega di titanio;
- III) Cupola in lega di titanio rinforzata con schiuma metallica.

Tale decisione è stata adottata in modo da valutare il contributo, in termini di assorbimento di energia, relativo ai singoli costituenti e per valutare l'effetto combinato relativo al provino rinforzato. Dopo una ricerca preliminare utile a valutare l'entità di energia assorbita dai singoli costituenti [26-28], sono state eseguite le prove di impatto impiegando lo stesso impattatore (Fig. 5.47.a) e utilizzando il sistema di bloccaggio riportato in Fig. 5.47.b in modo da avere come punto di impatto sempre l'apice della cupola. I parametri di prova impiegati sono riepilogati in Tab. 5.5.

Tab. 5.5 – Parametri di prova impiegati.

Tipo di provino	Massa [kg]	Altezza [m]	Energia [J]	Velocità impatto [m/s]
Schiuma di Al	18.64	1.00	182.86	4.43
Cupola in Ti	28.64	1.00	280.96	4.43
Cupola Ti + Schiuma Al	28.64	1.00	280.96	4.43

La cupola in lega di titanio ha mostrato un comportamento fragile all'impatto (Fig. 5.47.a), mentre nel componente rinforzato l'impattatore non ha penetrato completamente il provino a causa dell'azione di assorbimento dell'energia da parte della schiuma metallica.

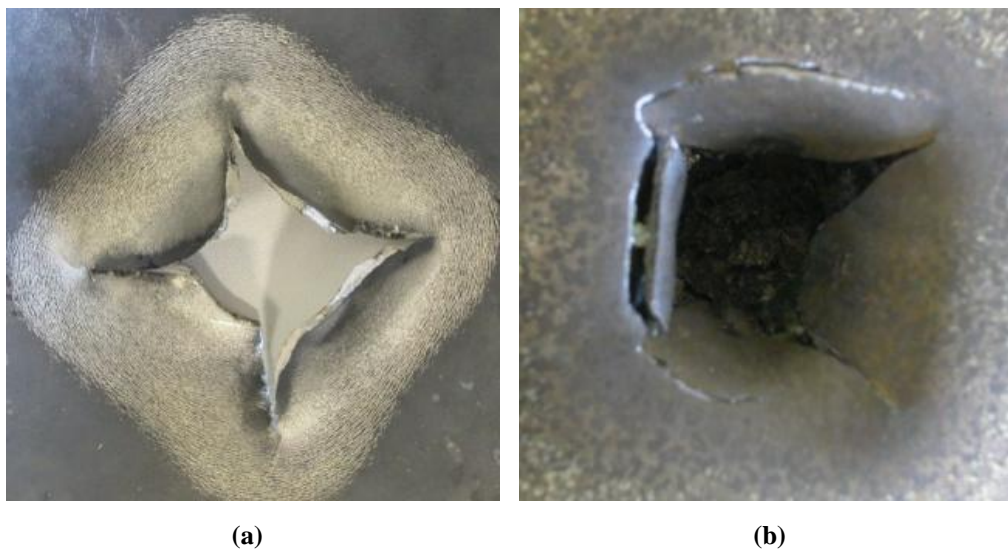


Fig. 5.47 – Zone di frattura: (a) Vista della zona inferiore della cupola in lega di titanio, (b) vista superiore della cupola rinforzata con schiuma metallica.

Attraverso il sistema di acquisizione DAS 4000 WIN connesso alla macchina per le prove di impatto, sono stati registrati i dati dei test con un tempo di campionamento di $4.8 \mu\text{s}$. Per poter comparare il comportamento dei singoli costituenti rispetto al componente rinforzato, sono state ottenute le curve relative alla forza e all'energia acquisite durante le prove (Fig. 5.48).

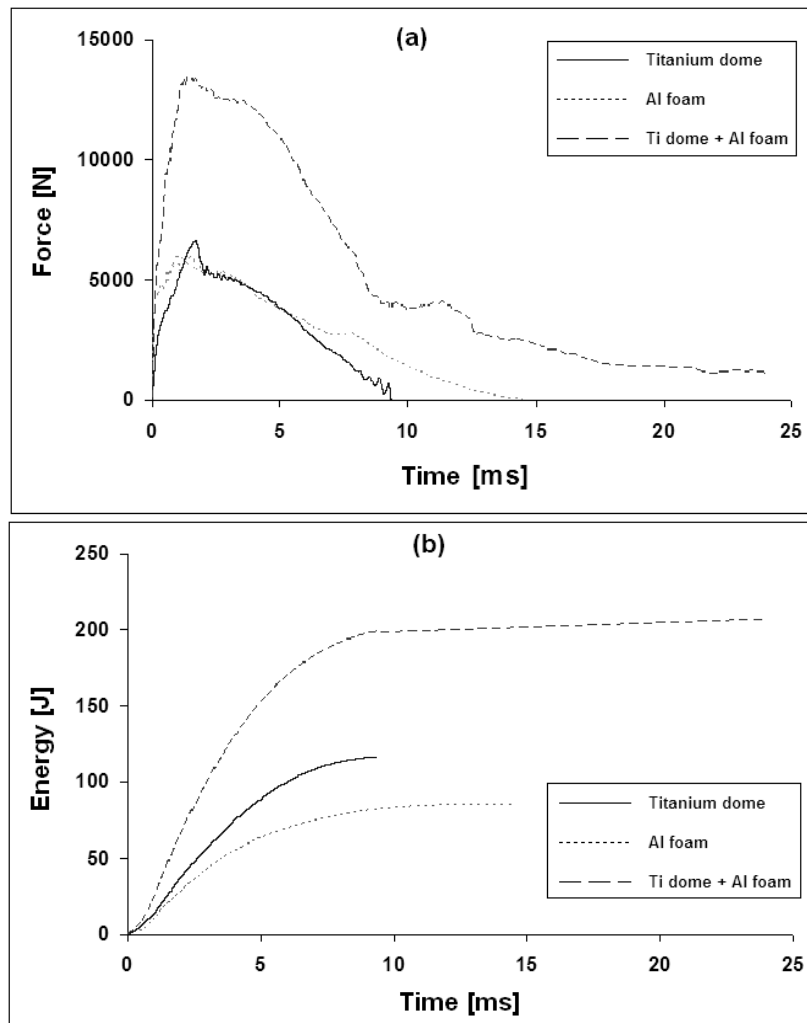


Fig. 5.48 – Risultati delle prove: (a) Curva Forza vs. Tempo, (b) Curva Energia vs. Tempo.

Analizzando le curve è possibile notare che i test hanno prodotto i risultati attesi in quanto l'energia assorbita e il massimo valore della forza relativi al componente rinforzato, sono leggermente superiori alla somma dei valori ottenuti dai singoli costituenti. In conclusione queste prove confermano i vantaggi, in termini di resistenza all'impatto e recupero di peso, ottenibili dall'accoppiamento tra componenti formati tramite SPF e i rinforzi in schiuma metallica.

5.4 - Processo combinato di SPF e riempimento in schiuma metallica

Si è già accennato alla opportunità molto vantaggiosa che si otterrebbe dall'unione in un solo processo combinato per realizzare componenti formati tramite SPF e rinforzati in schiuma metallica. Il motivo che spinge a realizzare un accoppiamento delle due tecnologie in un unico processo combinato è, quello di mitigare i punti deboli di entrambe, dando così una spinta all'interesse industriale. La formatura superplastica è un processo lento per i ritmi industriali. Più il tempo di formatura aumenta e migliore sarà il risultato finale in termini di distribuzione di spessore e quindi omogeneità e conformità delle risposte meccaniche. Le schiume metalliche non trovano larga applicazione, invece, per la difficoltà di controllare la distribuzione di porosità e quindi le prestazioni finali. Volendo però progettare un ciclo di formatura breve, per andare incontro alle esigenze industriali, il rinforzo in schiuma metallica può essere una buona soluzione per restituire al prodotto, ma anche migliorarne l'omogeneità delle caratteristiche meccaniche ed esaltare in questo modo le potenzialità delle due tecnologie. Come supporto a questa opportunità, sono state effettuate diverse prove sperimentali: la prima prova è stata impostata sfruttando le conoscenze relative alle singole tecnologie; le successive sono state impostate a partire dall'analisi dei risultati ottenuti dalle precedenti [29]. Si è puntato all'ottimizzazione del ciclo produttivo, minimizzando i tempi di processo e cercando di volta in volta di porre rimedio ai fenomeni di interazione non desiderati, verificatisi tra le due tecnologie.

5.4.1 – Scelta dei materiali per le prove

Per la realizzazione dei test sperimentali, si è partiti dalla scelta dei materiali da adottare. La scelta tra le leghe superplastiche e i precursori disponibili non è stata casuale: molta attenzione è stata posta sulla compatibilità dei due processi derivante dai punti di fusione dei materiali impiegati. Questi infatti, in prima battuta, devono essere tali che i fenomeni di deformazione superplastica e realizzazione della schiuma non interferiscano eccessivamente tra loro. Al momento della formatura superplastica il precursore non deve deteriorarsi, mentre al momento della schiumatura, la lamiera esterna non deve fondere. L'ordine in cui devono avvenire i due processi è fissato poiché la schiuma non si può formare prima che si sia

realizzato il volume da riempire. La temperatura di formatura superplastica, che si aggira intorno al 70-80% della temperatura di fusione, deve allora essere inferiore a quella di schiumatura. Bisogna fare attenzione, però, che non sia eccessivamente inferiore poiché quella di fusione capiterebbe vicina a quella di schiumatura, con conseguente fusione della lamiera. Considerando quanto appena detto, si è scelto di utilizzare per la lamiera, la lega Al 7075 O con temperatura ultima di fusione di circa 660 °C. Il simbolo “O” indica che sulla lega è stato effettuato un trattamento di ricottura in modo tale da eliminare le tensioni residue, omogeneizzare la struttura interna e addolcire la lega per le lavorazioni da macchine. La temperatura di formatura superplastica di questa lega potrà oscillare tra 480 e 550 °C. Il precursore impiegato è composto da AlSi₁₀ (dove “10” indica che è presente il 10% di silicio) con aggiunta di TiH₂. Tale precursore è stato scelto per la bassa temperatura di fusione (585 °C.) rispetto agli altri disponibili. Esso si presenta in forma di barrette con sezione 0.5 mm * 2 mm e ha densità di 2.6g/cm³. La figura 12 mostra i materiali di cui è composta la struttura di un velivolo commerciale. Si può notare come la lega Al 7075, seppur trattata termicamente, sia utilizzata in molti componenti strutturali e in quasi in tutto il rivestimento esterno dorsale.

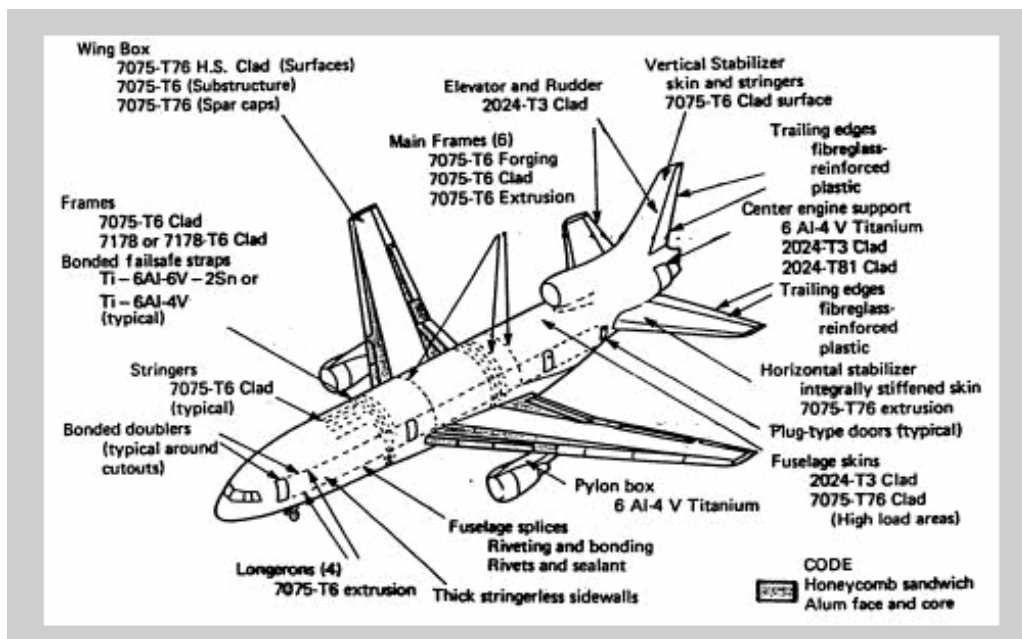


Fig. 5.49 - Materiali impiegati nei componenti di un velivolo dell'aviazione generale.

La lega Al 7075 è tra le leghe di alluminio la più leggera e, dal punto di vista meccanico, più resistente agli urti, agli sforzi e alla trazione. E' anche la lega d'alluminio meno soggetta a termodilatazione e quindi più idonea ad essere utilizzata in ambienti esterni. Il principale elemento in lega è lo Zinco. Generalmente le leghe binarie Al-Zn non vengono usate ma vengono preferite quelle Al-Zn-Mg. Si tratta di leghe da trattamento termico; lo Zinco, oltre a favorire l'autotemperabilità della lega, aumenta la resistenza e la durezza. Il magnesio permette di migliorare la duttilità, la lavorabilità alle macchine utensili, la resistenza alla corrosione e conferisce una migliore saldabilità. Queste leghe, grazie ai precipitati intermetallici formati da zinco e magnesio, sviluppano le caratteristiche meccaniche migliori tra le leghe d'alluminio. Vengono utilizzate per strutture aeronautiche e mezzi di trasporto, in generale per parti molto sollecitate.

5.4.2 - Scelta dei parametri di formatura e progettazione delle prove

Di solito, negli studi sulla superplasticità, la scelta dei parametri di prova avviene mediante un'analisi basata su numerose prove sperimentali affiancate da analisi agli elementi finiti (FEM). Nel caso studio in esame lo scopo, però, è quello di studiare la possibilità di accoppiamento tra i processi di formatura superplastica e formazione di schiuma in un unico ciclo produttivo. Per questo motivo si è preferito un approccio volto ad evidenziare le interazioni tra le due tecnologie, piuttosto che alla realizzazione di un prodotto performante. Si è proceduto, quindi, ad una approfondita analisi bibliografica, che ha permesso di impostare i parametri di temperatura e pressione per entrambi i processi. Nell'ottica di massimizzare i vantaggi offerti dall'accoppiamento delle due tecnologie in esame, si è scelto di effettuare la formatura superplastica nel minor tempo possibile. Dovendo il processo avvenire in un unico ciclo produttivo, all'interno dello stampo devono essere inserite contemporaneamente sia la lamiera da deformare che il precursore per formare la schiuma. L'unica disposizione possibile è posizionare prima la lamiera e poi sovrapporre il precursore. Il processo vedrà prima la deformazione del disco in una cupola tramite SPF, e poi la produzione di schiuma per riempirla. Poiché si vuole ottenere una cupola con base liscia, sopra il precursore deve essere posizionata una seconda lamiera che delimiti l'espansione della schiuma. Siccome il fluido in

pressione, necessario a deformare la lamiera inferiore, viene inserito dall'alto, la lamiera superiore deve essere forata. La quantità di fori deve essere scelta in modo tale che la lamiera superiore non costituisca una barriera al passaggio del fluido. Allo stesso modo il numero di fori non deve eccedere poiché, al momento della schiumatura, dagli stessi potrebbe fuoriuscire della schiuma riducendo così la densità finale desiderata.

5.4.3 - Realizzazione del processo combinato

In base alle esperienze precedenti si è scelta un'altezza massima della cupola da ottenere a fine deformazione pari a 21 mm, con un raggio di base di 80 mm e si è ricavato il raggio della sfera $r = 163$ mm e dunque il volume della calotta sferica $V = 216$ mm³. Scegliendo un riempimento di densità finale pari a 0.4 g/cm³, la quantità di precursore necessaria è di 86 g. Per quel che riguarda la disposizione del precursore si è stabilito che la distanza tra il punto in cui le due lamiere si congiungono e il precursore doveva essere di almeno 10 mm in ogni direzione per permettere un corretto serraggio. Compatibilmente con quanto detto, avvalendosi dell'ausilio di un software grafico, si è realizzato uno schema del posizionamento del precursore che viene mostrato anche in Fig. 5.50.



Fig. 5.50 - Posizionamento del precursore.

Tenendo presente le considerazioni precedentemente fatte, si è scelto di praticare 16 fori da 1 mm di diametro sulla lamiera superiore. La lamiera forata, disposta al di sopra della lamiera da deformare e del precursore, è visibile in Fig. 5.51.

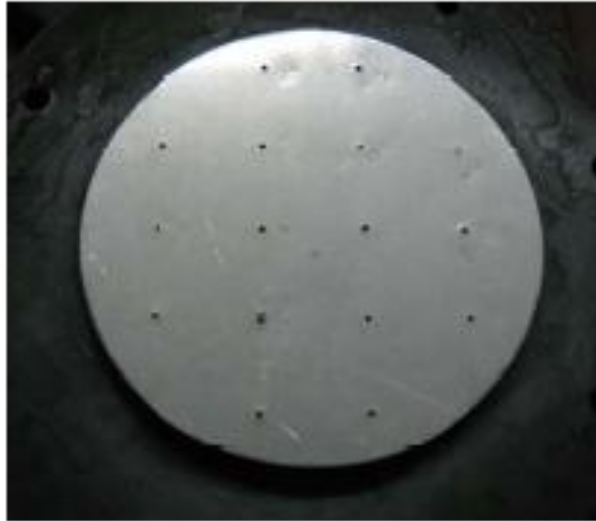


Fig. 5.51 - Lamiera superiore forata per consentire il passaggio di fluido in pressione.

Il processo di formatura è stato realizzato adottando una pressione costante di 4 bar per un tempo di formatura di 30 minuti dopo aver raggiunto la temperatura di 530 °C. Il successivo step relativo alla schiumatura è stato condotto tramite una rampa termica necessaria per passare dalla temperatura di formatura a quella di schiumatura nel modo più veloce possibile in base alle caratteristiche del forno utilizzato, trascorso il quale, il sistema è stato mantenuto a 630 °C per altri 30 minuti. Il tempo necessario al precursore per schiumare, in base ad esperienze precedenti, è di 25 minuti, dopodiché il forno viene spento e aperto in modo che si raffreddi a temperatura ambiente. In Fig. 5.52 è visibile, rivolta verso l'alto, la lamiera deformata a fine processo dove si può apprezzare che il livello di deformazione richiesto è stato raggiunto in quanto l'altezza interna massima è di 23 mm.



Fig. 5.52 - Risultato della prova.

In Fig. 5.53 è visibile un dettaglio della cupola, che mostra però, come la superficie esterna della cupola non sia liscia. Presenta infatti, molte piccole bolle causate probabilmente dalla liberazione dell'idrogeno dal precursore. Il disco in lega di alluminio, rammollito dalle alte temperature necessarie per il processo di schiumatura, potrebbe aver assorbito parte dell'idrogeno gassoso che vi è rimasto intrappolato durante il raffreddamento.



Fig. 5.53 - Dettaglio della superficie della lamiera deformata.

La durata dell'intero processo è stata portata al minimo possibile compatibilmente con le attrezzature disponibili, e nonostante ciò, come si può vedere in Fig. 5.54, il precursore non ha schiumato correttamente e non si registrano considerevoli miglioramenti in tal senso.



Fig. 5.54 - Dettaglio del precursore a fine processo.

5.4.4 – Discussione dei risultati ottenuti

Le prove sperimentali realizzate hanno restituito numerose informazioni circa le singole tecnologie e le loro reciproche interazioni. La realizzazione della schiuma metallica risente del precedente processo di deformazione superplastica, necessario per formare il volume da riempire. La persistenza del precursore ad elevata temperatura ne genera, infatti, un veloce degrado. L'idruro di titanio contenuto nel precursore già alla temperatura di formatura, si dissocia liberando idrogeno gassoso. Questo processo è indispensabile per la formazione della schiuma, ma deve avvenire quando il precursore si trova in uno stato semisolido o liquido. Se l'idrogeno si libera prematuramente può accadere che, al momento desiderato, il precursore abbia perso la sua capacità di schiumare. Attraverso l'ottimizzazione del ciclo produttivo è stata dimostrata la possibilità di migliorare la formazione della schiuma metallica che però non riesce ad esprimere le sue massime potenzialità. Il processo effettuato ha permesso, inoltre, di deformare superplasticamente la lamiera realizzando una cupola con l'altezza massima desiderata. Anche il processo di deformazione superplastica risente, però, delle interazioni con quello di formazione della schiuma: la superficie esterna della cupola non appare liscia ma presenta numerose bolle.

Questo risultato è dovuto, con molta probabilità, all'idrogeno liberatosi dal precursore, una volta portato ad alta temperatura. L'idrogeno, in forma gassosa, infatti, esercita pressione sulle pareti interne della cupola per buona parte del processo produttivo. Questo fenomeno diventa critico quando la temperatura viene innalzata per permettere la formazione della schiuma. A causa della temperatura prossima a quella di fusione della lamiera, infatti, quest'ultima rammollisce permettendo all'idrogeno di deformarla. Sono state messi in atto alcuni miglioramenti per eliminare, o quantomeno attenuare, questi difetti, ma al momento un processo combinato tra le due tecnologie non permette di realizzare un componente conforme agli standard industriali.

Conclusioni

L'attività svolta ha riguardato la ricerca e lo sviluppo di un processo di formatura superplastica di leghe leggere basato sulla tecnica del Blow Forming. Tra gli obiettivi perseguiti c'è stato quello di ottimizzare il processo, anche avvalendosi di simulazioni numeriche, in modo da esaltarne i vantaggi e renderlo sempre più applicabile a livello industriale. In prima battuta ci si è posto l'obiettivo di progettare e realizzare un impianto prototipale per produrre campioni fisici attraverso il processo di formatura superplastica: il sistema è stato ideato in maniera modulare, con la finalità di consentire sia la formatura libera della lamiera che, in futuro, quella in controstampo. L'intento iniziale è stato quello di realizzare delle prove preliminari in modo da validare sperimentalmente l'impianto a partire dai modelli analitici e numerici preesistenti ed in fase di studio sui processi di SPF.

L'impianto costruito è stato pensato principalmente per lo studio del comportamento superplastico delle leghe di titanio (che allo stato attuale della ricerca, per differenti ragioni, risultano essere le leghe più adatte per tali processi), ma, poiché tale materiale richiede condizioni molto severe di formatura (temperature e pressioni più elevate), i primi collaudi dell'impianto sperimentale sono stati effettuati utilizzando una lamiera in lega di alluminio 7075.

Noti dai presupposti analitici i valori ottimali di pressione, temperatura e della velocità di deformazione che fanno sì che il materiale si trovi a lavorare in regime superplastico, è stato possibile determinare i parametri di processo e verificare l'effettiva validità dei modelli teorici.

Al termine della fase di verifica e collaudo, il sistema realizzato ha mostrato di funzionare correttamente, tuttavia, sono stati necessari alcuni accorgimenti per migliorare la tenuta del gas ed evitarne la fuoriuscita durante l'immissione del fluido in pressione.

A valle di queste prove di collaudo dell'impianto si è proseguito il lavoro con l'obiettivo di realizzare ed ottimizzare il processo di formatura superplastica di una lamiera in lega di titanio Ti-6Al-4V sfruttando gli enormi vantaggi, in termini di costi e tempi, che si hanno adottando le simulazioni FEM tramite software in modo da poter prevedere, grazie ad un adeguato confronto numerico-sperimentale, i risultati delle prove sperimentali.

Per quanto concerne la scelta dei parametri di processo (temperatura, pressione e velocità di deformazione), si è fatto riferimento a studi precedenti sulla lega di titanio Ti-6Al-4V già presenti in letteratura.

Il processo applicato alla lega di titanio considerata, ha mostrato una buona correlazione numerico-sperimentale garantendo un modello numerico validato e sfruttabile anche per sviluppi futuri.

In ultima analisi si sono studiate e sviluppate alcune ipotesi di accoppiamento del processo di SPF con altre tecnologie industriali, in modo da superare gli inevitabili limiti tecnologici ed applicativi che mostrano tali processi attualmente.

Si è pensato di sfruttare il Friction Stir Processing per poter affinare la grana cristallina del materiale di partenza da sottoporre al successivo processo di SPF. E' stata dimostrata la fattibilità tecnologica di tale trattamento relativo ad una lega di magnesio AZ31 con l'ottenimento di risultati molto incoraggianti in termini di miglioramento della formabilità del materiale.

Per migliorare la resistenza, soprattutto nei confronti dei carichi dinamici, dei componenti formati tramite SPF, si è pensato di ottenere dei rinforzi in schiuma metallica sia in due processi separati che in un unico processo combinato. Il processo in due step separati è stato realizzato con ottimi risultati ed è sicuramente applicabile anche a livello industriale, mentre il processo combinato ha mostrato dei limiti intrinseci dovuti all'incompatibilità dei cicli termici relativi ai due processi di formatura superplastica e di produzione della schiuma metallica.

Dunque si può concludere che è stata dimostrata con successo la fattibilità tecnologica dell'accoppiamento skin metallico in lega di titanio formata tramite SPF e core in schiuma metallica di alluminio allo scopo di aumentare le proprietà meccaniche del componente ultimato che sono state valutate grazie a delle prove di impatto a caduta di grave.

Sviluppi futuri

Il processo è stato validato ed ottimizzato per alcune leghe leggere, corroborando il tutto con una serie di simulazioni numeriche che hanno portato all'ottenimento di modelli sfruttabili per successivi sviluppi futuri.

Tra i vari accorgimenti da poter apportare si potrebbe in futuro (anche se questo potrebbe comportare l'utilizzo di macchinari più complessi e dunque più costosi) effettuare il processo a pressione non costante, individuando il diagramma pressione-tempo ottimale per il quale il valore dell'indice di sensibilità alla velocità di deformazione "m" si mantiene costante e il più elevato possibile; si ricorda infatti che il processo SPF viene esaltato solo per elevati valori dell'indice "m".

Inoltre in futuro sarà possibile esaltare il concetto di "Selective Superplastic Forming" in modo da applicare il processo di SPF anche a materiali più economici rispetto alle leghe di titanio, andando a migliorare in modo localizzato la loro attitudine al comportamento superplastico.

L'ipotesi di rinforzo con schiume metalliche, in due step separati, è stata dimostrata con successo, ma studi ulteriori potrebbero limitare notevolmente l'aumento di peso relativo all'aggiunta di schiuma calcolando con cura il giusto rapporto tra la densità necessaria per il rinforzo e la percentuale di diminuzione dello spessore relativa al componente.

Bibliografia

- [1] L. Carrino, G. Giuliano, *La formatura superplastica*, ARACNE editrice, Febbraio 2007.
- [2] V. Russo, *Messa a punto di un simulatore fisico per la realizzazione di prototipi mediante SPF*, Tesi di Laurea in Ingegneria Aerospaziale A.A. 2009-2010.
- [3] D. Vignocchi, *Progettare con Catia V5*, Athena Audiovisuals.
- [4] UNI EN-ISO 286-1, *Recipienti in pressione semplici non esposti alla fiamma*, 2007.
- [5] C.H. Hamilton, A.K. Ghosh, *Superplastic Sheet Forming*, Metals Handbook (1988).
- [6] C. Testani, F.M. Ielpo, E. Alunni, *AA2618 and AA7075 alloys superplastic transition in isothermal hot-deformation tests*, Materials and Design (2000), pp.305-310.
- [7] A. Bozzelli, *Tecnologie innovative di interesse aeronautico: ottimizzazione di un processo di formatura superplastica mediante simulazioni numeriche*, Tesi di Laurea in Ingegneria Aerospaziale A.A. 2010-2011.
- [8] R. W. Schutz e D. E. Thomas, *Corrosion of Titanium and Titanium Alloys*, American Society for Metals (1987).
- [9] M. J. Donachie, Jr., *Titanium and Titanium Alloys*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio (1983).
- [10] MSC.Marc® User's Guide.
- [11] Arieli, Rosen, *Superplastic deformation of Ti-6Al-4V alloy*, Metallurgical Transaction A, October 1977.

- [12] Wenbo, Kaifeng, Guofeng, *Superplastic forming and diffusion bonding for honeycomb structure of Ti-6Al-4V alloy*, Journal Of Materials Processing Technology, 2007.
- [13] Bruschi, Poggio, Quadrini, Tata, *Workability of Ti-6Al-4V alloy at high temperatures and strain rates*, Materials Letters, 2004.
- [14] Jain, Chaturvedi, Richards, Goel, *Strain rate sensitivity effects with forming characteristics of superplastic Ti-6Al-4V*, Materials Science and Engineering, 1991.
- [15] Lee, Yoon, Park, Ko, Shin, Lee, *A study on diffusion bonding of superplastic Ti-6Al-4V ELI grade*, Journal of Materials Processing Technology, 2007.
- [16] Chen, Kibble, Hall, Huang, *Numerical analysis of superplastic blow forming of Ti-6Al-4V alloy*, Materials and Design, 2001.
- [17] Mohammad A. Nazzal and Marwan K. Khraisheh, *Impact of Selective Grain Refinement on Superplastic Deformation: Finite Element Analysis*, Journal of Materials Engineering and Performance (2008) 17:163–167.
- [18] M. Caradonna, *Blow Forming di una lamiera in lega di Magnesio trattata mediante Friction Stir Processing*, Tesi di Laurea in Ingegneria Meccanica A.A. 2011/2012.
- [19] F.K. Abu-Farha, M.K. Khraisheh, *Mechanical characteristics of superplastic deformation of AZ31Magnesium alloy*, J. Mater. Eng. Perform. 16 (2007) 192-199.
- [20] E.M. Taleff, L.G. Hector Jr, R. Verma, P.E. Krajewski, J.K. Chang, *Material models for simulation of superplastic Mg alloy sheet forming*, J. Mater. Eng. Perf.. 19 (2010) 488-494.
- [21] D. Zhang, F. Xiong, W.-w. Zhang, C. Qiu, W. Zhang, *Superplasticity of AZ31 magnesium alloy prepared by friction stir processing*, T. Nonferr. Metal. Soc. 21 (2011) 1911-1916.

- [22] L. Carrino, A. Squillace, V. Paradiso, S. Ciliberto, M. Montuori, *Superplastic Forming of Friction Stir Processed Magnesium Alloys for Aeronautical Applications: a Modeling Approach*, Materials Science Forum Vol. 735 (2013).
- [23] A. Silvestre, *Studio sperimentale di strutture cave elementary ottenute con il processo di SPF rinforzate con schiume metalliche*, Tesi di Laurea in Ingegneria Aerospaziale A.A. 2010-2011.
- [24] D. Colombo, *Metallurgia dei materiali non ferrosi*, Università degli studi di Trento (2000).
- [25] L. Carrino, M. Durante, S. Franchitti, S. Strano, *On the optimization of the properties of foam filled tubular structure using FEM*, Cellmet (2008).
- [26] D.A.S. Macdougall, J. Harding, *A constitutive relation and failure criterion for Ti6Al4V alloy at impact rates of strain*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids (1999).
- [27] WeihongHou, Feng Zhu, Guoxing Lu, Dai-Ning Fang, *Ballistic impact experiments of metallic sandwich panels with aluminium foam core*, International Journal of Impact Engineering (2010).
- [28] L. Carrino, M. Durante, S. Franchitti, L. Sorrentino, *Mechanical performance analysis of hybrid metal-foam/composite samples*, Int J Adv Manuf Technol (2011).
- [29] D. Siviero, *Studio sperimentale di un processo combinato di deformazione superplastica e rinforzo in schiuma metallica*, Tesi di Laurea in Ingegneria Aerospaziale A.A. 2010-2011.