

Alma Mater Studiorum  
Università degli Studi di Bologna

---

FACOLTÀ DI INGEGNERIA

DIEM - Dipartimento di Ingegneria delle Costruzioni Meccaniche, Nucleari,  
Aeronautiche e di Metallurgia

SCUOLA DI DOTTORATO IN INGEGNERIA INDUSTRIALE

Dottorato di ricerca in **Meccanica Dei Materiali e  
Processi Tecnologici**

*XXII Ciclo*

Settore scientifico disciplinare:

ING-IND/16 TECNOLOGIE E SISTEMI DI LAVORAZIONE

---

**CARATTERIZZAZIONE, FABBRICAZIONE E  
APPLICAZIONE DI MANUFATTI IN SCHIUMA  
METALLICA**

*Tesi di Dottorato*

---

*Dissertazione finale*

*Autore*

**Ing. Giacomo Bertuzzi**

*Coordinatore*

**Chiar.mo Prof. Ing. Giangiaco Minak**

*Relatori*

**Chiar.mo Prof. Ing. Giovanni Tani**

**Chiar.mo Prof. Ing. Giampaolo Campana**

---

*Esame finale anno 2011*



*Alle mie figlie  
Giorgia e Greta,  
e a mia moglie  
Lara*



# Prefazione

La presente dissertazione è presentata per il conseguimento del Titolo di Dottore di Ricerca presso l'Università di Bologna. Le ricerche qui illustrate e descritte sono frutto del lavoro da me svolto nel periodo che va da Gennaio 2006 a Dicembre 2010, sotto la supervisione del Prof. G. Tani, presso il Dipartimento di Ingegneria delle Costruzioni Meccaniche, Nucleari, Aeronautiche e di Metallurgia. Il lavoro descritto nella presente dissertazione è originale e, nel caso in cui sia riportato il lavoro di altri, questo è segnalato attraverso riferimento alla relativa pubblicazione.

Giacomo Bertuzzi

Bologna

Marzo 2011

# Compendio

Sebbene le schiume metalliche siano considerate come una classe di materiali dalle grandi potenzialità in ambito ingegneristico, soprattutto per la realizzazione di strutture leggere e resistenti, ancora oggi non sembrano aver colto le esigenze dell'industria. Negli ultimi anni sono stati numerosi gli sforzi messi in campo sinergicamente dal mondo della ricerca e da quello industriale con l'obiettivo, da un lato di realizzare processi produttivi economici ed adatti alla produzione su vasta scala, dall'altro di caratterizzare le loro proprietà sia in ambito strutturale che funzionale. Enormi passi avanti sono stati fatti in questi due ambiti al punto che, oramai, dal punto di vista produttivo e della caratterizzazione appaiono come dei materiali maturi e pronti per essere integrati nei comuni processi di progettazione. Per renderli fruibili in progettazione occorre però ancora affrontare il problema dei processi tecnologici ad essi connessi, primo fra tutti, il problema della loro giunzione e collegamento con strutture esistenti. È con questo obiettivo che è stato affrontato questo studio: cioè con la prospettiva di indagare ed approfondire le tecniche di giunzione in grado di permettere la realizzazione di manufatti complessi quali telai o strutture reticolari. A tal fine, oltre ai processi produttivi delle schiume metalliche consolidati, sono state approfondite le tecniche di riempimento di componenti tubolari. Individuata nell'espansione controllata, sviluppata presso l'Università di Messina, una tecnica molto interessante per l'irrigidimento dei tubi con schiume metalliche, ci si è impegnati nello sviluppo di tecniche di giunzione in grado di realizzare la giunzione del materiale esterno, tipicamente acciaio, e del riempitivo in modo da ottenerne una continuità. Lo studio ha portato alla realizzazione di una giunzione di questo tipo e, previo studio di fattibilità, all'ottimizzazione dei parametri di processo per il suo conseguimento. Nell'ultima parte del lavoro ci si è occupati della caratterizzazione flessionale dei componenti così ottenuti paragonandone le caratteristiche con quelle di geometrie analoghe prive di schiume realizzate con le tecniche tradizionali di giunzione.

# Ringraziamenti

Il dottorato di ricerca è stato per me un'esperienza che mi ha permesso una grande crescita sia sotto il profilo tecnico e professionale, che sotto il lato umano. In questo percorso ho potuto conoscere e confrontarmi con persone molto diverse tra loro, eccellenti sia tecnicamente che umanamente: spero di aver potuto cogliere il meglio dai loro insegnamenti. Desidero, innanzitutto, esprimere un ringraziamento al Prof. Tani che ha reso possibile questa esperienza. Un ringraziamento del tutto particolare va all'Ing. Giampaolo Campana che, oltre ad essere un maestro importante e continua fonte di ispirazione, è stato anche un amico con cui ho condiviso i momenti felici e le soddisfazioni di questo lavoro. Un ringraziamento a tutti i componenti del gruppo di ricerca del DIEMTech: il Prof. Tomesani, il Prof. Veschi, Donati, Orazi, Fortunato, Mantega, Ascari, Cuccolini, Cimatti, Reggiani, Squatrito, Todaro, Segatori e tutti i tecnici del laboratorio del DIEM. È grazie all'aiuto ed al contributo, anche inconsapevole, di tutti voi che ho potuto portare a termine questa esperienza. Potermi confrontare con voi ed accogliere i vostri insegnamenti e suggerimenti è stata una fonte continua di crescita e di apprendimento senza la quale il lavoro svolto sarebbe stato meno stimolante ed affascinante. Vorrei ringraziare di cuore il Prof. Proverbio ed il Prof. Bonaccorsi dell'Università di Messina, che, con grande disponibilità e generosità, hanno messo a mia disposizione la loro grande conoscenza e mi hanno accompagnato in questo percorso. Ultimi, ma non ultimi, un pensiero va alle mie figlie Greta e Giorgia, a mia moglie Lara e a tutti i miei familiari che mi hanno sempre sostenuto con affetto e pazienza in questa avventura.

# Sommario

<b>1</b>	<b>Introduzione</b>	<b>1</b>
1.1	I materiali cellulari .....	2
1.2	Sviluppo delle schiume metalliche .....	3
1.3	Utilizzo delle schiume metalliche .....	4
1.3.1	Assorbitori di urti .....	5
1.3.2	Materiale per la costruzione di strutture alleggerite .....	6
1.4	Struttura della tesi .....	7
<b>2</b>	<b>Processi produttivi delle schiume metalliche a celle chiuse</b>	<b>13</b>
2.1	Strutture cellulari.....	13
2.2	Le schiume metalliche: introduzione.....	16
2.3	Tecniche produttive delle schiume metalliche.....	20
2.3.1	Realizzazione delle schiume di alluminio.....	22
2.4	Formatura da liquido.....	23
2.4.1	Iniezione del gas: il metodo Cymat/Alcan e Norsk Hydro.....	24
2.4.2	Generazione del gas direttamente nel metallo fuso.....	26
2.4.2.1	Il metodo ALPORAS.....	26
2.4.2.2	Il metodo FORMGRIP.....	28
2.5	La tecnica di schiumatura con polvere compattata.....	32
2.5.1	Selezione delle polveri.....	35
2.5.2	Compattazione .....	36
2.5.3	Schiumatura .....	38
2.6	Descrizione della tecnica adottata Per la realizzazione delle schiume metalliche .....	42
2.6.1	Preparazione delle polveri .....	43
2.6.2	Miscelazione delle polveri .....	47
2.6.3	Compattazione delle polveri .....	48

2.6.4	Fase di schiumatura	53
2.7	Riempimento di profili cavi	58
2.8	Bibliografia	73
<b>3</b>	<b>Giunzione delle Schiume Metalliche</b>	<b>79</b>
3.1	Introduzione	79
3.2	Saldatura delle schiume metalliche	80
3.3	Giunzione degli AFS	84
3.4	LASER assisted foaming	91
3.5	Metodo per la saldatura di componenti metallici composti presentanti un riempimento in schiuma metallica	96
3.5.1	Fattibilità del metodo proposto	98
3.5.2	Ottimizzazione dei parametri d i processo per la giunzione tramite LASER in trasparenza di schiume metalliche	105
3.5.3	Modellazione Numerica	124
3.6	Bibliografia	135
<b>4</b>	<b>Caratterizzazione flessionale di tubi irrigiditi con schiuma metallica</b>	<b>141</b>
4.1	Introduzione	141
4.2	Caratteristiche meccaniche delle schiume metalliche e degli AFS	142
4.3	Caratterizzazione di strutture tubolari saldate riempiti in schiuma metallica	151
4.3.1	Strutture tubolari con e senza riempimento in schiume metalliche: trattazione analitico - numeric	151
4.3.2	Caratterizzazione a flessione di tubi riempiti con schiume metalliche	166
4.4	Caratterizzazione flessionale di varie tipologie di giunzione con e senza riempitivo in schiuma metallica	178

4.4.1	Introduzione	178
4.4.2	Attrezzatura e materiali	181
4.4.3	Realizzazione dei provini	185
4.4.4	Prova sperimentale di flessione a quattro punti SERIE 1	193
4.4.5	Prova sperimentale di flessione a quattro punti SERIE 2	196
4.4.6	Prova sperimentale di flessione a quattro punti SERIE 3	205
4.4.7	Calcolo dell'energia di deformazione	208
4.5	Bibliografia:	210
<b>5</b>	<b>Conclusioni</b>	<b>217</b>
5.1	Conclusioni	217
5.2	Sviluppi futuri	219
<b>Appendice A: Modello FEM del riscaldamento tramite LASER</b>		<b>221</b>

# Nomenclatura

## Simboli Greci

$\alpha$	$E_c / E$
$\beta$	$\frac{3-5 \nu_c}{(1+\nu_c)(1-2\nu_c)}$
$\beta'$	$\frac{\nu_c^2(5-2\nu_c)}{(1+\nu_c)(1-2\nu_c)}$
$\delta$	Massimo spostamento radiale a causa dell'ovalizzazione [m]
$\varepsilon$	Deformazione
$\varepsilon_d$	Deformazione di Densificazione
$\zeta$	Ovalizzazione della sezione $\delta/a$
$\zeta_{crit}$	Ovalizzazione della sezione corrispondente al momento di Brazier
$\eta$	Loss Coefficient Meccanico
$\lambda$	Parametro di lunghezza d'onda di buckling $L'/\pi$ [m]
$\lambda_{crit}$	Valore di $\lambda$ che minimizza $N_x$ [m]
$\nu$	Coefficiente di Poisson
$\nu_c$	Coefficiente di Poisson del <i>core</i>
$\rho$	Densità [kg/m <sup>3</sup> ]
$\rho_c$	Densità del <i>Core</i> [kg/m <sup>3</sup> ]
$\sigma_0$	Tensione critica di <i>buckling</i> per tubo cilindrico cavo soggetto a compressione assiale [MPa]
$\sigma_{cr}$	Tensione critica di <i>buckling</i> per tubo cilindrico riempito soggetto a compressione assiale [MPa]
$\sigma_{max}$	Tensione critica di <i>buckling</i> per tubo cilindrico cavo soggetto a flessione [MPa]

$\sigma_{pl}$	Tensione di Plateau [MPa]
$\sigma_y$	Tensione di snervamento [MPa]
$\emptyset$	Diametro
$\Omega$	Parametro geometrico di snellezza della trave

### Simboli Latini

a	Raggio in corrispondenza della mezzeria della sezione [m]
Al	Alluminio
Ar	Argon
$B_{out}$	Dimensione esterna della sezione della trave [m]
C	Carbonio
$^{\circ}C$	Grado Celsiusi (U.d.M. Temperatura)
Cr	Cromo
d	Altezza totale dell'AFS [m]
$D_{spot}$	Diametro dello spot LASER [m]
E	Modulo di Young [MPa]
$E_{proc}$	Energia di Processo [J]
F	Forza [N]
h	$\left(\frac{t}{\sqrt{1-\nu^2}}\right)$
H	Idrogeno
He	Elio
J	Joule (U.d.M. Energia)
K	Grado Kelvin (U.d.M. Temperatura)
l	Litro (U.d.M. Volume)
L	Lunghezza [m]
$L'$	Semilunghezza dell'oda di buckling $L/n$ [m]
M	Metro (U.d.M. Lunghezza)
M	Massa [kg]
$\bar{M}$	Indice di massa adimensionale $M/\rho L^3$

$M_{\text{Brazier}}$	Momento di Brazier [N/m]
$M_{\text{lb}}$	Momento di buckling locale [N/m]
Min	Minuto (U.d.M Tempo)
N	numero di onde di buckling
N	Newton (U.d.M. Forza)
$N_x$	Compressione uniassiale per unità di lunghezza circonferenziale [N/m]
Ni	Nichel
O	Ossigeno
P	Potenza [W]
$P_{\text{laser}}$	Potenza del LASER [W]
$P_{\text{dens}}$	Densità di Potenza LASER [W m <sup>-2</sup> ]
Pa	Pascal (U.d.M. Pressione / Tensione)
PT	Tempo di processo [sec]
r	Distanza radiale [m]
$\mathcal{R}$	Insieme dei numeri Reali
Rad	Radiante (U.d.M. Angolo)
RpM	Revolutions Per Minute (U.d.M Velocità Rotazione)
RS	Velocità di rotazione [Rad sec <sup>-1</sup> ]
s	Secondo (U.d.M. Tempo)
S	Rigidezza del sistema [N/m]
$\bar{S}$	Rigidezza del sistema adimensionale S/EL
sec	Secondo (U.d.M. Tempo)
Si	Silicio
SD	Diametro dello spot LASER
t	Dimensione dello spessore della sezione della trave [m]
Ti	Titanio
TiH <sub>2</sub>	Idruro di Titanio
$t_{\text{int}}$	Tempo di interazione [s]
$t_{\text{eq}}$	Spessore della sezione circolare vuota in modo da ottenere la stessa massa di quella irrigidita [m]
$T_{\text{proc}}$	Tempo di processo [s]

$u_c$	Spostamento dovuto a fenomeni di cedimento locale [m]
$u_m$	Freccia dovuta alla flessione ed al taglio [m]
$u_t$	Spostamento globale [m]
$V_{proc}$	Velocità di processo [ $m s^{-1}$ ]
W	Watt (U.d.M. della Potenza)
%wt	Percentuale in peso

## Abbreviazioni

AFS	Aluminium Foam Sandwich
AISI	American Iron and Steel Institute
APDL	ANSYS™ Parametric Design Language
CAD	Computer Aided Design
CES	Cambridge Engineering Selector
CIP	Cold Isostatic Pressing
CNC	Computer Numerical Control
CW	Continuous Wave
$D_e$	Diametro Esterno [m]
$D_i$	Diametro Interno [m]
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft (German Research Foundation)
E	Modulo di Young [MPa]
$E_c$	Modulo di Young del <i>Core</i> [MPa]
DIEM	Dipartimento di Ingegneria delle Costruzioni Meccaniche, Nucleari, Aeronautiche e di Metallurgia Università di Bologna
FAF	Fast Axial Flow
FEM	Finite Element Method
FORMGRIP	Foamed of Reinforced Metals by Gas Release in Precursor
FSW	Friction Stir Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HMM	Hybrid Metallic Materials
HTC	Heat Transfert Coefficient
LAF	LASER Assisted Foaming

LASER	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
LF	Provino schiumato tramite LASER in trasparenza
MIG	Metal Inert Gas
MMC	Metal Matrix Composite
PC	Personal Computer
PCF	Powder Compact Foaming
Ph. D.	Doctor of Philosophy
PRIN	Programmi di ricerca di Rilevante Interesse Nazionale
SEM	Scanning Electron Microscope
TIG	Tungsten Inert Gas
TILAS	Tecnologie Innovative di Lavorazione delle Schiume Metalliche
U.d.M.	Unità di Misura

### **Operatori Matematici**

$a_{\square}$	Costante di equazione
$b_{\square}$	Costante di equazione
$f(\square)$	Funzione di variabile Reale
$g(\square)$	Funzione di variabile Reale

# Lista delle Figure

Fig. 2.1 - Dispersione di una fase in un'altra fase

Fig. 2.2 – Immagini di strutture cellulari: sughero, legno, osso e foglia

Fig. 2.3 – Produzione della schiuma metallica secondo il metodo brevettato da Sosnik

Fig.2.4 – Definizione dei vari fenomeni osservabili nel diagramma tensione-deformazione per una schiuma metallica soggetta ad una elevata deformazione di compressione [4].

Fig.2.5 – Campi di applicazione delle schiume metalliche in ambito strutturale [1]

Fig.2.6 - Esempio di schiuma metallica a celle aperte (sinistra) e a celle chiuse (destra)

Fig.2.7 - Schematizzazione del processo produttivo per iniezione diretta del gas nel metallo fuso [6]

Fig. 2.8 - Esempio di schiuma metallica generata con il metodo dell'iniezione di gas nel metallo fuso.

Fig.2.9 - Schematizzazione del metodo ALPORAS.

Fig.2.10 - Esempio di schiuma metallica realizzata con metodo ALPORAS™.

Fig.2.11 – Schema di realizzazione del processo FORMGRIP™.

Fig.2.12 - Effetto stabilizzante del carburo di silicio sulle parti piane delle celle (a) e sui punti di giunzione (b) [35].

Fig.2.13 – Esempi di morfologie di schiume metalliche differenti ottenute variando i parametri di processo nel metodo FORMGRIP™ [38].

Fig.2.14 – Schematizzazione del processo per l'ottenimento di schiume metalliche tramite powder route [6].

Fig.2.15 – Esempio di geometria complessa in schiuma metallica realizzata con metallurgia delle polveri trazionale (destra)[52], e con compattazione a freddo (sinistra) [51].

Fig.2.16 – Esempio di schiume ottenute con cold compaction utilizzando diversi parametri di processo[51].

Fig.2.17 – Andamento della temperatura del forno, della schiuma e dell'espansione durante le fasi della schiumatura[54].

Fig.2.18 – Rappresentazione schematica dell'evoluzione della schiuma ottenuta da precursore contenente agente schiumogeno [52].

Fig.2.19 –Schema rappresentativo dei vari parametri di processo che influenzano la morfologia della schiuma metallica [54].

Fig.2.20 – Parte superiore di una schiuma di alluminio ottenuta inserendo più precursori in uno stampo: le parti grigie scuro rappresentano le dimensioni originali e la posizione dei precursori (sinistra); Schiuma composta da due precursori. [18]

Fig.2.21 – Fase di pesatura delle polveri metalliche in una bilancia di precisione con all'interno sali igroscopici

Fig.2.22 – Mulino utilizzato nella fase di miscelazione delle polveri.

Fig.2.23 – Disegno illustrativo delle varie parti dello stampo e suo assemblato finale.

Fig.2.24 – Parti che compongono lo stampo.

Fig.2.25 – Esempio della fase di pressatura manuale.

Fig.2.26 – Pressa servoidraulica da 40 Tons

Fig.2.27 – Strato di ossido residuo nella schiumatura di due pastiglie di precursore in uno stampo cilindrico (sinistra); dettaglio dello strato di ossido (destra).

Fig.2.28 –Esempio di variazione del volume del precursore in caso di schiumatura con (linea rossa) e senza (linea blu) rimozione dell'ossido sulle pareti.

Fig.2.28 –Esempio qualitativo dell'andamento nel tempo della temperatura all'interno della pastiglia di precursore.

Fig.2.29 – Prima schiuma metallica realizzata presso il DIEM.

Fig.2.30 – Metodi per la il riempimento di tubi con schiume metalliche [51].

Fig.2.31 – Esempi di tubi in alluminio riempiti in schiuma di alluminio (schiuma AlSi12, tubo lega 6061) [51].

Fig.2.32 – Esempio di riempimento parziale di tubo in acciaio con schiuma di alluminio (cortesia Prof. Bonaccorsi .- Università di Messina).

Fig.2.33 – Andamento della temperatura nel tempo durante la fase di schiumatura per differenti composizioni della lega leggera di base [57].

Fig.2.34 – Forno per la realizzazione di tubi riampiti con schiuma di alluminio (cortesia Prof. Bonaccorsi – Università di Messina).

Fig.2.35 – Fase di avvolgimento intorno al tubo in acciaio di una sottile pellicola di alluminio puro (cortesia Prof. Bonaccorsi – Università di Messina).

Fig.2.36 – Esempio di sviluppo e riempimento libero della schiuma metallica: è possibile osservare la presenza di zone della schiuma prive di giunzione con il tubo esterno [57].

Fig.2.37 – Schema del dispositivo ideato per la realizzazione dell'espansione controllata della schiuma nel tubo [57].

Fig.2.38 – Dispositivo utilizzato per la realizzazione dell'espansione controllata della schiuma nel tubo (cortesia Prof. Bonaccorsi – Università di Messina)

Fig.2.39 – Andamento nel tempo della temperatura della schiuma e dello spostamento del pistone durante la fase di chiusura [57].

Fig.2.40 – Esempio di differenti posizionamenti del precursore solido all'interno del tubo [57].

Fig.2.41 – Forno con tubo in quarzo per il flussaggio di atmosfera controllata (cortesia Prof. Bonaccorsi Università di Messina).

Fig.2.421 – Sezione trasversale e sezione longitudinale di un tubo di acciaio riempito con schiume di alluminio attraverso tecnica dell'espansione controllata (cortesia Prof. Bonaccorsi).

Fig.3.1 – Schematizzazione del processo di saldatura LASER di schiume metalliche con interposizione di un filler .

Fig.3.2 – Saldatura tra schiume con LASER e introduzione di un filler schiumogeno

Fig.3.3 – Giunzione tra una lamiera ed una schiuma metallica tramite LASER: è possibile osservare sia il legame metallurgico che meccanico e l'eccessiva porosità del cordone di saldatura [1].

Fig.3.4 – Prototipo di telaio con parti in AFS presentato da Karmann (Osnabrück) al “Salone dell'auto di Detroit” nel 1998 [11].

Fig.3.5 – AFS con materiale denso in alluminio e schiuma di alluminio.

Fig.3.6 – Esempio di giunzione FSW antecedente alla fase di schiumatura[15].

Fig.3.7 – Esempio di saldatura LASER di un AFS [1].

Fig.3.8 – Esempio di saldatura MIG di un AFS [1].

Fig.3.9 – Schematizzazione del processo di saldatura ibrida.

Fig.3.11 – Esempio di saldatura ibrida di un AFS: vista del cordone di saldatura (sinistra), e dettaglio (destra).

Fig.3.10 – Esempio di differenti geometrie del filler solido per la giunzione degli AFS [16].

Fig.3.12 – Esempio di saldatura LASER tra lamiera e AFS per sovrapposizione: interessamento alla giunzione della schiuma (sinistra), il cordone appare rigonfio e molto poroso; giunzione senza interessamento della schiuma (destra) nessun fenomeno degenerativo del cordone di saldatura [13].

Fig.3.13– Schema del processo LAF e visualizzazione della morfologia delle schiume ottenute variando la velocità di avanzamento del fascio LASER: da sinistra a destra rispettivamente  $2 \text{ m min}^{-1}$ ,  $0.9 \text{ m min}^{-1}$ ,  $0.4 \text{ m min}^{-1}$  [18].

Fig.3.14– Sezione trasversale di alcune schiume ottenute con tecnica LAF: (a) alla temperatura di fusione del metallo base con fenomeno di undefoaming, (b) molto al di sopra della temperatura di fusione con degrado della schiuma (superheat) e, infine (c) poco al di sopra della temperatura di fusione con una buona morfologia della schiuma [18].

Fig.3.15– Grafico doppio logaritmico nel quale è rappresentato lo spazio di fattibilità del LAF: esiste un legame preciso fra il tempo di interazione e la densità di potenza per l'ottenimento della schiuma. Inoltre, la morfologia della schiuma è legata anche alla velocità di raffreddamento [17].

Fig. 3.16 – Schematizzazione del processo : (a) inserimento del filler schiumogeno; (b – c) saldatura delle pelli esterne; (d) riscaldamento localizzato del componente in corrispondenza del filler; (e) schiumatura e ripristino della continuità del riempitivo.

Fig. 3.17 – Esempio di schiumatura LASER per trasparenza, a destra, ingrandimenti al microscopio ottico sia della schiuma (alto), che della giunzione ottenuta tra schiuma e materiale solido (basso).

Fig. 3.18 – Esempio di schiumatura LASER per trasparenza in presenza di riempitivo in schiuma metallica.

Fig. 3.19 – Tubi riempiti con schiume di alluminio e pastiglie di precursore solido utilizzate nella sperimentazione.

Fig. 3.20 – Sorgente LASER CO2 da 3 kW.

Fig. 3.21 – Testa del fascio LASER e tavola porta pezzo dotata di assi controllati.

Fig. 3.22 – Azionamento per la rotazione del pezzo durante le fasi di saldatura e di schiumatura: motore brushless e mandrino autocentrante..

Fig. 3.23– Disegno schematico della fase di inserimento della pastiglia di precursore solido dentro ai tubi irrigiditi con schiuma metallica.

Fig. 3.23– Disegno schematico del risultato ottenuto alla fine del processo.

Fig. 3.24– Vista del cordone di saldatura ottenuto dopo processo di schiumatura LASER per trasparenza.

Fig. 3.25– Sezione del componente alla fine del processo. Si può notare l'avvenuta schiumatura del precursore solido e la giunzione con le schiume dei tubi.

Fig. 3.26 – Dettaglio al microscopio ottico del cordone di saldatura.

Fig. 3.27 Disegno del provino utilizzato: dimensioni e posizione relative dei vari componenti.

Fig. 3.28 – Esempio del posizionamento del precursore solido tra i cilindri di schiuma metallica.

Fig. 3.29 – Diagramma di flusso dell'algoritmo sviluppato per l'individuazione delle condizioni di schiumatura in termini di variabili complesse.

Fig. 3.30 – Esempio delle diverse classi di schiumatura individuate: (a) .assenza di schiuma, (b) inizio della fase di schiumatura, (c) Schiumatura avvenuta correttamente, (d) schiuma degenerata non accettabile.

Fig. 3.31 – Provino LF01: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.32 – Provino LF02: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.33 – Provino LF04: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.34 – Provino LF05: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.35 – Provino LF06: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.36 – Provino LF07: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.37 – Provino L F08: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.38 – Provino LF09: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.39 – Provino LF10: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.40 – Provino LF11: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.41 – Provino LF12: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.42 – Provino LF13: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.43 – Provino LF14: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.44 – Provino LF15: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.45 – Provino LF16: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.46 – Provino LF17: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Fig. 3.47 – Rappresentazione della funzione della prima condizione di schiumatura che lega la densità di potenza al tempo di interazione

Fig. 3.48 – Rappresentazione della funzione della seconda condizione di schiumatura che lega l'energia del processo al tempo di interazione.

Fig. 3.49 – Vista isometrica del modello numerico sviluppato

Fig. 3.50 – Sezione trasversale del modello numerico sviluppato

Fig. 3.51 – Andamento nel tempo della temperatura al centro del precursore schiumogeno, a 5mm dal centro e all'interfaccia tra precursore e tubo di acciaio; individuazione sulla curva dei punti sperimentali

Fig. 3.52 – Sezioni longitudinali dei provini rappresentanti i punti precedentemente selezionati: nella sequenza è possibile osservare i vari stadi di evoluzione della schiuma metallica

Fig. 3.53 – Andamento nel tempo della temperatura al centro del precursore schiumogeno, a 5mm dal centro e all'interfaccia tra precursore e tubo di acciaio; individuazione sulla curva dei punti sperimentali.

Fig. 3.54 – Sezioni longitudinali dei provini rappresentanti i punti precedentemente selezionati: nella sequenza è possibile osservare i vari stadi di evoluzione della schiuma metallica.

Fig. 3.55 – Confronto tra le temperature al centro del precursore di due prove differenti.

Fig. 3.56 – Confronto tra le temperature visualizzate lungo la sezione longitudinale di due differenti simulazioni.

Fig. 3.57 – Confronto tra le temperature visualizzate lungo la sezione trasversale di due differenti simulazioni

Fig. 4.1 Material selection chart con in ascissa la Densità ed in ordinata il Modulo di Young [3].

Fig. 4.2 Material selection chart contenente le schiume commerciali e le loro caratteristiche al variare della densità relativa [2]

Fig. 4.3 – Schematizzazione di una prova di flessione su quattro punti di un pannello sandwich e, sotto, individuazione del tipo di rottura in base alle dimensioni caratteristiche del componente [5].

Fig. 4.4 – Schematizzazione di prova di flessione a tre punti di una trave [4]

Fig. 4.5 – Descrizione delle tre sezioni considerate ed equazioni matematiche delle caratteristiche flessionali delle stesse [4].

Fig. 4.6 – Visualizzazione dei risultati dell'ottimizzazione di una trave soggetta a flessione su tre punti rispetto alla rigidezza flessionale [4].

Fig. 4.7 – Fenomeno dell'ovalizzazione della sezione sottoposta a flessione pura [7].

Fig. 4.8 - Caratteristico andamento del grafico Momento flessionale – Curvatura nel caso di tubi vuoti o internamente irrigiditi [10].

Fig. 4.9 – Fenomeno del wrinkling su un tubo reale sottoposto a flessione (sinistra) e simulato tramite FEM.

Fig. 4.10 – Schema della sezione delle strutture calcolate e relativi simboli utilizzati nelle equazioni [6].

Fig. 4.11 – Rapporto tra il momento di Brazier per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $EC/E=\rho C/\rho$  [6].

Fig. 4.12 – Rapporto tra il momento di Brazier per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $EC/E=(\rho C/\rho)^2$  [6].

Fig. 4.13 – Rapporto tra il momento di buckling locale per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $EC/E=\rho C/\rho$  [6]

Fig. 4.14 – Rapporto tra il momento di buckling locale per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $EC/E=(\rho C/\rho)^2$  [6].

Fig. 4.15 – Indice di peso normalizzato in funzione dell'indice di carico normalizzato per differenti irrigidimenti dei tubi nel caso di  $R/t < 50$  [8].

Fig. 4.16 – Indice di peso normalizzato in funzione dell'indice di carico normalizzato per differenti irrigidimenti dei tubi nel caso di  $50 < R/t < 200$  [8].

Fig. 4.17 – Indice di peso normalizzato in funzione dell'indice di carico normalizzato per differenti irrigidimenti dei tubi nel caso di  $R/t > 200$  [8].

Fig. 4.18 – Modello FEM utilizzato per la verifica dei fenomeni di Brazier e di buckling locale nel caso di flessione a quattro punti su elementi tubolari in acciaio

Fig. 4.19 – Risultati del modello FEM nel quale sono evidenti i fenomeni di ovalizzazione della sezione secondo il criterio di Brazier.

Fig. 4.20 – Grafico dei risultati del modello FEM in termini di spostamento della traversa mobile della macchina di prova e forza applicata.

Fig. 4.21 – Schema della prova a flessione su tre punti su trave quadrata riempita con schiuma metallica [23].

Fig. 4.22 – Andamento del momento flettente nel caso di flessione su tre punti (sinistra) e grafico (destra) del momento flettente applicato (ordinate) in funzione della rotazione della deformata (ascisse) [27].

Fig. 4.23 – Andamento della forza applicata e dello spostamento misurato della traversa mobile per diverse lunghezze della schiuma metallica inserita (sinistra); andamento del momento flettente in funzione della rotazione delle sezioni (destra) per diverse lunghezze del riempimento inserito[27].

Fig. 4.24 – Grafico che mostra le variazioni in termini percentuali delle principali caratteristiche flessionali oltre al peso [18].

Fig. 4.25 – Schema del metodo di prova utilizzato (sopra) e misure del provino vuoto e di quello parzialmente irrigidito con schiuma metallica [20].

Fig. 4.26 – Andamento della tensione nel tubo rispetto allo spostamento della traversa mobile (sinistra) e del momento flettente rispetto allo spostamento della trasversa mobile (destra) [20].

Fig. 4.27 – Confronto tra tubo vuoto (sinistra basso) e ntubo irrigidito con schiuma metallica (sinistra alto); a destra dettaglio della sezione centrale di tubo riempito con schiuma metallica e soggetto a flessione su tre punti [20].

Fig. 4.28 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche flessionali misurate per ogni prova svolta [20].

Fig. 4.29 – Prova di flessione tre punti su manubrio ciclistico senza irrigidimento interno[20].

Fig. 4.30 – Prova di flessione tre punti su manubrio ciclistico con irrigidimento interno in schiuma metallica a densità differente.[20].

Fig. 4.31 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti, e riempiti in schiuma di alluminio o zinco senza schiumatura in forno.[19].

Fig. 4.32 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti senza alcun trattamento e con trattamento termico, analogo a quello della schiumatura a 500°C e a 800°C [19].

Fig. 4.33 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti e con tubi riempiti di schiuma di alluminio o di schiuma di zinco con schiumatura “in-situ” [19].

Fig. 4.34 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti e con tubi parzialmente riempiti di schiuma di alluminio o di schiuma di zinco con schiumatura “in-situ” [19].

Fig. 4.35 – Schema della flessione su quattro punti ed andamento del momento flettente.

Fig. 4.36 – Schema della prova di flessione su quattro punti realizzata, misure del provino e dell’attrezzatura.

Fig. 4.37 – CAD della sella inferiore (sinistra) e della sella superiore (destra)

Fig. 4.38 – CAD dell’attrezzatura completa di componenti per l’interfaccia con la macchina di prova.

Fig. 4.39 – Attrezzatura installata sulla macchina di prova.

Fig. 4.40 – Sistema per la realizzazione dei provini, sulla tavola del LASER è visibile il mandrino autocentrante mosso dal motore elettrico brushless e la contropunta.

Fig. 4.41 – Posizione relativa tra l’irrigidimento in schiuma metallica e quello di acciaio per evitare lo schiacciamento del tubo.

Fig. 4.42 – Raccolta di tutti gli elementi utilizzati nelle prove di flessione con riempitivo in schiuma metallica..

Fig. 4.43 – Posizione relativa dei cilindretti di schiuma metallica rispetto al precursore schiumogeno (destra) ed il loro inserimento nei due monconi di acciaio (sinistra).

Fig. 4.44 – Precursore solido.

Fig. 4.45 – Tubi riempiti in schiuma di alluminio ottenuta con schiumatura in forno.

Fig. 4.46 – Realizzazione della giunzione della schiuma con il LASER Foaming e della saldatura dei tubi con MIG (da notare la schiuma in una fase di inizio dell’espansione).

Fig. 4.47 – Grafico momento flettente – angolo di rotazione nel caso di tubi saldati LASER di testa con e senza riempitivo in schiuma metallica.

Fig. 4.48 – Grafico momento flettente – angolo di rotazione nel caso di tubi saldati MIG di testa con e senza riempitivo in schiuma metallica.

Fig. 4.49 – Provini irrigiditi con schiuma metallica saldati LASER (sopra) e MIG (sotto).

Fig. 4.50 – Schema dei provini senza irrigidimento in schiuma metallica: dimensioni e posizionamento dei cilindri di acciaio

Fig. 4.51 – Fenomeno dell'ovalizzazione della sezione.

Fig. 4.52 – Deformata finale dei tre provini integri sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzeria (destra).

Fig. 4.53 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni integri.

Fig. 4.54 – Deformata finale dei tre provini trattati termicamente LASER sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzeria (destra).

Fig. 4.55 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni trattati termicamente LASER.

Fig. 4.56 – Deformata finale dei tre provini saldati LASER sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzeria (destra).

Fig. 4.57 – Cordone di saldatura LASER mal realizzato: assenza di saldatura e scarsa penetrazione.

Fig. 4.58 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni saldati LASER

Fig. 4.59 – Deformata finale dei tre provini saldati MIG sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzeria (destra).

Fig. 4.60 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni saldati MIG.

Fig. 4.61 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per tutti i diversi campioni della Serie 2.

Fig. 4.62 – Schema e dimensioni dei provini utilizzati per la flessione con tubi irrigiditi di schiume metalliche.

Fig. 4.63 – Deformata finale di tubo irrigidito con schiuma metallica.

Fig. 4.64 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per tutti i diversi campioni della Serie 3

Fig. 4.65 – Deformata finale per i tubi vuoti (sinistra) ed in presenza di irrigidimenti in schiume metalliche (destra).

Fig. 4.66 – Dettaglio del fenomeno di wrinkling in presenza di irrigidimenti in schiuma metallica.

Fig.A.1 – Modello FEM utilizzato per il calcolo numerico del campo di temperature nel LASER Foaming.

# Lista delle Tabelle

Tab.2.1 - Tabella riassuntiva dei processi produttivi delle schiume metalliche e loro classificazione [1].

Tab.2.2 - Suddivisione dei più importanti processi produttivi delle schiume di alluminio ed elenco dei passaggi necessari [19].

Tab.2.3 – Tabella riassuntiva delle caratteristiche e delle quantità di polvere utilizzata

Tab.2.4 – Tabella riassuntiva delle varie fasi di compattazione delle polveri e relative caratteristiche nel caso di pressa manuale.

Tab.2.5 – Tabella riassuntiva delle varie fasi di compattazione delle polveri e relative caratteristiche nel caso di pressa automatica.

Tab.3.1 – Tabella riassuntiva dei processi di giunzioni realizzabili con le schiume metalliche e tipi di giunti [1].

Tab.3.2 – Tabella riassuntiva delle varie tecniche utilizzate per la giunzione degli AFS [1]

Tab.3.3 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo per le due differenti tipologie di LASER [13].

Tab.3.4 – Parametri di processo utilizzati per il LAF [17 – 22]

Tab. 3.5 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo del LASER per la saldatura delle facce esterne dei tubi.

Tab. 3.6 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo del LASER per la fase di schiumatura.

Tab.3.7 – Tabella riassuntiva delle prove sperimentali svolte e relativi parametri di processo LASER e complessi utilizzati.

Tab. 3.8 – Tabella riassuntiva dei parametri dei materiali utilizzati nelle simulazioni.

Tab. 4.1 – Tabella riassuntiva di prove svolte con flessione a tre punti su tubi sia vuoti sia parzialmente che integralmente riempiti con schiuma metallica [18].

Tab. 4.2 – Tabella riassuntiva delle prove svolte su tubi di alluminio vuoti e riempiti con schiuma di alluminio [20].

Tab. 4.3 – Tabella riassuntiva delle prove svolte e delle caratteristiche realizzative di ogni provino.

Tab. 4.4 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo utilizzati nel trattamento termico LASER e della saldatura LASER.

Tab. 4.5 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo utilizzati nella saldatura MIG.

Tab. 4.6 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo utilizzati per il LASER *Foaming* e per la saldatura.

Tab. 4.7 – Tabella riassuntiva dell'energia di deformazione per i vari provini utilizzati.



## Capitolo I

### *Introduzione*



# **1 Introduzione**

## **1.1 I materiali cellulari**

Le strutture cellulari sono largamente presenti in natura – ossa, legno e foglie ne rappresentano solo una parte. Queste strutture combinano una relativamente alta rigidità e resistenza con una bassa densità, e sono generalmente utilizzate in situazioni nelle quali occorre minimizzare il peso della struttura. Spesso le dimensioni e la forma delle celle variano all'interno della struttura stessa seguendo le esigenze delle differenti parti che la compongono in modo da migliorarne l'efficienza. Le strutture cellulari presentano anche una elevata resistenza al danneggiamento o alle forze impulsive, visto che la loro struttura composta da una relativamente alta presenza di vuoti omogeneamente distribuita permette di assorbire larghe deformazioni sia in trazione che in compressione.

Non sorprende, quindi, che le proprietà funzionali e strutturali delle strutture cellulari naturali siano state dapprima utilizzate, poi emulate dall'uomo nella realizzazione di manufatti. Le schiume polimeriche, ad esempio, sono largamente utilizzate per la realizzazione di involucri o rivestimenti di protezione nel *packaging*, e come assorbitori di urti nel settore automobilistico. Il loro impiego è dovuto, principalmente, alla loro eccezionale capacità di subire grandi deformazioni in compressione e di assorbire importanti quantità di energia a livelli di tensione di compressione relativamente bassi. Inoltre, sono largamente utilizzate come materiali strutturali leggeri, per esempio come *cores* nella

produzione di pannelli *sandwich*, grazie alla loro elevate rigidità e resistenza specifica a flessione.

I metalli duttili, dal canto loro, sono in grado di assorbire grandi quantità di energia durante la loro deformazione grazie al movimento delle dislocazioni – deformazione plastica. Le schiume metalliche possono quindi essere considerate come un materiale ingegneristico in grado di esplicitare simultaneamente le caratteristiche meccaniche dei metalli e delle strutture cellulari, utili, in particolare, in quelle situazioni progettuali nelle quali è richiesta una alta tensione di snervamento associata alla capacità di assorbire energia.

## **1.2 Sviluppo delle schiume metalliche**

Le schiume metalliche possono essere facilmente raggruppate in due categorie: le schiume a celle chiuse, che contengono celle separate le une dalle altre, e le schiume a celle aperte, che presentano le porosità contigue, senza separazione. Entrambe le tipologie di schiuma sono state sviluppate negli ultimi cinquant'anni. Per molto tempo, comunque, sono state considerate come una curiosità accademica, piuttosto che come un materiale ingegneristico. Al contrario, materiali “cellulari” quali le strutture *honeycomb*, che con le schiume metalliche condividono parecchie proprietà, hanno trovato largo impiego prevalentemente nell'industria aerospaziale. Questa differenza è dovuta alla affidabilità del processo produttivo: mentre gli *honeycombs* hanno una struttura uniforme che può facilmente essere controllata e replicata, le attuali schiume metalliche sono troppo costose e complesse da realizzare, o hanno una struttura

cellulare stocastica che è troppo irregolare da poter essere considerate dei materiali ingegneristici.

A metà degli anni novanta si è assistito ad un rinnovato interesse per lo sviluppo delle schiume metalliche, che corrisponde a significativi miglioramenti nei processi di produzione disponibili. In aggiunta ad un elevato numero di progetti di ricerca individuali, sono stati avviati importanti programmi di ricerca congiunti: il *Multidisciplinary Research Initiative on Ultralight Metal Structures* del 1996, di durata quadriennale che coinvolgeva università Inglesi ed Americane, il *DFG Priority Programme for Cellular Metals* lanciato in Germania nel 1999, ed il TILAS del 2006 con durata biennale che coinvolgeva alcune Università Italiane – Politecnico di Milano, Politecnico di Bari, Università degli Studi di Bergamo, Università degli Studi di Bologna e Università degli Studi di Cassino. Attualmente, inoltre, esistono svariate aziende in grado di produrre e commercializzare schiume metalliche di entrambe le tipologie-

### **1.3 Utilizzo delle schiume metalliche**

Le schiume metalliche a celle aperte presentano una struttura con geometria complessa ed un'elevata area di scambio. Le caratteristiche funzionali di questa tipologia di schiume riguardano la loro elevata conducibilità elettrica e termica. Questo ne ha permesso l'utilizzo in supporti catalitici, scambiatori termici ad alta efficienza, filtri per alte temperature, elettrodi consumabili nelle batterie ed assorbitori elettromagnetici.

Per quel che riguarda le schiume metalliche a celle chiuse, nessuna delle caratteristiche meccaniche presa singolarmente è di rilievo. L'interesse per i

materiali cellulari, e per le schiume di alluminio in particolare, risiede nella combinazione delle differenti caratteristiche che non possono essere trovate simultaneamente in nessun altro materiale ingegneristico – da notare l'elevata resistenza a compressione, bassa densità e elevata capacità di subire deformazioni plastiche a tensione quasi costante. Due sono attualmente le applicazioni di maggior interesse che andiamo a descrivere brevemente di seguito.

### ***1.3.1 Assorbitori di urti***

Se sottoposte a compressione, le schiume presentano un limitato tratto di comportamento elastico prima di presentare il fenomeno di collasso plastico. Questo particolare comportamento reologico del materiale prevede la formazione e la propagazione nel materiale di zone localizzate in cui si assiste al collasso della struttura cellulare. Come conseguenza di questo fenomeno è possibile ottenere elevate deformazioni in campo plastico, mantenendo praticamente costante la tensione nel materiale. La struttura isotropica del materiale cellulare permette di ottenere deformazioni uniformi in ogni direzione arbitraria di applicazione del carico. Di conseguenza, le schiume metalliche appaiono industrialmente interessanti se si considera la quantità di energia assorbita in termini di deformazione plastica rispetto alla sua massa. Le schiume che presentano un comportamento a collasso localizzato sufficientemente duttile possono essere utilizzate come assorbitori di energia per diverse tipologie di impatto, passando dalla protezione dei passeggeri di un'automobile, a materiale di protezione contro esplosioni o proiettili.

### ***1.3.2 Materiale per la costruzione di strutture alleggerite***

Le schiume combinano un'elevata rigidità con una bassa densità. Questa combinazione di caratteristiche le rende particolarmente interessanti quando ci si trova di fronte ad un problema di minimizzazione delle masse di un componente soggetto ad un carico flettente. La distribuzione delle masse delle strutture cellulari incrementa, infatti, il momento d'inerzia globale del materiale, dando luogo ad un incremento di rigidità flessionale specifica e di resistenza a flessione specifica rispetto al materiale denso comunemente utilizzato nelle strutture ingegneristiche. Questo fatto rende le schiume utilizzabili in componenti strutturali che richiedono alta resistenza e basso peso sia nel settore *automotive* che aerospaziale solitamente, in applicazioni strutturali le schiume metalliche non sono utilizzate singolarmente, ma accoppiate a materiali densi quali acciaio o alluminio: la schiuma metallica in questi casi è inserita come elemento di rinforzo all'interno di un componente realizzato con lamiere metalliche. Rispetto alle tradizionali costruzioni *sandwich*, realizzate solitamente con rinforzi di tipo *honeycomb*, queste offrono un processo produttivo più semplice ed economico, ed un incremento della resistenza a taglio dovuta alla natura isotropica della schiuma. Le schiume possono essere utilizzate anche come riempitivo di irrigidimento di travi e strutture tubolari, offrendo un incremento della rigidità strutturale ed un miglior comportamento rispetto a fenomeni di *buckling* locale. Comunque, la bassa resistenza a trazione delle schiume metalliche unita alla difficoltà di utilizzare un materiale con comportamento meccanico stocastico in applicazioni strutturali ha fatto sì che la maggior parte delle applicazioni industriali sviluppate riguardi fenomeni di resistenza all'impatto ed assorbimento

degli urti. Sebbene le schiume metalliche mostrino un notevole potenziale applicativo, esistono ancora degli ostacoli al loro utilizzo su larga scala. La prima difficoltà riguarda la difficoltà di produrre industrialmente le schiume ad un costo ragionevole. La maggior parte dei processi sviluppati per la realizzazione necessitano di molti passaggi complessi e lenti, oppure, d'altra parte, sono così sensibili ai parametri di processo da rendere difficile il loro utilizzo in una produzione di massa. Nel caso poi dell'utilizzo di additivi per il processo di schiumatura, questi oltre ad essere estremamente costosi, riducono il campo dei materiali metallici utilizzabili. Attualmente, i processi in grado di realizzare schiume metalliche ad un costo sufficientemente basso e con una produzione su larga scala non sono in grado di produrre schiume con una ripetibilità ed un'affidabilità riguardo alle caratteristiche meccaniche sufficienti ad annoverarle tra i materiali ingegneristici. Si aggiunga, infine, che, nel caso di strutture composite costituite da schiume metalliche in abbinamento con materiali densi quali acciaio o alluminio, anche l'accoppiamento con componenti della stessa natura o la loro integrazione in strutture esistenti è difficoltosa per mancanza di tecniche assodate e consolidate di giunzione.

## ***1.4 Struttura della tesi***

Lo stato dell'arte riguardo alla produzione delle schiume metalliche, in particolare di quelle di alluminio, è presentato nel Capitolo II. Il capitolo è incentrato sulla produzione delle schiume attraverso metallurgia delle polveri. Particolare interesse è rivolto alla produzione con compattazione a freddo delle polveri metalliche, in quanto è la tecnica utilizzata per la realizzazione dei

manfatti utilizzati nella fase sperimentale del presente lavoro. Il capitolo si conclude con la descrizione delle tecniche utilizzate per il riempimento con schiume metalliche di componenti tubolari.

Nel Capitolo III sono illustrate le tecniche di giunzione sia convenzionali che non utilizzate nella giunzione sia delle schiume metalliche che delle strutture sandwich con riempitivo in schiuma metallica. Sempre nel medesimo capitolo viene analizzata la tecnica del LASER Foaming. Si passa quindi alla descrizione di un metodo innovativo di giunzione di strutture tubolari irrigidite con schiume metalliche garantendo la continuità strutturale del riempitivo. Oltre alla fattibilità del processo, si analizzano in dettaglio i parametri dello stesso attraverso un'importante campagna sperimentale. I risultati ottenuti permettono la definizione di leggi empiriche per la realizzazione di giunzioni di strutture cellulari tramite schimatura LASER per trasparenza. Si presenta, infine, una modellazione numerica del processo e la relativa validazione sperimentale.

Nel Capitolo IV è affrontato il tema della caratterizzazione flessionale di tubi con e senza riempitivo in schiuma metallica. Il capitolo si compone di una parte di analisi delle tecniche analitico-numeriche per la previsione del comportamento flessionale dei tubi con e senza riempitivo, seguita dalla descrizione della campagna sperimentale svolta per la caratterizzazione a flessione pura di differenti tipologie di giunzione di tubi metallici (MIG e LASER). Obiettivo del capitolo è quello di mettere in evidenza il differente comportamento flessionale dei tubi saldati rispetto a quelli integri e di valutare l'efficacia o meno dell'introduzione delle schiume metalliche in questo particolare tipo di problema.

Infine, nel Capitolo V sono racchiuse le conclusioni del presente studio e le implicazioni nei processi produttivi e negli sviluppi nel campo della ricerca sulle schiume metalliche.

## Capitolo II

# *Processi produttivi delle schiume metalliche a celle chiuse*



## 2 Processi produttivi delle schiume metalliche a celle chiuse

### 2.1 Strutture cellulari

I materiali cellulari sono generalmente definiti come materiali bifasici, in cui una fase solida coesiste con una fase gassosa. In particolare, il termine “cellulare” indica aggregati di celle adiacenti, che hanno spigoli e eventualmente facce in comune, assemblate in maniera tale da riempire uno spazio tridimensionale, mentre con “schiume” si intende un materiale cellulare nel quale le singole inclusioni di gas risultano interamente racchiuse dal materiale liquido e non risultano interconnesse. Il termine schiuma -che nel suo senso originario si riferisce solamente alla dispersione di gas in un liquido, Fig.2.1 - viene impropriamente utilizzato anche nella definizione delle “schiume solide” che rappresentano una classe di materiali cellulari che mantengono la morfologia della schiuma anche nella fase solida [1]

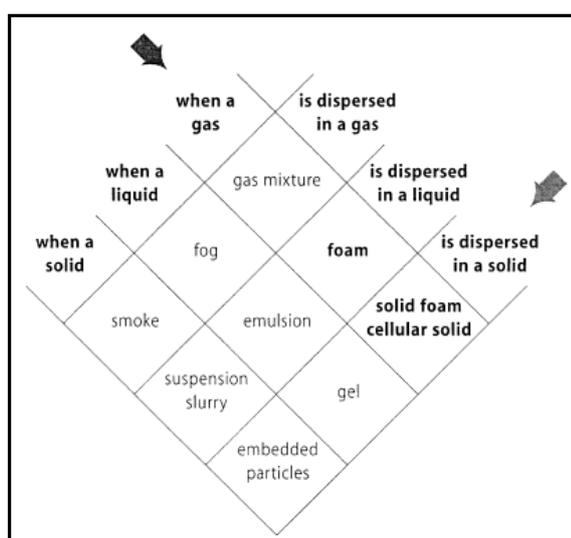


Fig. 2.1 - Dispersione di una fase in un'altra fase [1]

Le strutture cellulari sono largamente diffuse in natura [2-4], osso, legno, foglie, corallo ne sono un esempio, Fig. 2.2 .

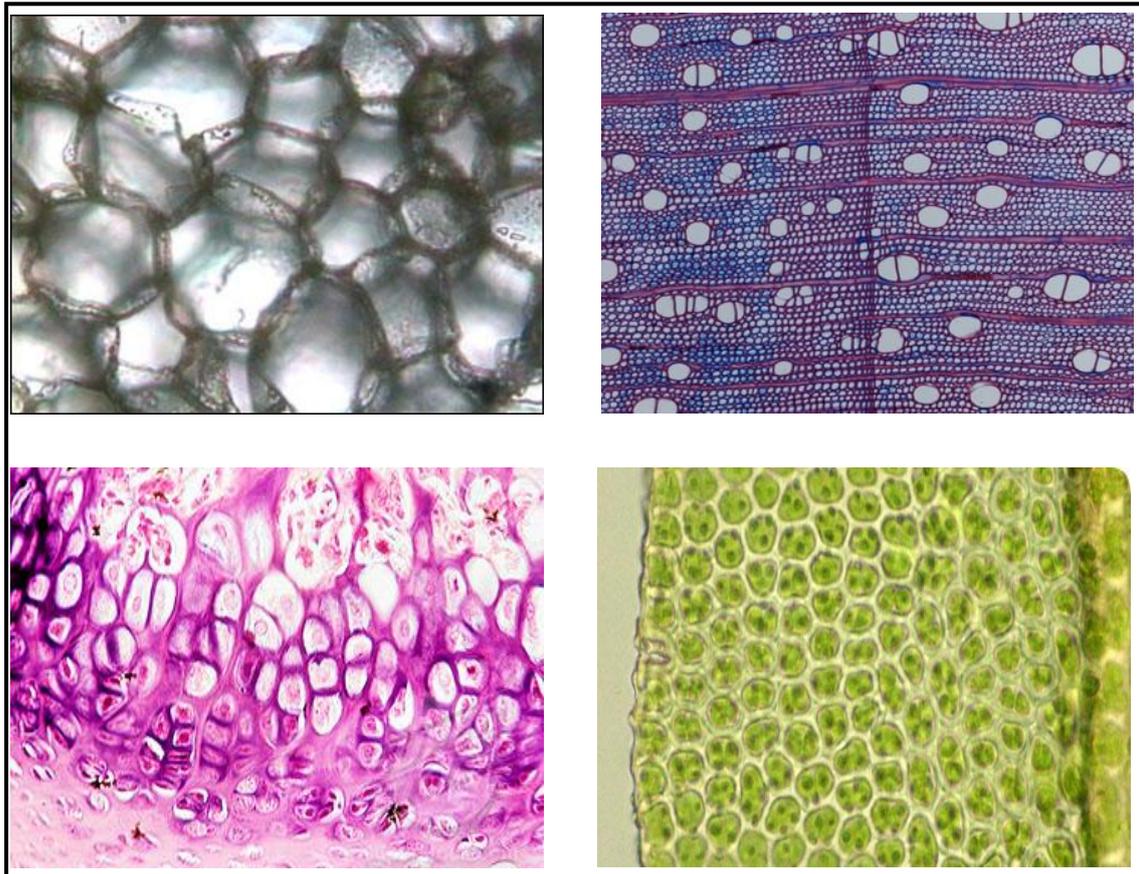


Fig. 2.2 – Immagini di strutture cellulari: sughero (alto sin.), legno (alto des.), osso (basso sx) e foglia (basso des.) .

In generale, dall'osservazione della natura, è possibile evincere che l'evoluzione ha dato origine a strutture cellulari che ottimizzano le caratteristiche meccaniche e le funzioni strutturali, minimizzando il peso. L'accoppiamento di una fase solida ad una fase gassosa dà origine a strutture con elevate prestazioni specifiche in termini di rapporto tra proprietà e peso. La struttura cellulare conferisce proprietà funzionali uniche quali isolamento termico, assorbimento acustico, galleggiamento. Dal punto di vista strutturale queste strutture

combinano una rigidità e una resistenza relativamente alta con una bassa densità, e generalmente sono impiegate in situazioni dove è richiesta una minimizzazione del peso. La dimensione e la forma delle celle, spesso, variano nelle diverse parti della medesima struttura a seconda delle esigenze con l'obiettivo di ottimizzarne l'efficienza. Le strutture cellulari inoltre aumentano la resistenza nei confronti di eventuali danneggiamenti o urti subiti dalla struttura, in quanto, grazie alla loro struttura aperta, riescono ad assorbire grandi deformazioni in trazione o compressione.

Nella storia, l'uomo si è servito da secoli dei materiali cellulari naturali per le più svariate applicazioni. Non sorprende quindi il fatto che le proprietà delle strutture cellulari siano state emulate dagli ingegneri nella progettazione dei loro manufatti. Fra i materiali cellulari costruiti dall'uomo, le schiume polimeriche sono attualmente le più importanti in quanto utilizzate in quasi tutti gli ambiti industriali. Esse sono ampiamente utilizzate come reimpimenti protettivi nel packaging, e come materiali altamente resistenti agli urti in applicazioni quali i caschi, principalmente per sfruttare la loro caratteristica di subire grandi deformazioni in compressione e, di conseguenza, di assorbire elevate quantità di energia a un livello di tensione relativamente basso. Inoltre vengono utilizzate come materiali strutturali leggeri, per esempio come materiali di riampimento in pannelli sandwich, grazie alla loro alta rigidità e resistenza specifica rispetto a carichi flessionali.

Meno conosciute, ma non di meno interesse da un punto di vista ingegneristico, sono le schiume metalliche. Esse possono presentarsi sia nella

forma a celle aperte che chiuse e, come vedremo nel proseguo, è la morfologia che ne distingue i vari campi di applicazione.

## 2.2 Le schiume metalliche: introduzione

Le prime ricerche sulle schiume metalliche risalgono agli anni 40 del secolo scorso. Nel 1943 B. Sosnick brevettò un metodo di produzione basato sulla vaporizzazione di costituenti bassofondenti di leghe metalliche: per creare le porosità veniva aggiunto del mercurio all'alluminio fuso [5]. In Fig. 2.3 è illustrato schematicamente il metodo adottato.

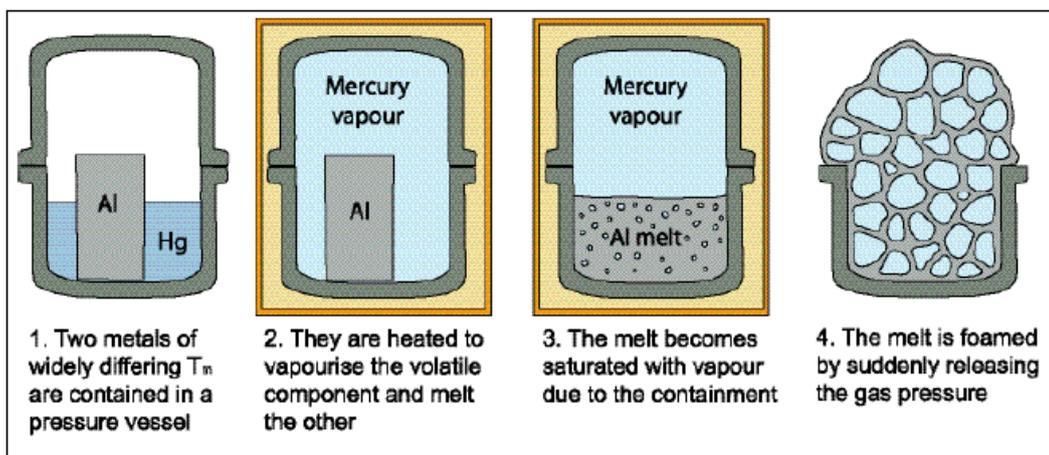


Fig. 2.3 – Produzione della schiuma metallica secondo il metodo brevettato da Sosnick [5-6].

Nei decenni che seguirono questa prima esperienza furono presentate diverse pubblicazioni, brevetti e progetti di ricerca [7-13] per la produzione di schiume metalliche: i metodi utilizzati spaziavano dall'iniezione di metallo fuso dentro interstizi intorno particelle di riempitivo, che in seguito venivano rimosse meccanicamente, fino alla dispersione nel metallo fuso di particelle in grado di rilasciare gas a seguito della decomposizione termica. Nel 1959 B. C. Allen

inventò la “PCF route” (*Powder Compact Foaming*) per la produzione di manufatti in schiuma metallica partendo non da un bagno fuso, ma da materiale denso solido. Comunque, in generale, la ricerca sulla produzione e sulla caratterizzazione delle schiume metalliche rimase ad un livello accademico fino agli anni 80, quando si assistette ad un nuovo impulso a seguito di nuove attenzioni dal mondo industriale grazie soprattutto alle esperienze svolte al *Fraunhofer Institute for Advanced Materials* di Brema, in Germania. Nuove tecniche produttive e miglioramenti di quelle già consolidate permisero di ridurre i costi di produzione rendendo così le schiume metalliche materiali attrattivi per l'industria dei trasporti, specialmente per la realizzazione di strutture leggere e rigide e per elementi in grado di assorbire gli urti. A seguito di questo rinnovato interesse nacquero negli anni 90 le prime aziende di produzione delle schiume metalliche (Shinko-Wire, Cymat, Alulight, Schunk, Karman, Neuman-Alufoam, etc.) [14 – 16].

Per capire le motivazioni che hanno indotto aziende private e centri di ricerca pubblici e/o privati ad investire ingenti risorse per lo sviluppo di questi materiali occorre passare brevemente in rassegna quelle che sono le loro caratteristiche funzionali e strutturali [1, 17, 18]. Le schiume metalliche, a differenza di quelle polimeriche, permettono un incremento di rigidità, della temperatura di utilizzo e una resistenza ai solventi organici, mentre, rispetto alle schiume ceramiche si ottengono vantaggi in termini di resistenza, di conducibilità sia elettrica che termica e nella formabilità. Grazie ai loro pori, i metalli cellulari possiedono un insieme di proprietà differenti rispetto al materiale base di cui sono composte: possono essere schiacciate, presentano un plateau di tensione se

comprese e un cambiamento di coefficiente di Poisson durante la deformazione.,

Fig.2.4

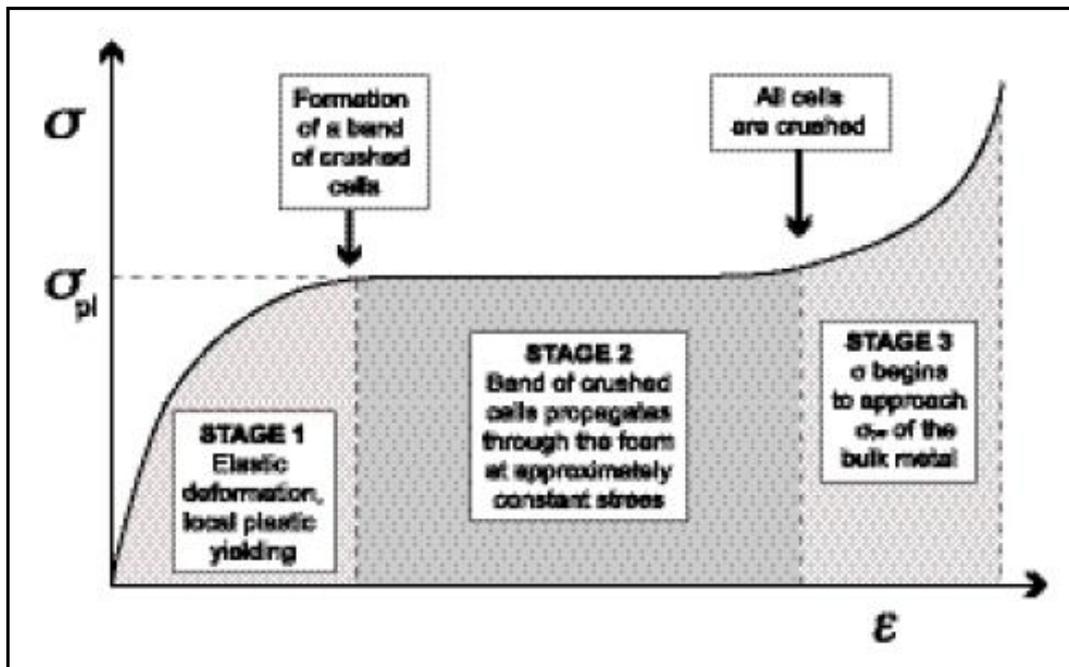


Fig.2.4 – Definizione dei vari fenomeni osservabili nel diagramma tensione-deformazione per una schiuma metallica soggetta ad una elevata deformazione di compressione [4].

L'eccellente combinazione di buone caratteristiche meccaniche, solitamente resistenza e rigidità, e basso peso sono i vantaggi principali. In aggiunta, i metalli cellulari sono in grado di assorbire alte energie di impatto con qualsiasi direzione di applicazione, sono molto efficienti nell'isolamento acustico, come scudi elettromagnetici e come assorbitori di vibrazioni. Occorre sottolineare che la maggior parte delle proprietà meccaniche delle schiume metalliche possono essere ottenute utilizzando altri materiali, alle volte in modo anche più efficace, ma, al contrario, le schiume possono offrire una combinazione unica di diverse proprietà impossibili da ottenere utilizzando un unico materiale convenzionale. I metalli cellulari quindi sono promettenti in applicazioni per le

quali si rendono necessarie diverse di queste funzioni. In Fig.2.5 è presente un esempio di applicazione multifunzionale: in questo caso se si considera una caratteristica singola, allora le schiume metalliche sicuramente non sono competitive rispetto ad altri materiali di uso comune; se già si considera la contemporanea presenza di due delle caratteristiche considerate allora l'applicazione delle schiume potrebbe risultare vantaggioso; nel caso, infine, che si cerchi un materiale in grado di soddisfare tutte e tre le richieste, allora la scelta delle schiume è assolutamente vincente, anche perché è praticamente impossibile trovare un altro materiale che le presenti tutte contemporaneamente

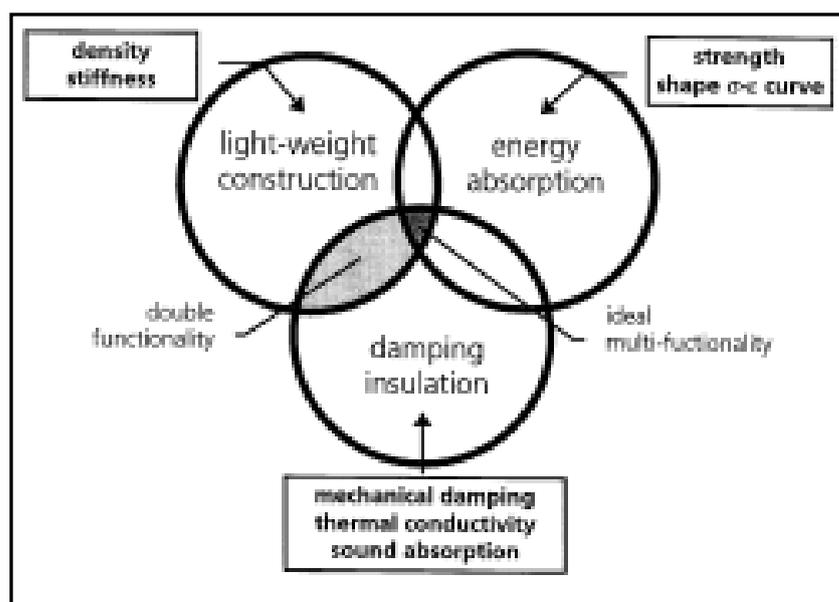


Fig.2.5 – Campi di applicazione delle schiume metalliche in ambito strutturale [1]

Le proprietà elencate dipendono in maniera significativa dalle caratteristiche della porosità, cosicché è possibile modificarle fino al raggiungimento di un *target* di riferimento agendo sul processo produttivo. Le caratteristiche funzionali e strutturali delle schiume metalliche dipendono dalla densità relativa della schiuma e dalla struttura e morfologia dei pori. Occorre,

quindi, porre una netta distinzione tra le schiume a celle aperte e quelle a celle chiuse, Fig.2.6, visto che non solo i processi produttivi sono nettamente differenti, ma soprattutto in quanto possono essere individuati campi applicativi totalmente diversi.

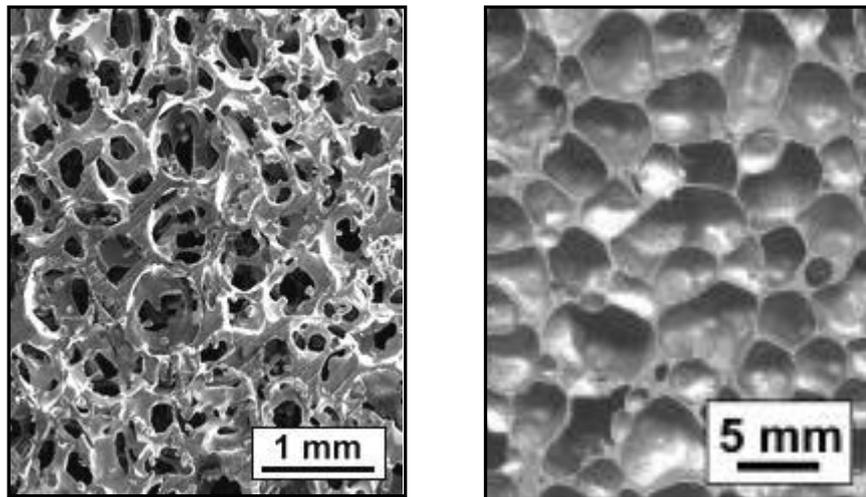


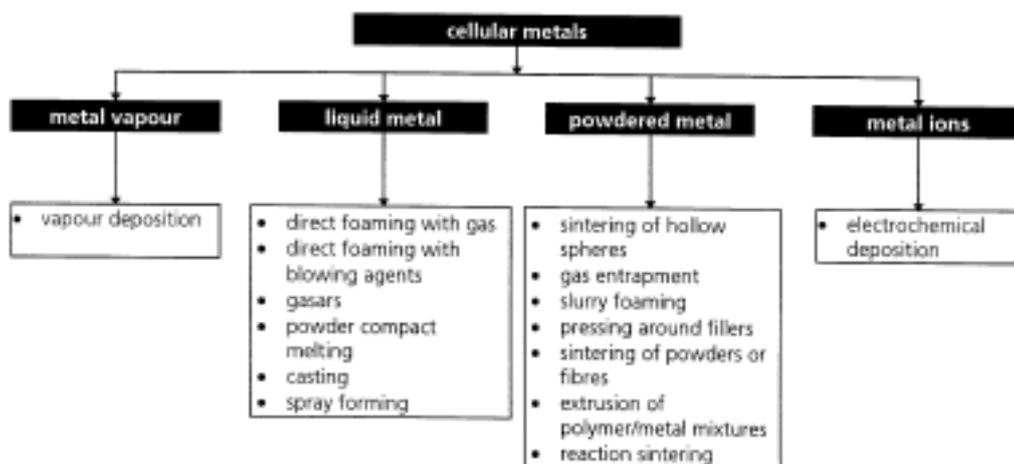
Fig.2.6 - Esempio di schiuma metallica a celle aperte (sinistra) e a celle chiuse (destra)

Tutti i metalli cellulari, in generale, presentano la caratteristica di essere relativamente leggeri e posseggono una elevata rigidità specifica: caratteristiche dovute essenzialmente alla presenza di vuoti nella struttura, mentre molte altre caratteristiche risentono in maniera preponderante dalla loro microstruttura (struttura della cella e natura delle pareti cellulari). Le schiume metalliche possono essere preparate utilizzando vari processi produttivi che influenzano in maniera sostanziale le caratteristiche. Occorre quindi porre molta attenzione alla scelta del processo produttivo adottato.

### ***2.3 Tecniche produttive delle schiume metalliche***

Esiste una grande varietà di tecniche produttive per la realizzazione delle schiume metalliche ognuna delle quali in grado di generare schiume con

caratteristiche morfologiche differenti e quindi con proprietà sia meccaniche che funzionali differenti. I vari processi produttivi attualmente sviluppati sono classificati in Tab. 2.1 che segue:



Tab.2.1 - Tabella riassuntiva dei processi produttivi delle schiume metalliche e loro classificazione [1].

Occorre osservare che ognuna delle tecniche proposte è appropriata alla realizzazione di schiuma con un opportuno metallo di base e con una morfologia ben definita. La schiuma metallica più studiata, sia in ambito accademico che industriale, è quella basata sull'alluminio e le sue leghe. Le schiume metalliche sono classificate secondo i seguenti criteri:

- La condizione del metallo nella fase di formazione delle porosità (liquido, soluzione o emulsione, solido);
- Il processo di formatura utilizzato (fusione, deposizione, sinterizzazione);
- Il metodo di formazione dei pori.

Sebbene ad oggi non esista una codifica univoca per la definizione delle schiume metalliche, il miglior modo per la loro designazione prevede la definizione del processo produttivo, la composizione del metallo base, la densità apparente espressa in  $[g/cm^3]$  ed infine può essere aggiunto il simbolo corrispondente al trattamento termico; per esempio: Alulight-AlSiMgCu-0.45-T1.

### 2.3.1 Realizzazione delle schiume di alluminio

Fra le varie schiume metalliche a celle chiuse prodotte, quelle che hanno maggiormente attratto l'attenzione a livello industriale sono senza dubbio le schiume metalliche composte da alluminio e sue leghe. Esistono svariati metodi per la loro realizzazione che possono essere raggruppati in due grandi categorie: i metodi che partono dal metallo fuso e quelli che invece partono dalla polveri metalliche, in Tab. 2.2 sono visibili i due processi descritti e le relative aziende produttrici.

<b>direct foaming</b>	melt alloy	<b>indirect foaming</b>	prepare foamable precursor
	make alloy foamable create gas bubbles collect foam solidify foam		remelt precursor create foam solidify foam
manufacturers (products)	Cymat, Canada ( <i>SAF</i> ) Foamtech, Korea ( <i>Lasom</i> ) Hütte Kleinreichenbach (HKB), Austria ( <i>Metcomb</i> ) Shinko-Wire, Japan ( <i>Alporas</i> ) (Distributor: Gleich, Germany)	manufacturers	alm, Germany ( <i>AFS</i> ) Alulight, Austria ( <i>alulight</i> ) Gleich-IWE, Germany Schunk, Germany

Tab.2.2 - Suddivisione dei più importanti processi produttivi delle schiume di alluminio ed elenco dei passaggi necessari [19].

Nei paragrafi successivi verranno esaminate le tecniche più importanti oramai consolidate in ambito industriale – molte di esse traggono il proprio nome dall'azienda che le ha studiate e le commercializza – mettendone in evidenza le peculiarità e le caratteristiche delle schiume prodotte come la densità relativa raggiungibile, la morfologia e le dimensioni delle porosità.

## **2.4 Formatura da liquido**

La tecnica produttiva che prevede l'utilizzo del metallo fuso per la realizzazione di schiume metalliche a celle chiuse appare molto interessante in quanto permette la realizzazione di grandi quantità di materiale in modo sufficientemente economico. Inoltre attraverso tale metodo è possibile riciclare sfridi di materiale o scarti di altre lavorazioni. Per ottenere una schiuma da un metallo fuso occorre introdurre del gas al suo interno. Questo può essere fatto sia iniettando gas dall'esterno o introducendo il gas direttamente nel bagno fuso tramite la decomposizione chimica di un agente schiumogeno. Per la produzione di schiume omogenee, e quindi di buona qualità, occorre sottostare ad alcune condizioni. Se la schiuma è ottenuta dalla generazione di gas *in-situ* è necessario che l'agente schiumogeno sia uniformemente disperso nel fuso in un tempo breve a causa della veloce attivazione termica dello stesso. Inoltre, la fuga di gas durante il processo di schiumatura deve essere evitato. Una fase importante nei processi produttivi da liquido è rappresentato dall'aumento della viscosità del metallo fuso. Esistono diversi approcci per fare ciò: far avvenire il processo di schiumatura in una fase semi-liquida, introdurre delle particelle ceramiche o ossidi. L'effetto dell'aggiunta delle particelle è duplice: aumenta la viscosità del

fluidi e stabilizza le pareti delle celle. Passiamo in rassegna i due metodi presentati

### 2.4.1 Iniezione del gas: il metodo Cymat/Alcan e Norsk Hydro

Il metodo di schiumatura Cymat/Alcan e Norsk Hydro è un processo continuo, che prevede l'iniezione di gas nel metallo fuso sviluppato simultaneamente e indipendentemente tra la fine degli anni 80 e l'inizio degli anni 90 dalla Alcan e dalla Norsk Hydro [20–27], Fig.2.7.

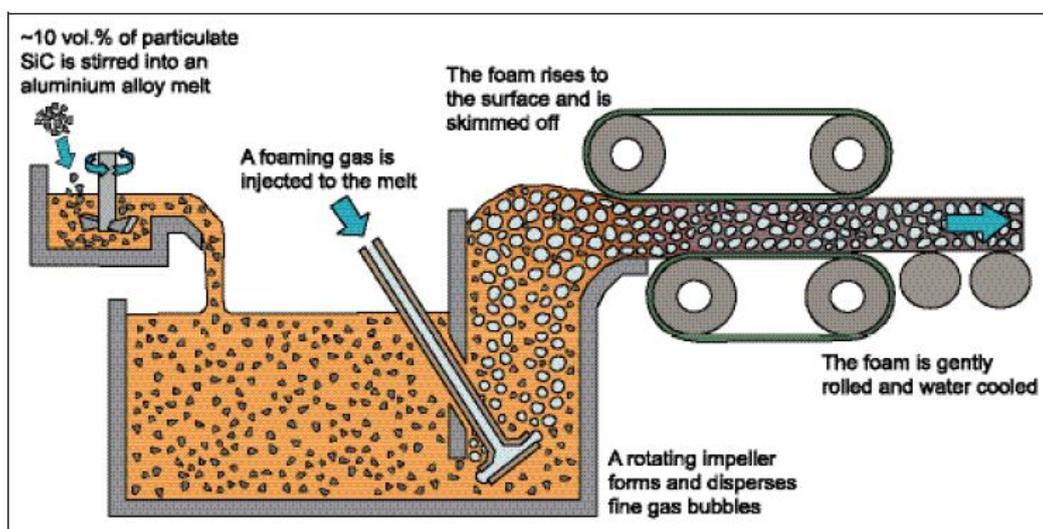


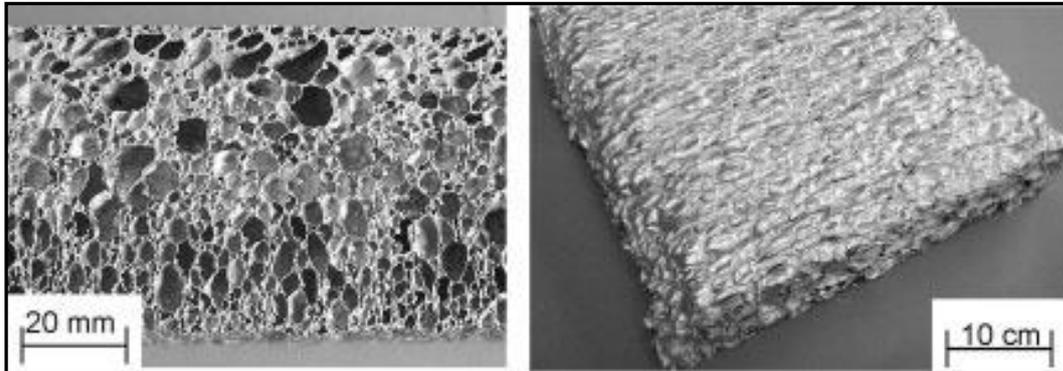
Fig.2.7 - Schematizzazione del processo produttivo per iniezione diretta del gas nel metallo fuso [6]

In questo processo un MMC composto da una lega di alluminio da fonderia o da deformazione plastica unito a particelle di SiC o Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> con una percentuale dal 10% al 30% in volume, viene utilizzato come metallo di partenza. Questo miscuglio è liquefatto con le attrezzature in dotazione alle fonderie convenzionali e trasferito in un apposito pozzetto dove del gas, tipicamente aria, è iniettato attraverso un ugello inserito in un miscelatore rotante, così da formare una dispersione di piccole bolle di gas. La dimensione delle bolle può essere controllata agendo sul flusso di gas, sulla progettazione del miscelatore (numero

di palette e loro dimensione), e la sua velocità di rotazione. Le bolle di gas generate risalgono sulla superficie del liquido dove si accumulano. Le particelle ceramiche si accumulano sulle pareti delle bolle incrementandone la stabilità e ritardando i fenomeni di coalescenza. Inoltre la loro presenza diminuisce la velocità di risalita delle bolle a causa dell'incremento di viscosità del fuso: diminuendo l'energia cinetica delle bolle in risalita si abbassa la possibilità di rotture meccaniche all'arrivo in superficie. La schiuma metallica che si è formata sulla superficie viene prelevata, ancora liquida, con un nastro trasportatore dove viene raffreddata e solidificata. Occorre osservare che la densità relativa viene controllata tramite i parametri di processo quali velocità del rotore, flusso del gas, quantità di particelle introdotte ed, infine, condizioni di solidificazione.

Questo processo permette di ottenere lastre con una densità relativa dal 2 al 20% ( $0.05 - 0.55 \text{ g/cm}^3$ ). La dimensione media delle bolle è inversamente proporzionale alla densità relativa ed è nell'intervallo che va da 2.5 a 30 mm. Le attrezzature adottate permettono la produzione di lastre in continuo con una profondità di 1500 mm ed uno spessore da 25 a 150 mm con una capacità di 900 kg/h. questo dimostra che il processo è abbastanza semplice ed economico anche se per la sua natura è affetto da alcune problematiche quali la variazione nelle dimensioni delle celle, il gradiente di densità e l'anisotropia delle celle che risultano allungate a causa delle forze esercitate dal nastro trasportatore.

In linea di principio la schiuma generata con questo metodo può essere utilizzata per la realizzazione di geometrie 2D non rettangolari e forme 3D complesse attraverso opportuna iniezione della schiuma formata in uno stampo. In Fig. 2.8 è visibile una schiuma metallica ottenuta con il presente processo.



**Fig. 2.8 - Esempio di schiuma metallica generata con il metodo dell'iniezione di gas nel metallo fuso.**

### ***2.4.2 Generazione del gas direttamente nel metallo fuso***

Il metodo dell'iniezione di gas nel metallo fuso, precedentemente descritto, presenta un problema intrinseco alla modalità realizzativa: il basso numero di bolle di dimensioni considerevoli che si generano durante il processo. Ciò comporta la formazione di una schiuma molto disomogenea con irregolarità nella forma e distribuzione dei pori. Per ovviare a questo inconveniente sono state introdotte due tecniche nelle quali il gas, responsabile della schiumatura, deriva dalla secomposizione termica di una agente solido introdotto direttamente nel metallo fuso. In questo modo è possibile incrementare il numero di nuclei di generazione delle bolle all'interno del fuso e, di conseguenza, di migliorarne la qualità morfologica.

#### ***2.4.2.1 Il metodo ALPORAS™***

La Shinko-Wire Ltd. È un'azienda Giapponese che ha brevettato il metodo in questione e che commercializza la sua schiuma di alluminio con il

nome di Alporas™. Con tale metodo è possibile produrre dei blocchi di schiume metalliche di grandi dimensioni [28-34].

In questo processo, Fig. 2.9, viene aggiunto al metallo fuso (680° C) l'1.5% di Calcio (Ca) per incrementarne la viscosità e, in seguito, la miscela che si viene a comporre viene miscelata velocemente in atmosfera per circa 6 min.

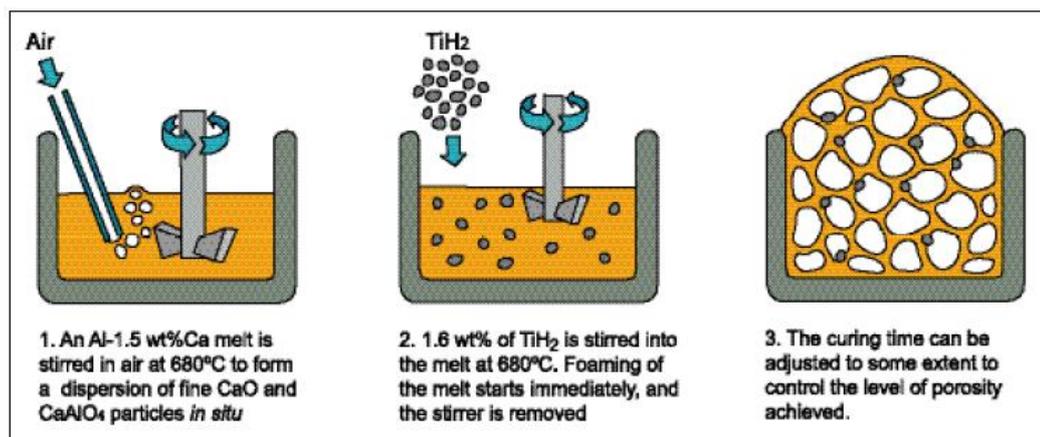


Fig.2.9 - Schematizzazione del metodo ALPORAS.

L'aggiunta e il successivo miscelamento degli elementi con una buona affinità con l'ossigeno facilita il processo di ossidazione della superficie del metallo fuso e permette di incrementare la viscosità tramite la formazione degli ossidi: CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> e CaAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>. L'alluminio addensato viene versato all'interno di uno stampo nel quale viene aggiunto l'1.6% di TiH<sub>2</sub> come agente schiumogeno. A seguito di un'ulteriore miscelatura, il TiH<sub>2</sub> si dissocia per effetto termico dando origine a bolle di H<sub>2</sub> che causano l'espansione del metallo fuso ed il conseguente riempimento dello stampo. Di seguito, la schiuma metallica che si è formata, viene raffreddata fino alla temperatura di solidificazione. Dopo la rimozione dallo stampo, un blocco di Alporas delle misure di 450 x 2050 x 650 mm x mm x mm viene tagliato in lastre.

Ciò che si ottiene ,l'Alporas™, è quindi una schiuma di alluminio a celle chiuse la cui densità relativa varia di 0.18 a 0.24 g/cm<sup>3</sup>, con una dimensione media delle celle di circa 4 - 5 mm, Fig. 2.10. Sebbene questo metodo sia, attualmente, il più utilizzato da un punto di vista industriale per la realizzazione di pannelli, esso soffre di una limitazione notevole in quanto non è possibile estenderlo alla realizzazione di forme complesse: alcune prove in merito sono state svolte ma con scarso successo.

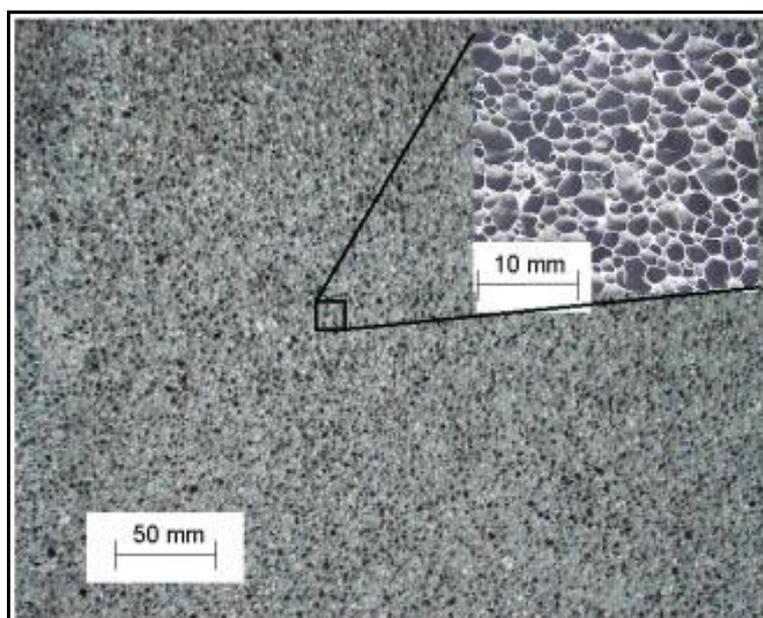


Fig.2.10 - Esempio di schiuma metallica realizzata con metodo ALPORAS™.

#### **2.4.2.2 Il metodo FORMGRIP™**

Il metodo FORMGRIP™ integra alcuni vantaggi della formatura da liquido con quelli dell'approccio basato sulle polveri metalliche. é possibile infatti realizzare un materiale precursore solido, con l'agente schiumogeno all'interno, in grado di dare origine alla schiuma in un secondo processo di fusione con il rilascio del gas direttamente nel fuso, in maniera del tutto simile a ciò che avviene nei vari metodi della metallurgia della polvere, Fig. 2.11.

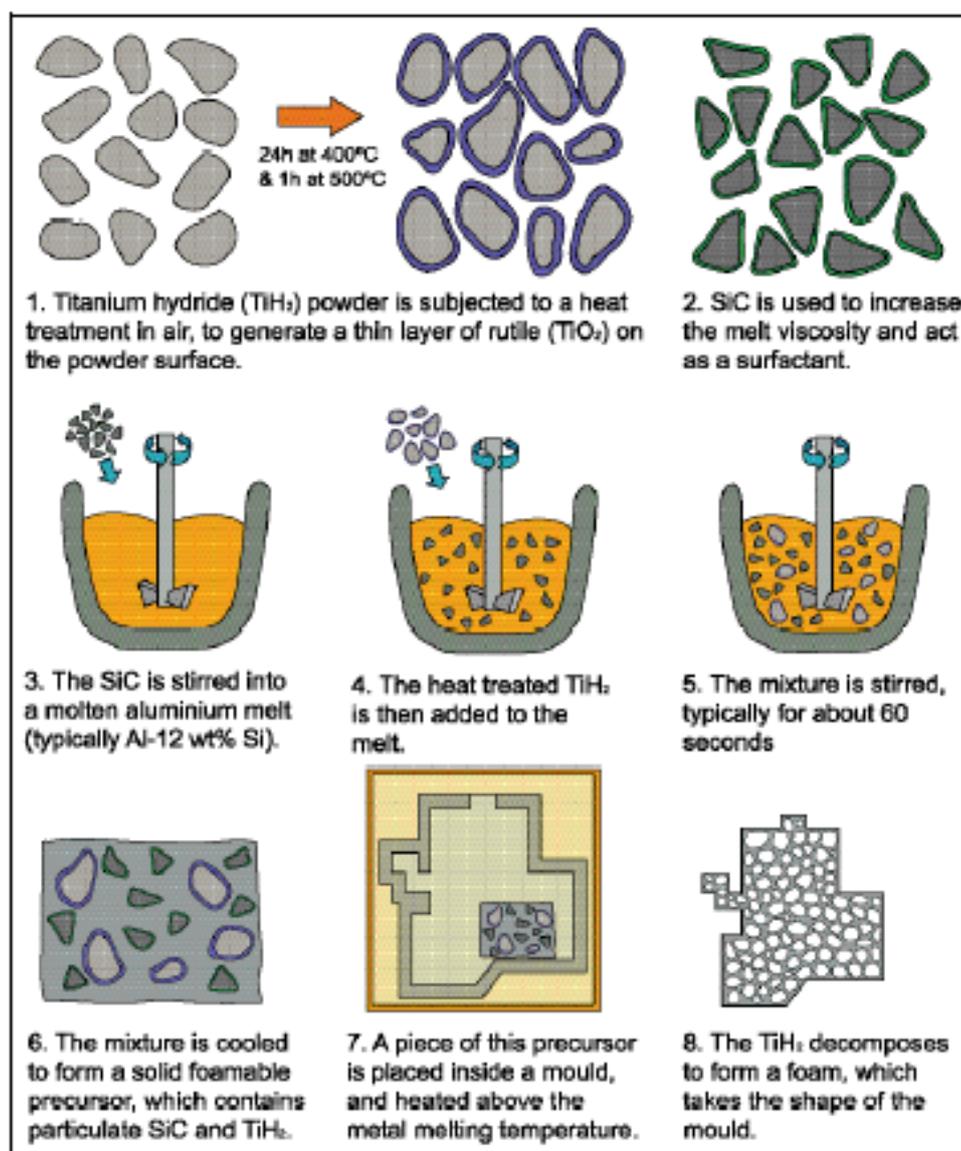
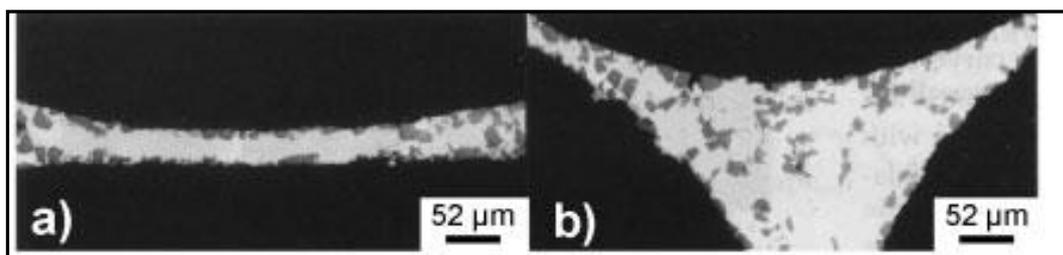


Fig.2.11 – Schema di realizzazione del processo FORMGRIP™.

Di contro il materiale precursore è preparato con un metodo che ricalca le tecniche proprie dei processi da liquido[35-38]. La preparazione del precursore prevede la dispersione di una miscela di polveri di AlSi12 e  $TiH_2$  (1.5% in peso del fuso), precedentemente trattato in una miscela fusa di AlSi9 a cui è stato aggiunto SiC in polvere (dimensione delle particelle di 12.8  $\mu m$ ). Il composto così ottenuto viene miscelato a 1200 rpm per un tempo di 50 – 70 s. Il punto critico in questo

processo è dovuta al fatto che occorre che solo una frazione limitata dell'idrogeno introdotto venga rilasciato dall'agente schiumogeno durante la fase di preparazione del precursore. Questo fenomeno può essere controllato e limitato seguendo alcune accortezze: occorre che la temperatura del fuso sia bassa quando si introduce l'idruo di titanio ( $T=620^{\circ}\text{C}$ ) e che esso presenti un'elevata viscosità dovuta alla presenza delle particelle di SiC e di ossido precedentemente formato. È importante inoltre che l'agente schiumogeno venga preventivamente trattato per ritardarne la dissociazione[39]. A tal fine si procede ad un trattamento termico della polvere di  $\text{TiH}_2$  composto da due fasi distinte: una permanenza per 24 h a  $400^{\circ}\text{C}$  e un riscaldamento veloce di 1 h a  $500^{\circ}\text{C}$ . Tale trattamento provoca una leggera diminuzione dell'idrogeno disponibile per la schiumatura, ma, d'altro canto, permette la realizzazione di una barriera di ossido sulla superficie della polvere che rallenta la cinetica dell'evoluzione del gas. La miscela fusa ottenuta viene in seguito fusa all'interno di un'opportuna forma e raffreddata per interrompere il processo di schiumatura.

Le particelle di carburo di silicio sono importanti anche per la stabilizzazione della schiuma: in Fig. l'effetto stabilizzante sulle pareti cellulari dell'aggiunta di particelle ceramiche. Il precursore ottenuto non risulta un materiale compatto, ma presenta una porosità che va dal 14 % al 24 %.



**Fig.2.12 - Effetto stabilizzante del carburo di silicio sulle parti piane delle celle (a) e sui punti di giunzione (b) [35].**

La seconda fase del processo FORMGRIP™ prevede il riscaldamento del precursore oltre la temperatura di *solidus*. Il risultato di tale riscaldamento è il rilascio dell'idrogeno, che si propaga all'interno delle bolle già presenti, e ne permette un'ulteriore espansione, Fig. 2.13. Il diametro medio delle celle è in una relazione di proporzionalità inversa rispetto alla densità, come accade anche nel processo Cymat: ciò indica che l'espansione della schiuma è governata dalla coalescenza delle celle e che lo spessore medio delle pareti delle celle è costante. Alcuni studi su tale processo hanno dimostrato che il contenuto di SiC non influisce sulla dimensione media delle celle.

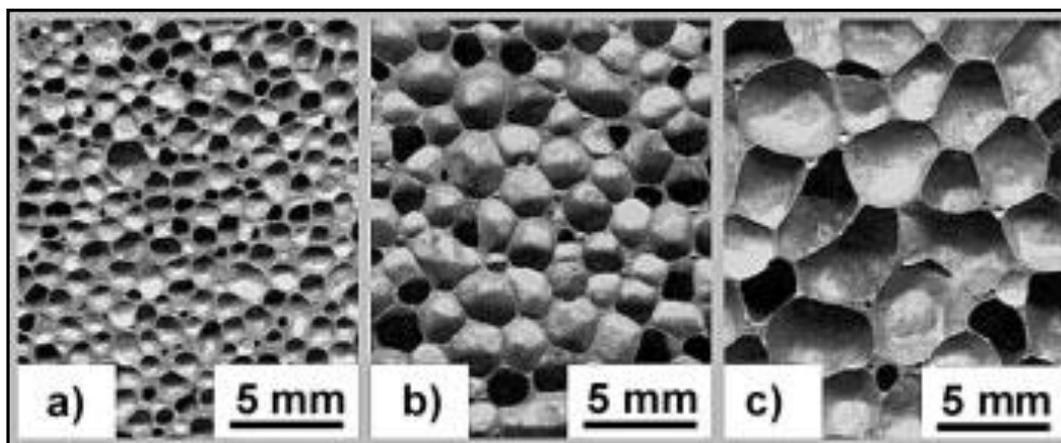


Fig.2.13 – Esempi di morfologie di schiume metalliche differenti ottenute variando i parametri di processo nel metodo FORMGRIP™ [38].

Se si analizza il processo in termini di possibilità di realizzare forme geometriche complesse e di controllo della microstruttura appare evidente che il processo in esame risulta il migliore tra quelli che si basano sulla formatura da liquido. Inoltre non esiste la necessità di travasare la schiuma da un crogiuolo ad uno stampo durante la fase di schiumatura. Occorre osservare che è possibile anche dare una forma opportuna al precursore solido prima di compiere la fase di schiumatura vera e propria: questo può in alcuni casi migliorare notevolmente il processo di realizzazione di forme complesse. Se però si considera l'economicità

del processo, esso appare notevolmente più dispendioso degli altri presentati nel paragrafo a causa del costo dei materiali utilizzati, del fatto che non è un processo continuo e della presenza di numero di step nel processo.

## 2.5 La tecnica di schiumatura con polvere compattata

Il metodo detto *powder compact foaming technique* appare oggi uno dei processi produttivi delle schiume metalliche più accessibile e maggiormente investigato per un utilizzo industriale [40-48, 53-54]. Visto che il processo utilizzato nel presente studio appartiene a questa tipologia, nei paragrafi seguenti approfondiremo i passaggi necessari per la realizzazione del precursore solido, e della fase di schiumatura, mettendo in evidenza i parametri di processo che influenzano la morfologia delle celle.

Questa tecnica si compone di più fasi, Fig. 2.14.

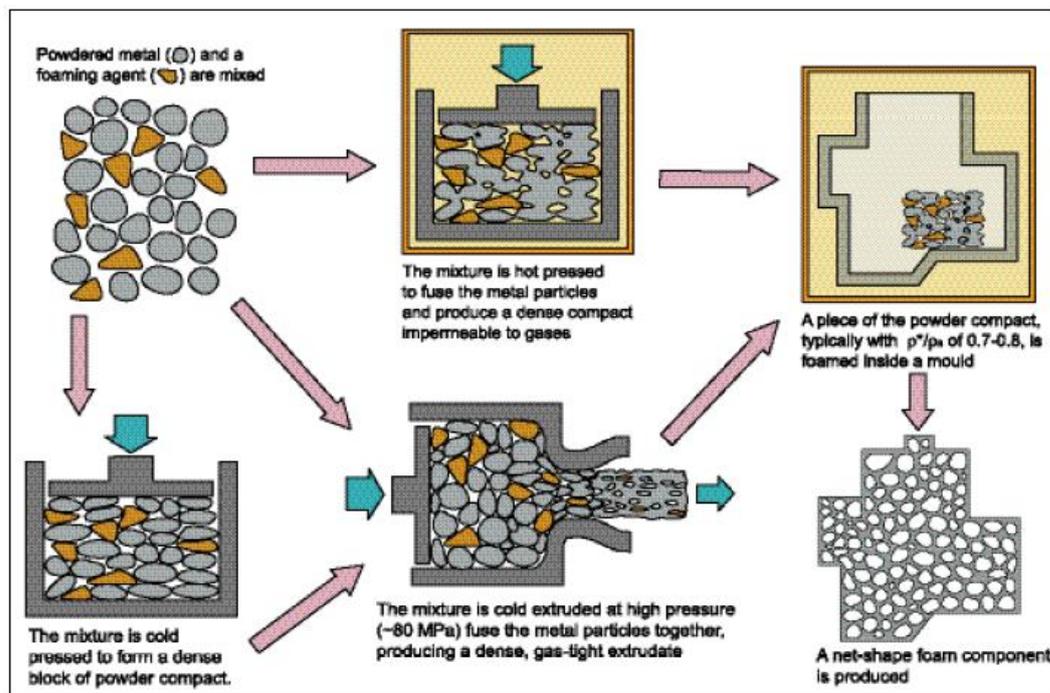


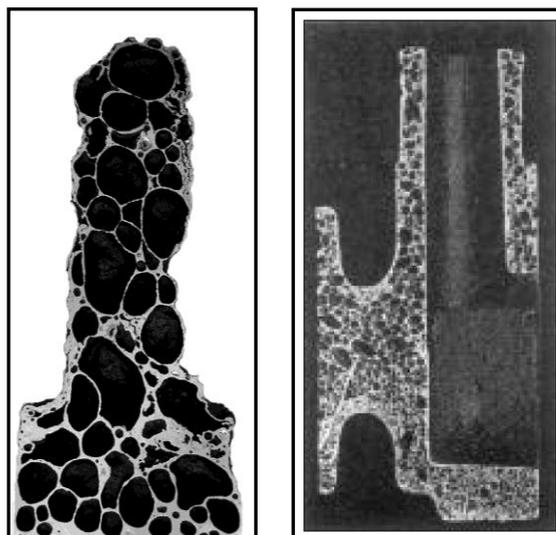
Fig.2.14 – Schematizzazione del processo per l'ottenimento di schiume metalliche tramite *powder route* [6].

Nella prima di queste occorre realizzare un “precursore solido schiumabile”. Per ottenere ciò inizialmente vengono miscelate polvere di alluminio puro o di lega leggera con un opportuno agente schiumogeno. Per ottenere il materiale schiumogeno, il mix di polveri può essere compattato direttamente con pressatura a caldo o a freddo, estrusione o laminazione. In alternativa si può prima compattare le polveri a freddo in maniera da rendere più agevole la successiva operazione di estrusione o di laminazione.

La seconda fase del processo produttivo della schiuma prevede il riscladamento del precursore al di sopra della temperatura di fusione del materiale, in modo che l’agente schiumogeno possa decomporre e formare delle bolle nel metallo fuso. A seguito del raffreddamento della schiuma “liquida” così ottenuta si ottiene un metallo cellulare a bassa densità e a celle chiuse.

Questo metodo non è ristretto al solo alluminio e alle sue leghe, ma può essere applicato anche a altri metalli e alle loro leghe quali stagno, zinco, piombo, oro salvo scegliere un appropriato agente schiumogeno e opportuni parametri di processo. Attualmente però l’unico metallo che ha trovato applicazioni industriale rimane l’alluminio e le sue leghe quali la serie 2xxx , 6xxx e 7xxx . Solitamente sono preferibilmente utilizzabili le leghe di alluminio da fonderia quali AlSi7Mg, AlSi9, AlSi12 per il loro relativamente basso punto di fusione e per le buone caratteristiche proprietà di schiumatura.

Questa tecnica permette la realizzazione di geometrie anche abbastanza complessa lasciando espandere la schiuma all’interno di uno stampo, ovvero confinandone l’espansione, Fig. 2.15.



**Fig.2.15 – Esempio di geometria complessa in schiuma metallica realizzata con metallurgia delle polveri trazionale (destra)[52], e con compattazione a freddo (sinistra) [51].**

Un'interessante caratteristica del processo è la possibilità di realizzare strutture composite che consistono di metallo denso tradizionale riempito di schiuma metallica. Esempi di tale tecnica sono le strutture cave riempite di schiuma metallica e i pannelli *sandwich* con un core di schiuma metallica con un legame metallurgico con fogli di acciaio o di alluminio.

I vantaggi di questa tecnica sono rappresentati dalla possibilità di utilizzare leghe di alluminio diverse: in questo modo è possibile miscelare anche polveri non costose. Non è necessario aggiungere additivi ceramici per stabilizzare la schiuma, che però rendono difficile qualsiasi tipo di lavorazione secondaria, in quanto appaiono molto abrasive. Naturalmente sono presenti anche degli svantaggi intrinseci al processo stesso che fino ad oggi ne hanno limitato la diffusione in ambito industriale. Le polveri metalliche sono più costose dei materiali convenzionali che possono essere utilizzati nei processi descritti precedentemente. Inoltre le apparecchiature necessarie alla compattazione sono

costose e richiedono una produzione notevole per essere ammortizzate. Solamente la tecnica di compattazione a freddo può essere realizzata con attrezzature che richiedono un impegno economico molto basso, ma che non permette, come vedremo in seguito, una produzione industriale ed è quindi una tecnica adatta alla ricerca e alla sperimentazione. Inoltre, la dimensione delle schiume che possono essere prodotte dipendono dalle dimensioni del forno e, quindi, solitamente sono decisamente inferiori rispetto a quelle ottenibili con i processi di formatura da liquido. Passiamo ora in rassegna alcuni aspetti pratici per la realizzazione di schiume metalliche con questa tecnica.

### ***2.5.1 Selezione delle polveri***

La selezione accurata delle polveri in merito a purezza, dimensione e distribuzione dimensionale, elementi di lega, e altre proprietà è essenziale per la buona riuscita del processo di schiumatura. Polveri di alluminio atomizzate in aria commerciali sono di qualità sufficiente a garantire un risultato soddisfacente. Rimane comunque il fatto che polveri di diversi produttori modificano, in maniera evidente, il comportamento durante la fase di schiumatura del precursore. Non di meno, occorre valutare, nella scelta di una polvere piuttosto che di un'altra, la possibilità da parte del fornitore di garantirne un'adeguata fornitura con standard qualitativi accettabili.

Esistono fondamentalmente due metodi per ottenere una lega di alluminio tramite le polveri metalliche. Si può atomizzare direttamente una lega fusa della composizione della polvere voluta, oppure si può scegliere di miscelare, nelle opportune proporzioni, le polveri dei differenti componenti che formeranno poi la lega leggera. Esistono in letteratura delle pubblicazioni che dimostrano

l'equivalenza di questi due metodi sia da un punto di vista del processo di schiumatura, sia per quel che concerne le caratteristiche meccaniche delle schiume. Visto che non tutte le leghe sono disponibili sottoforma di polvere e visto che le polveri di lega calibrate, solitamente, sono piuttosto costose, molto spesso si ricorre alla seconda modalità, prevalentemente in ambito di ricerca. Questa seconda tecnica, associata alla compattazione uniassiale delle polveri a freddo, permette inoltre il vantaggio di poter variare la composizione chimica della lega in maniera rapida, grazie al fatto che non è necessario produrre preventivamente ingenti quantità di prodotto.

La miscelatura delle polveri deve garantire una omogenea distribuzione dei prodotti, in particolare dell'agente schiumogeno, per garantire la realizzazione di schiume di alta qualità con dimensione dei pori distribuiti in maniera uniforme. A tal fine non sono necessari particolari accorgimenti salvo garantire al processo di miscelazione un tempo sufficiente.

### ***2.5.2 Compattazione***

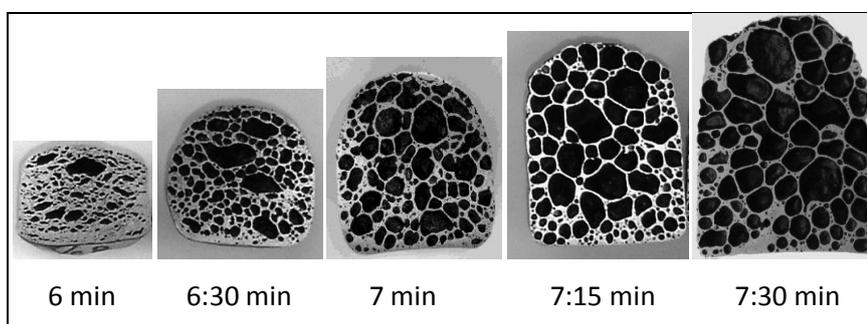
La compattazione della polvere può avvenire attraverso diverse tecniche purchè sia garantito il raggiungimento di un certo grado di compattazione, superiore al 97%, in maniera che il gas rilasciato dal precursore schiumogeno venga intrappolato all'interno della matrice metallica nella fase iniziale del processo di riscaldamento, quando il materiale precursore è in uno stato solido rammollito, ma non ancora liquido. Un modo per ottenere un precursore solido con una densità che ben approssima quella teorica del 100% è di utilizzare, in maniera combinata, un processo CIP seguito da un processo di estrusione. Inizialmente, si esegue un processo CIP, con una temperatura di 350° C, per

consolidare il mix di polveri precedentemente ottenuto, dando origine ad una billetta con densità relativa del 70 – 80% e della massa di circa 50 kg. Le billette così ottenute possono essere utilizzate nel successivo processo di estrusione. Si può anche eliminare il processo di CIP ed estrudere direttamente la miscela di polveri facendo però attenzione a non contaminare la polvere con agenti esterni e a non incorrere in fenomeni di *de-mixing*. Non è possibile, invece, ottenere una schiuma direttamente dalla billetta ottenuta dal CIP, in quanto, come sottolineato in precedenza, il grande contenuto di porosità causerebbe una massiccia perdita di idrogeno nel riscaldamento del materiale.

Le polveri possono essere compattate anche attraverso una sorta di “estrusione continua”. In questa tecnica un rullo viene utilizzato per portare la polvere in una camera di consolidamento, dalla quale viene espulso radialmente sottoforma di un filo compatto.

È possibile ottenere un precursore solido anche utilizzando una tecnica decisamente più semplice, che è quella della compattazione uniassiale a freddo delle polveri [49-51]. In questa tecnica la compattazione della miscela di polveri avviene a temperatura ambiente all'interno di uno stampo, opportunamente sagomato, a mezzo di una pressa idraulica. Il processo ha degli svantaggi intrinseci che sono rappresentati dalla densità relativa più bassa, rispetto ai metodi precedenti, a meno di non utilizzare presse idrauliche ad elevato tonnellaggio. Inoltre non è possibile ottenere precursori di grandi dimensioni e il processo di realizzazione appare piuttosto lento, in quanto ogni precursore viene compattato singolarmente. Sebbene queste considerazioni rendano questo processo di scarso interesse da un punto di vista industriale, esso appare come

molto appetibile in ambito di ricerca. Con tale metodo infatti non si necessita di costose attrezzature quali quelle necessarie per il CIP e per l'estrusione, ma è necessaria solamente una pressa idraulica, automatica o meno, ed uno stampo con una cavità opportuna permettendo in maniera abbastanza rapida un cambio di formato. Inoltre, non necessita della realizzazione preventiva di grandi quantità di materiale e permette quindi la possibilità di cambiare con rapidità la composizione chimica del precursore. Attualmente non ci sono molte informazioni su tale metodo e occorrono ulteriori studi per comprendere l'effettiva correlazione tra i parametri di processo e le caratteristiche morfologiche della schiuma, sebbene le schiume ottenute con tale tecnica, non si discostino nella forma e nelle caratteristiche in maniera sostanziale da quelle ottenute con le altre tecniche di metallurgia delle polveri, Fig. 2.16.



**Fig.2.16 – Esempio di schiume ottenute con cold compaction utilizzando diversi parametri di processo[51].**

### **2.5.3 Schiumatura**

Per la produzione della schiuma dal precursore solido è necessario un riscaldamento ad una temperatura superiore a quella di fusione del metallo base. A seguito del riscaldamento infatti l'agente schiumogeno rilascia del gas che, sebbene possa formare delle porosità anche quando il metallo è nello stato solido,

ha la possibilità di espandersi e formare delle bolle solo quando il metallo è fuso. È possibile individuare quattro fasi distinte nella produzione della schiuma metallica da precursore solido, Fig. 2.17:

- I. Il precursore viene riscaldato fino al raggiungimento della sua temperatura di fusione senza mostrare una variazione di volume;
- II. Dopo il raggiungimento della temperatura di fusione comincia la fase di espansione;
- III. L'espansione accelera non appena tutto il materiale raggiunge la temperatura di fusione e si assiste ad un aumento della temperatura del precursore;
- IV. Infine, viene raggiunta la massima espansione e si assiste al termine dell'effetto propulsivo dell'agente schiumogeno che non rilascia più gas. Da qui in avanti si assiste al degrado della schiuma a causa di fenomeni di drenaggio della fase liquida e di coalescenza delle bolle.

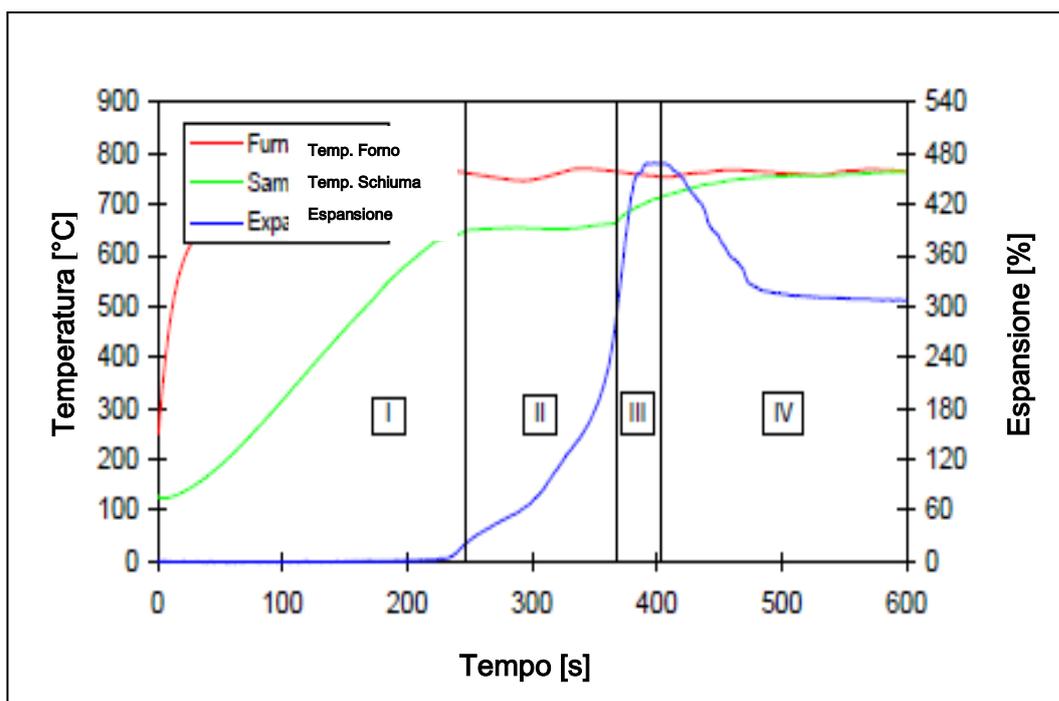


Fig.2.17 – Andamento della temperatura del forno, della schiuma e dell'espansione durante le fasi della schiumatura[54].

In Fig. 2.18 sono rappresentate le varie fasi della schiumatura con precursore ottenuto dalla compattazioni delle polveri. Per ogni fase sono espressi la consistenza del materiale precursore, i fenomeni che si evidenziano e i passaggi che occorre percorrere per ottenere la schiuma.

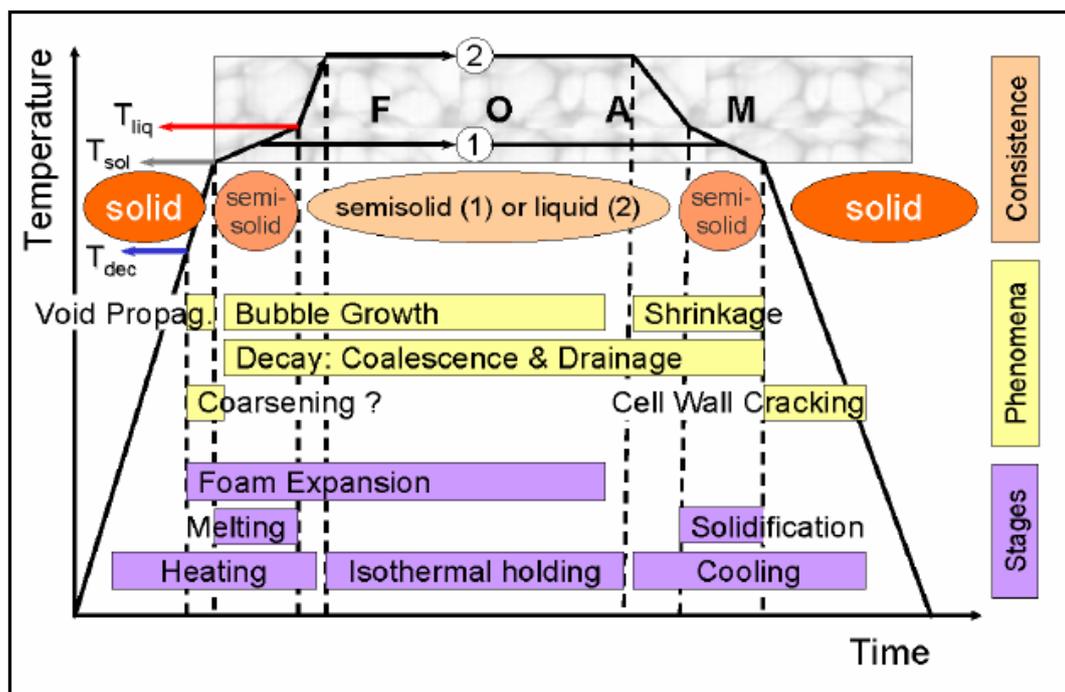


Fig.2.18 – Rappresentazione schematica dell'evoluzione della schiuma ottenuta da precursore contenente agente schiumogeno [52].

La densità relativa e l'omogeneità delle bolle nella fase di accrescimento della schiuma possono essere controllate attraverso i parametri di processo. La percentuale di agente schiumogeno presente nel precursore è una grandezza importante assieme alla temperatura di schiumatura e alla velocità di riscaldamento. Si evince quindi che un preciso controllo delle condizioni di riscaldamento durante la fase di schiumatura è essenziale per ottenere una schiuma metallica di buona qualità. La difficoltà maggiore, nel controllo del processo, risiede nel fatto che la schiuma liquida è termodinamicamente molto instabile, le cui condizioni variano continuamente durante la schiumatura. Si

possono, infatti, individuare diverse fasi intermedie durante il processo: inizialmente lo stampo viene riscaldato direttamente, mentre il precursore scambia calore solo per via indiretta tramite la conduzione tra le superfici in contatto con le pareti dello stampo. In questa fase la porzione di superficie di scambio termico è limitata dalle dimensioni del precursore, ma, non appena inizia il fenomeno di espansione, la schiuma che si viene a formare, è spinta dalla pressione del gas contro le pareti dello stampo, incrementando notevolmente la capacità di scambio. Inoltre, aumentando la temperatura, anche lo scambio di calore per radiazione elettromagnetica aumenta di importanza, aggiungendo però variabilità al processo di scambio termico. Infine, non appena il processo di schiumatura ha inizio, la conducibilità termica del precursore cala drasticamente, in quanto modifica il suo stato da una condizione di solido omogeneo ad una di schiuma, riducendo il flusso di calore al suo interno. Raggiunto poi il completo riempimento dello stampo, occorre raffreddare lo stampo, e di conseguenza la schiuma, fino alla temperatura di solidificazione, per stabilizzare la struttura della schiuma. Anche i fenomeni che si presentano nella fase di raffreddamento sono abbastanza complessi e devono essere anch'essi controllati per non rovinare la morfologia della schiuma. In Fig. 2.19 è presente uno schema riassuntivo dei vari parametri di processo che intervengono nella produzione delle schiume metalliche con metallurgia delle polveri.

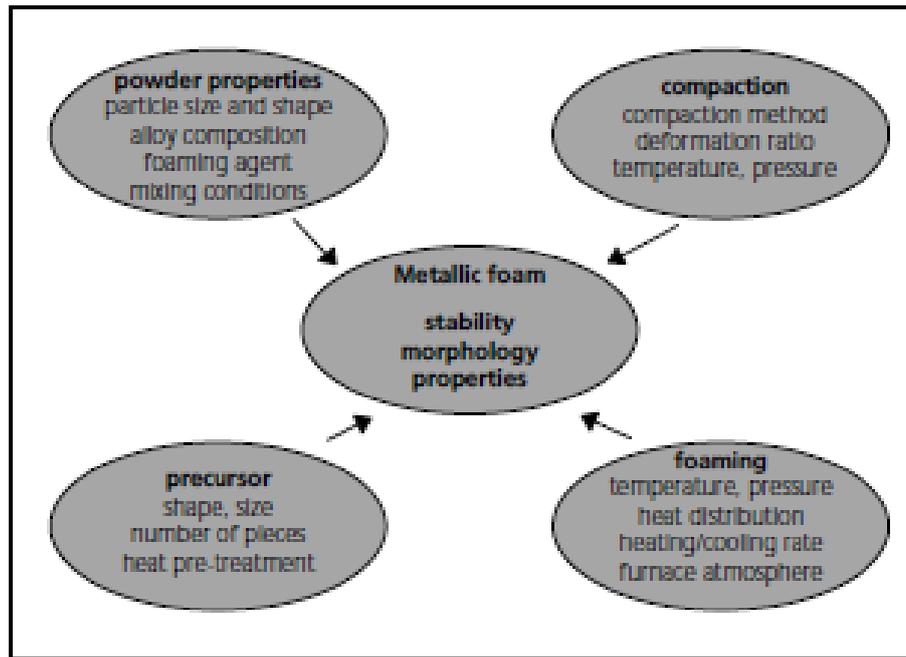


Fig.2.19 –Schema rappresentativo dei vari parametri di processo che influenzano la morfologia della schiuma metallica [54].

Densità tipiche delle schiume ottenute con questo metodo sono nell'ordine dei  $0.4-0.8 \text{ g/cm}^3$ , includendo in questo calcolo anche la pelle densa che si viene a formare all'interfaccia con lo stampo. La densità finale del componente schiumato può essere facilmente calcolato, una volta noti la massa del precursore inserito e il volume dello stampo. Si può decidere di inserire nello stampo il precursore in un singolo pezzo, oppure di dividerlo in elementi più piccoli. Nella scelta di come inserire e posizionare i vari precursori solidi occorre tenere in considerazione che sulla loro superficie sono presenti dei sottili strati di ossido, che devono essere rotti durante la schiumatura, per ottenere una completa espansione della schiuma. Inoltre, se durante la schiumatura, non si ottiene la rottura di queste pellicole di ossido, si possono avere delle zone della schiuma che non risultano collegate metallurgicamente, facendo esse stesse da barriera per il congiungimento. Solitamente, un movimento relativo tra i vari fronti di

schiuma che si vengono a formare quando si utilizzano più precursori, è utili per la rottura dell'ossido, ma al contempo aumentando molto i precursori si aumenta la possibilità che due zone di ossido vengano a contatto dando origine ad un difetto. Occorre quindi porre molta attenzione sulle dimensioni e sulla posizione relativa dei precursori inseriti nello stampo, Fig. 2.20.



**Fig.2.20 – Parte superiore di una schiuma di alluminio ottenuta inserendo più precursori in uno stampo: le parti grigie scuro rappresentano le dimensioni originali e la posizione dei precursori (sinistra); Schiuma composta da due precursori. [18]**

## ***2.6 Descrizione della tecnica adottata per la realizzazione delle schiume metalliche***

Nel presente paragrafo viene illustrato il metodo adottato per la realizzazione delle schiume metalliche. La tecnica utilizzata è quella della compattazione a freddo delle polveri. Il procedimento in esame è stato messo a punto dal Prof. Bonaccorsi dell'Università di Messina e, grazie ad una collaborazione pluriennale, adottato anche dal gruppo di ricerca del Prof. Tani presso la Facoltà di Ingegneria dell'Università di Bologna. Di seguito sono illustrati i passaggi fondamentali per l'ottenimento delle schiume metalliche.

### 2.6.1 Preparazione delle Polveri

Il precursore schiumogeno viene preparato attraverso il metodo della metallurgia delle polveri tramite compattazione mono - assiale a freddo. Le polveri utilizzate sono alluminio puro al 99.5% , diametro medio di 50  $\mu\text{m}$  (fornitore ECKA) e polvere di silicio amorfo purezza 97.5 % diametro medio 150  $\mu\text{m}$  (fornitore GoodFellow), Idruro di Titanio diametro medio 150  $\mu\text{m}$  (fornitore GoodFellow). In Tab. 2.3 sono riassunte le caratteristiche delle polveri utilizzate e le quantità:

<b>Materiale</b>	<b>Purezza (%)</b>	<b>Dimensione (<math>\mu\text{m}</math>)</b>	<b>Quantita' (% In Peso)</b>	<b>Produttore</b>
Alluminio	99.5	50	96.6	ECKA
Silicio	97.5	150	3	GoodFellow
Idruro di Titanio	100	150	0.4	GoodFellow

Tab.2.3 – Tabella riassuntiva delle caratteristiche e delle quantità di polvere utilizzata.

Sono state svolte prove anche con silicio puro al 99.9 % macinato da *wafer*, di granulometria anche minore di quella utilizzata, ma non si sono riscontrati dei sensibili miglioramenti. Visualizzazioni tramite microscopio SEM hanno dimostrato che, dopo il miscelamento delle due polveri, la dimensione della polvere di silicio non influenza la sua dispersione omogenea nel precursore. Per quel che riguarda il processo in esame, l'unica differenza che si riscontra

utilizzando silicio puro al 99.9 % rispetto a quello puro al 97.5 % riguarda la presenza o meno di un *plateau* delle temperature: nel caso di silicio puro si osserva un *plateau* nel diagramma delle temperature nella fase di schiumatura. Entrando maggiormente nei particolari si può osservare che una maggior purezza del silicio genera un plateau della temperatura nella fase di schiumatura, mentre con il silicio amorfo tale plateau non si evidenzia bene. Inoltre, all'aumentare della quantità di silicio presente nel precursore solido, l'intervallo temporale durante il quale si manifesta il plateau di temperatura aumenta, rendendo più semplice il controllo della fase di schiumatura. L'introduzione del silicio rende la schiuma più stabile perché permette la formazione di ossido sulle pareti della bolla che la rendono più resistente ed in grado di trattenere l'idrogeno formatosi dalla decomposizione termica dell'idruro di titanio al suo interno. A ciò si aggiunge che la formazione di un eutettico più basso fondente aiuta nella fase di nucleazione e di generazione della prima fessure, in quanto, dando origine a quella che viene denominata "fase plastica" del materiale, questo materiale viscoso è in grado di disporsi intorno ai *cracks* che si generano in maniera casuale all'interno del precursore solido nei punti di nucleazione delle bolle, trattenendo l'idrogeno che via via si forma. Tale fenomeno, dovuto essenzialmente alla presenza di una fase plastica che si forma ad una temperatura di fusione inferiore a quella di fusione del materiale di base, può essere osservato anche aggiungendo degli elementi basso fondenti quali il rame. Si può concludere che l'introduzione del silicio garantisce una maggiore stabilità al processo, grazie alla presenza del *plateau*, e fa sì che il fuso sia in grado di trattenere maggiormente l'idrogeno dando origine a bolle di dimensioni maggiori e più omogenee.

La miscela utilizzata è un AlSi3 (3 % in peso di Silicio): un aumento della percentuale di silicio – sono state provate miscele fino al 7 % in peso di Silicio - genera troppo ossido sulle pareti e infragilendo le stesse, e creando delle rotture soprattutto durante la fase di raffreddamento. La quantità di idruro di titanio, che rappresenta l'agente schiumogeno è pari al 0.4 % in peso. Si sono svolte prove con percentuali maggiori, ma non si sono osservati significativi miglioramenti. Le varie polveri vengono pesate su una bilancia di precisione (risoluzione 0.1 mg), Fig. 2.21, nella quali vengono inseriti dei sali igroscopici in maniera da eliminare l'umidità che potrebbe inficiare le misure.



**Fig.2.21 – Fase di pesatura delle polveri metalliche in una bilancia di precisione con all'interno sali igroscopici.**

### **2.6.2 Miscelazione delle Polveri**

Dopo la pesatura, il miscuglio ottenuto viene posto in un mulino planetario in un contenitore ceramico con sfere e con cilindri ceramici per ottenere una miscelazione il più omogenea possibile delle varie polveri. In Fig.2.22 è visibile in mulino a doppio stadio della SassuoloLab utilizzato presso il laboratorio del DIEM, con controllo del tempo, velocità e senso di rotazione.



**Fig.2.22 – Mulino utilizzato nella fase di miscelazione delle polveri.**

Il mulino viene posto in rotazione ad una velocità controllata per un tempo prefissato: 150 rpm per 15 minuti in un verso poi si ferma e riparte in senso opposto per altri 15 min sempre mantenendo una velocità di rotazione di 150 rpm.

Il numero dei giri, il tempo e le dimensioni delle sfere ceramiche, circa 8 mm di diametro, sono scelti in modo che la distribuzione delle varie polveri sia la più omogenea possibile, senza però che si presenti il fenomeno dell'impaccamento dell'alluminio sulle pareti del contenitore e sulle sfere: una eccessiva dimensione delle sfere e quindi un peso eccessivo può portare alla generazione di piccole scaglie compatte di alluminio che rimangono nel precursore e difficilmente prendono parte al processo.

### ***2.6.3 Compattazione delle polveri***

L'ultima fase nella preparazione del precursore prevede la compattazione multigrado monoassiale a freddo delle polveri. In questa fase la polvere viene immessa all'interno di uno stampo e pressata tramite una pressa manuale fino a raggiungere densità relative del verde almeno dello 0.9 . la pressatura può essere eseguita con pressa idraulica manuale o con pressa servoidraulica manuale. Nel caso si utilizzi una pressa manuale occorre dotarsi di opportuno stampo. In Fig. 2.23 è possibile osservare le dimensioni dei vari componenti che compongono lo stampo, mentre in Fig.2.24 sono presenti i medesimi componenti prima della fase di assemblaggio dello stesso. Il materiale di cui è composto lo stampo è acciaio da nitrurazione su cui, successivamente, viene eseguito il trattamento di nitrurazione.

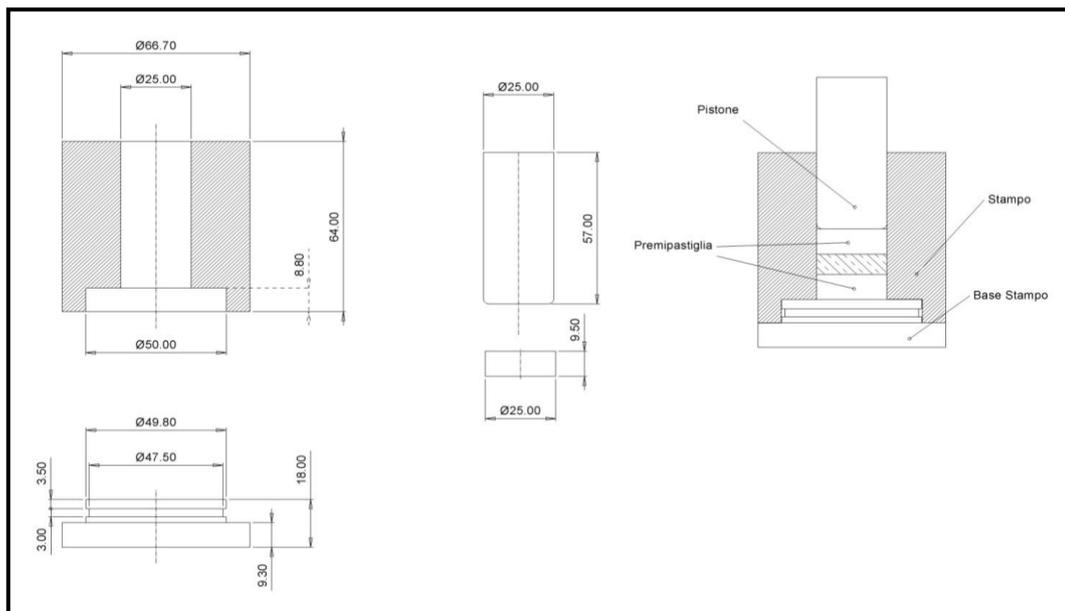


Fig.2.23 – Disegno illustrativo delle varie parti dello stampo e suo assemblato finale.



Fig.2.24 – Parti che compongono lo stampo.

Lo stampo si compone di cinque parti ed è stato progettato per poter essere girato nell'ultima fase di pressatura, in modo da ottenere una pressatura a

doppio effetto. Dapprima si monta lo stampo senza il premi pastiglia superiore ed il pistone e si inserisce la polvere. Sulle pareti dei premipastiglia e del pistone viene messo un lubrificante solido (grasso grafitizzato o stearato) che garantisce uno scorrimento migliore e genera una tenuta nei confronti della polvere di alluminio. La pressatura avviene attraverso pressa idraulica da 22 tons manuale, Fig. 2.25, in quattro fasi di carico successive:

- I. Forza di 4 ton pari a circa 80 MPa per 120 s;
- II. Forza di 8 ton pari a circa 160 MPa per 300 s;
- III. Forza di 14 ton pari a circa 280 MPa per 300 s;
- IV. Lo stampo viene capovolto e si esercita una forza di 22 ton pari a circa 440 MPa per 900 s.



**Fig.2.25 – Esempio della fase di pressatura manuale.**

Dopo alcuni cicli di compattazione, dai 10 ai 20, lo stampo viene pulito immergendolo in una soluzione di acqua e soda in maniera che l'alluminio rimasto entri in soluzione e si distacchi dalle pareti, successivamente viene sciacquato sotto acqua corrente.

La pastiglia di materiale precursore viene in seguito espulsa e si eliminano eventuali bave. Successivamente si pesa nuovamente e si eseguono una serie di quattro misurazioni sull'altezza di cui si considera la media per eseguire poi la valutazione della bontà della compattazione.

Seguendo questa tipologia di compattazione si ottengono delle compattazioni del verde dal 96.5 % al 98 %. Occorre osservare che al di sotto di una compattazione del 94% non è possibile ottenere una buona schiuma utilizzando Alluminio e Silicio, a meno che non si ricorra all'aggiunta di basso fondenti quali il rame che non permettano la fuga dell'idrogeno anzitempo: se la compattazione è troppo bassa l'idrogeno generato dalla scissione termica dell'idruro di titanio lascia il componente prima che esso arrivi a fusione. La compattazione potrebbe essere migliorata eseguendola "a caldo" cosa che con le attrezzature presenti risulta impossibile da eseguire. In Tab. 2.4 sono riassunte le varie fasi e le proprietà di ognuna di esse nel caso di compattazione con presa manuale.

La compattazione può avvenire anche con pressa servo idraulica automatica, come quella rappresentata in Fig. 2.26 in dotazione al laboratorio DIEM. La pressa è una Gabbrielli da 40 Tons, solitamente utilizzata in laboratori che si occupano di polveri ceramiche, dotata di uno stampo fisso e di opportuno estrattore del campione.

Fase Compattazione	Pressione (MPa)	Tempo (Sec)
I°	80	120
II°	160	300
III°	280	300
IV° (stampo rovesciato)	440	900

Tab.2.4 – Tabella riassuntiva delle varie fasi di compattazione delle polveri e relative caratteristiche nel caso di pressa manuale.



Fig.2.26 – Pressa servoidraulica da 40 Tons.

Utilizzando una pressa servoidraulica di tonnellaggio superiore è possibile ottenere lo stesso grado di compattazione riducendo i tempi di compattazione. Nel caso in esame si sono utilizzate sempre quattro fasi, riassunte in Tab. 2.5. dopo una prima precompattazione delle polveri si procede a due fasi di pressatura

a 800 MPa. Le fasi di pressatura prevedono che tra una e l'altra vi sia un distacco della pressione, che quindi diminuisce fino ad annullarsi per far sì che l'aria imprigionata nello stampo possa essere espulsa.

<b>Fase Compattazione</b>	<b>Pressione (MPa)</b>	<b>Tempo (Sec)</b>
Precompattazione°	200	-
I°	800	5
II°	800	5
Espulsione del precursore	-	-

**Tab.2.5 – Tabella riassuntiva delle varie fasi di compactazione delle polveri e relative caratteristiche nel caso di pressa automatica.**

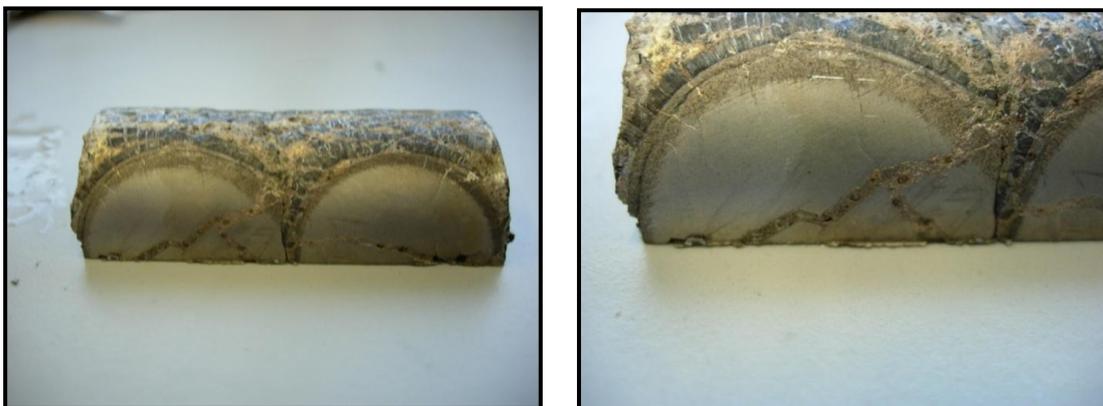
Il controllo svolto sulla pastiglia, pesatura e misurazione in quattro punti dell'altezza, danno valori del grado di compactazione paragonabili, se non leggermente superiori al caso della pressa manuale.

#### **2.6.4 Fase di schiumatura**

La fase di schiumatura avviene inserendo le pastiglie di precursore solido in uno stampo e ponendo lo stesso all'interno di un forno. Prima della fase di schiumatura vera e propria le pastiglie debbono essere sottoposte ad un opportuno trattamento che viene di seguito esplicitato.

La pastiglia presenta sulle superfici normali alla direzione della compactazione uno strato di ossido. Come è visibile in Fig. 2.27 questi strati di ossido rimangono intatti nella fase di schiumatura e generano due tipologie di problemi: andando in contatto tra di loro non rendono possibile la giunzione delle schiume dando origine ad una schiuma discontinua, mentre, nel caso si voglia

riempire un componente tubolare, andando ad adagiarsi contro le pareti di tubo limitano una giunzione delle interfacce.



**Fig.2.27 – Strato di ossido residuo nella schiumatura di due pastiglie di precursore in uno stampo cilindrico (sinistra); dettaglio dello strato di ossido (destra).**

Lo strato di ossido inoltre influenza l'espansione e la porosità della schiuma: se da un lato la presenza limitata di ossido stabilizza la schiuma, d'altro canto la fase di schiumatura avviene solo previa rottura dell'ossido che quindi cede dove risulta di spessore più limitato. L'ossido funge quindi da contenitore della schiuma fino alla sua rottura che avviene in maniera rapida e repentina con successivo degradamento della schiuma a causa del rapido abbassamento della pressione interna. La rottura dell'ossido rende quindi difficile il controllo del processo che risulta quasi istantaneo. Inoltre, se non si rimuove lo strato ossidato, si può incorrere in delle difficoltà nella formazione della schiuma, in quanto, per rompere l'ossido, deve avvenire già una schiumatura interna alla pastiglia. In tal modo si allungano i tempi di permanenza in temperatura in forno con conseguente aumento dello spessore dello strato di ossido che rende più difficoltosa la fase di schiumatura. Nel caso estremo in cui la temperatura raggiunta sia al di sotto della temperatura di fusione dell'alluminio oppure se il riscaldamento è troppo lento si assiste alla formazione di ulteriore ossido che non

permette la schiumatura. In Fig. 2.28 è rappresentato schematicamente il fenomeno sopracitato, in termini di dilatazione volumetrica della pastiglia nel tempo.

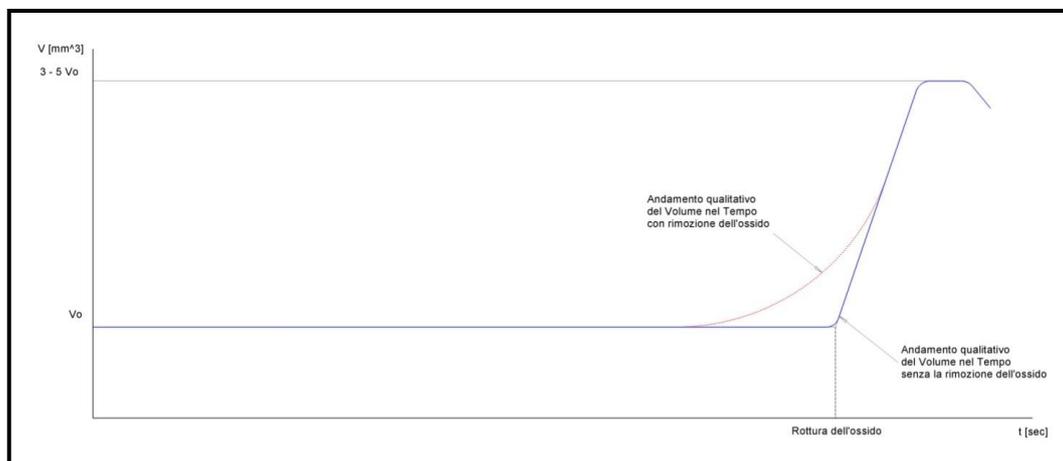


Fig.2.28 –Esempio di variazione del volume del precursore in caso di schiumatura con (linea rossa) e senza (linea blu) rimozione dell'ossido sulle pareti.

Si è quindi pensato di rimuovere lo strato di ossido presente sulla pastiglia sia per via meccanica, attraverso carta vetrata, sia chimica.

La rimozione chimica è stata abbandonata in quanto si sono osservati sensibili peggioramenti nella fase di schiumatura simili a quelli riscontrati in una compattazione non sufficiente: l'agente chimico elimina non solo lo strato di ossido, ma anche alcune parti della pastiglia con la conseguenza che non si riesce a trattenere in maniera efficace l'idrogeno che si sprigiona.

La rimozione meccanica dell'ossido, al contrario, apporta dei benefici all'evoluzione della schiuma: come visibile nel grafico di Fig. 2.28, nell'andamento del volume rispetto al tempo, l'eliminazione dell'ossido permette un'evoluzione della schiuma più regolare e quindi più controllabile.

L'evoluzione della schiuma appare ancora più evidente se al posto della variazione del volume sull'asse delle ordinate mettiamo l'andamento delle temperature, Fig.2.29, nel quale è rappresentata in via qualitativa l'andamento dei rilievi delle temperature nella pastiglia nel corso della fase di schiumatura.

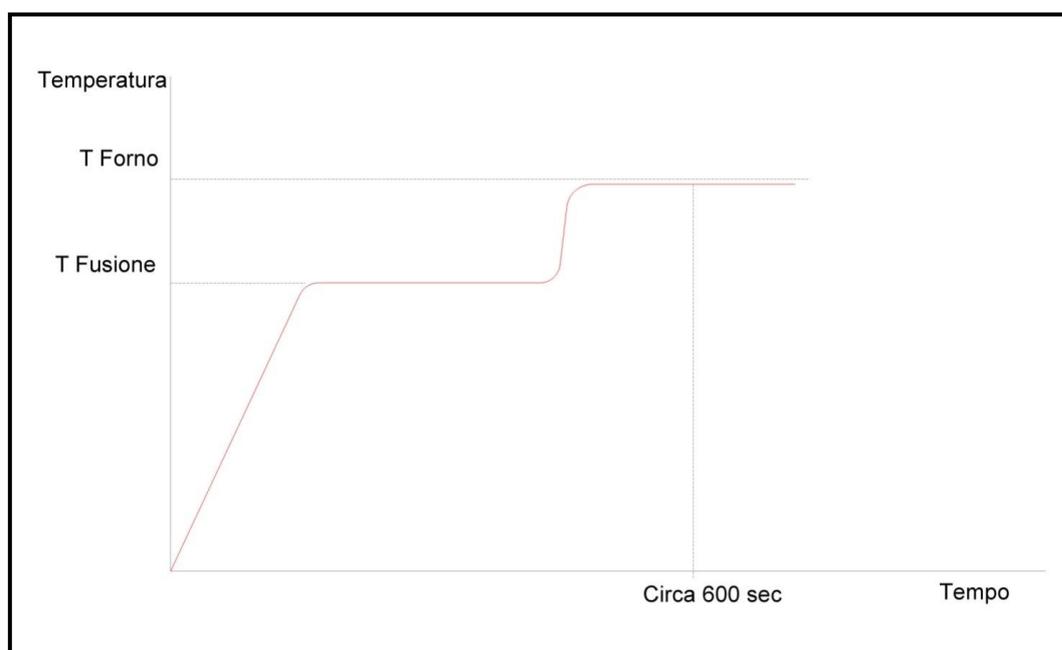


Fig.2.28 –Esempio qualitativo dell'andamento nel tempo della temperatura all'interno della pastiglia di precursore.

È possibile osservare come giunti alla temperatura di fusione della lega di alluminio si abbia un andamento costante della temperatura per un certo tempo, che si aggira intorno ai 300 – 400 sec. Tale *plateau* è fortemente influenzato dalla composizione chimica della lega di alluminio nel senso che un maggior apporto di silicio tende ad incrementare l'intervallo temporale in cui la temperatura si mantiene pressoché costante, mentre ulteriori elementi di lega o impurezze presenti nella polvere di alluminio fanno sì che tale retta non sia orizzontale, ma leggermente inclinata. La costanza della temperatura significa che la schiuma sta attraversando la sua fase liquida: gradualmente tutta la polvere di alluminio tende a liquefarsi mentre è ancora racchiusa all'interno dello strato esterno di ossido.

Finita tale fase la pressione all'interno della pastiglia è sufficiente a rompere lo strato di ossido che conteneva la schiuma e permetterne una sua completa espansione. Questo fenomeno genera quel repentino incremento di temperatura visibile in figura fino al raggiungimento asintotico della temperatura del forno. L'inclinazione di tale tratto di curva dipende anche dalla temperatura del forno in cui avviene la schiumatura, oltre che all'eliminazione o meno dello strato di ossido. Dopo circa 600 sec. il fenomeno della schiumatura può considerarsi esaurito e da questo punto in avanti si assiste al progressivo deterioramento della schiuma. Sulla temperatura occorre inoltre fare un'osservazione: bisogna calibrare bene la temperatura del forno per eseguire la schiumatura in quanto se la temperatura è troppo alta la curva di espansione è estremamente ripida e la schiuma tende a collapsare quasi subito dopo la fase di schiumatura; se la temperatura è troppo bassa, al contrario, la schiumatura non avviene in quanto il campione tende a perdere l'idrogeno contenuto prima di arrivare nella sua fase pastosa/liquida ed inoltre il mantenimento in temperatura comporta l'ispessimento dello strato ossidato che, come visto, impedisce la formazione della schiuma.

Dopo la permanenza in forno ad opportuna temperatura occorre raffreddare il campione per "congelare" la morfologia della schiuma. Le prove svolte presso l'Università di Messina hanno dimostrato che un repentino raffreddamento sia in acqua che in acqua nebulizzata, provocano delle fratture nelle pareti delle bolle da addebitare ai fenomeni di improvviso ritiro del materiale. Anche un raffreddamento in aria tramite convezione forzata genera queste problematiche sebbene in misura minore. La soluzione migliore appare

quindi il raffreddamento in aria calma fino alla stabilizzazione della schiuma intorno ai 660° C ed un successivo raffreddamento in acqua nebulizzata per raggiungere in breve tempo la temperatura ambiente. In Fig. 2.29 è possibile osservare un'immagine della prima schiuma realizzata presso il DIEM.



**Fig.2.29 – Prima schiuma metallica realizzata presso il DIEM.**

## ***2.7 Riempimento di profili cavi***

Con le tecniche per la realizzazione delle schiume metalliche precedentemente mostrate è possibile realizzare un irrigidimento direttamente all'interno di un profilo cavo. In [55] sono presentate alcune tecniche adottate per il riempimento dei tubi sia in acciaio che in alluminio, Fig. 2.30 e Fig. 2.31.

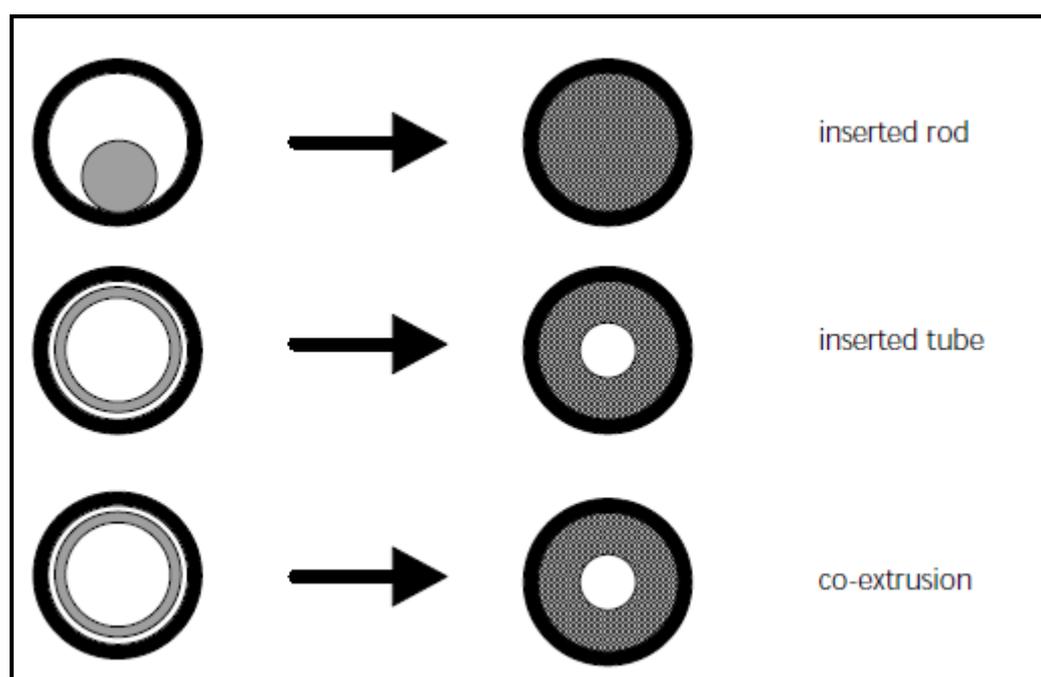


Fig.2.30 – Metodi per la il riempimento di tubi con schiume metalliche [51].

Il metodo più semplice è quello di inserire materiale precursore direttamente all'interno del tubo e, successivamente, far avvenire la schiumatura all'interno di un forno. Il precursore raggiunta una temperatura sufficiente comincia ad espandere fino al riempimento del tubo. Lo svantaggio di tale tecnica risiede nel fatto che si possono utilizzare solo tubi con temperature di fusione ben al di sopra di quelle del materiale di base della schiuma, quale acciaio nel caso di schiuma di alluminio. Se si vogliono riempire tubi di alluminio occorre adottare delle strategie ben più complesse in quanto se si vuole riempire un tubo di alluminio con schiuma di alluminio occorre considerare il fatto che il tubo tende a liquefare durante il processo e non è in grado di mantenere la forma originario in quanto non possiede un sostegno di natura meccanica. Inoltre, il calore del forno non può essere condotto al precursore nel caso di fusione del materiale del tubo. una via per ovviare a questi fenomeni è di inserire all'interno del tubo un tubo di materiale schiumogeno cavo.



Fig.2.31 – Esempi di tubi in alluminio riempiti in schiuma di alluminio (schiuma AlSi12, tubo lega 6061) [51].

Durante la schiumatura si otterrà un riempimento verso il centro della struttura in maniera tale che il tubo esterno solido sia sempre in contatto con il precursore e lo supporti meccanicamente. L'espansione della schiuma verso il centro del tubo può essere limitata ad un certo spessore introducendo nel centro della struttura un'anima Fig. 2.32 .

Un'ulteriore tecnica per il riempimento dei tubi è simile alla seconda

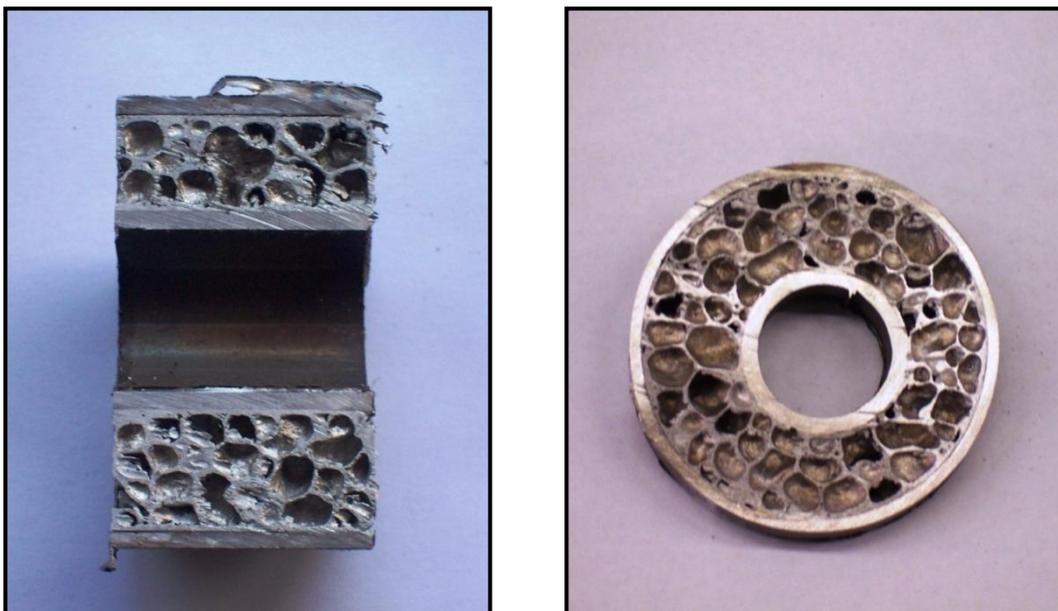


Fig.2.32 – Esempio di riempimento parziale di tubo in acciaio con schiuma di alluminio (cortesia Prof. Bonaccorsi .- Università di Messina).

illustrata, ma richiede un processo di co-estrusione del tubo esterno in alluminio con un tubo interno di materiale schiumogeno. Le due parti realizzate in questo modo presentano una giunzione di tipo metallurgico in contrasto con i casi precedentemente osservati nei quali il precursore era semplicemente inserito all'interno del tubo senza nessun tipo di giunzione. Questo legame permette un miglior flusso del calore nella fase di riempimento e quindi minimizza il rischio di compromettere il tubo esterno durante la schiumatura. Inoltre, la giunzione metallica fra tubo e schiuma è migliore che negli altri casi in quanto non è presente uno strato di ossido formatosi sia sul tubo, ma, in maniera maggiore, nel precursore, che preclude la formazione di un collegamento metallurgico.

Un importante contributo all'evoluzione del riempimento di componenti tubolari con schiume metalliche è stato apportato dal gruppo di ricerca del Prof. Bonaccorsi dell'Università di Messina [55 – 58] i quali hanno messo a punto una tecnica molto promettente: la *controlled expansion* che andiamo ad illustrare in maniera approfondita. Occupiamoci dapprima della preparazione dei materiali idonei alla tecnica. I tubi utilizzati sono sia in acciaio al carbonio (C40) sia acciaio inossidabile (AISI304). Il precursore solido, invece, presenta come composizione di base quella di una lega di alluminio da fonderia con aggiunta di silicio. In Fig. 2.34 è riportato l'andamento misurato della temperatura nel tempo per tre differenti composizioni del precursore: Al puro, AlSi3 e AlSi7.

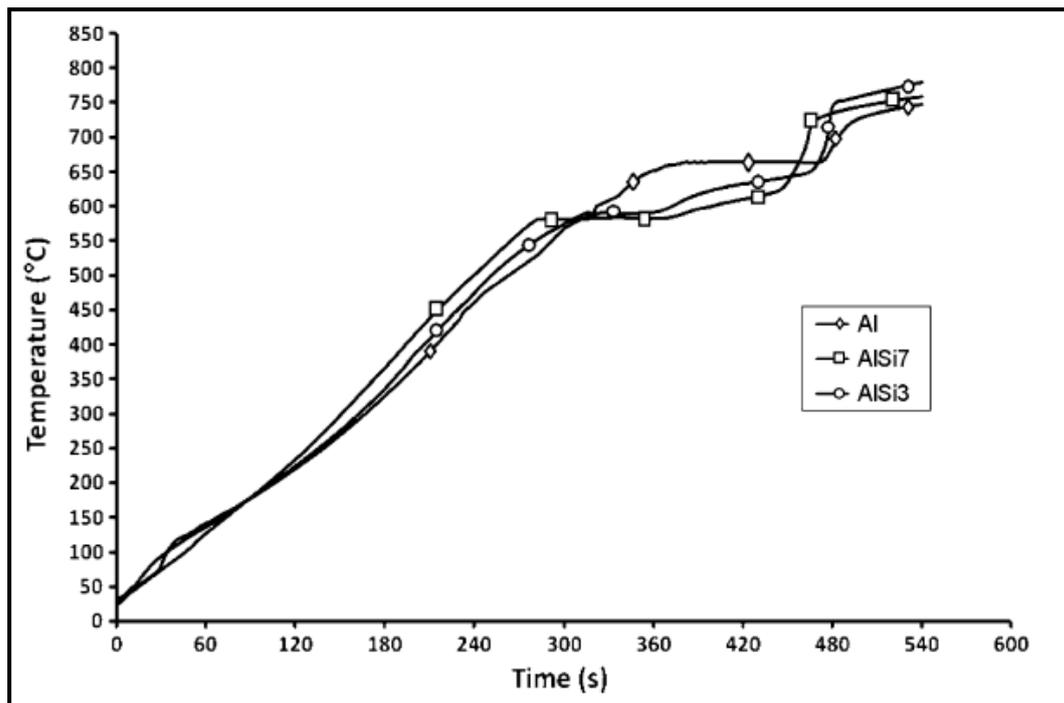
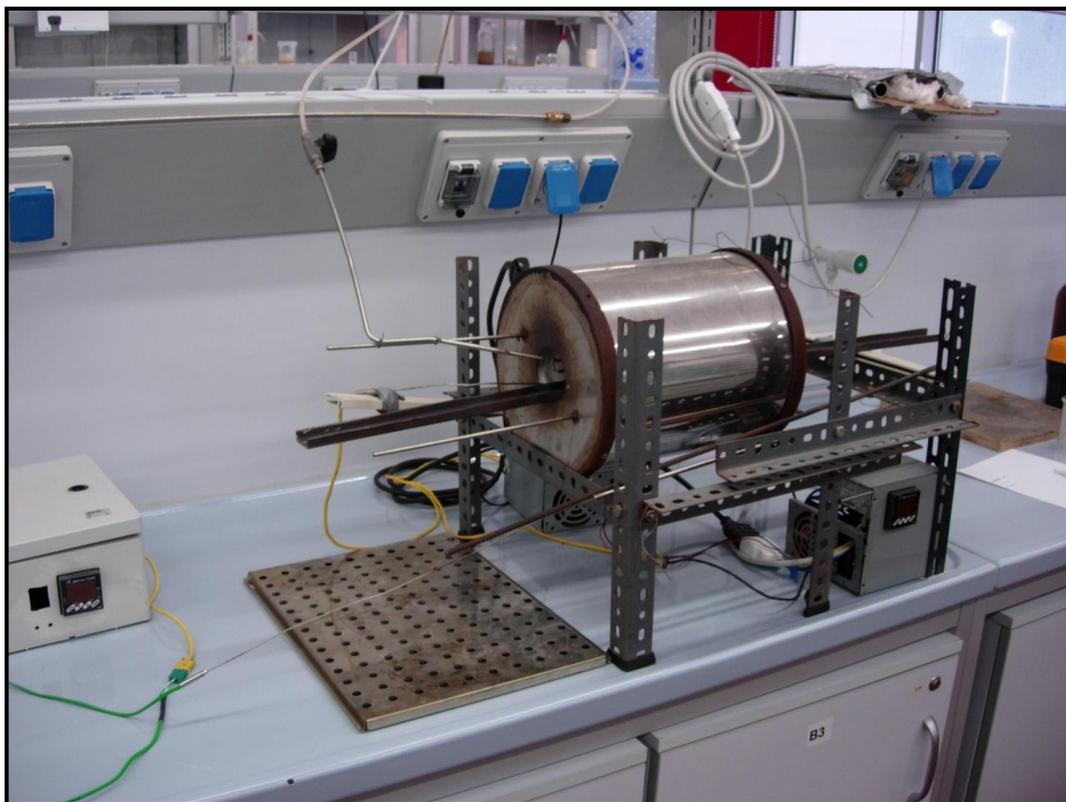


Fig.2.33 – Andamento della temperatura nel tempo durante la fase di schiumatura per differenti composizioni della lega leggera di base [57].

È possibile osservare come la presenza del silicio introduca un *plateau* nelle temperature che rende più controllabile il processo. La scelta del materiale di base per le successive applicazioni, Capitolo II e Capitolo III, è stata quella di utilizzare come materiale di base l'AISI3 in quanto presentava una minor fragilità delle pareti delle bolle. Prima di passare alla fase di schiumatura vera e propria occorre che sia il tubo che le pastiglie siano opportunamente preparati.

Nei tubi occorre eliminare il lubrificante ed eventuali impurità presenti tramite un bagno di Tricloroetilene per 15 min. Segue un lavaggio in acqua distillata ed un bagno di 30 min. in Etanolo e Diossido di Potassio a 2,2 molare. A questo punto i tubi in inox sono pronti per l'uso, mentre i tubi in C40 devono subire un decapaggio tramite acido per rimuovere tracce di ossido dalle superfici. Il decapaggio viene realizzato tramite una soluzione di 8 gr di Acido Cloridrico in 100 ml di acqua distillata. Il decapaggio si rende necessario per il seguente

motivo: alla temperatura di 800° C per la geometria del forno che è cilindrico e che avvolge quasi completamente il provino, Fig. 2.34, il calore viene scambiato



**Fig.2.34 – Forno per la realizzazione di tubi riampiti con schiuma di alluminio (cortesia Prof. Bonaccorsi – Università di Messina).**

quasi esclusivamente per irraggiamento.

Pertanto una superficie che presenta zone a diverso coefficiente di assorbività comporta una conduzione del calore di qualità scarsa nel senso che alcune zone sono ad elevata temperatura ed altre a bassa temperatura con conseguente sviluppo non omogeneo della schiuma. Mentre i tubi in inox presentano una distribuzione del coefficiente di assorbività piuttosto omogeneo e possono essere utilizzati così come sono dopo opportuna sgrassatura, mentre i tubi in C40 oltre alla sgrassatura e al decapaggio necessitano di un'ulteriore lavorazione prima del processo di schiumatura per omogeneizzare il coefficiente di assorbività. Le

pareti esterne vengono ricoperte con un sottile foglio di alluminio che incrementa



**Fig.2.35 – Fase di avvolgimento intorno al tubo in acciaio di una sottile pellicola di alluminio puro (cortesia Prof. Bonaccorsi – Università di Messina).**

e rende omogenea l'assorbitività, Fig. 2.35 .

Per le pastiglie di materiale precursore la preparazione prevede l'asportazione meccanica dell'ossido sulle sue pareti. Come visto nei paragrafi precedenti la rimozione della patina di ossido permette un miglior controllo del processo, ma, soprattutto, rende possibile la formazione di un collegamento metallurgico tra schiuma e tubo di acciaio.

A questo punto è possibile dare avvio alla fase di schiumatura. Se si inserissero all'interno del tubo i materiali precursori e li si lasciassero espandere liberamente il risultato che si otterrebbe sarebbe quello di Fig. 2.36 dove è

possibile osservare come le schiume presentino sulla periferia dei menischi, frutto del ritiro della schiuma, dove non c'è adesione con il tubo esterno.



**Fig.2.36 – Esempio di sviluppo e riempimento libero della schiuma metallica: è possibile osservare la presenza di zone della schiuma prive di giunzione con il tubo esterno [57].**

Per ottenere un miglior riempimento dei tubi ed una completa adesione della schiuma con il tubo esterno è stata adottata e sviluppata la tecnica dell'espansione controllata. L'idea fondamentale che ha permesso un riempimento soddisfacente dei tubi è stata quella di scindere il processo di formazione della schiuma dal processo di riempimento del componente. In effetti è possibile ammettere che una schiuma può formarsi anche libera in opportune condizioni, come dimostrato precedentemente, la difficoltà quindi riguarda prevalentemente la fase di riempimento ed il controllo di tale processo. È stato quindi progettato e realizzato un sistema che presenta una parete fissa ed una parete mobile a cui è collegata una forza registrabile che si oppone all'espansione libera della schiuma, Fig. 2.37 e Fig. 2.38 . Il funzionamento è semplice: la schiuma che espande in maniera rapida e violenta dopo la rottura dello strato di ossido che la ricopre prima di avere la pressione necessaria a far muovere il

pistoncino deve andare ad occupare tutto il volume a sua disposizione. Solo dopo aver completato il riempimento è in grado di muovere il pistone.

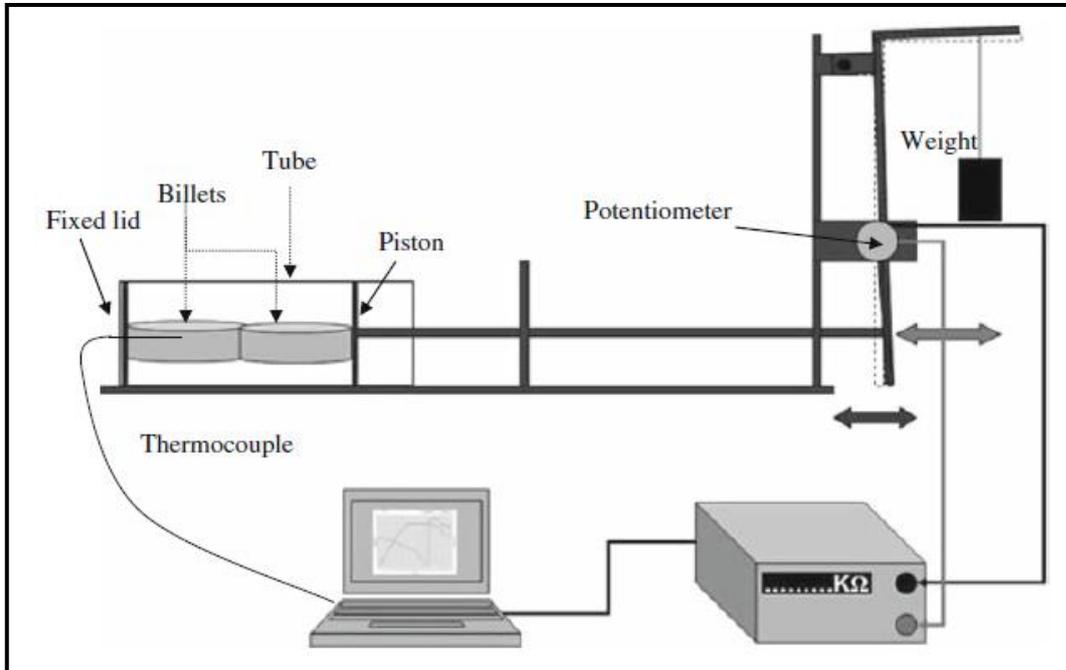


Fig.2.37 – Schema del dispositivo ideato per la realizzazione dell'espansione controllata della schiuma nel tubo [57].

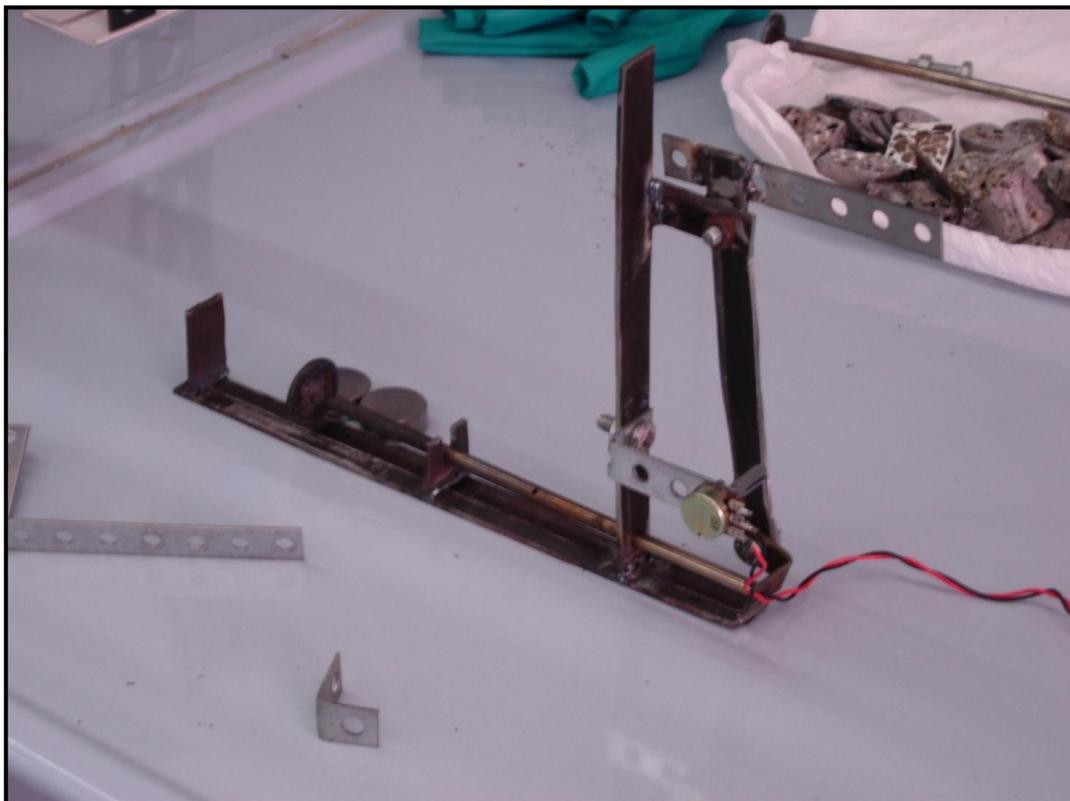


Fig.2.38 – Dispositivo utilizzato per la realizzazione dell'espansione controllata della schiuma nel tubo (cortesia Prof. Bonaccorsi – Università di Messina)

Durante la fase di raffreddamento il sistema, mantenendo una pressione costante sulla schiuma, è in grado di conservare una certa omogeneità nella topologia della schiuma assecondando i fenomeni di ritiro dovuti al brusco calo della temperatura. Un altro aspetto importante dell'introduzione del pistone mobile con forza applicata riguarda la possibilità di controllare il processo. Dapprima si è tentato di controllare il processo attraverso la temperatura, ma ciò è risultato particolarmente difficoltoso a causa dell'instabilità del problema da un punto di vista termico. Dalle considerazioni precedenti sul raffreddamento infatti si evince che il modo migliore per raffreddare il componente è quello di lasciarlo in aria calma, per non introdurre sbalzi termici troppo bruschi e repentini che andrebbero a rovinare le celle della schiuma oramai semisolida per effetti di contrazione del materiale. Ovviamente se alla fine della fase di schiumatura si estrae il provino l'energia accumulata sottoforma di incremento di temperatura sia nel provino stesso che nel porta campione viene gradualmente rilasciata con il risultato che il processo non viene interrotto in maniera istantanea, ma, per inerzia termica, prosegue fino a raggiungere la fase di degradazione della schiuma. Per ovviare a questo problema occorre quindi estrarre l'apparecchiatura dal forno poco dopo che il processo si è attivato – prima parte della curva di temperatura - tempo dopo il plateau di temperatura – in maniera che esso posseda l'energia termica, sottoforma di inerzia termica, necessaria allo sviluppo completo della schiuma all'esterno del forno. Per far ciò occorre individuare sulla curva delle temperature un punto di estrazione del provino. Tale punto non risulta però univocamente determinato a causa dell'imprecisione della misura eseguita, dell'enorme variabilità del processo, e della sua velocità; a ciò si aggiunge che non è detto che

alla temperatura fissata sia avvenuto il completo riempimento del tubo. Applicando invece un sensore di spostamento sull'estremità libera del pistone è possibile valutare l'inizio dell'espansione che, come visto, avviene solo dopo il completo riempimento del tubo. Inoltre, calibrando opportunamente la curva di spostamento in base alla temperatura del forno, è possibile fissare un punto di estrazione su una curva che presenta un andamento più regolare, Fig 2.39.

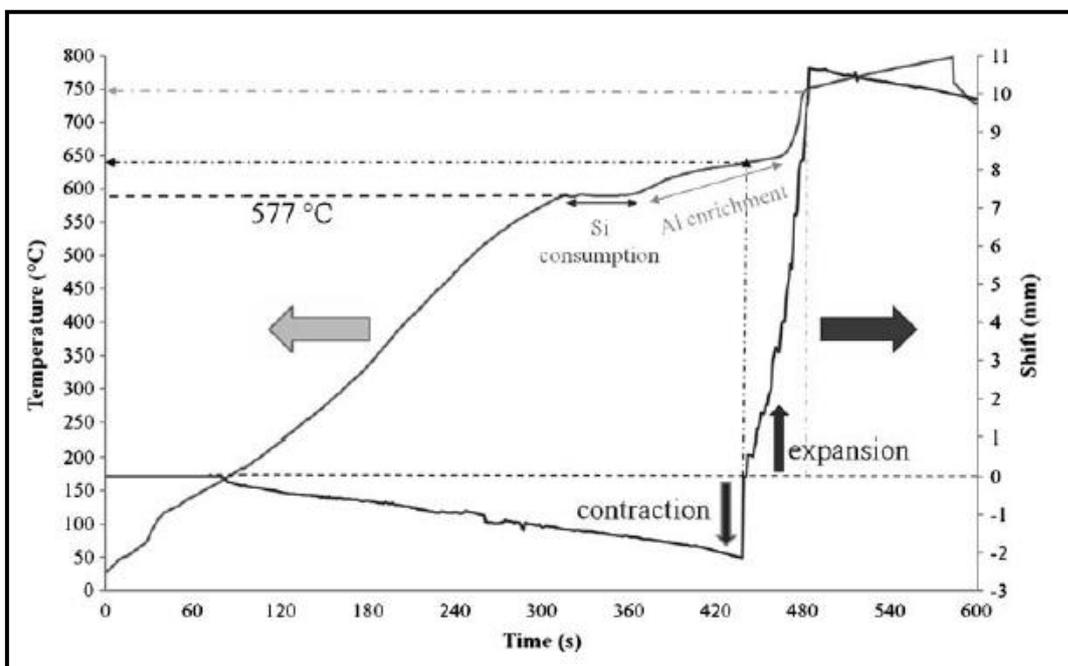
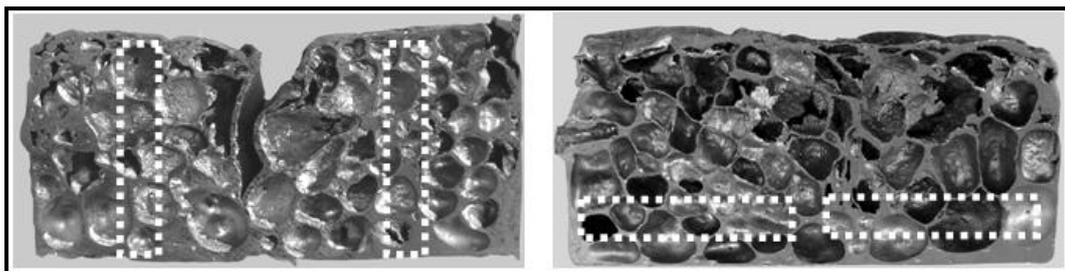


Fig.2.39 – Andamento nel tempo della temperatura della schiuma e dello spostamento del pistone durante la fase di chiumatura [57].

Nella tecnica esposta grande importanza risiede anche nella disposizione iniziale del precursore all'interno del tubo. Le esperienze svolte presso l'Università di Messina, mostrano come un errato posizionamento delle pastiglie di precursore dia origine ad una molteplicità di zone schiumate scollegate le une dalle altre, Fig. 2.40. La posizione migliore è quella che prevede che le zone maggiormente ossidate della pastiglia non siano le une contro le altre: in tal modo si evita che le due zone ossidate vengano in contatto durante la fase di schiumatura dando origine a due schiume separate.



**Fig.2.40** – Esempio di differenti posizionamenti del precursore solido all'interno del tubo [57].

Occorre infine sottolineare che i forni utilizzati sono di due tipologie: in atmosfera libera ed in atmosfera controllata, Fig. 2.41 .

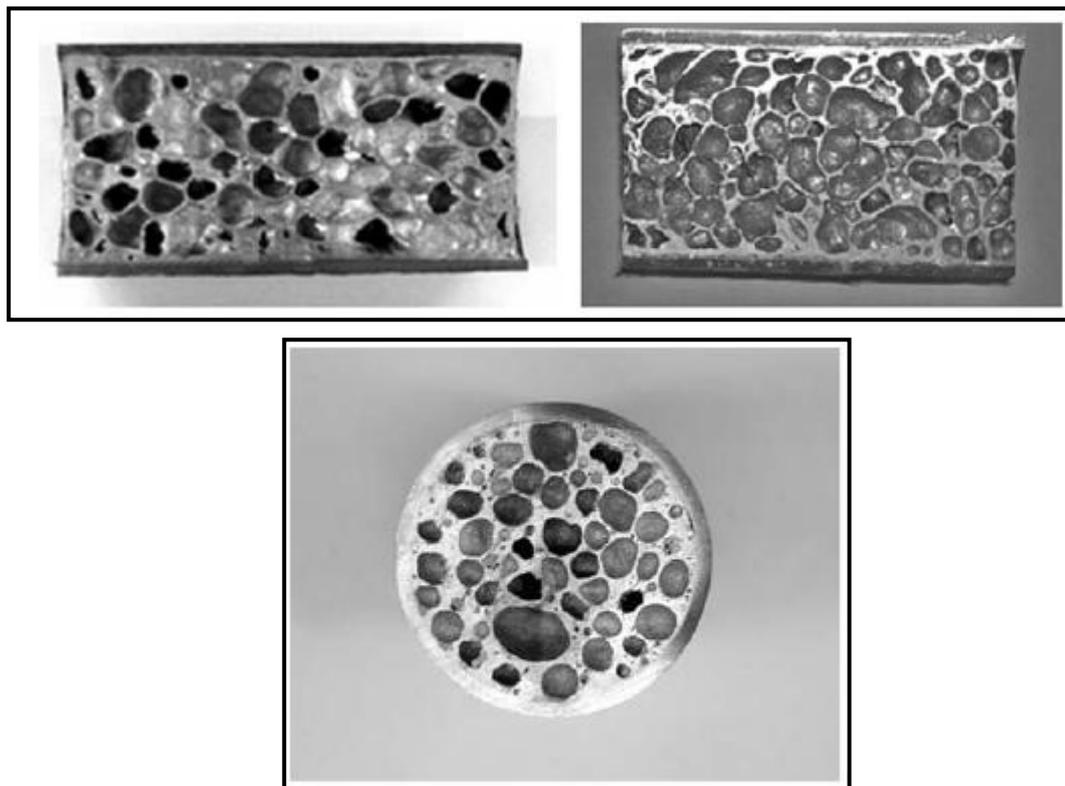


**Fig.2.41** – Forno con tubo in quarzo per il flussaggio di atmosfera controllata (cortesia Prof. Bonaccorsi Università di Messina).

Nel caso di atmosfera libera se si utilizzano dei tubi in acciaio C40 non si riesce ad ottenere un collegamento permanente tra la schiuma e l'acciaio, la presenza dell'ossido della pastiglia e dell'ossido che si forma durante il processo non

permette la formazione di eventuali intermetallici che garantiscano la giunzione. Solo in un caso di forzatura della pastiglia si è ottenuto un collegamento metallurgico tra la schiuma e l'acciaio: in quel caso lo strisciamento forzato nella fase di espansione della schiuma è stato in grado di rimuovere lo strato di ossido che si era formato garantendo il collegamento. Per ovviare a ciò si esegue il processo in atmosfera controllata: si inserisce all'interno del forno un cilindro di quarzo e si esegue prima e durante il processo un flussaggio tramite azoto in maniera che i metalli non vengano in contatto con l'ossigeno. Questa accortezza permette di ottenere un legame permanente e stabile tra la schiuma e il tubo in C40. Nel caso dell'acciaio inox tale problema non si presenta e si è in grado di realizzare una giunzione permanente tramite intermetallici prevalentemente alluminio-cromo sia in atmosfera controllata che non.

In conclusione, in Fig. 2.41 sono visibili la sezione trasversale e la sezione assiale di campioni ottenuti con la tecnica dell'espansione controllata. È possibile osservare come il riempimento del tubo sia completo, la morfologia della schiuma regolare e ci sia piena aderenza e giunzione metallurgica tra la schiuma metallica ed il tubo di acciaio.



**Fig.2.42** – Sezione trasversale e sezione longitudinale di un tubo di acciaio riempito con schiume di alluminio attraverso tecnica dell’espansione controllata (cortesia Prof. Bonaccorsi).

## 2.8 Bibliografia

1. Banhart J.. 2001. “*Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams*” *Progress in Materials Science* , 46, 559–632
2. Gibson L.J., Ashby M. F., 1988, “*Cellular Solids Structure & Properties*”, Pergamon Press
3. Gibson L.J., Ashby M. F, Harley B. A., 2010, “*Cellular materials in nature and medicine*”, Cambridge University Press
4. Iannace S., Verdolotti L., Colini S., “*La storia dei materiali cellulari nell’ingegneria*”
5. Sosnik B., *US Patent 2434775*, 1948
6. Curran D. C., 2003, “*Aluminium Foam Production using Calcium Carbonate as a Foaming Agent*” , Ph.D. Thesis Department of Materials Science and Metallurgy - University of Cambridge
7. Elliot J. C., *US Patent 2751289*, 1956
8. Allen B. C., *US Patent 3087807*, 1963
9. Akiyama S. et al., *European Patent 0210803*, 1986
10. Iljoon J. et al., *US Patent 5115697*, 1992
11. “*Multidisciplinary Research Initiative on Ultralight Metal Structures*”, 1996
12. “*Zellulare metallische Werkstoffe*”, DFG-Priority Program 1075, Bonn 1999
13. “*TILAS - Tecnologie Innovative di Lavorazione delle Schiume Metalliche*” , PRIN , Milano 2006
14. Cymat, [www.cymat.com](http://www.cymat.com)
15. Alulight, [www.alulight.com](http://www.alulight.com)
16. Shinko Wire Company Ltd, <http://www.shinko-wire.co.jp>
17. Ashby M. F., Evans A. G., Fleck N. A., Gibson L. J., Hutchinson J. W., Wadley H.N.G., 2000, “*Metal Foam: a Design Guide*”, Butterworth-Heinemann
18. Degischer H. P., Kriszt B., 2002, “*Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications*”, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co.

19. Banhart J., Weaire D., 2002, "*On the road again: Metal Foams find favor*", Physics Today
19. Banhart J., 2005, "*Metal Foams: the mystery of stabilization*", Proceedings MetFoam 2005 World Congress, Kyoto
20. Ridgway J.J., "*Cellularized Metal and Method of Producing Same*", US Patent 3,297,431, 1967.
21. Kotera S., "*A New or Improved Electrode or Pole for use in Electric Cells*", UK Patent 206797, 1923.
22. Wang N., Starke E.A., Wadley H.N.G., 1998, "*Porous Al Alloys by Local Melting and Diffusion of Metal Powders. in Porous and Cellular Materials for Structural Applications*" San Francisco, California, U.S.A.: Materials Research Society.
23. Jin I., Kenny L.D., San H., "*Method of Producing Lightweight Foamed Metal*", U.S. Patent 4,973,358, 1990
24. Jin I., Kenny L.D., Sang H., "*Stabilized Metal Foam Body*", US Patent 5,112,697, 1992.
25. Sang H., Kenny L.D., Jin O., "*Process for Producing Shaped Slabs of Particle Stabilized Foamed Meta*", U.S. Patent 5,334,236, 1994.
26. Simone A.E., Gibson L.J., 1998, "*Aluminum Foams Produced by Liquid-State Processes*", Acta Mater., 46: p. 3109-3123.
27. Niebylski L.M., Jarema C.P., Lee T.E., "*Reinforced Foamed Metal*", U.S. Patent 3,940,262, 1976.
28. Akiyama S., Ueno, H., Imagawa, K., Kitahara, A., Nagata, S., Morimoto, K., Nishikawa, T. and Itoh, M., US Patent 4,713,277: *Foamed Metal and Method of Producing Same*.1987.
29. Aoyagi N., Kojima Y., 1998, "*Production Process and Microstructure of Aluminium Alloy Foams by Semi-Solid Stirring Method*", in "*5th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*", Colorado, USA.
30. ALPORAS, "*ALPORAS™ brochure*", 1998, Shinko Wire Co., Ltd., Amagasaki-shi, Japan.

31. Miyoshi T., Itoh M., Akiyama S., Kitahara A., 2000, “*ALPORAS Aluminium Foam: Production Process, Properties, and Applications*”, *Advanced Engineering Materials*, 2(4): p. 179-183.
32. Miyoshi T., Hara S., Mukai T., Higashi K., 2001, “*Development of a Closed Cell Aluminium Alloy Foam with Enhancement of the Compressive Strength*”, *Materials Transactions, JIM*, 42(10): p. 2118-2123.
33. Simancik F., Kovacik J., 1997, “*Porosity in Complex 3D-Parts Prepared from Aluminium Foam*”. in “*Metal Foams*”, Bremen, Germany: MIT-Verlag Publishing, Bremen.
34. Schorghuber F., Simancik F., Hartl E., “*Method of Producing Molded Bodies of a Metal Foam*”, in *US Patent 5,865,237*. 1999
35. Gergely V., Clyne T.W., 2000, “*The FORMGRIP Process: Foaming of Reinforced Metals by Gas Release In Precursors*”, *Adv. Engng. Mater.*, 2: p. 175-178.
36. Gergely V., 2000, “*Melt Route Processing for Production of Metallic Foams, in Materials Science and Metallurgy*”, University of Cambridge: Cambridge.
37. Gergely V., Clyne T.W., 1998, “*The Effect of Oxide Layers on Gas-generating Hydride Particles During Production of Aluminium Foams*”, in “*Porous and Cellular Materials for Structural Applications*”, San Francisco: MRS.
38. Gergely V., Clyne T.W., 1999, “*A Novel Melt-Based Route to Aluminium Foam Production*”, in *International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures (MetFoam '99)*, Bremen, Germany: Verlag MIT.
39. Matijašević B., 2006, “*Characterisation and Optimisation of Blowing Agent for Making Improved Metal Foams*”, Ph.D. Thesis.
40. Baumgärtner F., Duarte I., Banhart, J., 2000, “*Industrialization of Powder Compact Foaming Process*”, *Advanced Engineering Materials*, 2(4): p. 168-174.
41. Baumgärtner F., Gers H., 1999, “*The Production of Aluminium Foam by PM and Examples for Application. in Metal Matrix Composites and Metallic Foams*”, EUROMAT: Wiley-VCH.

42. Baumeister J., Schrader H., “*Methods for Manufacturing Foamable Metal Bodies*”, in U.S. Patent 5,151,246. 1992.
43. Banhart J., Baumeister J., Weber, M., 1995, “*Powder Metallurgical Technology for the Production of Metallic Foams*”. in “*Euro Powder Metallurgy*”, Light Alloys.
44. Duarte I., Banhart, J., 2000 , “*A study of aluminium foam formation - kinetics and microstructure*”, Acta Materialia 48: p. 2349-2362.
45. Yu C.J., Eifert H.H., Knuewer M., Weber M., Baumeister J., 1998, “*Investigation for the Selection of Foaming Agents to Produce Steel Foams*”, in “*Porous and Cellular Materials for Structural Applications*”, San Francisco, Ca.: Materials Research Society.
46. Mukai T., Kanahashi H., Yamada Y., Shimojima K., Mabuchi M., Nieh T.G., Higashi K., 1999, “*Dynamic Compressive Behavior of an Ultra-Lightweight Magnesium Foam*”, Scripta Mater. 41(4): p. 365-371.
47. Park, C. Nutt, S.R., 2000, “*PM synthesis and properties of steel foams*”, Mater. Sci. Eng. A Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process., 288(1): p. 111-118.
48. “*MEPURA*”, Alulight® brochure. 1996, MEPURA-Metallpulver GmbH, Ranshofen, Austria.
49. Bonaccorsi L., Proverbio E., “*Effect of densification under uni-Axial compaction on foaming behavior of pm precursors*”.
50. Bonaccorsi L., Proverbio E, 2006, “*Powder Compaction Effect on Foaming Behavior of Uni-Axial Pressed PM Precursors*”, Advanced Engineering Materials, 8, No. 9, p.864-869.
51. Bonaccorsi L., Proverbio E, Raffaele N., “*Foam evolution from PM precursors in complex geometries: an experimental study*”.
52. Simancik F., Kovacik J., 1997, “*Porosity in Complex 3D-Parts Prepared from Aluminium Foam*”, in “*Metal Foams. 1997*”, Bremen, Germany: MIT-Verlag Publishing, Bremen.
53. Babcsán N., Banhart J., 2006, “*Metal foams towards high-temperature colloid chemistry*”, In: B.P. Binks and T.S. Horozov, editors. ” *Colloidal Particles at Liquid Interfaces*”, Cambridge University Press.

54. Banhart J., Weigand P., “*Powder Metallurgical Process for the Production of Metallic Foams*”.
55. Baumeister J., Banhart J., Weber M., German Patent 44 26 627, 1997.
56. Bonaccorsi L., Proverbio E, Raffaele N , 2007, “*Microstructural investigation of interface phenomena during PM billets foaming in hollow metal profiles*”, International Conference on Metal Foams and Porous Metal Structures (MetFoam 2007).
57. Bonaccorsi L., Proverbio E, Raffaele N , 2010, “ *Effect of the interface bonding on the mechanical response of aluminium foam reinforced steel tubes*”, J Mater Sci 45:1514–1522.
58. Bonaccorsi L., Proverbio E, Raffaele N, “*Aluminum Foam Reinforcements of Steel Tubes by Powder Metallurgy Route*”.

*Capitolo III*

***Giunzione delle Schiume***

***Metalliche***



## **3 Giunzione delle Schiume Metalliche**

### **3.1 Introduzione**

Per garantire che i manufatti contenenti schiume metalliche possano intercettare le richieste dell'industria occorre ricercare, sviluppare ed industrializzare non solo la tecnologia produttiva, ma anche le tecnologie di giunzione. Trattando le schiume metalliche, le tecniche di saldatura tramite fusione del materiale sono applicabili, ma occorre da subito distinguere tra quelle idonee alla giunzione di schiume e quelle applicabili alla giunzioni degli *AFS*, o, comunque, qui componenti costituiti da schiuma metallica integrata al materiale denso sia esso acciaio o alluminio.

Nel primo caso, durante la fase di giunzione, occorre ripristinare la morfologia originaria della schiuma in modo da garantire la continuità delle caratteristiche meccaniche della struttura.

Nel secondo caso, invece, è necessario garantire una corretta giunzione delle componenti strutturali in materiale compatto, evitando il danneggiamento del riempitivo in schiuma metallica. È importante sottolineare che il collegamento in questo caso presenta una discontinuità del riempitivo proprio nella zona di giunzione del componente che, solitamente, è una zona critica della struttura. Lo studio in esame è stato pertanto orientato alla ricerca di una soluzione di questo specifico problema: nel caso di strutture tubolari è stata messa a punto una tecnica in grado di realizzare la giunzione del tubo esterno e di generare la continuità del riempitivo in schiuma metallica, utilizzando la stessa sorgente termica, il LASER, per entrambe le operazioni [24 – 29 ].

### 3.2 Saldatura delle schiume metalliche

La fattibilità della giunzione tra schiume metalliche, utilizzando tecniche comunemente impiegate nella giunzione dei metalli, è stata investigata in ambito di ricerca [1]. In Tab. 3.1 è presente un riassunto qualitativo che illustra le differenze che intercorrono tra le varie tecniche e le geometrie che è possibile realizzare.

	Giunzione di Testa	Giunzione a T	Giunzione Sovrapposta
Rivettatura	No	No	Si
Componenti Filettati	No	Si	Si
Incollaggio	Si	Si	Si
Rivettatura/Incollaggio	No	No	Si
Saldo / Brasatura	Si	Si	Si
Saldatura LASER	Si	Si*	Si*

Tab.3.1 – Tabella riassuntiva dei processi di giunzioni realizzabili con le schiume metalliche e tipi di giunti [1].

Sebbene sia stato verificato che le giunzione delle schiume metalliche possono essere eseguite con tutte le tecnologie esposte, solamente la saldatura tramite LASER è stata approfondita e sembra idonea anche ad uno sviluppo su scala industriale [2-8]. I vantaggi del processo di saldatura LASER sono la velocità di saldatura, l'eccellente flessibilità del processo, la possibilità di un controllo molto accurato e l'immissione di energia in una zona limitata. Gli esperimenti svolti nella saldatura LASER hanno mostrato, comunque, che esistono delle problematiche peculiari delle schiume metalliche. A causa della fusione del materiale, nella zona di giunzione la forma cellulare collassa dando origine ad un cordone di saldatura di dimensioni inferiori rispetto ai componenti da collegare e

con caratteristiche meccaniche differenti. L'agente schiumogeno residuo è presente nella schiuma sottoforma di residui metallici e non è in grado di assicurare una nuova fase di schiumatura del materiale fuso dal LASER. Pertanto, il ritiro volumetrico nella zona di giunzione causato dal collasso parziale della struttura cellulare deve essere compensato dalla presenza di un filler denso o da un filler di agente schiumogeno, in Fig. 3.1 una rappresentazione schematica del metodo.

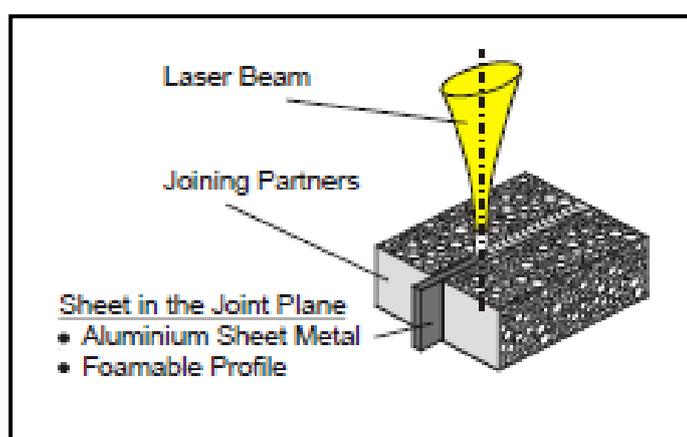


Fig.3.1 – Schematizzazione del processo di saldatura LASER di schiume metalliche con interposizione di un *filler* [8].

L'utilizzo di varie tipologie di materiale d'apporto è stato investigato. Tecniche che utilizzano materiali d'apporto massivi quali, ad esempio bacchette o fogli di materiale denso precedentemente inserito nella zona di giunzione sono note dalla saldatura dei comuni materiali metallici. Alternativamente, è possibile utilizzare materiali d'apporto schiumogeni in grado di ripristinare la schiuma nella zona di giunzione, Fig. 3.2. In entrambi i casi, comunque, è opportuno un accurato studio della fase di messa a punto dei parametri di processo, che spesso, per la natura stessa delle schiume e del processo di schiumatura, indotta o residua, si discostano molto da quelli tipici dei comuni materiali metallici da costruzione.

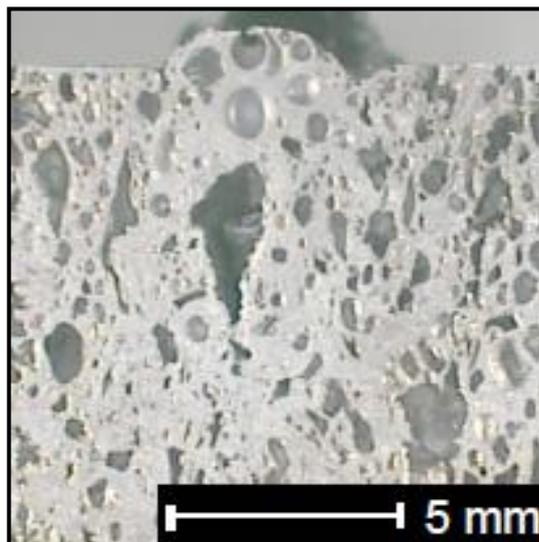


Fig.3.2 – Saldatura tra schiume con LASER e introduzione di un *filler* schiumogeno [8].

Un altro problema incontrato nella saldatura delle schiume riguarda lo spessore delle strutture di schiuma metallica, in quanto, in caso di sezioni molto spesse, la saldatura non può avvenire attraverso l'intera sezione. Inoltre, nella saldatura delle schiume metalliche il numero delle geometrie di saldatura che si possono realizzare risulta limitato: solamente le saldature di testa sono state sufficientemente studiate, mentre è molto difficile realizzare saldature a T o per sovrapposizione.

Attraverso l'utilizzo del LASER è possibile anche realizzare una giunzione tra un materiale cellulare ed una lamiera [1, 9], Fig. 3.3. Questo tipo di saldatura si basa su due meccanismi di giunzione: una che dipende dal materiale di natura metallurgica e l'altra relativa alla forma della giunzione, di natura meccanica. Il calore sviluppato dal LASER causa la fusione del materiale della lamiera, e, per trasparenza, della struttura cellulare sottostante. Dopo la risolidificazione si instaura una giunzione di natura metallurgica tra i due elementi. Questo collegamento è presente solo tra la parte fusa della lamiera e la

parte fusa del materiale delle celle vicino all'interfaccia: infatti, è il fenomeno del *keyhole* che sostiene questo meccanismo di fusione e risolidificazione. Modulando opportunamente i parametri di processo è possibile aumentare la penetrazione di fusione nella struttura cellulare ed includere ulteriori celle nel processo di giunzione. Come per la giunzione tra le schiume metalliche, anche in questo caso il calore sviluppato dai fasci laser è limitato ad una superficie piuttosto piccola rispetto alle dimensioni del pezzo causando solo localmente la fusione del materiale e preservando, quindi, l'integrità del materiale cellulare. Il secondo meccanismo di giunzione trae origine dal metallo fuso della lamiera che fluisce dentro le porosità del materiale cellulare riempiendole parzialmente e dando origine, dopo la solidificazione, ad un collegamento di tipo meccanico.

Le problematiche di questa giunzione riguardano prevalentemente lo studio dei parametri di processo ottimali per ottenere una buona giunzione senza deteriorare eccessivamente lo strato di schiuma metallica. A ciò si aggiunge l'eccessiva porosità del cordone di saldatura dovuta alla natura stessa della schiuma: essendo composta da pori essi rilasciano gas in pressione, a causa del repentino aumento di temperatura, durante la fase di riscaldamento, ed inoltre i residui metallici di agenti schiumogeni presenti nella schiuma vengono riattivati dal passaggio del LASER sprigionando gas che rimangono intrappolati nel bagno fuso.

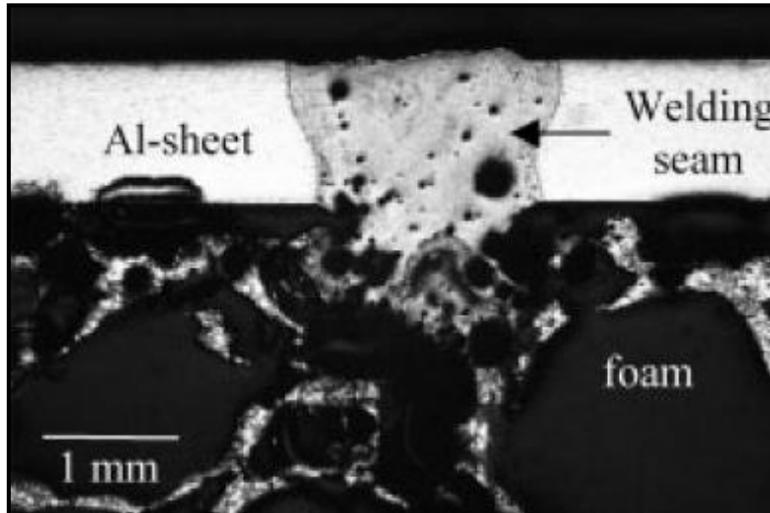


Fig.3.3 – Giunzione tra una lamiera ed una schiuma metallica tramite LASER: è possibile osservare sia il legame metallurgico che meccanico e l'eccessiva porosità del cordone di saldatura [1].

### 3.3 Giunzione degli AFS

Nelle applicazioni strutturali le schiume metalliche sono spesso utilizzate in combinazione con strutture realizzate in materiali densi convenzionali quali lamiere, colonne o strutture complesse cave [10], Fig. 3.4 . Questa soluzione permette di ottimizzare le proprietà meccaniche in base allo specifico problema che si deve affrontare.



Fig.3.4 – Prototipo di telaio con parti in AFS presentato da Karmann (Osnabrück) al “Salone dell’auto di Detroit” nel 1998 [11].

Una delle strutture più promettenti in ambito industriale sono gli AFS (Aluminum Foam Sandwich) composti da due fogli di acciaio o di alluminio collegati metallurgicamente alla schiuma metallica durante la fase di generazione della stessa [1 , 11], Fig. 3.5 .



**Fig.3.5 – AFS con materiale denso alluminio e schiuma di alluminio.**

Per utilizzare le caratteristiche degli AFS in maniera efficiente occorre studiare e sviluppare le tecnologie idonee alla realizzazione di manufatti complessi atti a sostituire organi complessi soggetti ad elevate tensioni. Una delle tecnologie necessarie allo sviluppo ed alla industrializzazione di questi prodotti è rappresentata sicuramente dalle tecniche di giunzione per il collegamento delle parti *sandwich*. La giunzione delle parti AFS può essere ottenuta con una varietà di processi alcuni più tradizionali, mentre altri più innovativi [1]. Le più importanti sono elencate in Tab. 3.2 .

<b>Processo</b>	<b>Dettagli</b>
Laser welding	CO2-Laser, Nd:YAG
TIG/MIG Welding	Manuale, Parzialmente Automatizzata, Robotizzata
Pin/Bolt welding	Manuale, Automatizzata
Punch riveting	Aluminio – Acciaio
Riveting nuts/screws	M4 – M8
Flow drilling	M4 – M8
Riveting	Blind / Splay
Bonding	1-K / 2-K Systems

Tab.3.2 – Tabella riassuntiva delle varie tecniche utilizzate per la giunzione degli AFS [1]

A queste tecniche si aggiunge anche, a livello di ricerca, la FSW [14 – 16], Fig. 3.6, che appare molto interessante soprattutto nel caso della giunzione di AFS realizzati tramite incollatura, nei quali il collegamento tra le lamiere e il materiale cellulare viene realizzato mediante adesivi. In questo caso non è possibile utilizzare le tradizionali fonti di calore in quanto andrebbero ad intaccare l'integrità dello strato adesivo. Al contrario, la FSW grazie al suo limitato apporto termico non è in grado di deteriorare le caratteristiche dell'incollaggio .

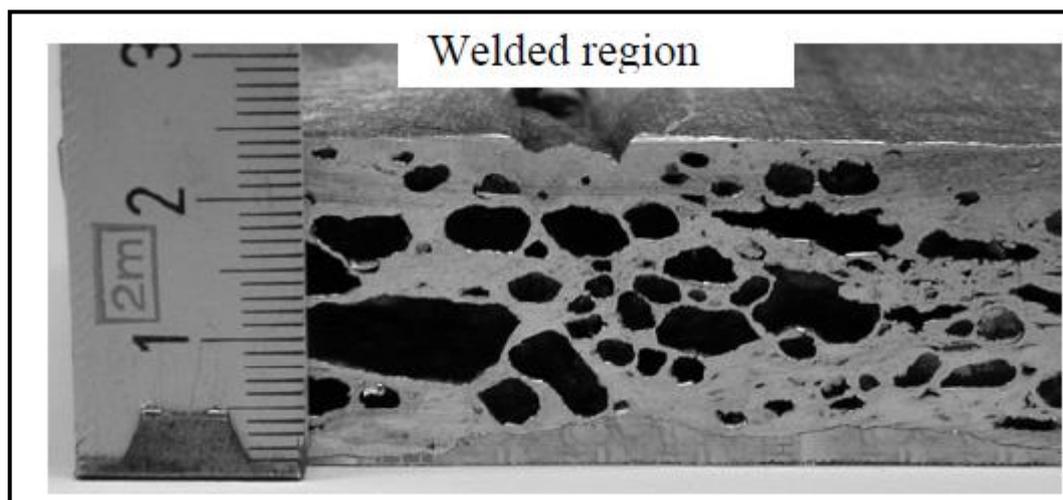


Fig.3.6 – Esempio di giunzione FSW antecedente alla fase di schiumatura[15].

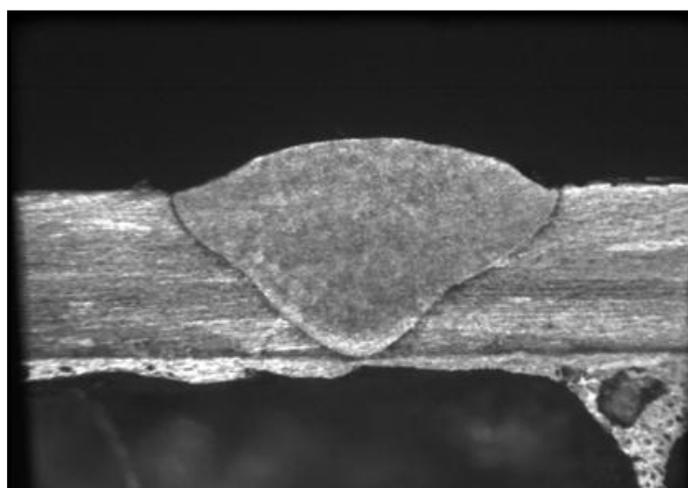


Fig.3.7 – Esempio di saldatura LASER di un AFS [1].

Molteplici sono le applicazioni che utilizzano tecniche di saldatura “tradizionale” quali MIG / TIG e LASER [12 - 14] di cui è possibile vedere due esempi in Fig. 3.7 e Fig. 3.8 . Alcune prove sono state svolte anche utilizzando la saldatura ibrida [27] che prevede il contemporaneo utilizzo di una torcia MIG e di un fascio LASER, Fig. 3.9. Con questa tipologia di giunzione si possono ottenere cordoni profondi, grazie al *keyhole* del LASER con tutti i benefici introdotti dal materiale d’apporto utilizzato nel MIG. Per utilizzare questa tecnica occorre introdurre un *filler* di materiale denso tra i due componenti che si vogliono

collegare a cui saranno saldate, per sovrapposizione, le pelli dense dell'AFS: occorre quindi ricavare una "tasca" nelle due schiume metalliche in

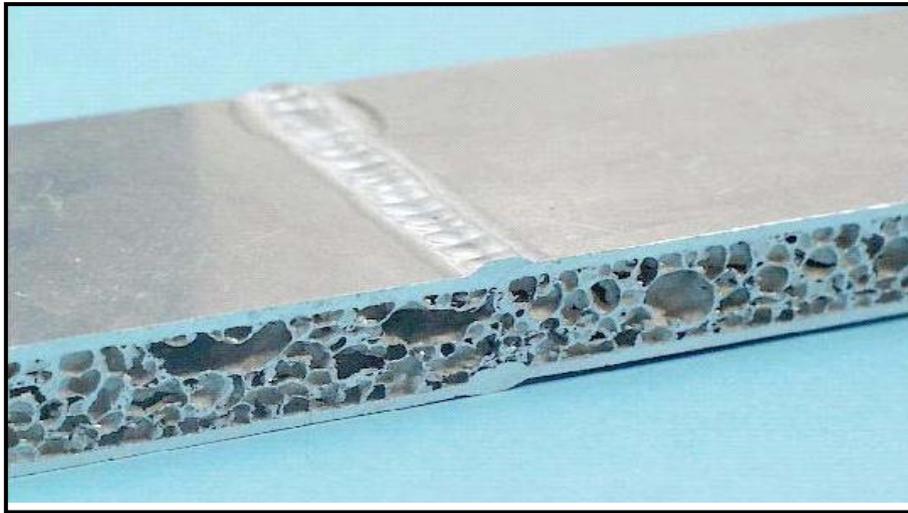


Fig.3.8 – Esempio di saldatura MIG di un AFS [1].

grado di alloggiare e riferire il riempitivo solido durante la saldatura. Nelle prove sono state utilizzate svariate geometrie del riempitivo, come visibile in Fig. 3.10 . In Fig. 3.11 sono visibili alcuni particolari di una saldatura ibrida tra due AFS con pelli in alluminio e schiuma metallica di alluminio incollata.

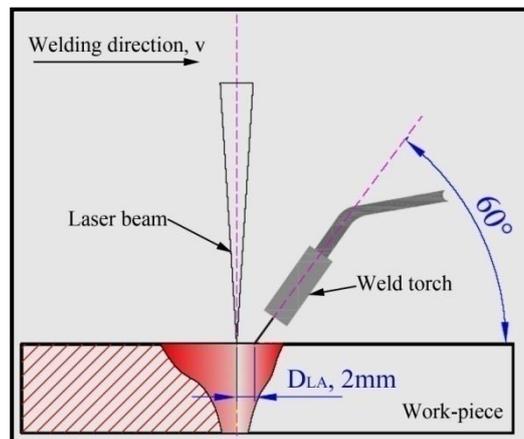


Fig.3.9 – Schematizzazione del processo di saldatura ibrida.

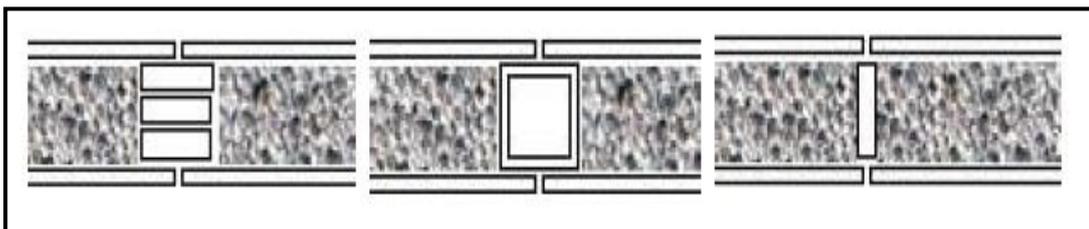


Fig.3.10 – Esempio di differenti geometrie del filler solido per la giunzione degli AFS [16].



Fig.3.11 – Esempio di saldatura ibrida di un AFS: vista del cordone di saldatura (sinistra), e dettaglio (destra).

Fra tutti i processi elencati, quello che risulta essere maggiormente adeguato ad una produzione di serie è il LASER welding. Per ottenere la giunzione di lamiere di spessore pari a 1.2 mm, che solitamente sono utilizzate per la fabbricazione degli AFS, è necessario un LASER con potenza di almeno 3 kW. Con questa tecnica è possibile congiungere le lamiere esterne, mentre il riempitivo non viene coinvolto nel processo di giunzione. Come visibile in Fig. 3.7, anche le celle più vicine alle zone saldate non sono danneggiate dall'apporto locale di calore. In alcune prove svolte nella saldatura lineare di AFS piani è stata raggiunta una velocità massima di 10 m/min. Nel caso in cui entrambe le facce dell'AFS debbano essere saldate, generalmente il componente deve essere girato: questo comporta un decremento delle velocità di esecuzione a meno di 5 m/min.

Alcune prove sono state svolte anche per la giunzione degli AFS con delle lamiere [13] per poter utilizzare, localmente, in una struttura saldata, le caratteristiche peculiari delle schiume metalliche. Gli esperimenti condotti prevedevano di saldare per sovrapposizione un pannello di AFS con una lamiera di EN AW 6016 con spessore di 1.5 mm. Scopo dello studio era l'analisi della resistenza a trazione della saldatura al variare della profondità di penetrazione

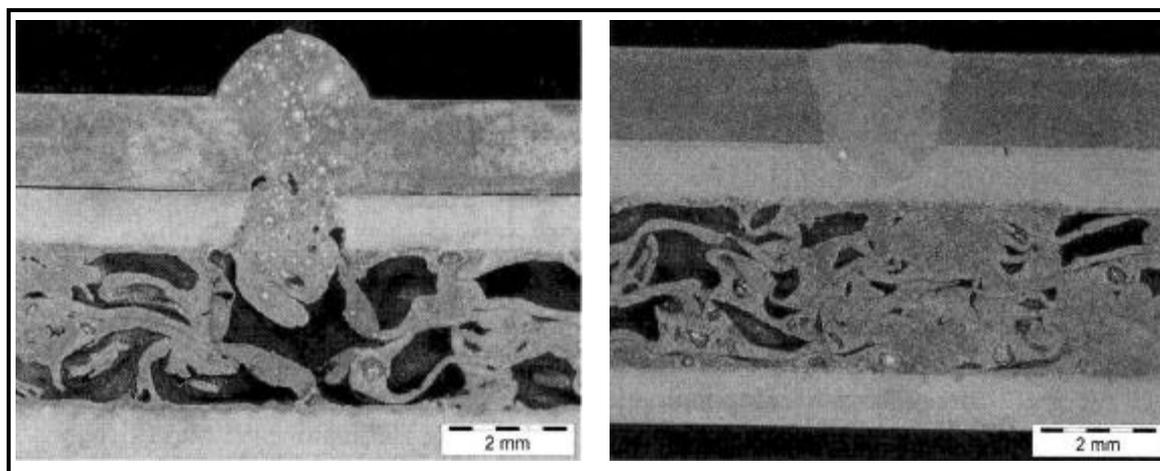
della stessa nel pannello *sandwich*. Le prove sono state svolte partendo dalla giunzione della lamiera subito sotto la lamiera sovrapposta oppure generando la giunzione anche all'interno del riempimento in schiuma metallica fino al raggiungimento della lamiera di materiale solido nella zona opposta. Gli esperimenti sono stati condotti utilizzando sia CO<sub>2</sub> che Nd:YAG LASER, con i seguenti parametri di processo, Tab. 3.3 .

<b>Laser</b>	<b>Modalità Operative</b>	<b>Diametro del Fuoco [μm]</b>	<b>Distanza Focale [mm]</b>	<b>Gas di Ricoprimento</b>	<b>Portata di Gas [l/min]</b>
CO <sub>2</sub>	CW	110	200	He	25
Nd:YAG	CW	600	200	He	20

**Tab.3.3 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo per le due differenti tipologie di LASER [13].**

Al contrario di quanto atteso, è stato dimostrato che, quando il cordone di saldatura raggiunge il materiale cellulare o addirittura il foglio di lamiera inferiore, si manifestano significative imperfezioni nella giunzione e, in molti casi, si assiste ad una diminuzione della resistenza a trazione della giunzione all'aumentare della profondità di penetrazione. Due sono le maggiori problematiche che si incontrano quando il cordone di saldatura entra in contatto con la schiuma metallica: in primo luogo il cordone aumenta le sue dimensioni ed inoltre si viene a formare sulla sommità un'importante accumulo di materiale. Questi fenomeni sono spiegabili con il fatto che nelle cavità, il gas presente aumenta di pressione a causa del calore sviluppato durante la saldatura. La pressione del gas tende ad espellere il materiale fuso. A questo fenomeno si aggiunge la presenza di materiale schiumogeno che, ancora presente nella

schiuma, si riattiva a causa del calore sprigionando gas. Questi due fenomeni generano anche delle porosità all'interno del cordone, Fig. 3.12 .



**Fig.3.12 – Esempio di saldatura LASER tra lamiera e AFS per sovrapposizione: interessamento alla giunzione della schiuma (sinistra), il cordone appare rigonfio e molto poroso; giunzione senza interessamento della schiuma (destra) nessun fenomeno degenerativo del cordone di saldatura [13].**

I migliori risultati si ottengono, quindi, congiungendo solamente le due lamiere di materiale denso, senza interessare nella giunzione la schiuma metallica.

### **3.4 LASER assisted foaming**

Il LASER è impiegato non solo per il congiungimento tramite saldatura sia delle schiume metalliche che degli AFS, ma, utilizzato come fonte di calore localizzata, permette di svolgere la fase di schiumatura del precursore denso [17-23]. I vantaggi che questo processo esibisce sono i seguenti:

- a) Il processo è molto più veloce rispetto al comune riscaldamento in forno a causa di un rapido fusione e solidificazione;
- b) È possibile realizzare una schiumatura unidirezionale e localizzata;

- c) La formazione della porosità, la sua stabilizzazione e la sua morfologia possono essere parzialmente controllati attraverso i parametri di processo : potenza del LASER, velocità di avanzamento, gas di assistenza, etc...
- d) Il processo può essere realizzato in ambiente non controllato in quanto l'ossidazione è prevenuta ricoprendo con un flusso gas inerte di copertura la zona di processo.

Il materiale precursore solido, ottenuto con le tecniche di metallurgia delle polveri, è riscaldato oltre il suo punto di fusione dalla radiazione ad alta potenza del LASER. Con questo metodo si osserva una espansione unidirezionale del precursore schiumogeno lungo la direzione del fascio LASER, mentre l'espansione in altre direzioni è praticamente nulla. In letterature si trovano esperienze di LAF sia con LASER CO<sub>2</sub> che con LASER Nd:YAG. I parametri di processo utilizzati con le due diverse tipologie di sorgente sono riassunti in Tab. 3.4 .

<b>Laser</b>	<b>Potenza [kW]</b>	<b>Diametro dello Spot [mm]</b>	<b>Velocità di Avanzamento [m min<sup>-1</sup>]</b>	<b>Gas di Ricoprimento</b>	<b>Portata di Gas [l/min]</b>	<b>Pressione Gas [kg cm<sup>-2</sup>]</b>
CO <sub>2</sub>	3.0 – 5.0	2.0 – 10.0	0.4 – 2.0	Ar	20 - 40	2.5
Nd:YAG	2.0 - 4.0	0.5	0.3 – 0.5	Ar	50	

**Tab.3.4 – .Parametri di processo utilizzati per il LAF [17 – 22]**

Variando i parametri di processo entro i limiti indicati in Tab. 3.4 è possibile ottenere un'importante variazione sia nelle dimensioni che nella forma

delle celle della schiuma: si evince quindi che i parametri di processo del LASER hanno un'influenza notevole sulla morfologia della schiuma. In Fig. 3.13 è possibile vedere uno schema del processo LAF ed alcune schiume ottenute variando i parametri di processo, in questo caso la velocità di avanzamento del fascio LASER.

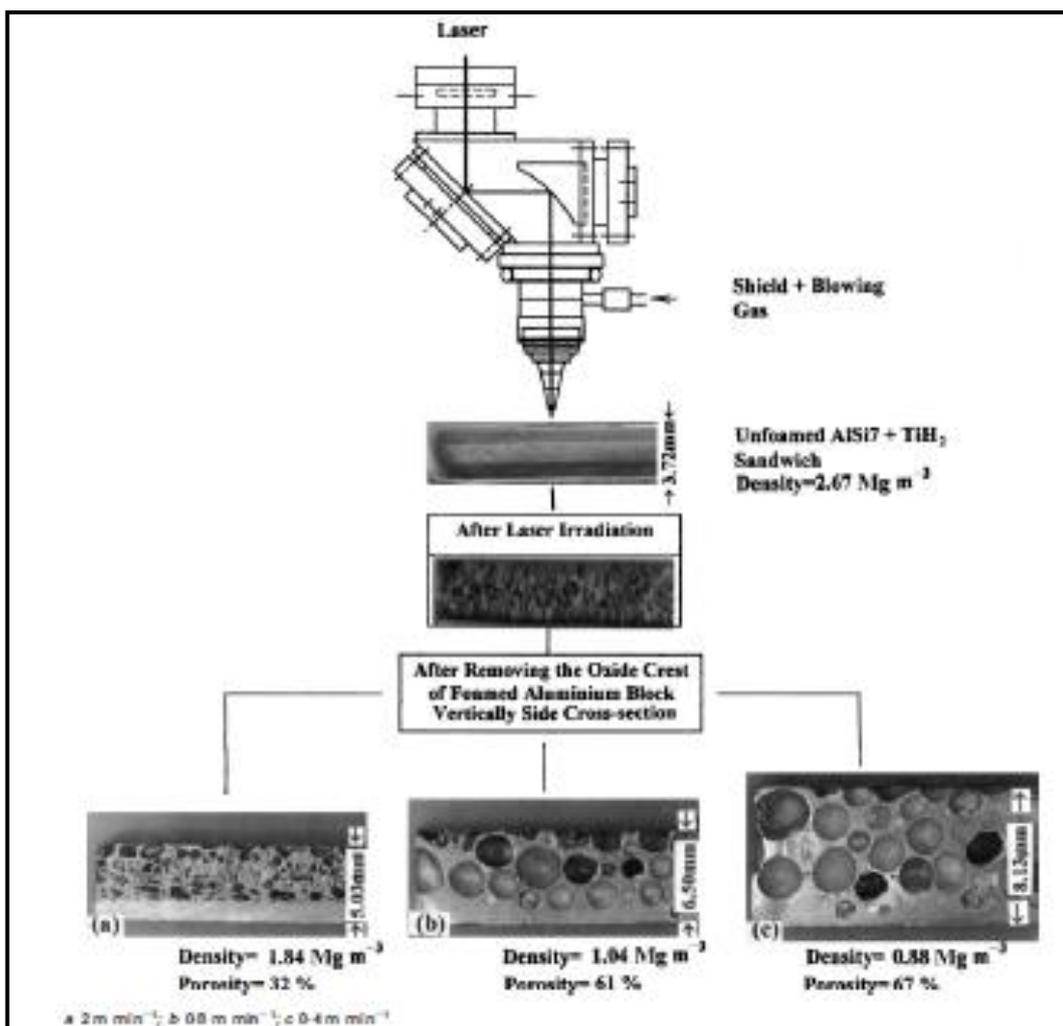


Fig.3.13– Schema del processo LAF e visualizzazione della morfologia delle schiume ottenute variando la velocità di avanzamento del fascio LASER: da sinistra a destra rispettivamente  $2 \text{ m min}^{-1}$ ,  $0.9 \text{ m min}^{-1}$ ,  $0.4 \text{ m min}^{-1}$  [18].

Uno dei parametri di maggior interesse è rappresentato dal “*beam interection time*” (=dimensione dello spot/velocità di processo [sec]), che è l’intervallo di tempo durante il quale un punto sulla superficie del componente viene irradiato dal fascio LASER in movimento.

Dalle prove svolte è possibile osservare che a più alte velocità di processo, ovvero a basse tempi di interazione (0.16 sec) la morfologia delle celle appare piuttosto fine ( ~ 0.2 mm diametro medio) e il precursore risulta non completamente espanso; al contrario, utilizzando velocità di processo più basse, e quindi tempi di interazione più alti ( 0.86 sec), aumentano sia le dimensioni delle celle (3 mm diametro medio) che la quantità di materiale precursore schiumato. Inoltre, si evidenzia una forma delle celle parzialmente deformata rispetto alla sua forma circolare originaria a causa degli effetti della forza gravitazionale sulla schiuma che agisce in maniera antagonistica rispetto alla pressione del gas schiumogeno.

Condizioni non ottimizzate dei parametri di processo hanno effetti severi sulla qualità della schiuma. Visto che la decomposizione del  $TiH_2$  è un processo endotermico, la temperatura del metallo fuso dovrebbe essere maggiore di quella teorica. Infatti, quando la decomposizione del  $TiH_2$  ha inizio, la temperatura del fuso può scendere nell'intervallo delle temperature di solidificazione interrompendo la fase espansione della struttura cellulare. Al contempo se la temperatura di schiumatura raggiunge valori eccessivi si ha un abbassamento della viscosità del metallo fuso che permette alle bolle di coalescere rapidamente, dando origine ad una schiuma di scarsa qualità. Il collasso delle celle è innescato da un fenomeno di eccessivo riscaldamento (*superheat*) che si genera quando il tempo di interazione del fascio LASER è troppo elevato. In Fig. 3.14 è possibile osservare gli stadi della schiuma metallica precedentemente descritti.

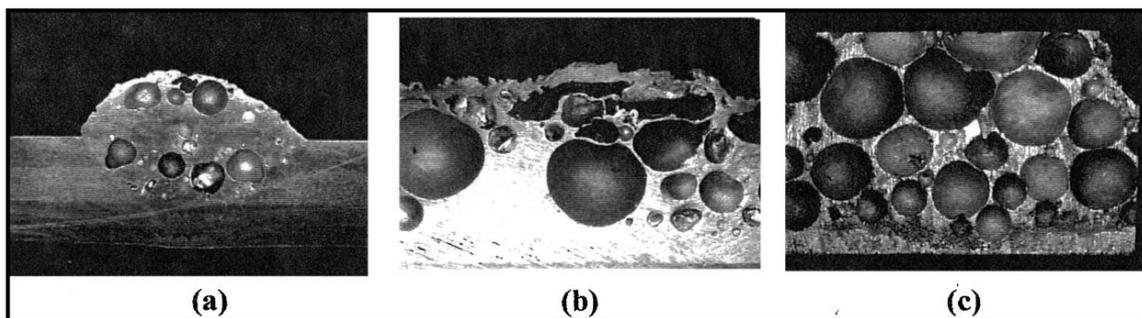


Fig.3.14– Sezione trasversale di alcune schiume ottenute con tecnica LAF: (a) alla temperatura di fusione del metallo base con fenomeno di *undefoaming*, (b) molto al di sopra della temperatura di fusione con degrado della schiuma (*superheat*) e, infine (c) poco al di sopra della temperatura di fusione con una buona morfologia della schiuma [18].

Ulteriori studi sul *LASER assisted foaming* dimostrano che esiste uno stretto legame tra densità di potenza del fascio LASER ed il tempo di interazione per l'ottenimento di una schiuma metallica, Fig. 3.15.

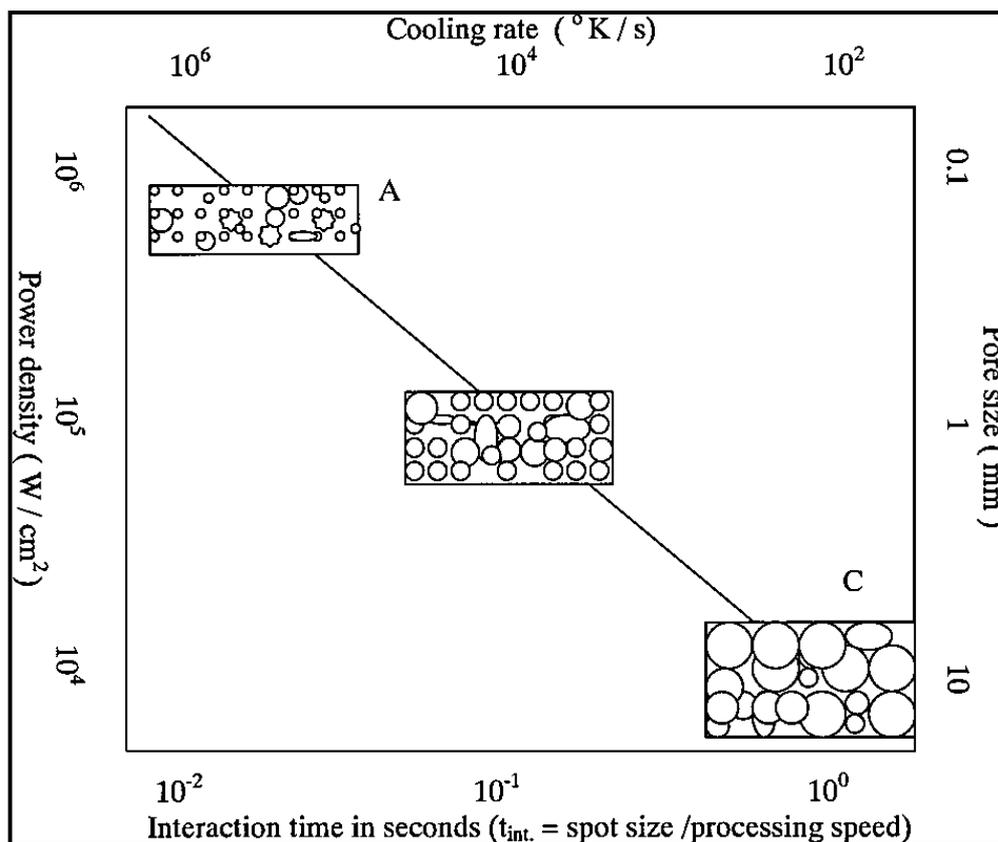


Fig.3.15– Grafico doppio logaritmico nel quale è rappresentato lo spazio di fattibilità del LAF: esiste un legame preciso fra il tempo di interazione e la densità di potenza per l'ottenimento della schiuma. Inoltre, la morfologia della schiuma è legata anche alla velocità di raffreddamento [17].

Al di fuori della “banda di fattibilità” non è possibile ottenere delle schiume con caratteristiche accettabili. Inoltre, valutando la velocità di raffreddamento si possono ottenere diverse morfologie della schiuma con una sensibile variazione nelle dimensioni medie dei pori. Come è visibile in Fig. 3.15, i punti che rappresentano una possibile combinazione di tempo di interazione – densità di potenza in grado di generare una schiuma metallica si trovano sulla diagonale di un grafico doppio logaritmico.

### ***3.5 Metodo per la saldatura di componenti metallici compositi presentanti un riempimento in schiuma metallica***

L'accoppiamento delle tecniche utilizzate per saldare le schiume metalliche o gli AFS con la tecnica del LAF ha dato origine ad una tecnica innovativa di saldatura con continuità strutture tubolari riempite con schiuma metallica [23 – 26]. Il metodo proposto si sviluppa in due fasi descritte di seguito:

- **1° fase:** saldatura delle facce esterne del componente riempito in schiuma senza danneggiamento del materiale cellulare incluso;
- **2° fase:** trattamento termico per promuovere la continuità del riempitivo in schiuma metallica senza danneggiamento della saldatura.

La saldatura può essere realizzata con tecnologie tradizionali oppure tramite tecnologie innovative quali laser o ibride LASER - GMAW. La richiesta, nella prima fase, riguarda l'ottenimento della giunzione limitando o, addirittura, evitando il danneggiamento del riempitivo in schiuma metallica. La seconda fase

del trattamento ha lo scopo di apportare calore senza danneggiare la saldatura in modo da promuovere la fusione localizzata della schiuma in corrispondenza della zona di saldatura. L'utilizzo di un *filler* schiumogeno all'interfaccia dei due componenti in schiuma metallica permette la realizzazione della giunzione del materiale riempitivo: in tal modo è possibile garantire la continuità delle caratteristiche meccaniche nella zona della saldatura, notoriamente una zona critica dei componenti. La messa a punto di tale tecnica permette la realizzazione di strutture reticolari tramite la giunzione di elementi tubolari riempiti in schiuma metallica con tutti i benefici che tale introduzione comporta: a parità di peso maggior rigidità flessionale, maggior smorzamento delle vibrazioni ed incremento dell'energia assorbita negli urti.

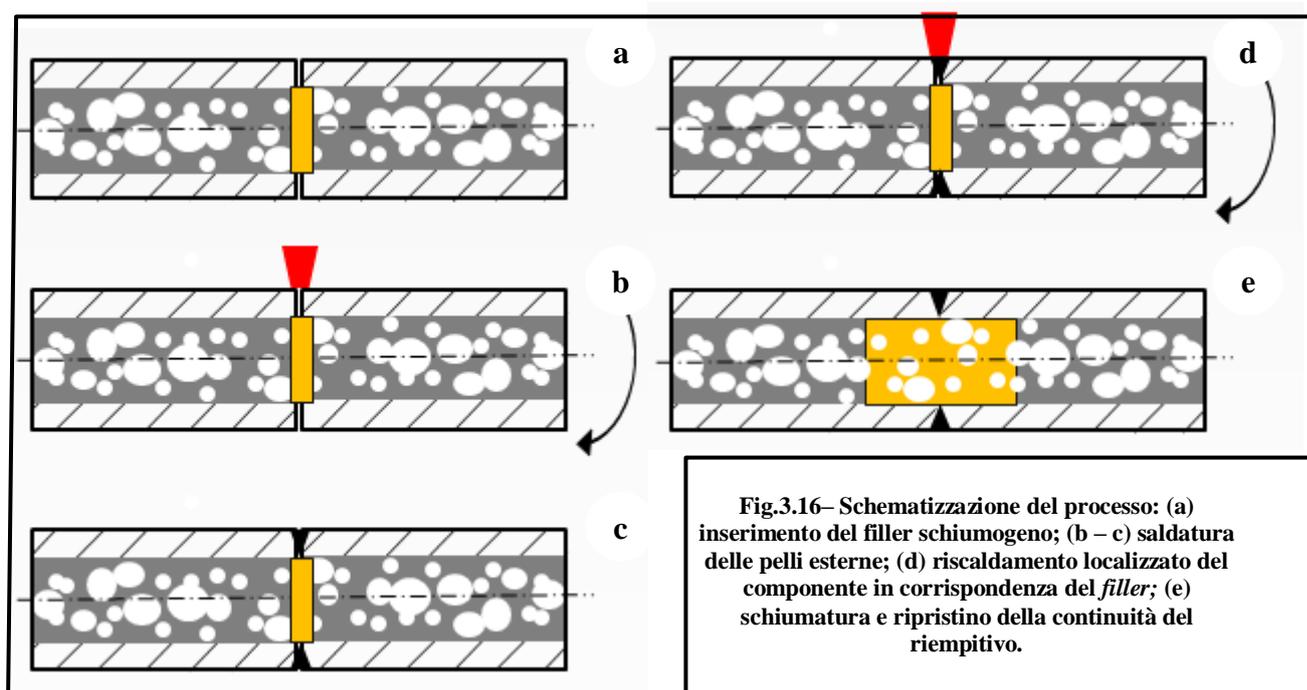


Fig.3.16– Schematizzazione del processo: (a) inserimento del filler schiumogeno; (b – c) saldatura delle pelli esterne; (d) riscaldamento localizzato del componente in corrispondenza del filler; (e) schiumatura e ripristino della continuità del riempitivo.

In Fig. 3.16 sono schematizzati i passaggi di maggior rilievo del metodo proposto.

### **3.5.1 Fattibilità del metodo proposto**

Nella prima fase dello studio in oggetto si è valutata la possibilità di realizzare la giunzione di elementi tubolari riempiti in schiuma metallica. Il metodo sviluppato prevede una fase di schiumatura mediante LASER di una pastiglia di materiale schiumogeno posto al suo interno mentre il tubo posto in rotazione in un opportuno mandrino portapezzo. L'idea di base del processo è utilizzare il fenomeno dello spot apparente<sup>1</sup> per generare una corona di materiale, localizzata solo nell'intorno del precursore, ad una temperatura tale da garantire la schiumatura. In Fig. 3.17 sono visibili alcuni esempi di prove svolte con la sola pastiglia e con un componente di alluminio pieno affiancato al precursore, mentre in Fig. 3.18 la pastiglia di precursore è affiancata ad un cilindretto di schiuma metallica ricavato da un pannello tramite elettroerosione a filo. È possibile osservare come durante la fase di schiumatura ci sia una parziale rifusione del materiale a fianco del precursore schiumogeno e la realizzazione di una giunzione metallurgica della schiuma con il materiale di base.

Obiettivo dello studio è la valutazione della fattibilità di un processo di giunzione in grado di realizzare la saldatura dei tubi e la giunzione con continuità delle schiume residenti. In Fig. 3.19 sono presenti i materiali utilizzati nella sperimentazione.

---

<sup>1</sup> Per un approfondimento sulla tecnica dello spot apparente si rimanda al libro: *“Le lavorazioni industriali mediante laser di potenza”* di Capello Edoardo



Fig. 3.17 – Esempio di schiumatura LASER per trasparenza, a destra, ingrandimenti al microscopio ottico sia della schiuma (alto), che della giunzione ottenuta tra schiuma e materiale solido (basso).



Fig. 3.18 – Esempio di schiumatura LASER per trasparenza in presenza di riempitivo in schiuma metallica.

Il tubo è in acciaio INOX AISI 304 con diametro esterno di 28 mm e spessore di 1.5 mm; la schiuma metallica è di lega AlSi9 realizzata direttamente all'interno del tubo con riscaldamento in forno a 800°C da precursore solido ottenuto con la compattazione a freddo delle polveri, secondo il metodo dell'espansione controllata, descritto nel Capitolo II. Il precursore solido,

utilizzato nella sperimentazione, è di diametro 25 mm e di spessore pari a 3 mm, anch'esso realizzato tramite compattazione a freddo delle polveri.



**Fig. 3.19 – Tubi riempiti con schiume di alluminio e pastiglie di precursore solido utilizzate nella sperimentazione.**

Le apparecchiature utilizzate nella fase sperimentale sono un LASER CO<sub>2</sub> da 3 kW CW FAF della El. En., Fig. 3.20, in dotazione al laboratorio del DIEM presso l'Università di Bologna. La macchina è dotata di 5 assi controllati CNC, Fig. 3.21, di cui in questo caso se ne sono utilizzati 3. Sulla tavola mobile del sistema LASER è sistemato un motore elettrico *brushless* dotato di un mandrino autocentrante portapezzo in modo da poter far ruotare il campione su un asse perpendicolare al fascio LASER, Fig. 3.22. Il motore è dotato di controllo attraverso PC in grado di modulare la velocità di rotazione, il numero di giri e di poter impostare opportune curve di moto.



Fig. 3.20 – Sorgente LASER CO<sub>2</sub> da 3 kW.



Fig. 3.21 – Testa del fascio LASER e tavola porta pezzo dotata di assi controllati.

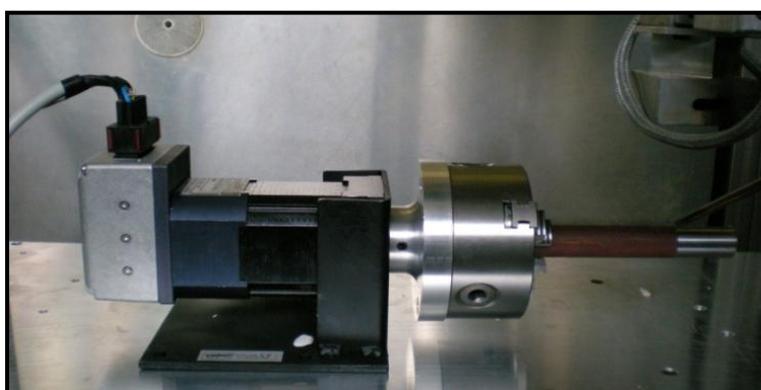


Fig. 3.22 – Azionamento per la rotazione del pezzo durante le fasi di saldatura e di schiumatura: motore *brushless* e mandrino autocentrante..

La prima fase del processo prevede la saldatura LASER di testa dei due tubi di acciaio senza intaccare il precursore solido e senza deteriorare la schiuma metallica racchiusa all'interno. Inizialmente, viene asportata della schiuma in entrambi i tubi tramite fresatura: in questo modo si realizza una tasca nella quale viene alloggiato il precursore solido, Fig. 3.23. Il sistema a questo punto viene posto nell'attrezzatura dove avviene la saldatura LASER. Sia nella fase di saldatura che di schiuma tura il fascio LASER rimane fermo mentre il tubo ruota attorno al suo asse. I parametri di processo della saldatura, riassunti in Tab. 3.5 sono stati mutuati da precedenti esperienze sulla saldatura con *keyhole* a tutto spessore di lamiera in acciaio inox di spessore 1.5 mm.

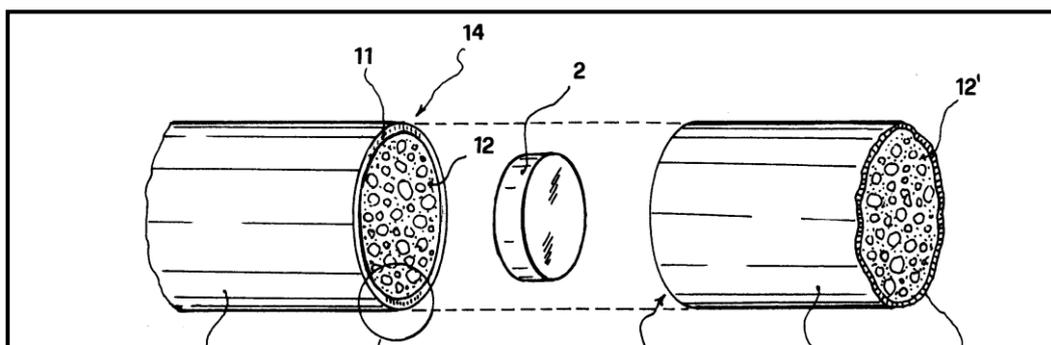


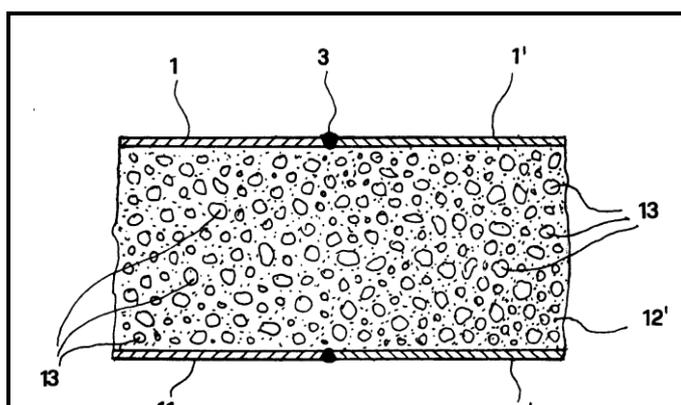
Fig. 3.23– Disegno schematico della fase di inserimento della pastiglia di precursore solido dentro ai tubi irrigiditi con schiuma metallica.

Laser	Potenza [kW]	Diametro dello Spot [mm]	Velocità di Avanzamento [RpM]	Gas di Ricoprimento	Tempo di Processo [sec]	Numero di giri
CO <sub>2</sub>	2.0	0.2	8.0	Ar	5.6	1

Tab. 3.5 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo del LASER per la saldatura delle facce esterne dei tubi.

La seconda fase prevede la schiumatura LASER in trasparenza del precursore solido in maniera da generare una giunzione tra le schiume residenti nei tubi. In questa fase è importante garantire che la saldatura, precedentemente

realizzata, venga danneggiata il meno possibile, In Fig. 3.24 una rappresentazione schematica del risultato del processo. I parametri di processo utilizzati in questa fase sono in accordo con quelli individuati da Kathuria per la realizzazione diretta di schiume metalliche tramite LASER e sono riassunti in Tab. 3.6 .



II Fig. 3.23– Disegno schematico del risultato ottenuto alla fine del processo. risultato

ser	Potenza [kW]	Diametro dello Spot [mm]	Velocità di Avanzamento [RPM]	Gas di Ricoprimento	Tempo di Processo [sec]	Numero di giri
CO2	1.8	4.0	800.0	Ar	80.0	1060

Tab. 3.6 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo del LASER per la fase di schiumatura.

ottenuto è visibile in Fig. 3.24 dove si può osservare il cordone di saldatura ottenuto sulle pelli di acciaio esterne, mentre in Fig. 3.25 è visibile una sezione del componente. Si può notare come il riempitivo risulti continuo grazie alla fase di schiumatura del precursore solido con l'ausilio del LASER.

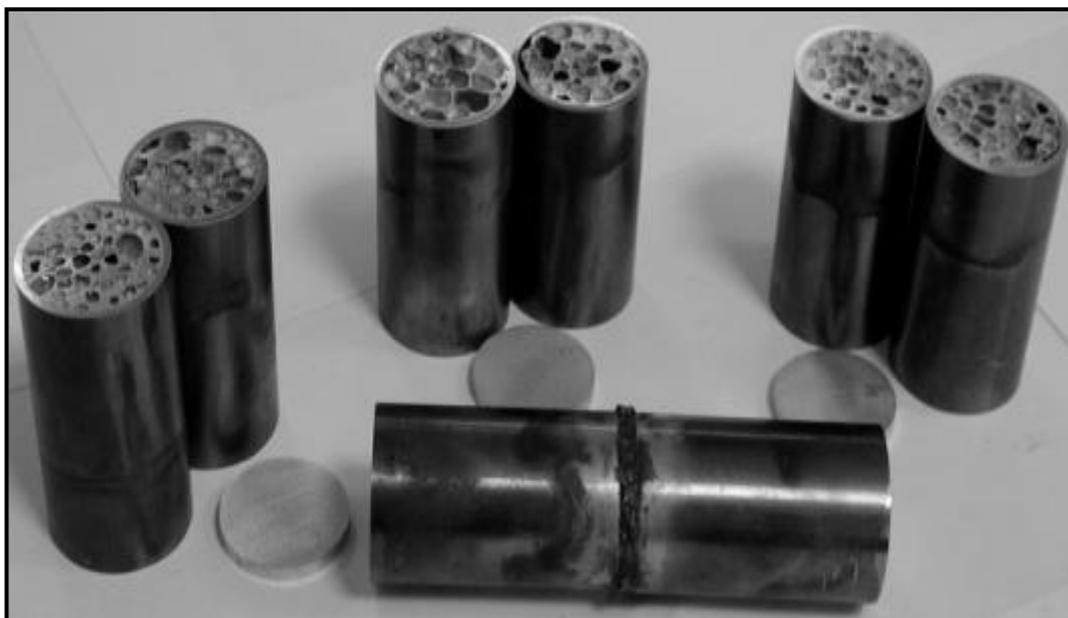


Fig. 3.24– Vista del cordone di saldatura ottenuto dopo processo di schiumatura LASER per trasparenza.

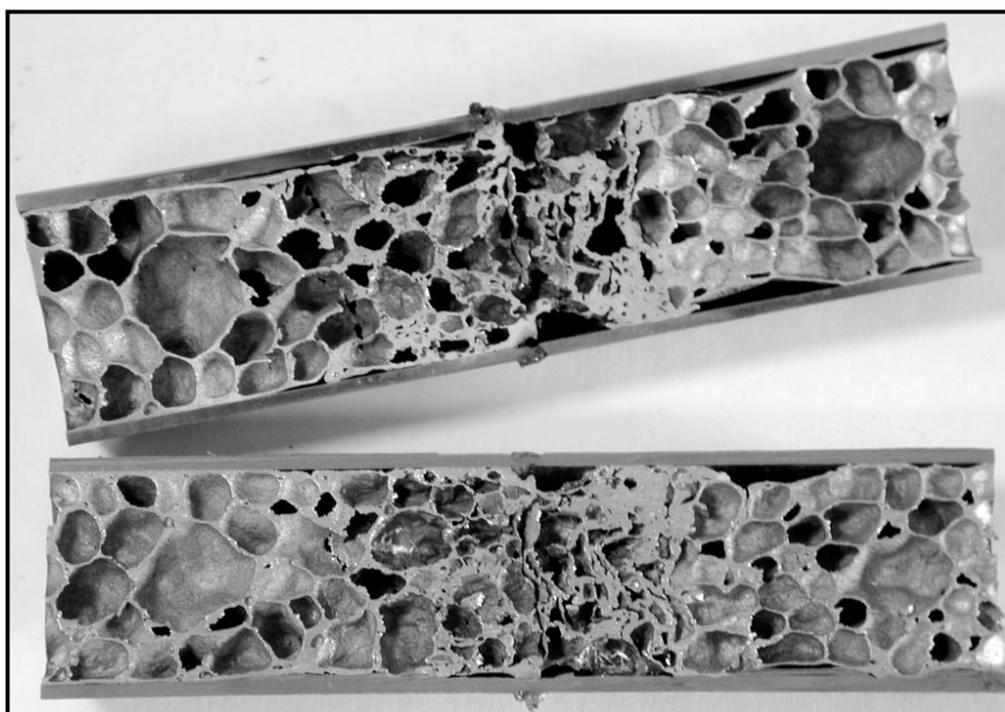
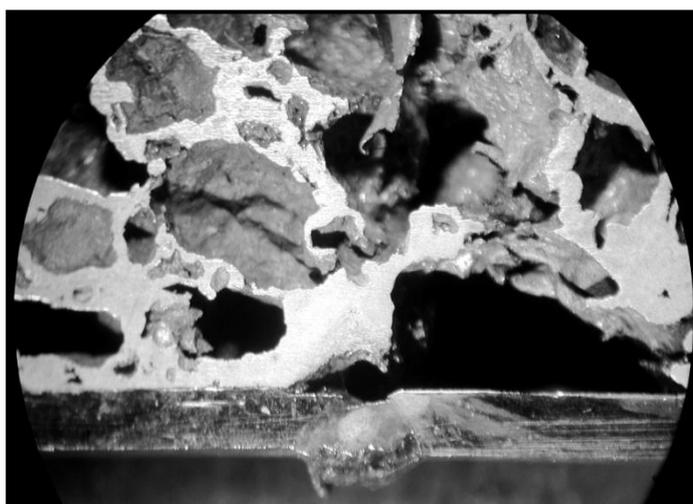


Fig. 3.25– Sezione del componente alla fine del processo. Si può notare l'avvenuta schiumatura del precursore solido e la giunzione con le schiume dei tubi.

Sia dalla Fig. 3.25 che dalla fotografia, ottenuta attraverso microscopio ottico di Fig. 3.26, è possibile osservare come la saldatura risenta in maniera negativa del successivo processo di schiumatura. Il rilascio di gas durante la fase

di saldatura da parte dell'agente schiumogeno genera una porosità all'interno del cordone di saldatura. Inoltre, durante la fase di schiumatura il mantenimento prolungato ad elevate temperature e l'espansione della schiuma tendono a rovinare la geometria del cordone di saldatura, conferendogli una forma rigonfia e spostandolo dalla sua posizione originaria. Per ovviare a questi fenomeni di deterioramento della saldatura e per garantire che la schiuma della giunzione possieda caratteristiche morfologiche e resistenziali simili a quelle delle schiume residenti occorre mettere a punto in maniera ottimale i parametri di processo della fase di schiumatura.



**Fig. 3.26 – Dettaglio al microscopio ottico del cordone di saldatura.**

### ***3.5.2 Ottimizzazione dei parametri di processo per la giunzione tramite LASER in trasparenza di schiume metalliche***

Per ottenere delle buone saldature con lo sviluppo di una schiuma metallica ottimale e che non presenti delle anomalie nel cordone di saldatura è stata pianificata una campagna sperimentale apposita. Nello studio è stato utilizzato un campione come quello visibile in Fig. 3.27 costituito da un tubo in

acciaio inossidabile AISI304 con all'interno due cilindretti in schiuma metallica ricavati da un pannello della Alulight attraverso operazione di elettroerosione a filo. Tra i due cilindri di schiuma metallica è alloggiata una pastiglia di precursore schiumogeno ottenuta attraverso compattazione a freddo delle polveri di composizione: Al 96.6% wt, Si 3% wt e TiH<sub>2</sub> 0.4% wt . In Fig.3.28 è mostrata la posizione relativa tra cilindri di schiuma e materiale precursore. il campione è inserito nel mandrino autocentrante nella medesima struttura utilizzata per la schiumatura LASER per trasparenza, descritta nel paragrafo precedente.

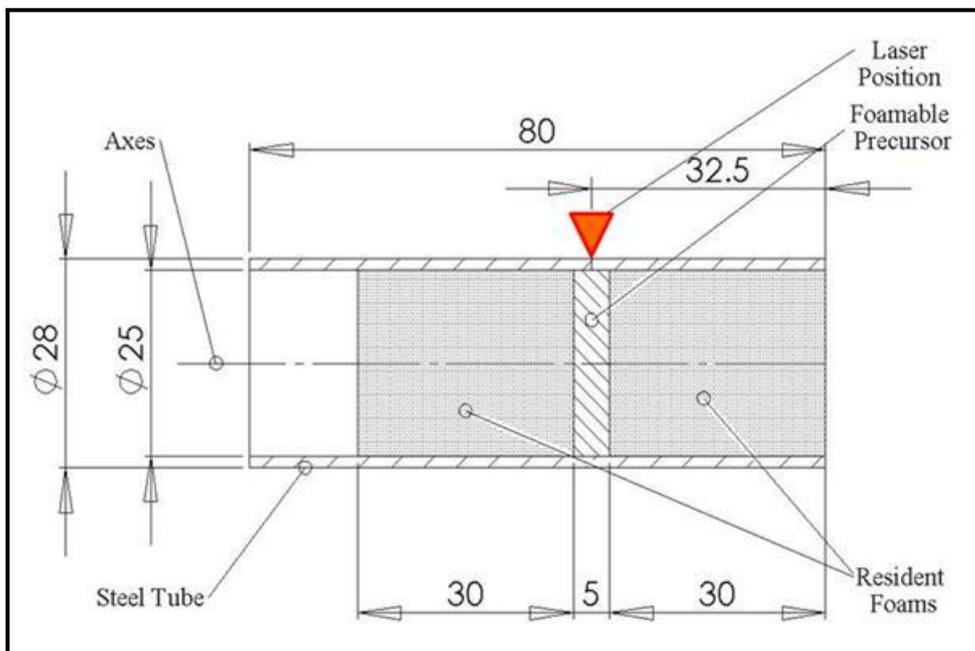


Fig. 3.27 Disegno del provino utilizzato: dimensioni e posizione relative dei vari componenti.

I parametri di processo considerati sono i seguenti:

- a)  $P_{\text{laser}}$  : Potenza del LASER utilizzata (1kW – 3 kW) ;
- b)  $D_{\text{spot}}$  : Diametro dello spot LASER (3mm – 5mm) ;
- c)  $V_{\text{proc}}$  : Velocità di processo (3.5 RpM – 800 RpM) ;
- d)  $T_{\text{proc}}$  : Tempo di Processo (50 sec – 240 sec).



Fig. 3.28 – Esempio del posizionamento del precursore solido tra i cilindri di schiuma metallica.

I parametri di processo possono essere combinati dando origine a quelli che abbiamo rinominato *parametri di processo complessi*, che riducono le variabili di ingresso del sistema da 4 a 3:

- a) **Tempo di interazione  $t_{int}$**  : è dato dal rapporto tra il diametro dello spot LASER e la velocità di processo espressa in  $\text{mm sec}^{-1}$  ; questa grandezza rappresenta l'intervallo temporale durante il quale un punto giacente sulla superficie esterna del tubo viene colpito dal raggio LASER ;
- b) **Densità di Potenza  $P_{dens}$**  : questa grandezza è data dal rapporto tra la potenza erogata dal LASER e l'area del diametro dello spot stesso ;
- c) **Energia del processo  $E_{proc}$**  : è il prodotto della potenza del LASER moltiplicata per il tempo di durata del processo e rappresenta l'energia globale fornita al sistema durante la schiumatura.

Nel sistema seguente sono esplicitate le equazioni che legano i parametri di processo del LASER a quelli complessi del sistema:

$$\left\{ \begin{array}{l} t_{int} = \frac{D_{spot}}{V_{proc}} \\ P_{dens} = \frac{P_{laser}}{\left(\frac{\pi D_{spot}^2}{4}\right)} \\ E_{proc} = P_{laser} * T_{proc} \end{array} \right.$$

L'individuazione dei parametri complessi, in grado di influenzare il processo di schiumatura, permette di svincolarsi dai parametri di processo propri del LASER: infatti, determinata una terna di parametri di processo soddisfacente è possibile specificare una serie di quaterne di parametri di processo del LASER in grado di soddisfarle. Questo permette di scegliere i parametri di processo LASER nella maniera più consona al processo in atto o al sistema LASER utilizzato. I parametri di processo complessi sono stati utilizzati nello sviluppo di un algoritmo iterativo che ha come obiettivo quello di minimizzare il numero di prove sperimentali da svolgere al fine di ottenere una correlazione empirica tra parametri di processo complessi e la qualità della schiuma ottenuta. Il diagramma di flusso dell'algoritmo è visibile in Fig. 3.29. Dopo una prima serie di esperimenti, almeno tre, è possibile esprimere l'equazione polinomiale che lega la densità di potenza e l'energia di processo al tempo di interazione:

$$\begin{cases} P_{dens} = f(t_{int}) = a_2 t_{int}^2 + a_1 t_{int} + a_0 \\ E_{proc} = g(t_{int}) = b_2 t_{int}^2 + b_1 t_{int} + b_0 \end{cases}$$

La scelta dell'equazione di legame, nel caso in esame polinomiale, è del tutto arbitraria e deve essere effettuata sulla base del problema in esame. È possibile osservare come già Kathuria avesse introdotto un legame tra la densità di potenza ed il tempo di interazione, vedi Fig. 3.15, mentre non era stato considerata la presenza della variabile rappresentante l'energia immessa nel sistema. Definite le equazioni si introduce un valore del tempo di interazione arbitrario a seconda del campo di parametri complessi che si vogliono studiare  $\bar{t}_{int}$ . Nel caso in esame si è deciso di scandagliare lo spazio delle soluzioni con  $0 < \bar{t}_{int} \leq 1$ . Con l'ausilio del sistema di equazioni precedentemente individuato si trova quindi una "Condizione di ottenimento della schiuma" composto da una terna di valori delle variabili complesse:  $\bar{t}_{int}, \bar{P}_{dens}$  e  $\bar{E}_{proc}$ . Passando da un sistema definito in  $\mathcal{R}^3$ , quello delle variabili di processo complesse, a un sistema definito in  $\mathcal{R}^4$ , quello delle variabili di processo del LASER, è possibile individuare infinite quaterne di parametri di processo del LASER in grado di soddisfare la condizione di schiumatura. A seconda delle condizioni esterne al problema, quali, ad esempio, le caratteristiche del LASER che si intende utilizzare, si scelgono i parametri di processo del LASER  $(\bar{P}_{laser}, \bar{D}_{spot}, \bar{V}_{proc}, \bar{T}_{proc})$ . Con i parametri individuati si procede all'esecuzione dell'esperimento. La valutazione dei risultati avviene tagliando lungo l'asse del cilindro un campione ed esaminando l'aspetto del materiale schiumogeno all'interno della sezione. Nel presente studio si sono definite quattro classi di

identificazione dello stato del materiale schiumogeno durante il processo di schiumatura:

- a) **Assenza di schiuma** Fig. 3.30 (a): nel caso in cui il processo di LASER Foaming non sia riuscito ad attivare il precursore solido;
- b) **Inizio della fase di schiumatura** Fig. 3.30 (b): nel caso in cui ci sia stata attivazione del precursore solido, ma la schiuma non abbia avuto modo di svilupparsi appieno;
- c) **Schiumatura avvenuta correttamente** Fig. 3.30 (c): in questo caso si considera che la schiuma si sia evoluta in maniera corretta ed abbia terminato la sua fase di espansione e crescita;
- d) **Schiuma degenerata non accettabile** Fig. 3.30 (d): in questo caso il processo ha ecceduto i tempi per una corretta evoluzione della schiuma dando origine a fenomeni di deterioramento della stessa.

A seguito della valutazione del risultato ottenuto è possibile modificare in maniera iterativa le equazioni proposte inizialmente per affinare la capacità predittiva delle stesse. In Tab.3.7 sono elencate le prove svolte ed i relativi parametri di processo sia LASER che complessi. Nelle immagini che vanno da Fig. 3.31 alla Fig. 3.46 si possono osservare i risultati delle prove svolte: per ogni campione sono visibili la sezione lungo l'asse del tubo, nel quale è evidente l'evoluzione del precursore solido, e lo stato della superficie esterna direttamente colpita dal fascio LASER e la relativa zona termicamente alterata.

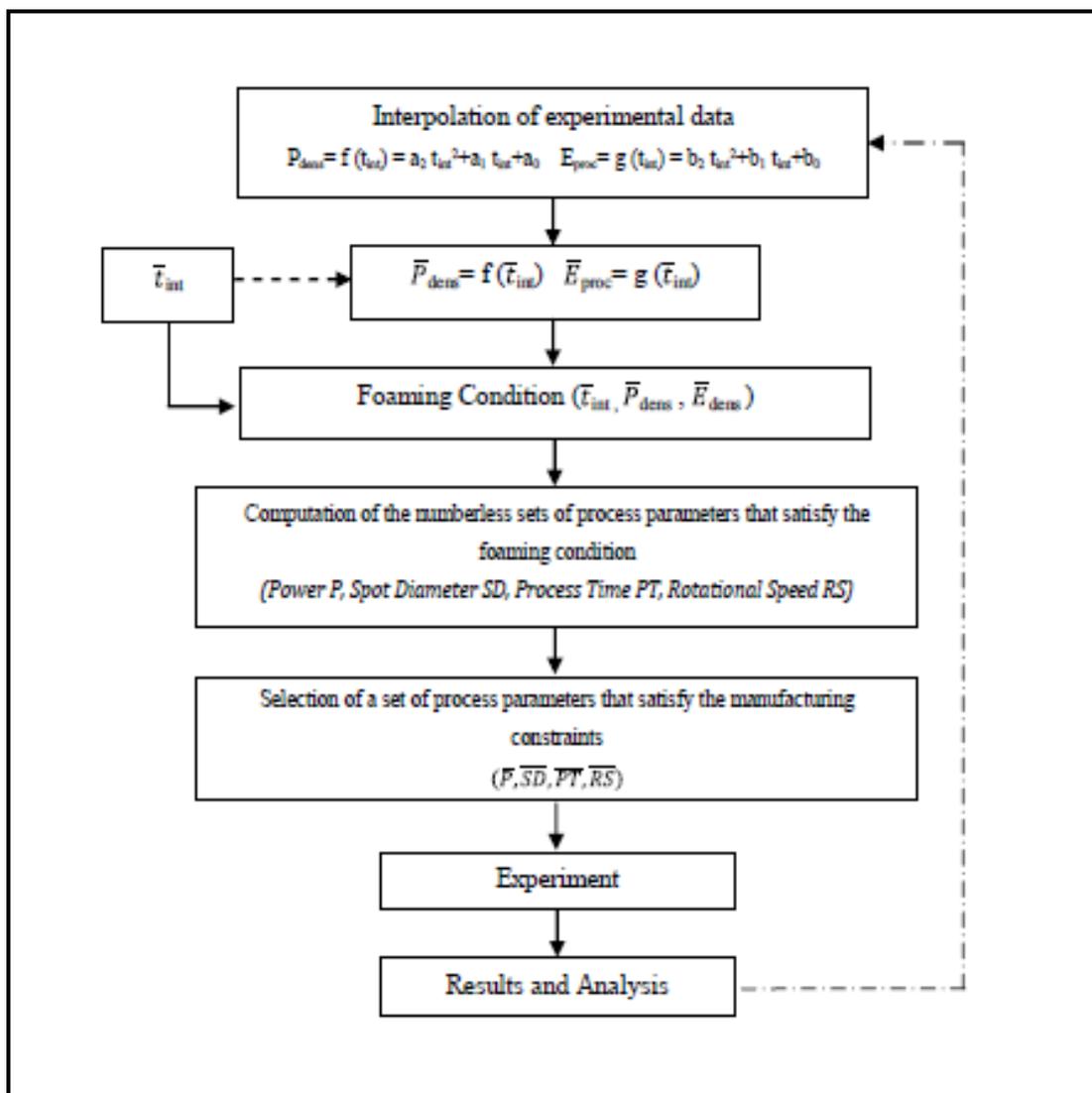


Fig. 3.29 – Diagramma di flusso dell’algoritmo sviluppato per l’individuazione delle condizioni di schiumatura in termini di variabili complesse.

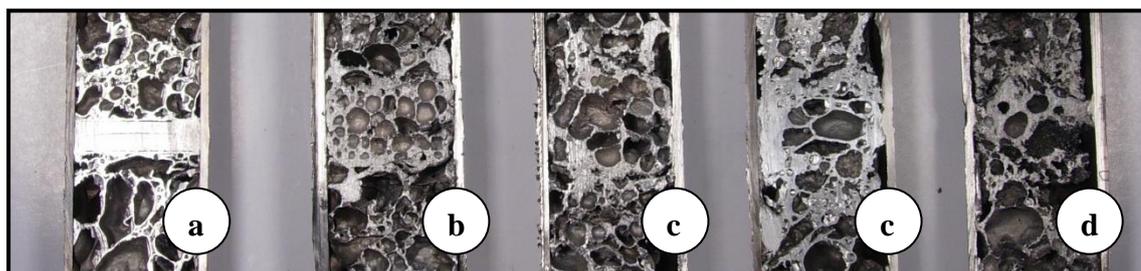


Fig. 3.30 – Esempio delle diverse classi di schiumatura individuate: (a) assenza di schiuma, (b) inizio della fase di schiumatura, (c) Schiumatura avvenuta correttamente, (d) schiuma degenerata non accettabile.

*Capitolo III: Giunzione delle schiume metalliche*

<b>Provino</b>	<b>Potenza [kW]</b>	<b>Diametro Spot [mm]</b>	<b>Velocità di Rotazione [RpM]</b>	<b>Tempo processo [sec]</b>	<b>Tempo Interazione [sec]</b>	<b>Densità Potenza [Wmm<sup>-2</sup>]</b>	<b>Energia processo [kJ]</b>
LF01	1500	5	3.5	240	0.974	76.39	360.00
LF02	1500	5	35	240	0.097	76.39	360.00
LF03	1800	3.5	800	80	0.003	187.0	155.20
LF04	1570	5	3.5	120	0.974	79.95	188.40
LF05	1830	3	800	100	0.003	258.9	183.00
LF06	1460	5	3.5	100	0.974	74.35	146.00
LF07	1880	3	800	80	0.003	265.7	150.40
LF08	1960	5	5	90	0.682	99.82	176.40
LF09	1220	3	12	130	0.171	172.6	158.60
LF10	2530	5	8.5	65	0.401	128.8	164.45
LF11	1540	5	3.5	180	0.974	78.43	277.2
LF12	1540	5	3.5	50	0.974	78.43	77.00
LF13	1250	3	12	170	0.171	176.9	212.5
LF14	1260	3	12	90	0.171	178.2	113.4

---

LF15	1060	3	7	145	0.292	149.9	153.7
LF16	2450	5	6.5	65	0.525	124.7	159.2
LF17	1790	5	4	95	0.853	91.16	170

---

**Tab.3.7 – Tabella riassuntiva delle prove sperimentali svolte e relativi parametri di processo LASER e complessi utilizzati.**



Fig. 3.31 – Provino LF01: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.32 – Provino LF02: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.33 – Provino LF04: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

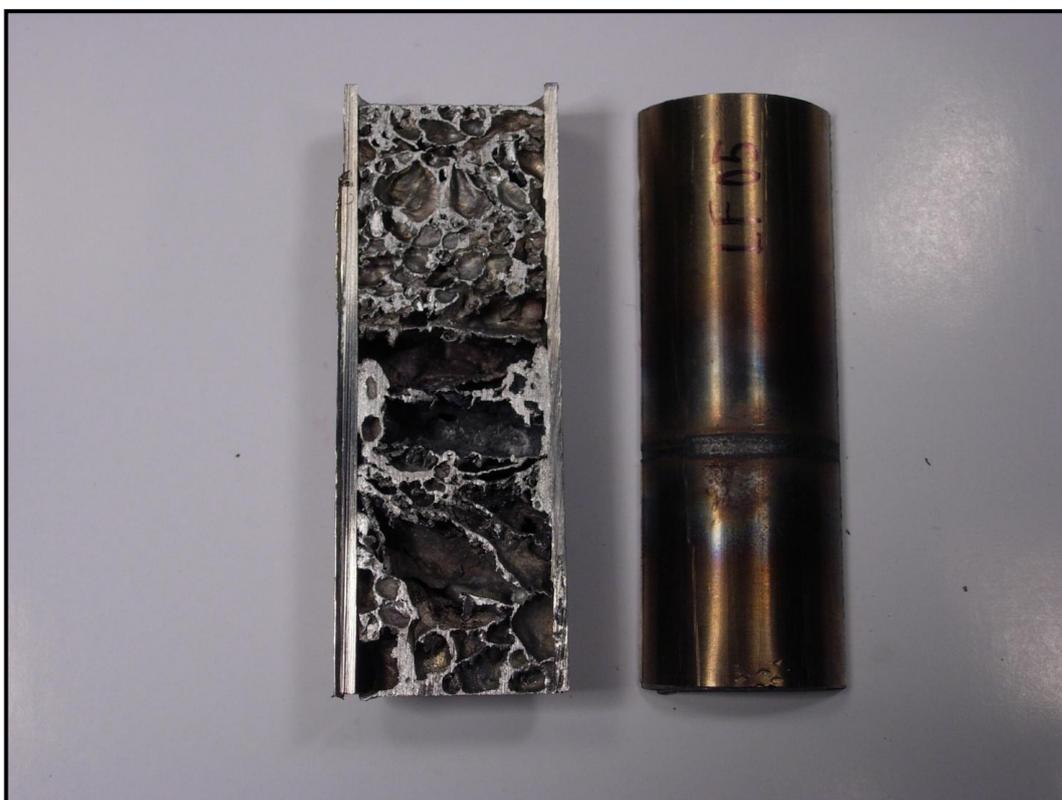


Fig. 3.34 – Provino LF05: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.35 – Provino LF06: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.36 – Provino LF07: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.37 – Provino L F08: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.38 – Provino LF09: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.39 – Provino LF10: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.40 – Provino LF11: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.41 – Provino LF12: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.42 – Provino LF13: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.43 – Provino LF14: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.44 – Provino LF15: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.45 – Provino LF16: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).



Fig. 3.46 – Provino LF17: evoluzione della schiuma (sinistra) e stato della superficie esterna (destra).

Analizzando i risultati delle prove svolte e processandoli seguendo l'algoritmo precedentemente descritto è possibile individuare le regole per l'ottenimento di una schiuma tramite tecnica LAF. Tali regole possono essere descritte tramite equazioni polinomiali empiriche che legano la densità di potenza e l'energia di processo al tempo di interazione. In Fig. 3.47 ed in Fig. 3.48 sono riportati i grafici che riepilogano i risultati delle prove svolte e le linee che individuano le equazioni empiriche suddette come interpolazione dei dati sperimentali. Che esistesse un legame tra la densità di potenza ed il tempo di interazione nel caso del LASER foaming era già stato individuato da Kathuria, vedi Fig. 3.15 . Il presente studio mette in evidenza che tale condizione, sebbene sia necessaria per l'ottenimento della schiuma, non è sufficiente: analizzando, infatti, i dati nel grafico di Fig.3.47 è possibile individuare alcuni punti che sebbene presentino gli stessi valori di tempo di interazione e di densità di potenza non portano allo stesso risultato in termini di evoluzione della schiuma. La spiegazione trovata risiede nel fatto che esiste un'ulteriore condizione da garantire che riguarda il legame tra il tempo di interazione e l'energia del processo: intuitivamente, si può pensare che debba essere fornita al sistema un minimo di energia per attivare il processo di scissione termica dell'idruro di titanio e la fusione del materiale. Al contempo, l'energia fornita non deve eccedere un limite superiore altrimenti si assiste al danneggiamento della schiuma con fenomeni di coalescenza delle bolle e rottura delle pareti cellulari. La condizione di schiumatura, nel caso della schiumatura LASER per trasparenza, si ottiene, quindi, garantendo che le condizioni sopraccitate siano soddisfatte entrambe contemporaneamente. Questa condizione può essere interpretata come

un sistema di equazioni lineari indipendenti composto da due equazioni in tre incognite, che sono i parametri di processo complessi. Questo significa che, data una terna di parametri di processo complessi, solo una di esse è una variabile indipendente, mentre il valore delle altre due si può ricavare attraverso la soluzione del sistema seguente composto dalle equazioni individuate:

$$\begin{cases} P_{dens} = 226.2t_{int}^2 - 387.2t_{int} + 252 \\ E_{proc} = 22.3t_{int}^2 + 11.5t_{int} + 152 \end{cases}$$

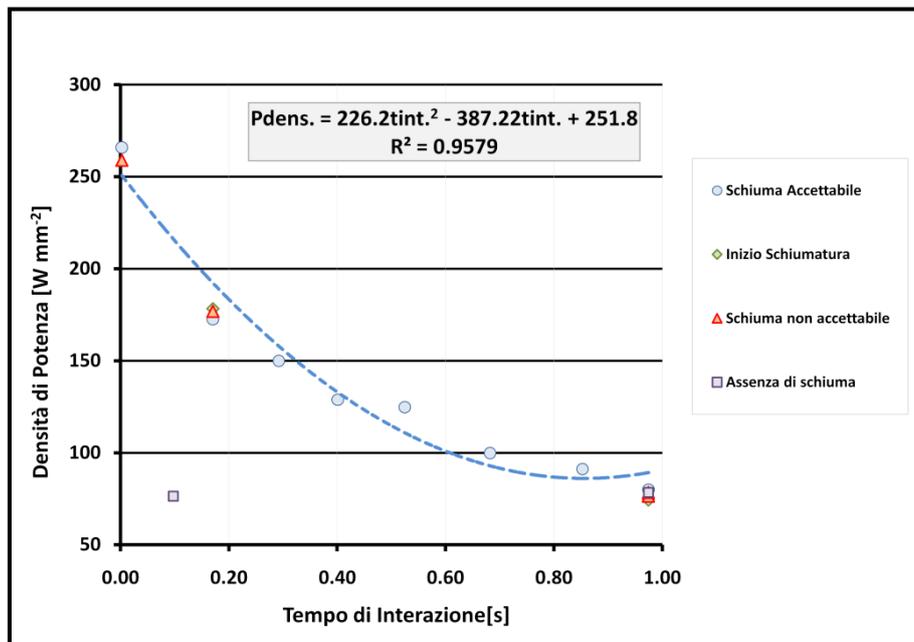


Fig. 3.47 – Rappresentazione della funzione della prima condizione di schiumatura che lega la densità di potenza al tempo di interazione.

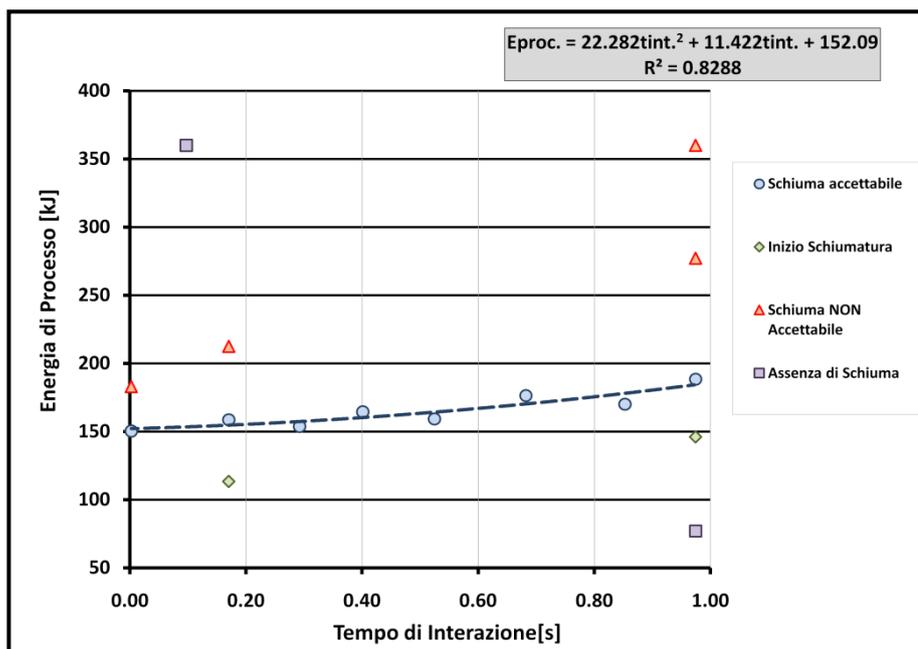


Fig. 3.48 – Rappresentazione della funzione della seconda condizione di schiumatura che lega l'energia del processo al tempo di interazione.

È possibile, quindi, introdurre una variabile complessa nel sistema ed calcolare le altre due che soddisfano la condizione di schiumatura. Individuate tutte le variabili complesse si seleziona una quaterna arbitraria di parametri di processo del LASER che diano i valori richiesti di parametri complessi in base. Le condizioni al contorno del problema quali gli strumenti a disposizione (sistema LASER, motore elettrico) ed i limiti imposti quali velocità massima o potenza massima ammissibile per evitare di rovinare eccessivamente il tubo di acciaio, definiscono una ben determinata quaterna di parametri di processo LASER tra le infinite soluzioni ammissibili.

### 3.5.3 Modellazione Numerica

Alla parte sperimentale dello studio è stato affiancata la modellazione numerica del processo di schiumatura LASER per trasparenza. Obiettivo della

modellazione numerica è quello di ottenere informazioni sull'evoluzione della temperatura all'interno del precursore solido in maniera da predire anticipatamente se la fase di schiumatura avrà un esito soddisfacente o di poter valutare differenti combinazioni delle variabili di processo in maniera virtuale.

Il modello numerico è stato realizzato utilizzando il metodo degli elementi finiti (FEM) utilizzando il software commerciale ANSYS Workbench 11. Il modello è stato sviluppato utilizzando il codice proprietario di ANSYS detto APDL [30]. In questo modo è stato possibile realizzare una simulazione parametrica nel senso che è possibile variare sia la geometria del problema (lunghezza, diametro e spessore del tubo, posizione del fascio LASER, larghezza e posizione del precursore solido, lunghezza e posizione dei due inserti in schiuma metallica), sia i parametri di processo (posizione, diametro e potenza del LASER, velocità di rotazione) sia i valori delle caratteristiche termo-meccaniche dei vari materiali presenti nel processo. La discretizzazione del modello geometrico è ottenuta utilizzando elementi solidi tetraedrici lineari con capacità di conduzione termica. Mentre nel caso reale il fascio LASER è fisso mentre il componente è messo in rotazione, nel modello numerico si è deciso, per questioni di difficoltà di calcolo, di mantenere il modello fisso e di far ruotare il fascio LASER: non essendo presenti fenomeni di natura meccanica, ma solo fenomeni termici, non ha influenza sul risultato finale ottenuto. Il LASER viene simulato come una condizione di flusso termico imposto su un numero selezionato di elementi che rappresentano la parte di tubo sottesa dal fascio. Ad ogni iterazione questi elementi cambiano seguendo il percorso del fascio LASER e la sua

velocità di rotazione simulando in questo modo la rotazione relativa tra fascio LASER e componente presente nel processo reale Fig. 3.49 e Fig. 3.50.

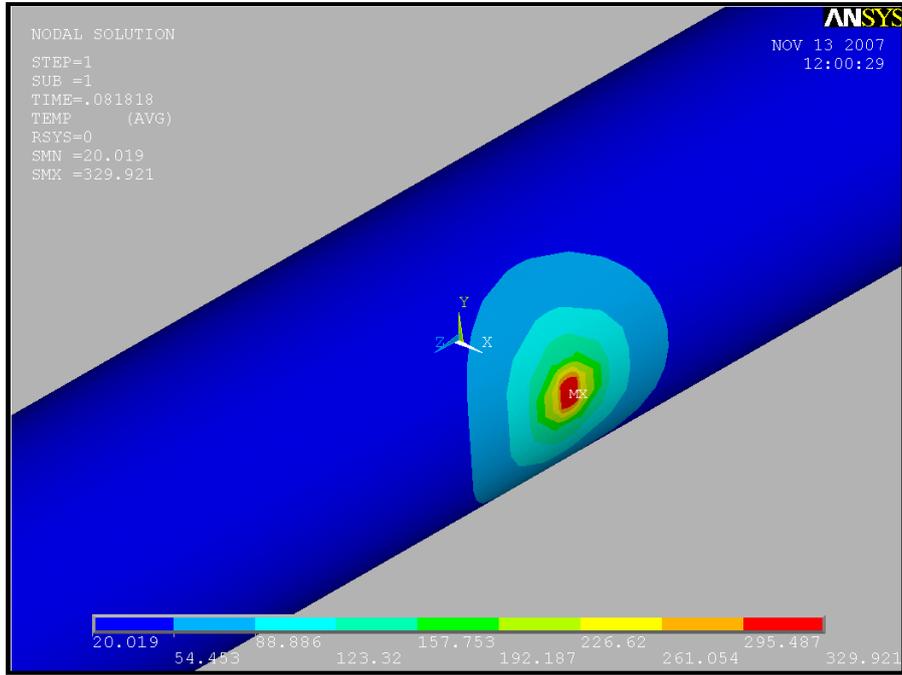


Fig. 3.49 – Vista isometrica del modello numerico sviluppato

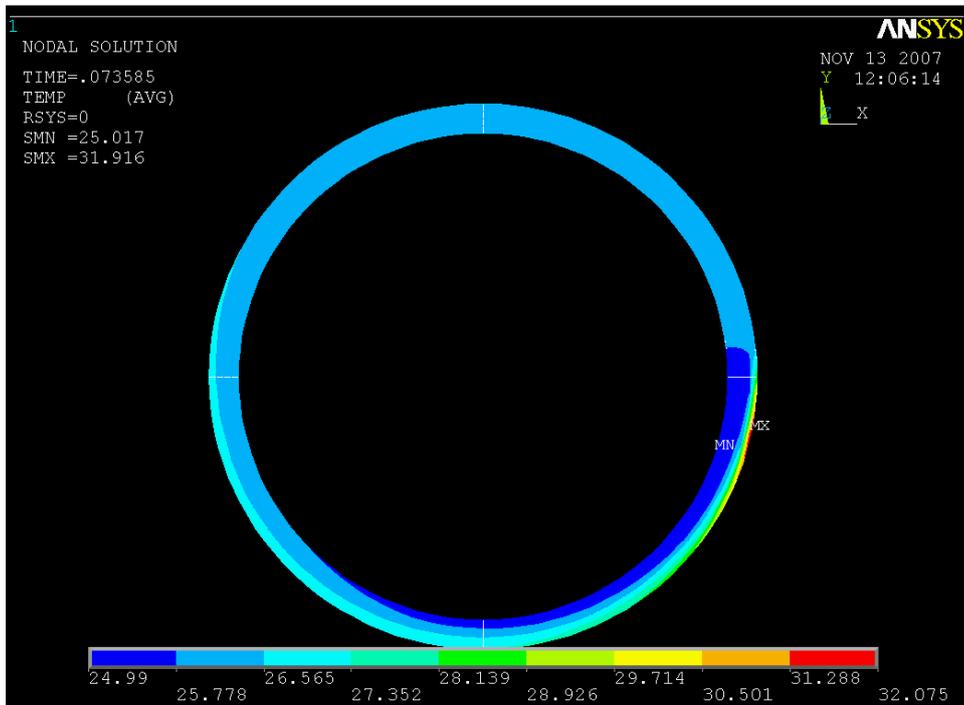


Fig. 3.50 – Sezione trasversale del modello numerico sviluppato

Le proprietà termiche dei materiali, considerate in prima battuta costanti rispetto alla variazione di temperatura, sono riassunte in Tab. 3.8 . I dati introdotti sia in termini di proprietà termo-meccaniche dei materiali, sia come coefficienti di scambio termico per convezione o irraggiamento sono stati ricavati dai dati di letteratura su materiali uguali o analoghi [31 – 32]. Alcune simulazioni sono state svolte considerando la variazione delle caratteristiche termiche al variare della temperatura: non si sono però osservate delle variazioni sostanziali sia nella distribuzione della temperatura che nel valore assoluto raggiunto dalla stessa.

	<b>Acciaio Inox AISI304</b>	<b>Precursore Solido</b>	<b>Schiuma di Alluminio</b>
Densità [kg/m <sup>3</sup> ]	7870.0	2780.0	925.0
Conducibilità Termica [W/m K]	51.9	204.0	30.0
Capacità Termica Specifica [J/kg K]	486.0	962.8	880.0
Coefficiente di Assorbimento	0.3		
Emissività	0.9		
Coefficiente di scambio termico Convettivo [W/m <sup>2</sup> K]	50.0		

**Tab. 3.8 – Tabella riassuntiva dei parametri dei materiali utilizzati nelle simulazioni.**

Le condizioni al contorno prevedono la presenza di scambio termico con l'ambiente esterno attraverso le superfici del sia per fenomeni di convezione che di irraggiamento, mentre, all'interfaccia dei vari materiali utilizzati, si considera un fenomeno di scambio termico per conduzione, senza introdurre coefficienti di scambio termico HTC. L'unico vincolo imposto al modello riguarda la temperatura ambiente, che viene considerata costante durante tutto il processo e pari a 300 K.

Dalle simulazioni è possibile ottenere la distribuzione ed il valore della temperatura in diverse zone del provino. Focalizzandosi sulla zona dove è inserita la pastiglia di precursore solido è possibile estrarre l'andamento della temperatura, durante la simulazione dell'intero processo, sia al centro della stessa che a distanze variabili dal centro. La temperatura di maggior interesse è quella al centro del precursore: il raggiungimento di una temperatura lievemente maggiore di quella di fusione della lega di alluminio di base del precursore solido dovrebbe garantire la completa formazione ed espansione della schiuma metallica.

Le temperature calcolate sono state messe in relazione con gli esperimenti svolti. In Fig. 3.51 è possibile osservare l'evoluzione delle temperature al centro del precursore solido, ad un raggio di 5mm dal centro e all'interfaccia tra il precursore ed il tubo di acciaio. I parametri di processo complessivi della simulazione sono i seguenti:  $t_{int}$  0.974 sec e  $P_{dens}$  76.39 Wmm<sup>-2</sup>, mentre è possibile valutare l'energia del processo per i vari punti calcolando le equazioni viste in precedenza. Sul grafico sono riportate alcuni punti rappresentativi di livelli dell'energia di processo utilizzata rispettivamente nelle prove LF12, LF06, LF04, LF11 e LF01. In Fig. 3.51 sono visibili le sezioni longitudinali di questi

campioni. Dal confronto tra i risultati di temperatura ottenuti e le immagini dell'evoluzione della schiuma è possibile valutare, preventivamente, l'energia di processo ottimale per la formazione di una schiuma con la morfologia desiderata. Nel primo punto individuato non si osserva alcuna modifica al precursore solido: sebbene i parametri complessi tempo di interazione e densità di processo soddisfino la prima condizione posta per l'ottenimento della schiuma metallica, l'energia di processo è inferiore a quella individuata dalla seconda condizione. Questo comporta il mancato raggiungimento della temperatura idonea alla fusione dell'alluminio ed all'attivazione dell'agente schiumogeno. Il campione LF06 presenta una temperatura idonea all'attivazione del processo di schiumatura, ma l'energia termica fornita non è in grado di sostenere l'espansione completa della schiuma, nel grafico del legame energia di processo – tempo di interazione è possibile osservare come questi punti siano al di sotto della curva interpolante. Al contrario il campione LF04 presenta una schiuma accettabile sia come morfologia che come legame con le schiume metalliche già presenti nel sistema. Stessa cosa può dirsi del campione LF11 anche se cominciano ad evidenziarsi dei fenomeni di degrado. A seguito del punto LF11 si assiste alla stabilizzazione della temperatura. Al punto LF01 si assiste a fenomeni evidenti di degrado della schiuma dovuti ad un eccessivo apporto di energia termica: in questo caso i punti che individuano parametri di processo simili si trovano al di sopra della curva interpolante energia di processo – tempo di interazione. Si evince quindi che la finestra utile per ottenere una schiuma con morfologia soddisfacente è quella contenuta, all'incirca, tra i punti LF04 e LF11.

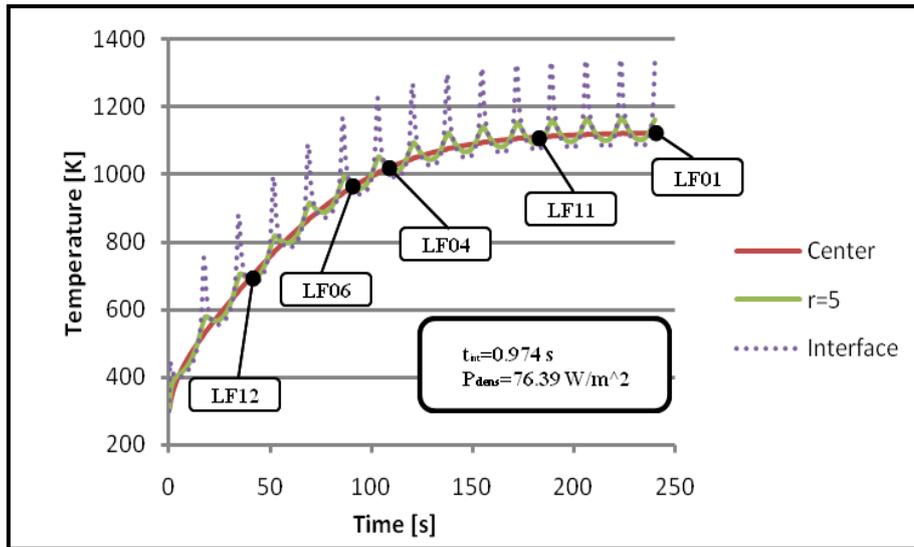


Fig. 3.51 – Andamento nel tempo della temperatura al centro del precursore schiumogeno, a 5mm dal centro e all’interfaccia tra precursore e tubo di acciaio; individuazione sulla curva dei punti sperimentali.

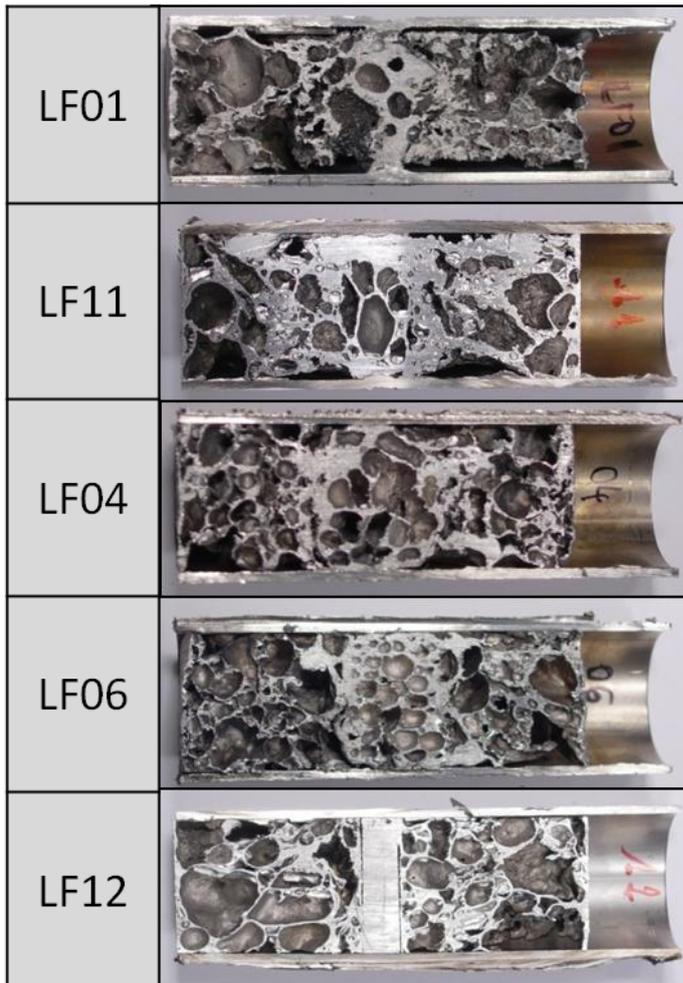


Fig. 3.52 – Sezioni longitudinali dei provini rappresentanti i punti precedentemente selezionati: nella sequenza è possibile osservare i vari stadi di evoluzione della schiuma metallica.

In Fig. 3.53 è presente il grafico dell'andamento della temperatura calcolato con i seguenti parametri di processo :  $t_{int}$  0.171 s e  $P_{dens}$   $175 \text{ Wmm}^{-2}$  . Analogamente al caso precedente è possibile confrontare alcuni risultati delle prove svolte con le temperature calcolate al centro del precursore, Fig. 3.54 . I campioni LF14 e LF09 presentano un'evoluzione incompleta della schiuma, al contrario il campione LF13 presenta una schiuma con un'espansione ed una morfologia soddisfacente.

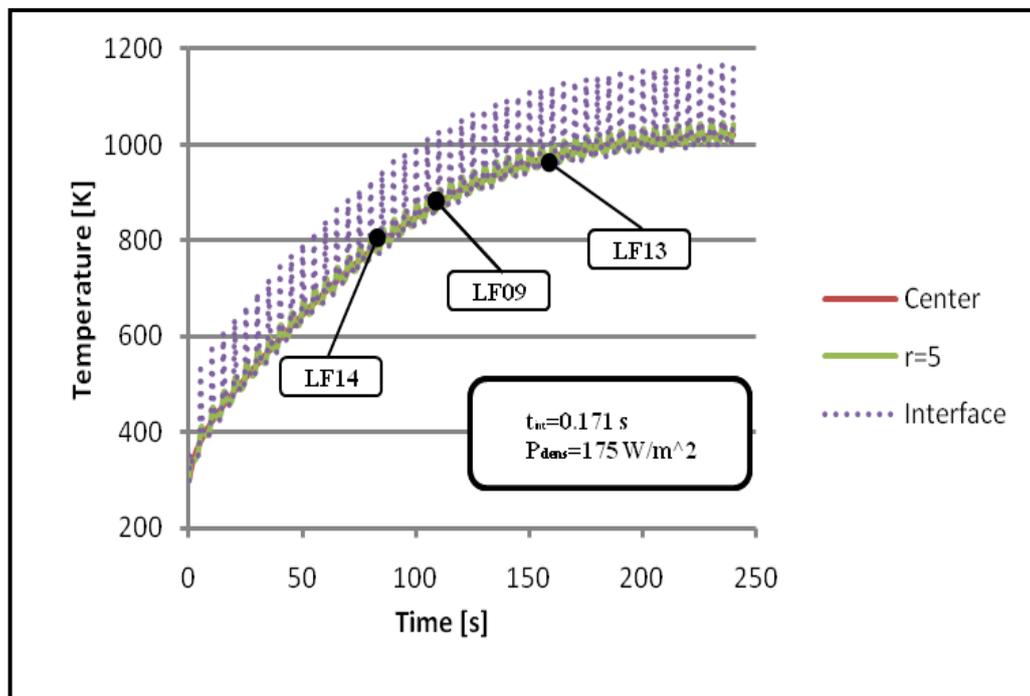
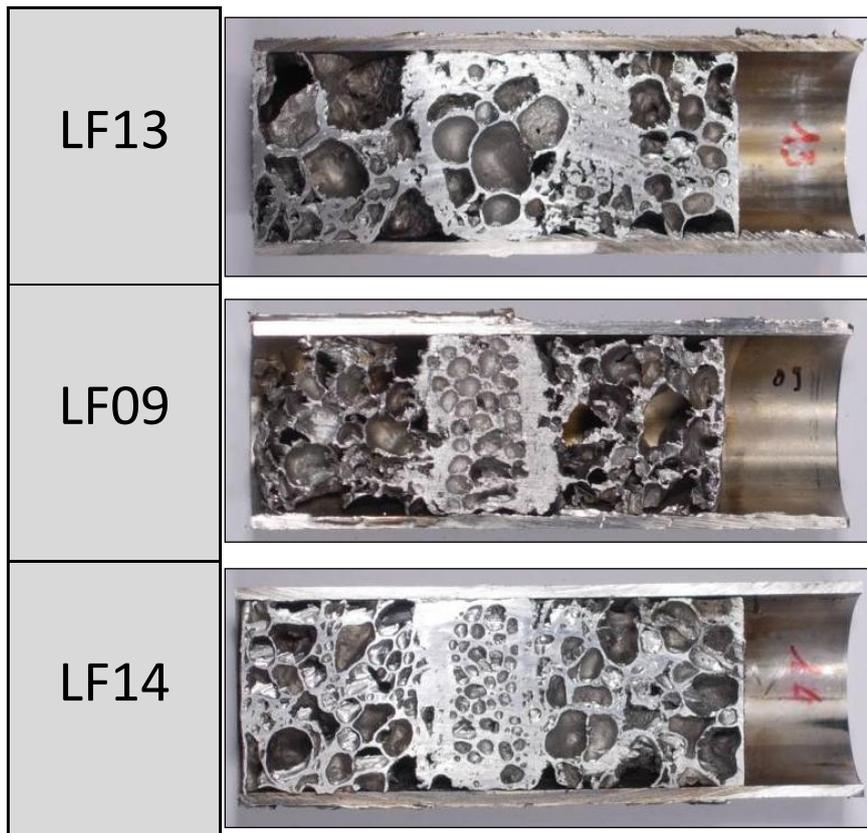


Fig. 3.53 – Andamento nel tempo della temperatura al centro del precursore schiumogeno, a 5mm dal centro e all'interfaccia tra precursore e tubo di acciaio; individuazione sulla curva dei punti sperimentali.



**Fig. 3.54 – Sezioni longitudinali dei provini rappresentanti i punti precedentemente selezionati: nella sequenza è possibile osservare i vari stadi di evoluzione della schiuma metallica.**

In Fig. 3.55 è presente un confronto tra le temperature nel centro del precursore solido calcolate nei due casi precedentemente esposti. I punti presi a confronto mostrano la validità delle leggi empiriche precedentemente presentate: entrambi i modelli presentano un legame tra tempo di interazione e densità di potenza che dovrebbero portare all'evoluzione completa della schiuma, ma, mentre il campione LF04 (curva azzurra) soddisfa anche la condizione relativa al legame tra tempo di interazione e energia di processo, il campione LF09 (curva rossa) no. Si assiste perciò ad un diverso comportamento del processo di giunzione con sviluppo completo e morfologia accettabile per LF04 e un'evoluzione solo parziale per LF09.

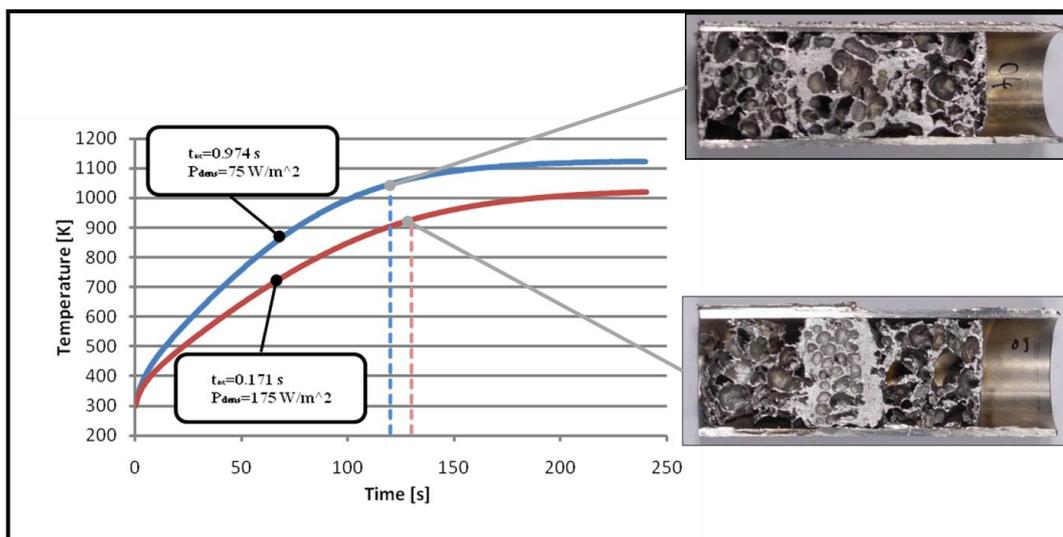


Fig. 3.55 – Confronto tra le temperature al centro del precursore di due prove differenti.

La simulazione numerica permette, inoltre, di stimare l'evoluzione spaziale del profilo di temperatura. In Fig. 3.56 è possibile osservare come la variazione dei parametri di processo complessi comporti un'effettiva variazione nei profili di temperatura lungo una sezione assiale. In Fig. 3.57 è invece presentata la distribuzione delle temperature su una sezione trasversale ottenuta in corrispondenza della posizione assiale del centro del precursore solido. È inoltre presente il grafico che rappresenta l'andamento delle temperature in senso radiale partendo dalla superficie esterna del tubo di acciaio fino al centro del precursore. La conoscenza dell'andamento spaziale della temperatura è molto importante in quanto permette di stimare preventivamente se tutto il precursore raggiungerà una temperatura sufficiente alla completa schiumatura e se la temperatura all'interfaccia tra precursore e schiume metalliche presenti sia sufficiente a garantire la fusione della schiuma e a generare un legame metallurgico tra di esse. Inoltre, la valutazione della temperatura sulla superficie del tubo di acciaio è un importante parametro per la valutazione del trattamento termico indotto e

dell'ampiezza della zona termicamente alterata.

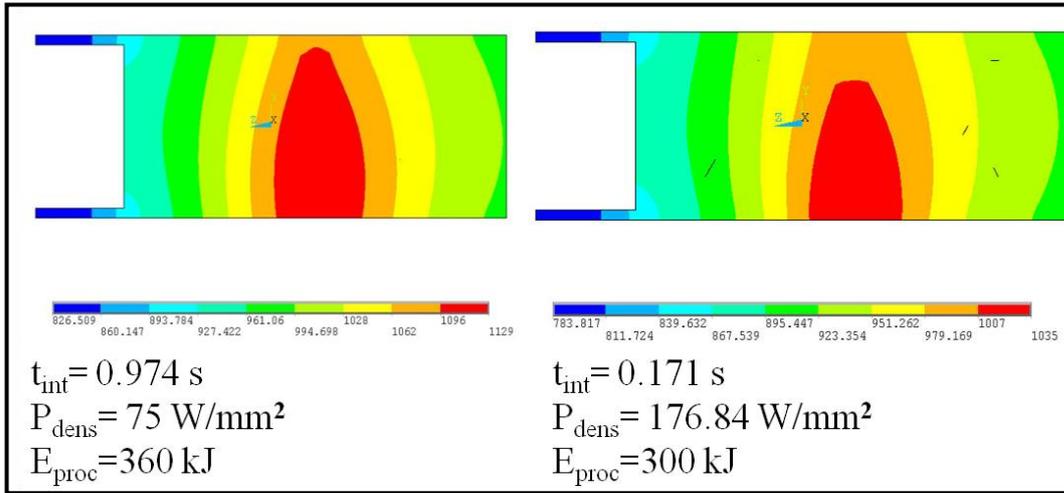


Fig. 3.56 – Confronto tra le temperature visualizzate lungo la sezione longitudinale di due differenti simulazioni.

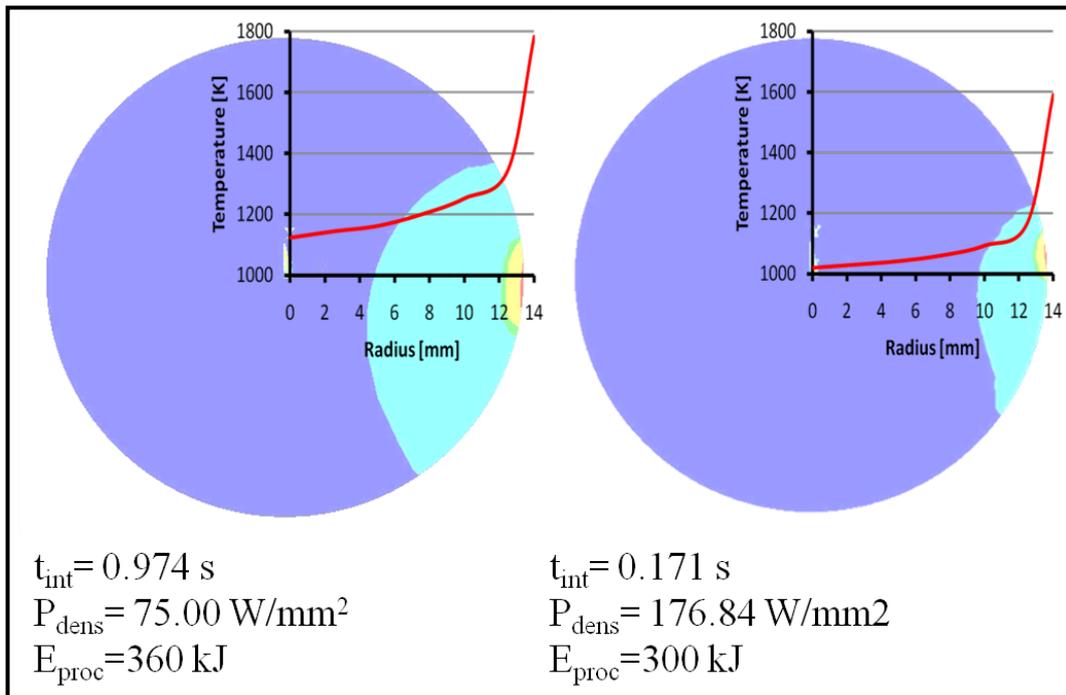


Fig. 3.57 – Confronto tra le temperature visualizzate lungo la sezione trasversale di due differenti simulazioni.

### 3.6 Bibliografia:

1. Degischer H. P., Kriszt B., 2002, "*Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications*", Wiley-VCH Verlag GmbH & Co.
2. Sedliaková N. et al, 1997, "*Joining of Aluminium Foams*" Metallschäume, (Editor: J. Banhart), Verlag MIT Bremen, Germany, pp 177-188
3. Haferkamp H., Burmester I., Goede M., Bunte J., 1999, "*Laser Beam Welding of Metal Foams*",. Berichtsband: Intern. Conf. On Lasers. Juni 2000, pp. 625-629
4. Haferkamp H., Goede M., Bunte J., "*Qualification of Laser-Assisted Welding of Metal Foams*", Berichtsband: IIW Asian Pacific Intern. Congress, Melbourne. Vol. 2, Nr. 63
5. Haferkamp H., Ostendorf A., Goede M., Bunte J., 2001, "*Potential of Laser Welding of Metal Foams*", Proc. of the 2nd International Conf. on Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam 2001), Bremen, MIT Verlag, pp 479-484
6. Haferkamp H., Goede M., Bunte J., 2001, "*Laser Welding of Metal Foams*" , Berichtsband: 4. Intern. Conf. On Welding, Joining and Cutting. Dubrovnic, pp 279-284
7. Haferkamp H., Ostendorf A., Bunte J., Herzog, D., 2003, "*Laser based joining of aluminum with solid structures*", Proc. of the 3rd International Conf. on Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam 2003). Berlin.
8. 1075 DFG Priority Programme, "*Cellular Metals Laser beam welding of cellular metallic materials*", M. Goede, J. Bunte Laserzentrum Hannover.

9. Bernard T., Bergmann H.W., Haberling C, Haldenwanger H.-G., 2002, “*Joining Technologies for Al-Foam-Al-Sheet Compound Structures*”, *Advanced Engineering Materials*, 4 ,No. 10 , pp 798-802
10. Harte A.-M., Fleck N. A., Ashby M. F., 2002, “*Sandwich Panel Design Using Aluminum Alloy Foam*”, *Advanced Engineering Materials*, 4 ,No. 10 , pp 219 – 222
11. Karmann, <http://www.karmann.com>
12. Seeliger H.-W., 2002, “*Manufacture of Aluminum Foam Sandwich (AFS) Components*”, *Advanced Engineering Materials* , 4 ,No. 10, pp 753 – 758.
13. Schöberl, T., Otto, A., 2001, “*Laser Beam Cutting of Aluminium Foam Sandwiches*”, in Geiger, M.; Otto, A. (Eds.): “*Proceedings of the 3rd Laser Assisted Net Shape Engineering (LANE)*”, Bamberg, Meisenbach, pp 287-296
14. Klausecker R., Otto A., Geiger M., 2003, “*Laser beam processing of aluminium foam sandwich*”, in J Banhart, N.A. Fleck, A. Mortensen (Eds). : “*Cellular Metals: Manufacture, Properties, Applications*”, Mit-Verlag pp 515-520
15. Horn H., 2003, “*Friction Stir Welding of Aluminium Foam Materials Processing of Aluminium Foam Sandwich Tailored Blanks*”, in S. Dörfler, A. Otto, M. Merklein, M. Geiger, “*International Conference “ADVANCED METALLIC MATERIALS*”, Smolenice, Slovakia
16. Kramer I., Simancik F., Florek R., Nosko, M., Müllerová K., Tobolka P., Mishina O., 2006, “*Friction Stir Welding Of Foamable Materials And Foam Core Sandwiches*”, in “*11<sup>th</sup> Conference on Materials, Processes, Friction and Wear MATRIB’06*”, Vela Luka.

- 17 Kathuria Y. P., 2003, “*A preliminary study on laser assisted aluminum foaming*”, Journal Of Materials Science, 38, pp 2875 – 2881
- 18 Kathuria Y.P., 2001, “*Physical Processes in Laser-Assisted Aluminum Foaming*”, Journal of Materials Engineering and Performance Volume 10(4) pp 429-434
- 19 Kathuria Y. P., 2003, “*Net shaping via aluminium foaming*”, Proc. Instn Mech. Engrs Vol. 217 Part B: J. Engineering Manufacture pp 193-199
- 20 Kathuria Y. P. ,2003, “*Nd-YAG laser assisted aluminum foaming*”, Journal of Materials Processing Technology, 142, pp 466–470
- 21 Kathuria Y. P., 2001, “*Laser assisted aluminum foaming*” Surface and Coatings Technology, 142-144, pp 56-60
- 22 Kathuria Y. P., 2001, “*Aluminum foaming using CO2 Laser*”, Materials Science and Technology pp 593-598
- 23 “*Metodo per la saldatura di componenti metallici composti presentanti un riempimento in schiume metalliche*” Registrato in Italia dal 4 settembre 2007 su richiesta di ALMA MATER STUDIORUM UNIVERSITA' DI BOLOGNA (DOM. N. RM2007 A 000459).
24. Campana, G., Tani, G., Bertuzzi, G., Bonaccorsi, L. M., Proverbio, E. 2007, “*Experimental investigation about laser welding of aluminium foam filled steel tubes*”, Proc. of the Int. Conf. METFOAM 2007, pp. 453-456, Montreal, Canada
25. Campana, G., Tani, G., Bertuzzi, 2009, “*Experimental and numerical investigation into laser assisted aluminum foaming inside a hollow profile*”, Proc. of the Int. Conf. METFOAM 2009, Bratislava, Slovakia.

26. Bertuzzi G., Campana G., Tani G., 2008, “*Saldatura LASER innovativa su compositi in Schiuma Metallica*”, Expolaser 2008, Piacenza
27. Bertuzzi G., Campana G., Ascari. A., 2008, “*Experimental investigation about laser welding of aluminium foam filled steel tubes and AFS* ”, Belgrado, Serbia
28. Bertuzzi G., Campana G., Mantega C., Tani G., 2007, “*Organi di macchie alleggerite mediante l’impiego di schiume metalliche e tecniche di giunzione per il loro assemblaggio*”, in “*Schiume Strutturali Design and Applications*”, Vercelli.
29. “*TILAS - Tecnologie Innovative di Lavorazione delle Schiume Metalliche*” , PRIN , Milano 2006
30. ANSYS, Thermal Analysis Guide
31. MATWEB, [www.matweb.com](http://www.matweb.com)
32. Ashby M. F., Evans A. G., Fleck N. A., Gibson L. J., Hutchinson J. W., Wadley H.N.G., 2000, “*Metal Foam: a Design Guide*”, Butterworth-Heinemann

Capitolo IV

*Caratterizzazione flessionale di  
tubi irrigiditi con schiuma  
metallica*



## ***4 Caratterizzazione flessionale di tubi irrigiditi con schiuma metallica***

### ***4.1 Introduzione***

L'utilizzo di un materiale innovativo in ambito industriale prevede un'importante e lunga fase di caratterizzazione meccanica dello stesso in maniera da fornire al progettista indicazioni sulle proprietà meccaniche dello stesso. Le prove svolte in letteratura sulle schiume metalliche mostrano che esse posseggono delle caratteristiche meccaniche estremamente interessanti se rapportate alla densità del materiale stesso. Nel presente capitolo le caratteristiche delle schiume metalliche saranno confrontate con quelle dei materiali comunemente utilizzati in progettazione: per fare ciò si ricorre agli "indici dei materiali", sviluppati dal Prof. Ashby, in grado di individuare la miglior combinazione di materiali da utilizzare in uno specifico problema. La seconda parte è incentrata sulla caratterizzazione flessionale di tubi in acciaio riempiti in schiuma metallica con lo scopo di evidenziare i benefici che l'introduzione della schiuma metallica in telai o strutture reticolari può apportare. Un'importante campagna sperimentale è stata eseguita, nella quale si sono confrontati i comportamenti flessionali di tubi vuoti sia integri che saldati con diverse tecnologie, che tubi, anch'essi saldati, ma con riempitivi in schiuma metallica.

## 4.2 Caratteristiche meccaniche delle schiume metalliche e degli AFS

Per comprendere in quali applicazioni le schiume metalliche offrono le migliori caratteristiche meccaniche si utilizzano le tecniche sviluppate dal Prof. Ashby [1]<sup>1</sup>. Tale metodo permette di confrontare i vari materiali a disposizione del progettista utilizzando opportuni indici, detti indici del materiale, in grado di identificare in quali applicazioni un materiale eccelle, o, viceversa, di individuare per un specifico problema il materiale o l'insieme dei materiali migliori.

Nel caso delle schiume metalliche sono stati individuati alcuni indici del materiale [2] che individuano le applicazioni per le quali le schiume metalliche sono particolarmente adatte. Di seguito si analizzano gli indici del materiale delle schiume metalliche riguardanti caratteristiche meccaniche di interesse ingegneristico<sup>2</sup>:

- L'indice del materiale  $E^{1/3}/\rho$  caratterizza la rigidità flessionale specifica. Nel caso delle schiume metalliche, un pannello di questo materiale è più leggero, ma con la stessa rigidità di uno realizzato con un materiale denso. Questa caratteristica viene esaltata quando la schiuma metallica è inserita come riempitivo nei materiali sandwich quali gli AFS o i componenti tubolari;
- L'indice  $\sigma_y^{1/2}/\rho$  caratterizza la resistenza a flessione specifica, che per le schiume è superiore rispetto ai consueti materiali da costruzione: nel caso

---

<sup>1</sup> La trattazione di questa tecnica esula dagli obiettivi del presente lavoro, per un approfondimento si rimanda a Ashby, M.F. (1999) "Materials Selection in Mechanical Design", Butterworth-Heinemann, Oxford.

<sup>2</sup> In questo studio sono stati presi in considerazione solo gli indici di natura meccanica, non si sono considerati gli indici funzionali.

di un utilizzo sottoforma di pannelli soggetti a flessione è possibile risparmiare peso mantenendo la stessa resistenza ;

- L'indice  $\sigma_{pl} \varepsilon_d$  caratterizza l'energia assorbita in un urto fino alla deformazione di densificazione. Le schiume metalliche sono in grado di assorbire un'energia d'urto molto maggiore rispetto ai *crash box* attualmente utilizzati, inoltre, sono insensibili alla direzione lungo la quale avviene l'urto ;
- L'indice  $\eta E^{1/3}/\rho$  misura l'abilità di un pannello a smorzare le vibrazioni flessionali. Alti valori di questo indice si possono raggiungere con le schiume metalliche sia per le caratteristiche di rigidità flessionali delle stesse che innalzano le frequenze naturali flessionali, sopprimendo fastidiosi fenomeni di risonanza nella frequenza dell'udibile, sia per la capacità di smorzamento delle stesse grazie alla capacità del materiale di dissipare energia internamente.

Soffermandoci, in particolare, sulle caratteristiche flessionali del materiale, che ad oggi appaiono maggiormente interessanti in ambito industriale, è possibile mettere a confronto il comportamento delle schiume metalliche con quello dei materiali tradizionali, Fig. 4.1. Nel presente grafico sono state raggruppate varie tipologie di materiali, differenziati per colore: sull'asse delle ascisse è collocata la densità  $\rho$  [ $\text{Mg}/\text{m}^3$ ] ed in ordinata il modulo di Young  $E$  [GPa]. Il grafico è in coordinate doppio logaritmiche: è così possibile tracciare una serie di linee a pendenza pari a 3, ognuna delle quali rappresenta un valore dell'indice del materiale  $E^{1/3}/\rho$ . Appare subito evidente come le schiume metalliche abbiano la stessa rigidità flessionale specifica di materiali quali le

schiume polimeriche o dei legnami, ma che rispetto ad esse posseggono anche le caratteristiche dei materiali metallici quali il fatto di essere ignifughi, di non deteriorarsi e/o variare nel tempo o per effetto delle condizioni ambientali le proprie caratteristiche meccaniche e di poter essere collegate tramite saldatura o collegamenti smontabili a strutture pre-esistenti. In Fig. 4.2 la stessa tipologia di grafico viene utilizzata per evidenziare le caratteristiche flessionali specifiche delle sole schiume metalliche. I dati in questo caso provengono dalle schiume metalliche prodotte industrialmente con differenti tecniche, alcune di esse descritte nel Capitolo I.

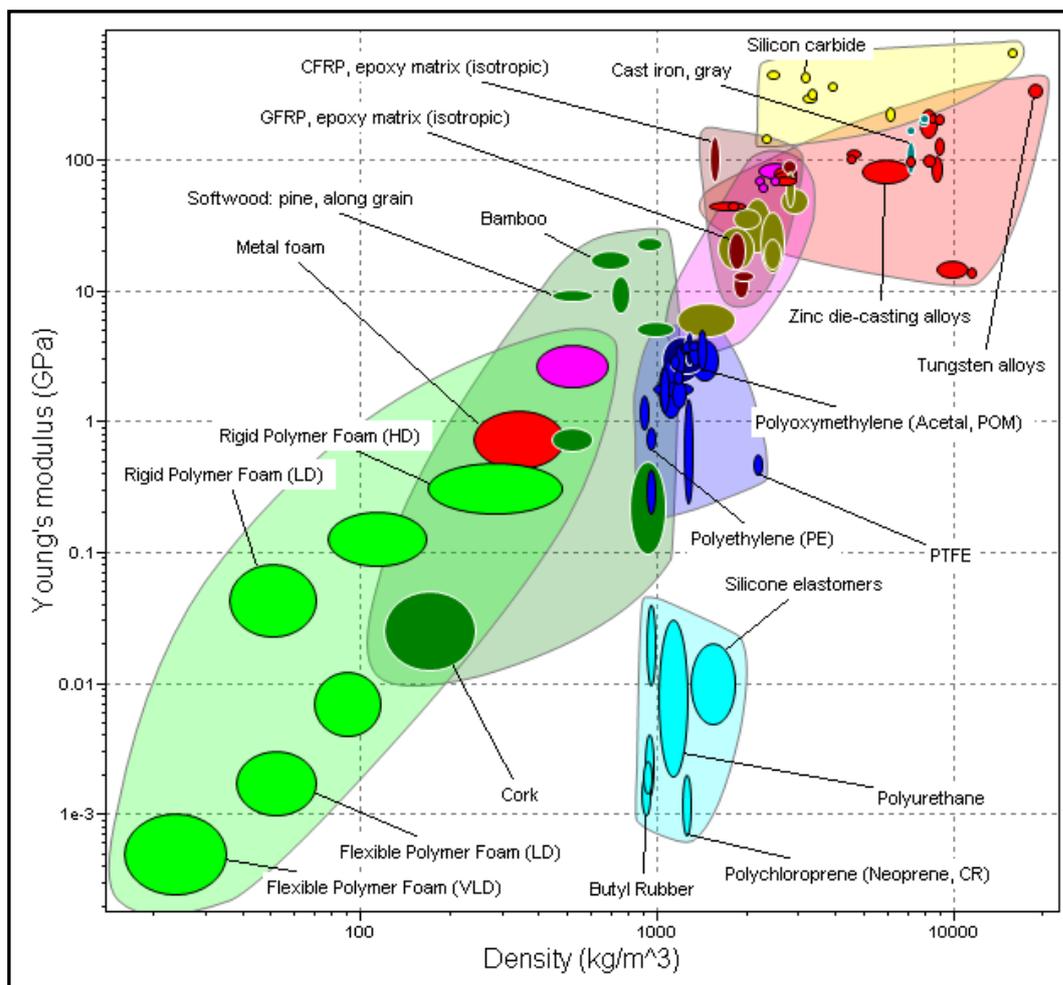


Fig. 4.1 - Material selection chart con in ascissa la Densità ed in ordinata il Modulo di Young [3].

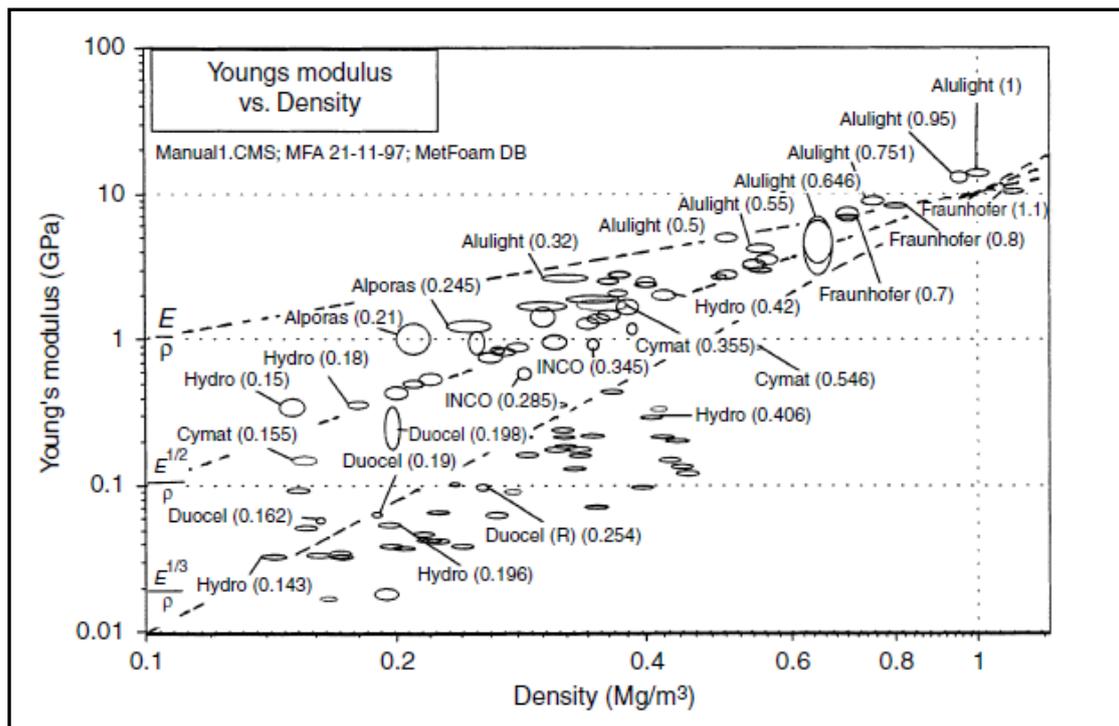


Fig. 4.2 - Material selection chart contenente le schiume commerciali e le loro caratteristiche al variare della densità relativa [2]

Le schiume metalliche esprimono tutto il loro potenziale da un punto di vista strutturale quando sono utilizzate assieme a materiali densi quali acciaio o alluminio in pannelli o componenti *sandwich*. I pannelli *sandwich* offrono un'alta rigidità flessionale associata ad un basso peso [1-5]. I pannelli *sandwich* realizzati con schiume metalliche come *core* hanno il vantaggio, rispetto a quelli tradizionali, di poter essere utilizzati anche a temperature elevate senza danneggiare il *core*, a differenza dei comuni riempitivi quali schiume polimeriche, legno o Nomex *honeycombe*; rispetto agli irrigidimenti metallici, che tradizionalmente vengono utilizzati nella costruzione dei pannelli *sandwich*, le schiume presentano i seguenti vantaggi: sono isotropiche rispetto alla direzione di applicazione del carico, possono essere precedentemente deformate plasticamente per formare geometrie a doppia curvatura, e la loro realizzazione è

meno costosa e complessa rispetto al processo di giunzione delle strutture di irrigidimento interno in metallo.

Nella progettazione delle strutture *sandwich* la resistenza flessionale è importante tanto quanto la sua rigidità flessionale. Dalle prove sperimentali svolte con flessione sia su tre punti che su quattro è possibile individuare tre tipologie fondamentali di rotture:

- a) **Deformazione plastica delle facce (*Face Yield*):** questo fenomeno appare quando le facce del componente *sandwich* presentano una bassa tensione di snervamento. In tal caso il carico massimo applicato ammissibile è determinato dalla tensione di snervamento delle facce del *sandwich* ;
- b) **Indentazione (*Indentation*):** in questo tipo di collasso si osserva la formazione di quattro cerniere plastiche nella faccia adiacente ad ogni spintore del sistema di carico, con la deformazione plastica per compressione del riempitivo ;
- c) **Scorrimento del Riempitivo (*Core Shear*):** nel caso in cui un pannello *sandwich* sia soggetto a forze di taglio queste forze sono assorbite principalmente dal riempitivo il quale, sotto il loro effetto, può collassare plasticamente.

Assumendo che la forza di collasso è il minore dei tre carichi che danno origine a tipologie differenti di collasso, è possibile graficare delle mappe di collasso in funzione di parametri adimensionali del problema, Fig. 4.3 .

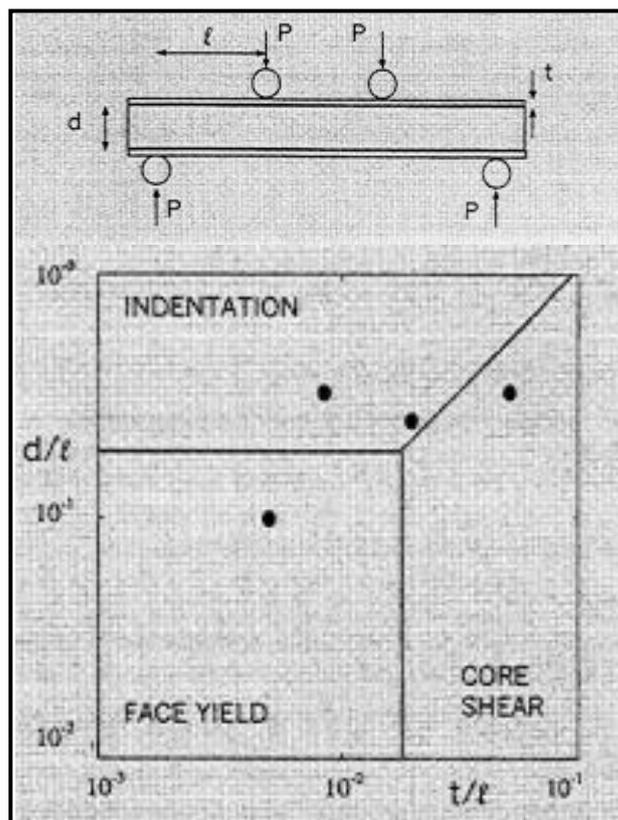


Fig. 4.3 – Schematizzazione di una prova di flessione su quattro punti di un pannello sandwich e, sotto, individuazione del tipo di rottura in base alle dimensioni caratteristiche del componente [5].

Occorre sottolineare che, comunque, per utilizzare al meglio le caratteristiche delle schiume metalliche, in particolare per quel che concerne elementi *sandwich*, occorre ottimizzare la struttura, solitamente, minimizzando la massa per una data rigidezza e/o resistenza flessionale. L'importanza del processo di ottimizzazione viene evidenziato in maniera particolare nello studio di Mai [4], nel quale differenti tipologie costruttive, tra cui soluzioni con schiume metalliche, sono messe a confronto in un problema di progettazione a deformazione di una trave a sezione quadrata sottoposta a flessione su tre punti, Fig. 4.4 .

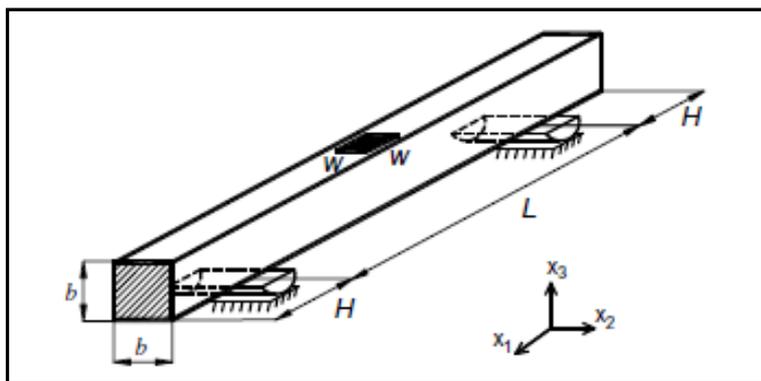


Fig. 4.4 – Schematizzazione di prova di flessione a tre punti di una trave [4]

L'ottimizzazione prevede la minimizzazione della massa della trave con differenti topologie interne di irrigidimento tra cui si evidenziano quelle dove sono presenti schiume metalliche, Fig. 4.5 , sia sottoforma di riempitivo integrale che di AFS. Sempre in Fig. 4.5 sono visibili le formule per il calcolo delle rigidezze flessionale sia a momento flettente che a taglio per le diverse tipologie di sezione. Per il calcolo della rigidezza flessionale ed a taglio è utilizzata la teoria della trave di Timoshenko: attraverso questa teoria è possibile valutare la freccia macroscopica della trave nel caso di flessione su tre punti. Per ottenere lo spostamento globale della struttura occorre sommare a quella macroscopica la componente locale di spostamento trasversale dovuta alla deformazione locale della superficie superiore vicino al carico applicato. La rigidezza flessionale globale della trave per le differenti tipologie viene utilizzata come vincolo nell'ottimizzazione:

$$u_t = u_m + u_c$$

$$S = \frac{P}{u_t}$$

In particolare per rendere omogeneo il confronto si utilizzano degli indici adimensionali quali la massa adimensionale e la rigidezza adimensionale che rappresentano le caratteristiche meccaniche della trave:

$$\bar{m} = \frac{m}{\rho L^3}$$
$$\bar{S} = \frac{S}{E L}$$

L'obiettivo dell'ottimizzazione è quello di individuare, per un valore di  $\bar{S}$  predeterminato, il valore minimo di  $\bar{m}$ . l'ottimizzazione della sezione è vincolata imponendo dei limiti di natura pratica quali, ad esempio, la dimensione massima del lato del quadrato della sezione  $B_{out}$ , oppure sulla dimensione minima dello spessore della parete  $t$ .

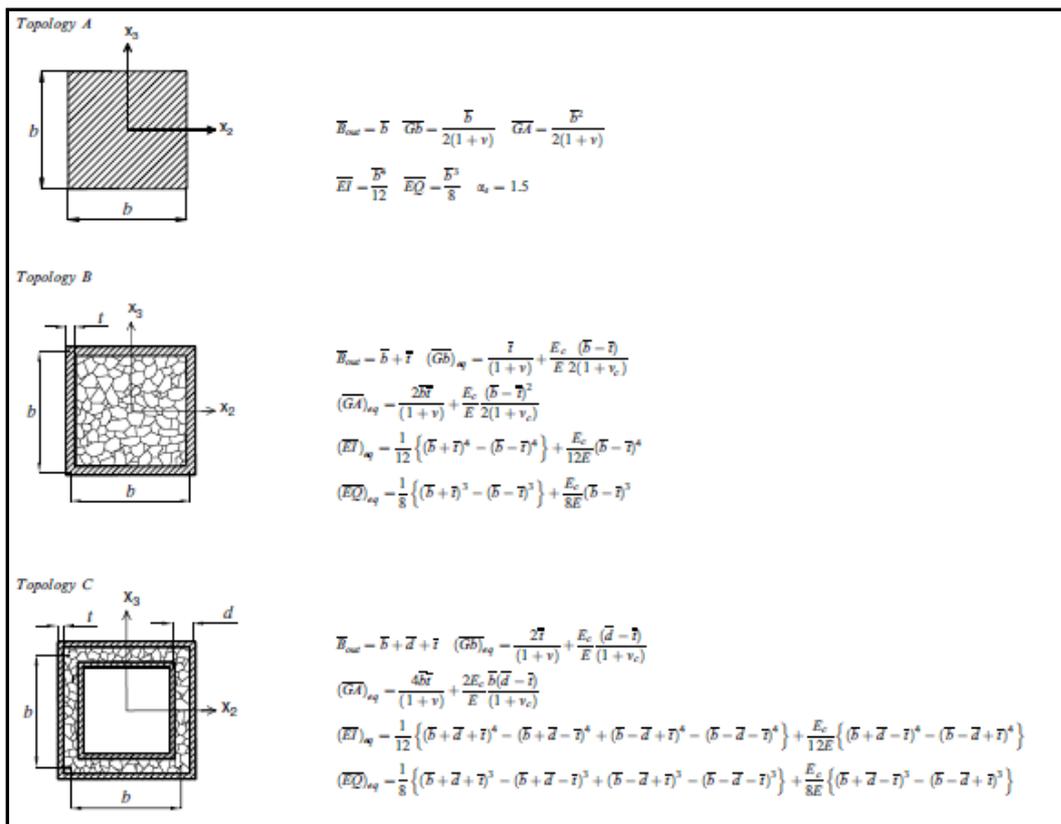


Fig. 4.5 – Descrizione delle tre sezioni considerate ed equazioni matematiche delle caratteristiche flessionali delle stesse [4].

In Fig. 4.6 sono mostrati i risultati dell’ottimizzazione. Il grafico mostra come l’inserimento delle schiume metalliche comporti un beneficio in termini di riduzione di massa a parità di rigidità sia rispetto alla sezione piena che alla sezione tubolare, indicata in figura come tipologia B con densità del core nulla, che rispetto alla sezione tubolare vuota. In particolare, occorre evidenziare come le migliori prestazioni si ottengono utilizzando gli AFS per la realizzazione della trave, introducendo nell’ottimizzazione anche la densità della schiuma metallica,  $\rho_c$ , che ha un’influenza diretta anche sulle caratteristiche meccaniche della schiume [2].

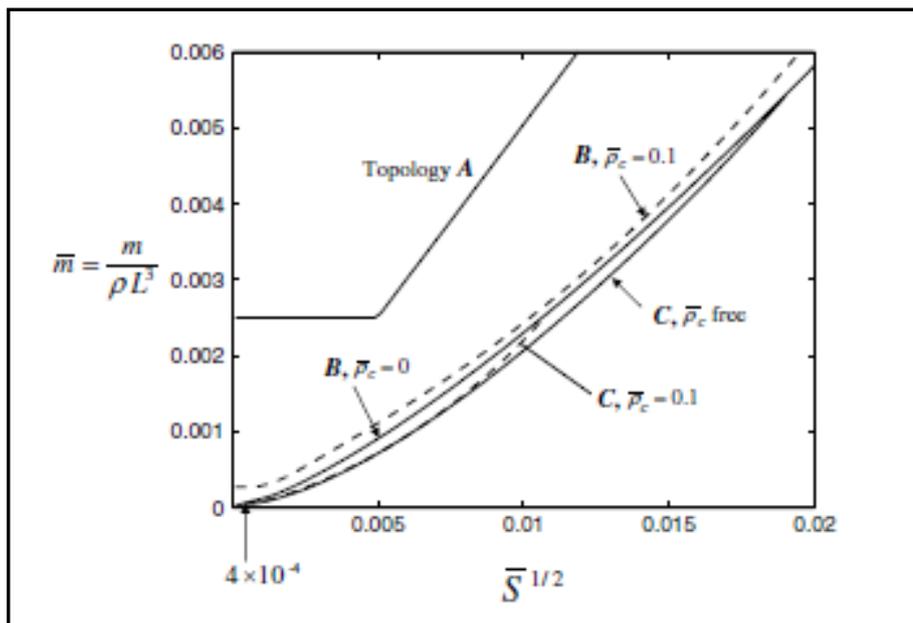


Fig. 4.6 – Visualizzazione dei risultati dell'ottimizzazione di una trave soggetta a flessione su tre punti rispetto alla rigidità flessionale [4].

### 4.3 Caratterizzazione di strutture tubolari saldate riempite in schiuma metallica

#### 4.3.1 strutture tubolari con e senza riempimento in schiume metalliche: trattazione analitico - numerica

Le strutture tubolari che durante il loro esercizio sono soggette a sistemi di carico complessi (flessione, torsione, e compressione), solitamente, sono realizzate utilizzando profili cavi [6]. Per minimizzare il peso della struttura, il rapporto tra il raggio della struttura tubolare e lo spessore della stessa deve essere il più grande possibile. Il massimo valore di questo rapporto è limitato da una serie di fenomeni di *buckling* locale o da limitazioni del processo produttivo. Per ovviare a questi problemi, solitamente, si ricorre all'utilizzo contemporaneo di differenti materiali: una pelle esterna di materiale solido, a cui è assegnato il compito di resistere ai carichi esterni da un punto di vista macroscopico, irrigidito all'interno con materiale a bassa densità che, nel complesso, rendono la struttura

più resistente a fenomeni di *buckling* locale. Gli studi svolti su fenomeni di ovalizzazione e di *buckling* locale [6 – 10] mostrano che l'introduzione di riempitivi all'interno di strutture tubolari soggette a flessione a parità di peso ne aumentano il carico applicabile, o, viceversa, a parità di carico critico applicabile ne diminuiscono sensibilmente la massa.

Nel caso di strutture tubolari soggette a momento flettente puro il collasso può avvenire secondo uno dei due modi di seguito descritti. Nel primo caso l'ovalizzazione della sezione del tubo, Fig. 4.7 causa una relazione non lineare tra momento e curvatura. L'ovalizzazione della sezione comporta una diminuzione del momento di inerzia flessionale e la rigidezza flessionale della sezione fino al raggiungimento di una condizione di carico limite prima della plasticizzazione della sezione secondo De St. Venant, Fig. 4.8 .

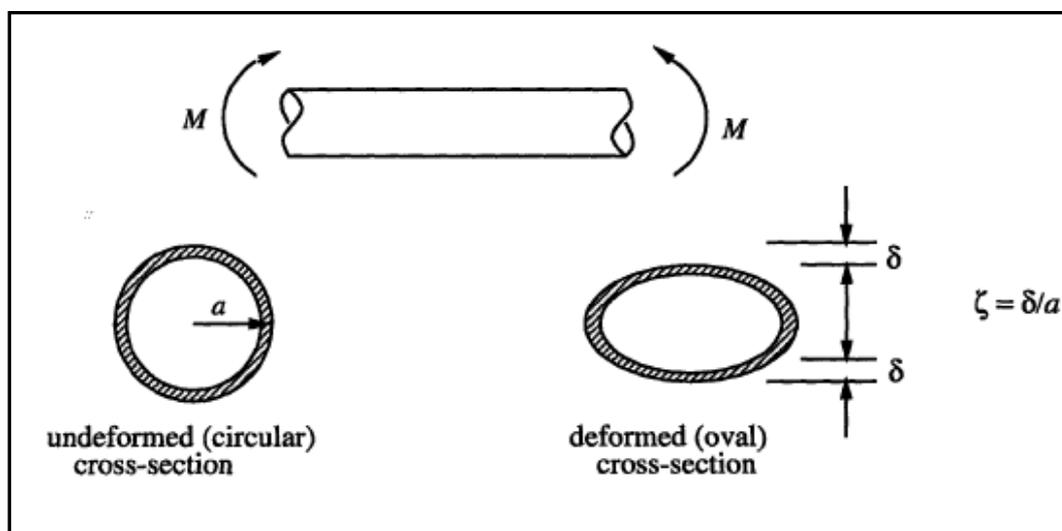


Fig. 4.7 – Fenomeno dell'ovalizzazione della sezione sottoposta a flessione pura [7].

Il secondo modo di cedimento è rappresentato da un fenomeno di instabilità caratterizzato da un *buckling* locale o dalla formazione di pieghe (*wrinkling*) nella parte compressa del tubo quando la componente locale di tensione di compressione raggiunge un valore critico, Fig. 4.9 . Il *buckling* locale

si manifesta, in generale, prima di raggiungere il momento limite del primo modo.

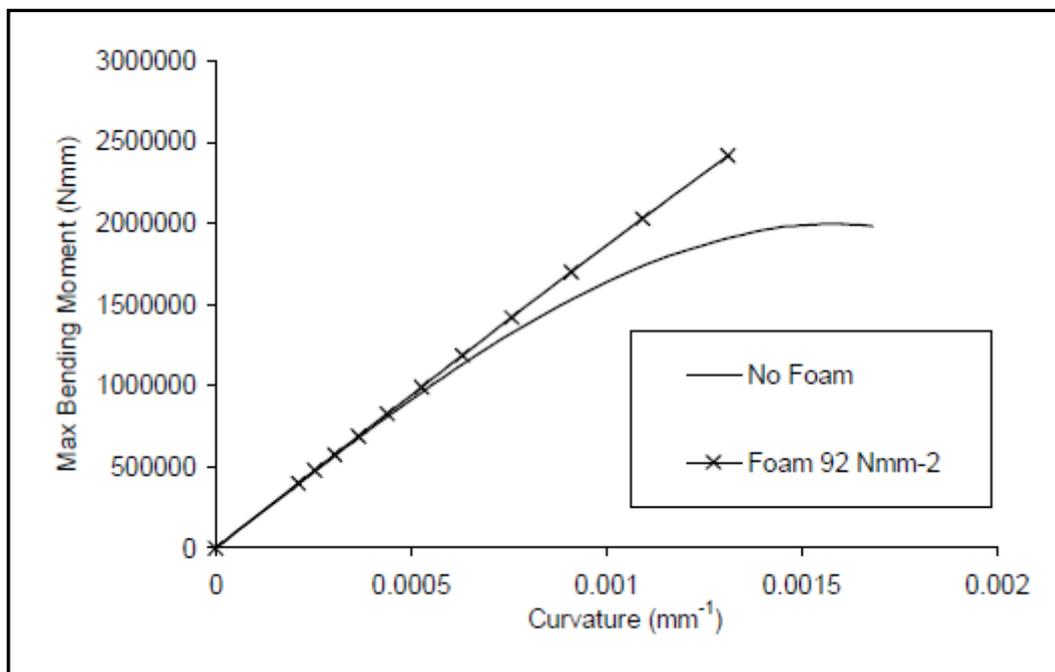


Fig. 4.8 - Caratteristico andamento del grafico Momento flessionale – Curvatura nel caso di tubi vuoti o internamente irrigiditi [10].



Fig. 4.9 – Fenomeno del wrinckling su un tubo reale sottoposto a flessione (sinistra) e simulato tramite FEM.

Brazier [11] per primo nel 1927 ha determinato il momento limite per un tubo di lunghezza infinita soggetto a flessione pura. Assumendo che la sezione cilindrica del tubo si appiattisse in una forma ellittica, è possibile calcolare l'espressione dell'energia di deformazione per unità di lunghezza in termini di variazione della curvatura assiale. Minimizzando l'espressione calcolata rispetto

al cambio di curvatura si ottiene il momento massimo ammissibile detto, appunto, momento di Brazier:

$$M_{Brazier} = \frac{2\sqrt{2}\pi E a t^2}{9\sqrt{1-\nu^2}} = \frac{0.987 E a t^2}{\sqrt{1-\nu^2}}$$

L'ovalizzazione al momento di Brazier  $\zeta_{crit}$  è pari a 2/9.

Il buckling locale dei tubi cilindrici in parete sottile soggetti a flessione pura è stato studiato per primo da Flügge [12] nel 1932. I suoi studi dimostrarono che la tensione di compressione critica è circa maggiore del 30% rispetto alla tensione di buckling di compressione di un tubo cilindrico. Questa assunzione è stata adottata in campo ingegneristico fino al 1961 quando Seide e Weingarten [13] dimostrarono che la tensione critica a flessione è il medesimo di quella a compressione. Nel modo di rottura anche la lunghezza del tubo è influente. Se il tubo può essere considerato corto l'ovalizzazione può essere ignorata e occorre eseguire un'analisi a buckling. Nel caso di una lunghezza intermedia l'ovalizzazione si manifesta in maniera più evidente, ma sono ancora i fenomeni di buckling a decretare la rottura. Infine, nel caso di tubi sufficientemente lunghi il fenomeno di ovalizzazione della sezione appare predominante fino al raggiungimento del collasso della struttura. Si deve a Calladine [14] nel 1983 l'introduzione di un parametro geometrico in grado di definire preventivamente, in base alle dimensioni geometriche del componente, che tipo di collasso attendersi:

$$\Omega = \left(\frac{L}{a}\right) \left(\frac{t}{a\sqrt{1-\nu^2}}\right)^{1/2}$$

Per  $\Omega < 0.5$  si rientra nel caso delle travi corte precedentemente descritto; per  $0.5 \leq \Omega \leq 2$  la geometria deve considerarsi come una struttura che risente di entrambi i fenomeni, mentre, per  $\Omega > 2$  il tubo si comporta a flessione come un tubo infinitamente lungo. L'interazione fra i fenomeni di ovalizzazione e di buckling è stato studiato da Fabian [15] nel 1977, il quale ha dimostrato come, in generale, il fenomeno di buckling avvenga prima del raggiungimento del momento limite di Brazier. Reddy e Calladine [16] nel 1978 hanno trovato che la tensione critica a flessione è leggermente maggiore di quella a compressione assiale per un tubo cilindrico cavo:

$$\sigma_{max} \cong \sigma_0 \left(1 + 0.35 \left(\frac{t}{a}\right)^{2/3}\right)$$

Mettendo insieme l'ovalizzazione a causa della flessione per i tubi lunghi stimata da Brazier, ed utilizzando la tensione critica di compressione assiale per i tubi inflessi come criterio di buckling individuata da Calladine, è possibile calcolare un momento di buckling locale:

$$M_{lb} = \frac{0.939Eat^2}{\sqrt{1-\nu^2}}$$

che risulta sempre leggermente inferiore rispetto al momento di Brazier.

Nel caso di calcolo del momento di Brazier per un tubo cilindrico con all'interno un riempitivo generico il procedimento di calcolo rimane il medesimo che per il tubo vuoto. L'energia di deformazione è incrementata di una quota parte pari all'energia di ovalizzazione di un disco circolare di riempitivo e dell'energia per tenere in considerazione gli effetti di Poisson dovuti alla flessione del materiale di riempimento, Fig. 4.10 .

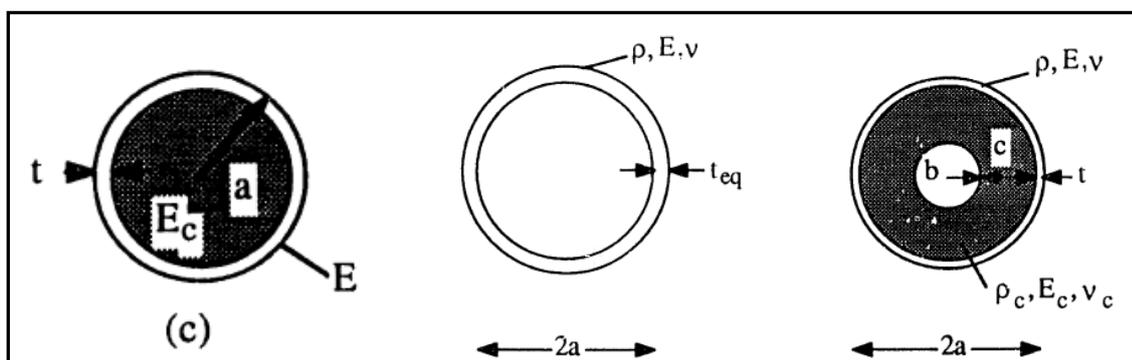


Fig. 4.10 – Schema della sezione delle strutture calcolate e relativi simboli utilizzati nelle equazioni [6].

Inoltre, il momento d'inerzia della sezione è aumentato dalla presenza del riempitivo. Il momento di Brazier nel caso di tubi con riempimento diventa:

$$M_{Brazier} = \frac{2\sqrt{2}}{9} \pi E a t h \left( 1 + \frac{2}{3} \alpha \beta \frac{a^3}{t h^2} \right)^{1/2} \left( 1 + \frac{\alpha a}{4t} + \frac{\alpha \beta' a}{8t} \right)^{1/2} \left( 1 + \frac{\alpha a}{4t} \right)^{-1}$$

Al momento di Brazier la curvatura diventa:

$$\zeta_{crit} = \frac{2}{9} \left[ 1 + \frac{\alpha \beta' \frac{a}{8t}}{\left( 1 + \frac{\alpha a}{4t} \right)} \right]$$

Mentre la tensione massima osservabile risulta:

$$\sigma_{\max \text{ Brazier}} = \frac{Et}{\alpha\sqrt{1-\nu^2}} (\zeta_{\text{crit}})^{1/2} (1 - \zeta_{\text{crit}}) \frac{\left(1 + \frac{2\alpha\beta a^3(1-\nu^2)}{3t^3}\right)^{1/2}}{\left(1 + \frac{\alpha a}{4t}\right)^{1/2}}$$

Il fenomeno di *buckling* locale avviene nel caso di tensioni nel lato compresso del tubo cilindrico pari alla tensione critica per il *buckling* assialsimmetrico, calcolato seguendo la formula proposta da Calladine:

$$\sigma_{\max} = \sigma_{cr} (1 - 3\zeta)$$

Scrivendo il momento in termini di ovalizzazione al quale avviene il *buckling* locale:

$$M_{lb} = \frac{\pi E a t^2 \sqrt{\zeta_{lb}}}{\sqrt{1-\nu^2}} \left(1 + \frac{\alpha\beta' a}{8t} - \frac{3}{2} \zeta_{lb}\right) \left(1 + \frac{2\alpha\beta a^3}{3th^2}\right)^{1/2} \left(1 + \frac{\alpha a}{4t}\right)^{1/2}$$

Il momento in grado di causare il *buckling* è sempre minore rispetto al momento di Brazier.

Per eseguire un confronto fra i momenti di Brazier tra un tubo vuoto ed uno riempito si mettono a rapporto i momenti calcolati per un tubo riempito con un foro centrale in maniera da eliminare il materiale nell'intorno dell'asse neutro ed un cilindro cavo si pari raggio esterno e massa Fig. 4.10 . La giustificazione della presenza del foro nel cilindro riempito di schiuma metallica si trova nel

fatto che è possibile dimostrare come la tensione all'interno del riempitivo risulta trascurabile ad una profondità pari a circa 1.6 della semilunghezza dell'onda di *buckling*. La rimozione del materiale di riempimento oltre la profondità indicata non modifica la tensione di *buckling* del componente. Il confronto avviene secondo la seguente formula:

$$\frac{M_{Brazier}}{(M_{Brazier})_{eq}} = \frac{\left[ 1 + 1.747 \left(\frac{a}{t}\right)^3 \frac{E_c}{E} \frac{5\lambda_{crit}}{t} \frac{1}{a} \left( 2 - \frac{5\lambda_{crit}}{t} \frac{1}{a} \right) \right]^{1/2}}{\left[ 1 + \frac{5\lambda_{crit}}{t} \frac{\rho_c}{\rho} \left( 1 - \frac{5\lambda_{crit}}{t} \frac{1}{a} \right) \right]} \times \frac{\left[ 1 + \frac{5}{4} \frac{\lambda_{crit}}{t} \frac{E_c}{E} + 0.095 \frac{a}{t} \frac{E_c}{E} \left( 1 - \left( 1 - \frac{5\lambda_{crit}}{t} \frac{1}{a} \right)^4 \right) \right]^{3/2}}{\left( 1 + \frac{5}{4} \frac{E_c}{E} \frac{\lambda_{crit}}{t} \right)}$$

In Fig. 4.11 e Fig. 4.12 è possibile vedere il rapporto tra i momenti di Brazier per il tubo vuoto e per un tubo riempito al variare dei rapporti  $E_c/E$  e  $\rho_c/\rho$ . L'inserimento del riempimento ha un effetto sulla resistenza a fenomeni di *buckling* per effetto di Brazier molto più elevato che nel caso di *buckling* per compressione assiale: l'incremento del massimo momento di Brazier applicabile è significativo anche per una densità media del riempitivo per un rapporto di  $a/t > 20$ .

Nella pratica ingegneristica il *buckling* locale precede quello di Brazier e, pertanto è maggiormente significativo l'incremento della resistenza a *buckling* locale.

Il rapporto tra il momento in grado di generare il *buckling* locale per un tubo senza riempitivo e per uno rinforzato è esplicitato nella formula seguente:

$$\frac{M_{lb}}{(M_{lb})_{eq}} = \frac{\left(1 + 1.25 \frac{E_c \lambda_{crit}}{E t}\right) \left[1 + \frac{0.119 \frac{E_c \lambda_{crit}}{E t}}{1 + 1.25 \frac{E_c \lambda_{crit}}{E t}} - \frac{3}{2} \zeta\right] (1 - 3\zeta) f_1}{0.312 \left[1 + 5 \frac{\lambda_{crit} \rho_c}{t \rho} \left(1 - 2.5 \frac{t}{a}\right)\right]^2 (1 - \zeta)}$$

$$f_1 = \frac{1}{12(1 - \nu^2)} \frac{\frac{a}{t}}{\left(\frac{\lambda_{crit}}{t}\right)^2} + \frac{\left(\frac{\lambda_{crit}}{t}\right)^2}{\frac{a}{t}} + \frac{2\alpha}{(3 - \nu_c)(1 + \nu_c)} \left(\frac{\lambda_{crit}}{t}\right) \left(\frac{a}{t}\right)$$

In Fig. 4.13 e Fig. 4.14 è rappresentato l'andamento del rapporto tra i momenti di buckling locale al variare dei rapporti  $E_c/E$  e  $\rho_c/\rho$ . L'introduzione di un riempitivo produce un grande incremento della resistenza a buckling locale anche per basse densità relative ed bassi rapporti  $a/t$ .

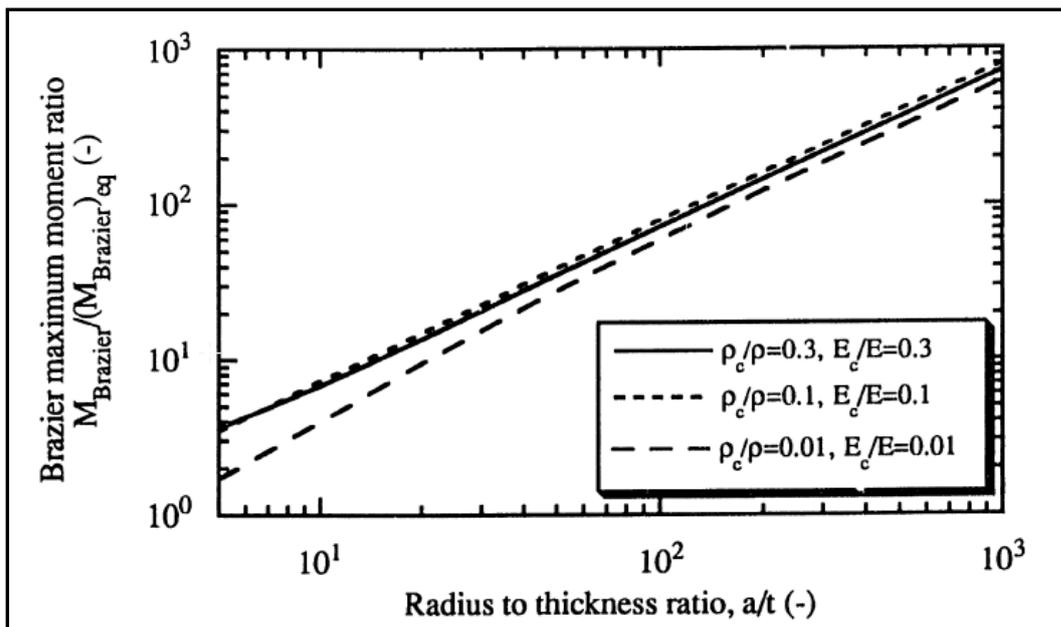


Fig. 4.11 – Rapporto tra il momento di Brazier per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $E_c/E = \rho_c/\rho$  [6].

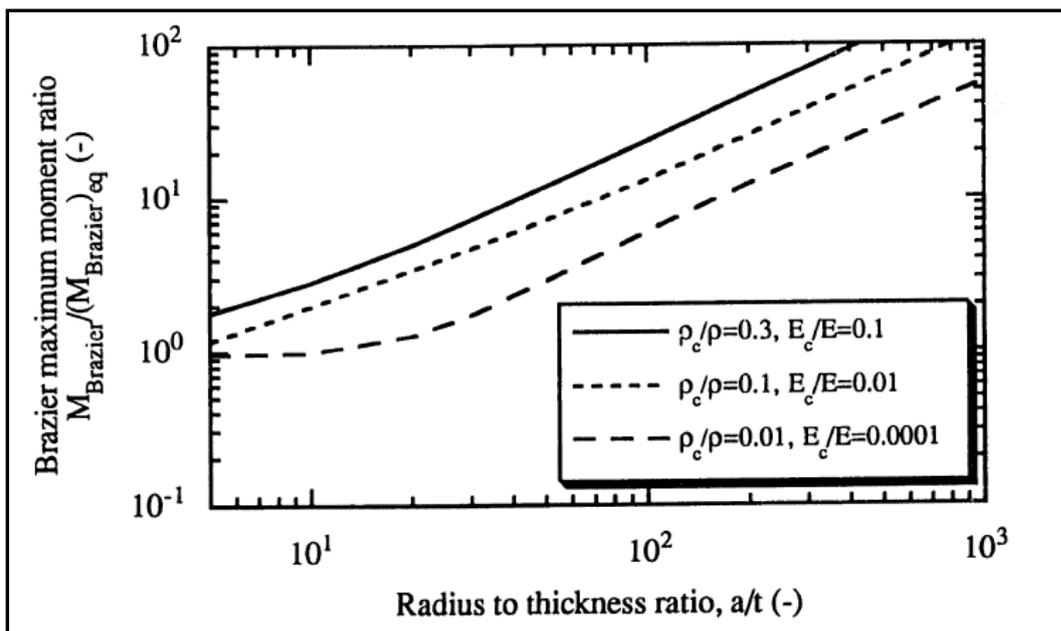


Fig. 4.12 – Rapporto tra il momento di Brazier per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $E_c/E = (\rho_c/\rho)^2$  [6].

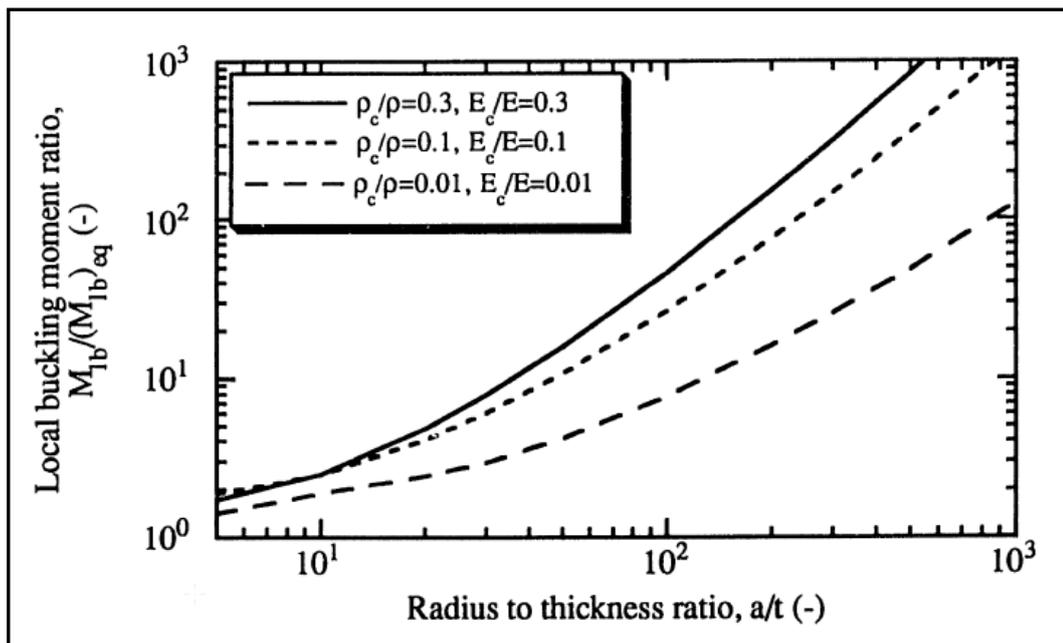


Fig. 4.13 – Rapporto tra il momento di *buckling* locale per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $E_c/E=\rho_c/\rho$  [6]

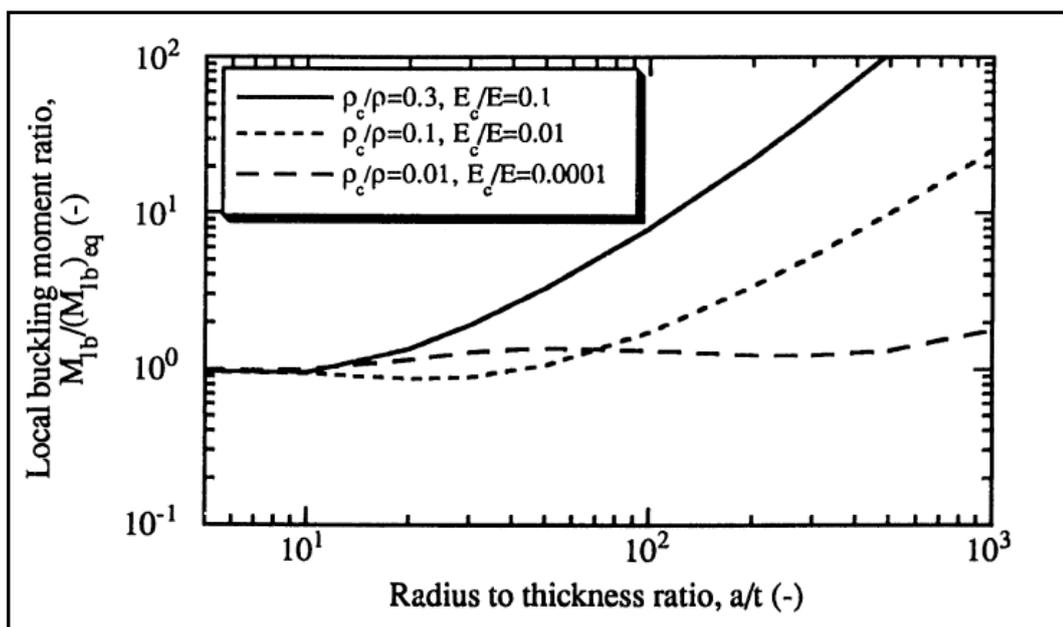


Fig. 4.14 – Rapporto tra il momento di *buckling* locale per un tubo cilindrico con un irrigidimento elastico e senza in funzione del rapporto tra il raggio del cilindro e lo spessore del tubo con  $E_c/E=(\rho_c/\rho)^2$  [6].

Sulla base delle modellazioni analitiche del comportamento a flessione di tubi sia vuoti che riempiti con schiume metalliche, degli studi sul confronto delle caratteristiche meccaniche a flessione di tubi con differenti riempimenti sono state svolte [7 – 10]. In Fig. 4.15, Fig. 4.16 e Fig. 4.17 si riportano i risultati ottenuti su tubi vuoti oppure irrigiditi con nervi interne, con schiume metalliche di diverse densità relative o con *honeycomb* per differenti rapporti di R/t. In ascissa troviamo un indice di forza normalizzato, mentre in ordinata c'è un parametro adimensionale del peso. Si può osservare come i tubi composti da pareti sandwich presentino un comportamento molto simile per tutti i rapporti di R/t; appare evidente comunque che i migliori risultati sono osservabili per tubi integralmente riempiti in schiuma metallica o *honeycomb*.

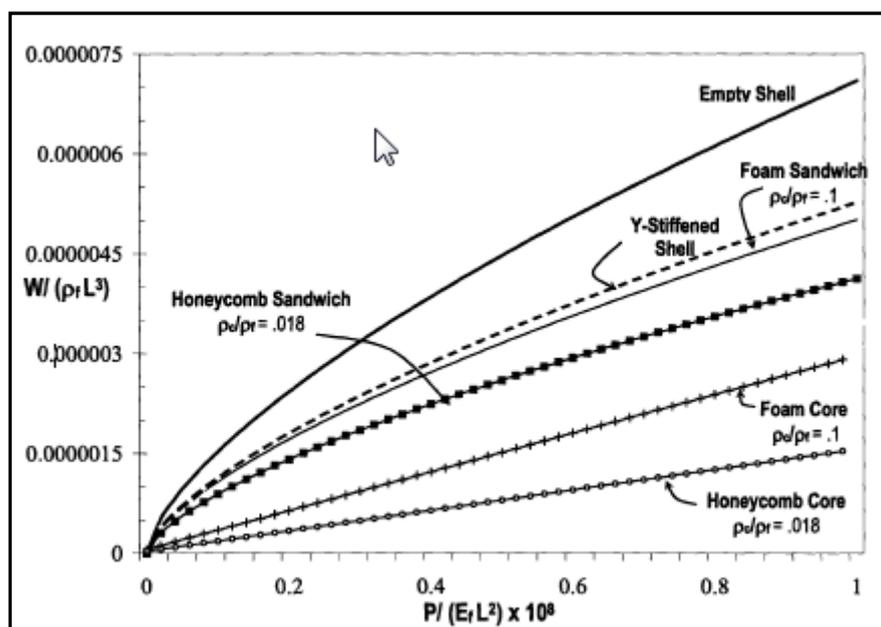


Fig. 4.15 – Indice di peso normalizzato in funzione dell'indice di carico normalizzato per differenti irrigidimenti dei tubi nel caso di  $R/t < 50$  [8].

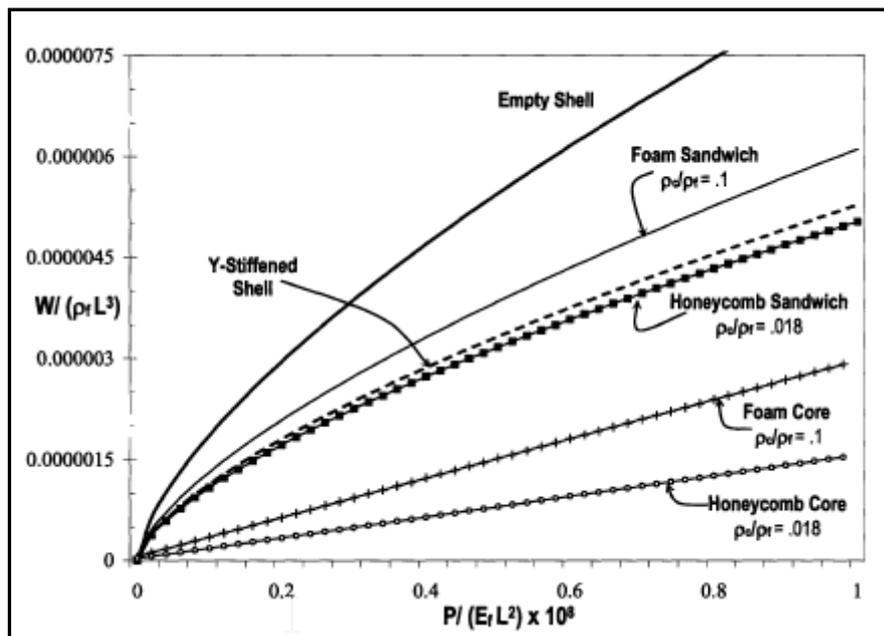


Fig. 4.16 – Indice di peso normalizzato in funzione dell'indice di carico normalizzato per differenti irrigidimenti dei tubi nel caso di  $50 < R/t < 200$  [8].

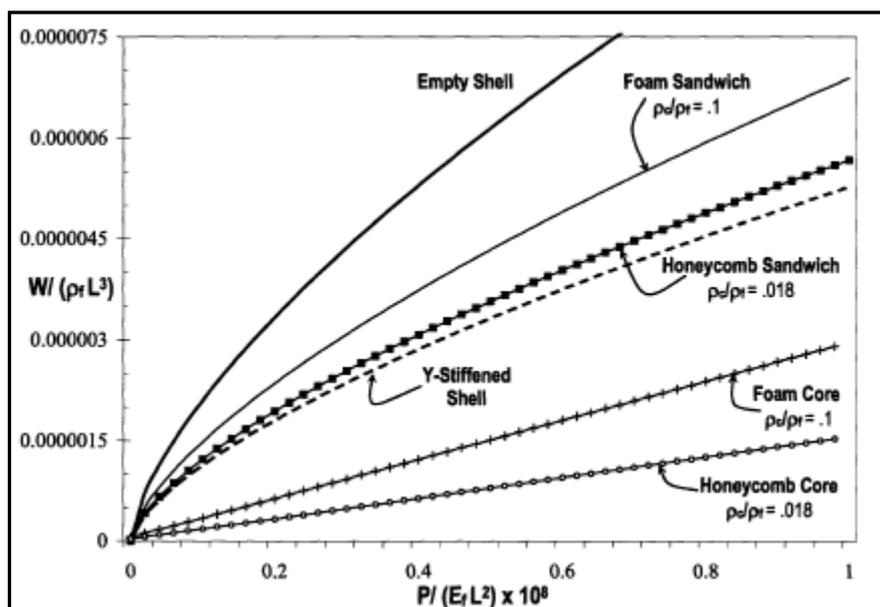
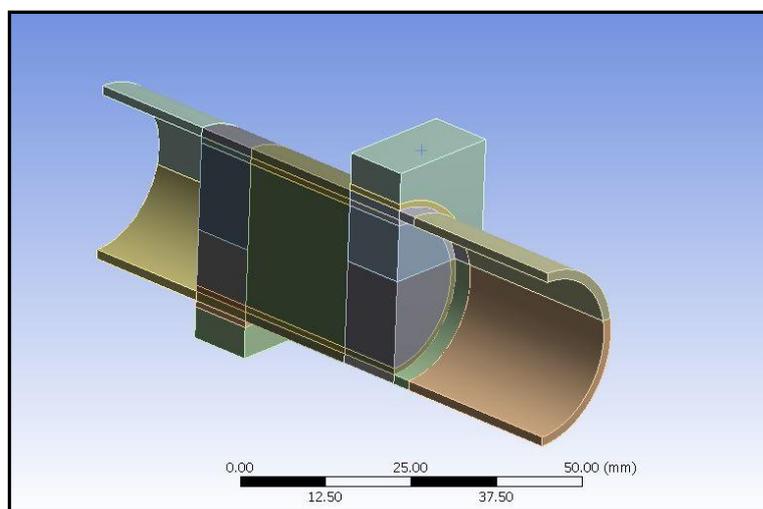


Fig. 4.17 – Indice di peso normalizzato in funzione dell'indice di carico normalizzato per differenti irrigidimenti dei tubi nel caso di  $R/t > 200$  [8].

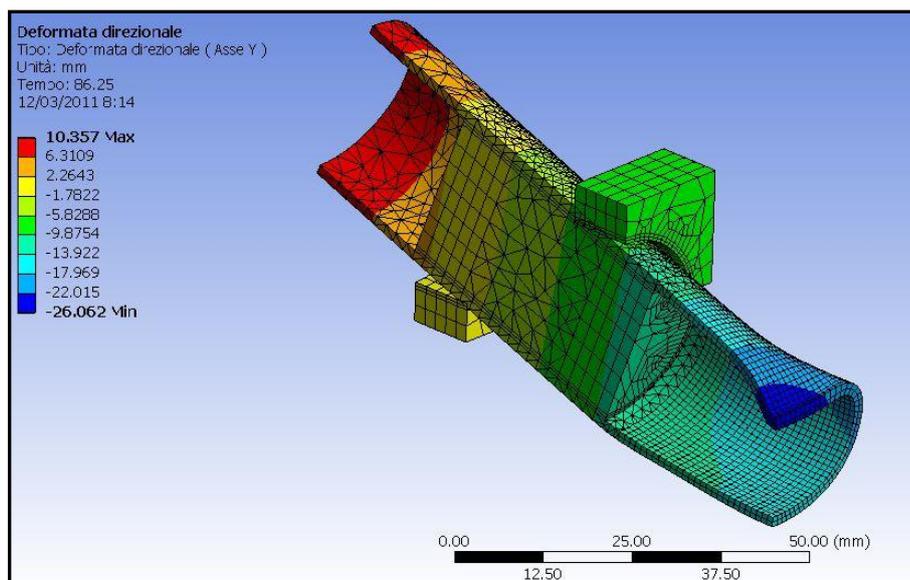
Oltre alla trattazione analitica dei fenomeni descritti si può ricorrere ad un approccio numerico. Nel caso di questo studio il fenomeno è stato affrontato utilizzando il metodo FEM attraverso il codice commerciale ANSYS Workbench 11.0™ [17]. La simulazione eseguita, Fig. 4.18, riguarda la modellazione degli

esperimenti svolti che saranno discussi nei prossimi paragrafi. Il modello utilizzato è un modello parametrico che, quindi, permette di variare le dimensioni geometriche o le caratteristiche dei materiali in maniera arbitraria. La struttura è stata modellata con elementi esaedrici e tetraedrici solidi facendo particolare attenzione ad avere almeno tre elementi nello spessore del tubo per poter cogliere i fenomeni flessionali. I materiali sono stati modellati come non lineari utilizzando i dati presenti dentro la libreria del *software*. I contatti tra la struttura di prova ed il componente sono stati anch'essi considerati non lineari e sono modellati come contatti con attrito per evidenziare fenomeni di scorrimento localizzato dei materiali. Sfruttando le simmetrie si è considerato solo un quarto della struttura. In piedino di appoggio inferiore è stato considerato fermo mentre per quello superiore si è applicata la legge di moto propria della macchina di prova.



**Fig. 4.18 – Modello FEM utilizzato per la verifica dei fenomeni di Brazier e di buckling locale nel caso di flessione a quattro punti su elementi tubolari in acciaio.**

In Fig. 4.19 è possibile osservare la conclusione di unaq simulazione nel quale si evidenzia il fenomeno di ovalizzazione secondo le leggi di Brazier. È possibile ricavare sia gli spostamenti che le tensioni nei nodi del modello, e, inoltre, è possibile ricavare le forze di reazione agenti sul sistema di prova, che rappresentano la forza agente sulla macchina.



**Fig. 4.19 – Risultati del modello FEM nel quale sono evidenti i fenomeni di ovalizzazione della sezione secondo il criterio di Brazier.**

In Fig. 4.20 è visibile il grafico degli spostamenti della traversa mobile della macchina (ascisse) e delle forze applicate (ordinate) del modello. È possibile vedere come dopo un tratto elastico lineare si assiste al fenomeno di ovalizzazione con diminuzione repentina del carico portante. L'instabilità avviene a tensioni ben inferiori rispetto a quelle di collasso plastico calcolabili con la teoria di De St. Venant.

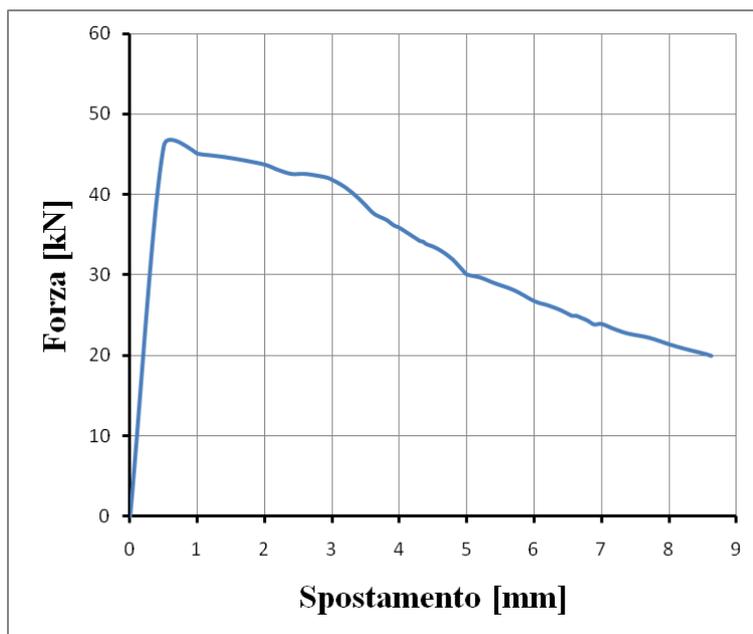


Fig. 4.20 – Grafico dei risultati del modello FEM in termini di spostamento della traversa mobile della macchina di prova e forza applicata.

### 4.3.2 Caratterizzazione a flessione di tubi riempiti con schiume metalliche

I vantaggi evidenziati nel paragrafo precedente relativo al comportamento flessionale di tubi riempiti in schiuma metallica sono oggetto di campagne sperimentali per verificarne la veridicità [18 – 28] . Le caratterizzazioni flessionali solitamente avvengono con il metodo del *three points bending* sia su tubi cavi a sezione cilindrica che rettangolare. In Fig. 4.21 un esempio di prova di flessione a tre punti su un tubo a sezione quadrata: di particolare interesse in questa applicazione l'utilizzo di blocchetti di legno in corrispondenza degli appoggi dell'attrezzatura in grado di prevenire sia lo spostamento assiale della schiuma durante l'applicazione del carico, in quanto essa è solo inserita all'interno del tubo senza giunzione relativa, sia di evitare lo schiacciamento localizzato del tubo che inficerebbe le prove.

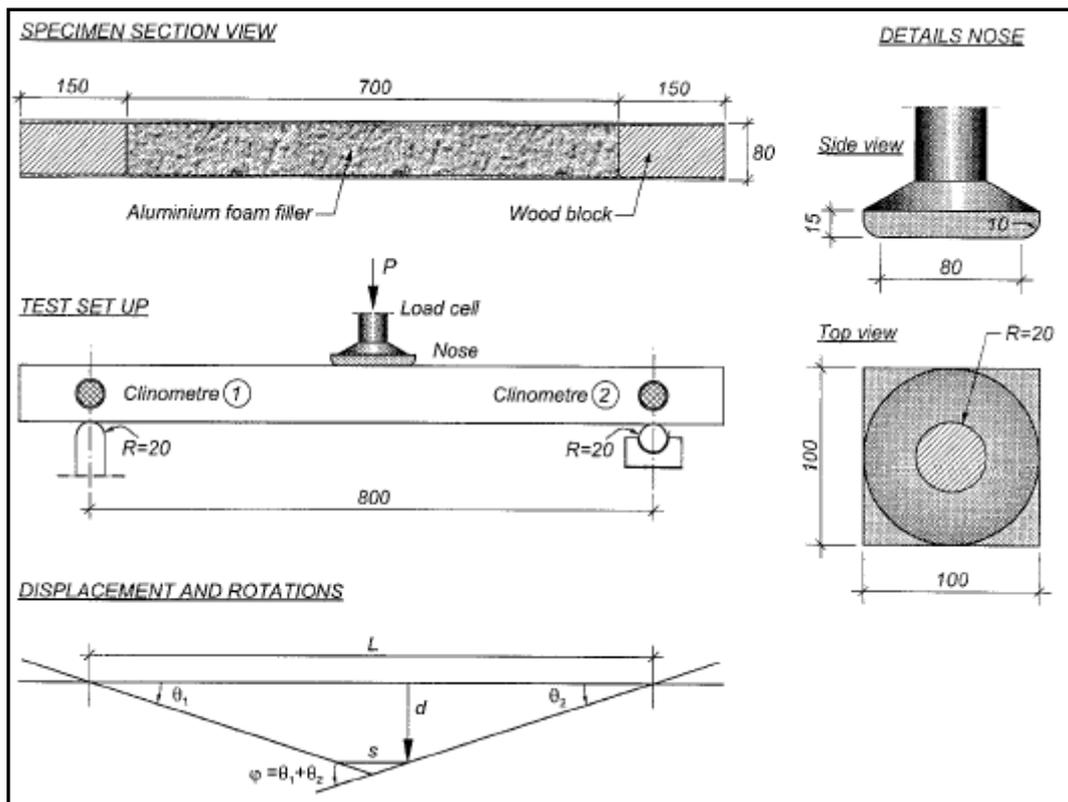


Fig. 4.21 – Schema della prova a flessione su tre punti su trave quadrata riempita con schiuma metallica [23].

In Fig.4.22 l'andamento del momento flettente nel caso del *three points bending* e un grafico tipico dell'andamento del momento in funzione della rotazione degli estremi sia per un tubo vuoto che riempito in materiale cellulare, nel quale si evidenzia un incremento del momento resistente, come evidenziato anche numericamente.

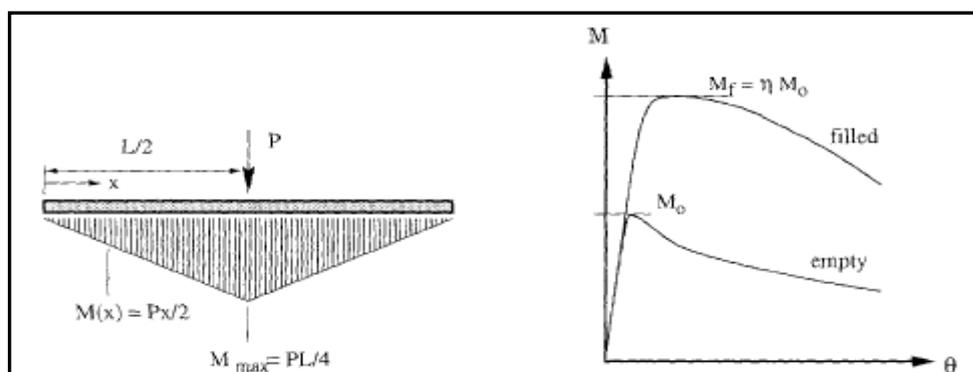


Fig. 4.22 – Andamento del momento flettente nel caso di flessione su tre punti (sinistra) e grafico (destra) del momento flettente applicato (ordinate) in funzione della rotazione della deformata (ascisse) [27].

Le prove inoltre sono state eseguite sia su tubi integralmente che parzialmente riempiti, in Fig. 4.23 un esempio di andamento della forza dello spintore in funzione del suo spostamento, e del momento flettente applicato in funzione della rotazione degli estremi.

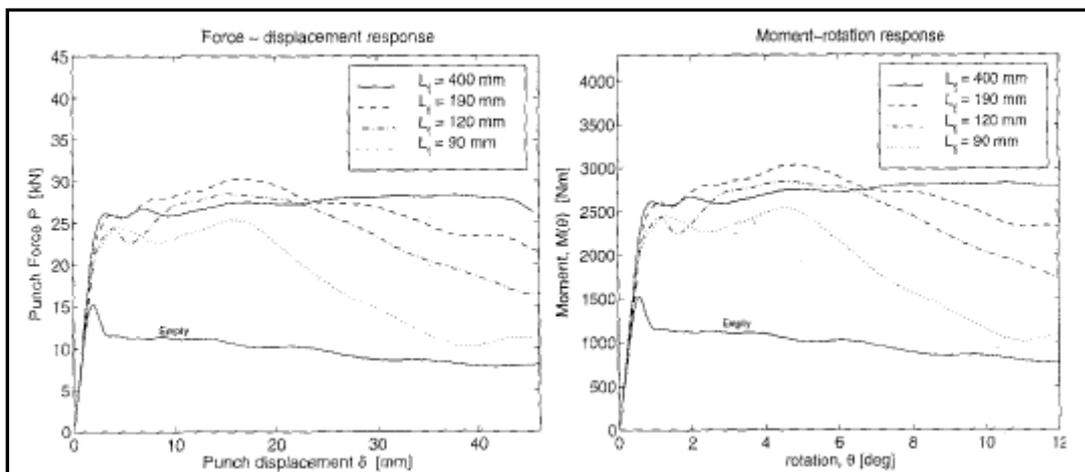


Fig. 4.23 – Andamento della forza applicata e dello spostamento misurato della traversa mobile per diverse lunghezze della schiuma metallica inserita (sinistra); andamento del momento flettente in funzione della rotazione delle sezioni (destra) per diverse lunghezze del riempimento inserito[27].

Nella presente indagine particolare rilievo ha avuto la ricerca di prove flessionali su tubi circolari riempiti di schiume metalliche. Anche in questo caso le prove svolte sono state eseguite sia con tubi integralmente che parzialmente riempiti utilizzando sia schiume di alluminio che di zinco [19]. Di seguito sono raccolti i dati di alcune prove [18 – 20].

- **Materiale:** tubo di acciaio  $\phi$  40 lunghezza 400 mm
- **Riempitivo:** lega di alluminio AlSi12, densità  $0.65 \text{ gr cm}^{-3}$
- **Metodo di prova:** *three point bending*, velocità della traversa 10 mm/min, distanza tra i supporti 300 mm. Prove su tubo vuoto, completamente riempito (300 mm di schiuma metallica) e parzialmente riempito (100 mm di schiuma metallica al centro del provino).

<b>Provino</b>	<b>Peso [gr]</b>	<b>Forza al collasso [N]</b>	<b>Freccia a 1500 N [mm]</b>	<b>Forza per freccia di 9 mm [N]</b>	<b>Energia per freccia di 9 mm [MJ]</b>
Tubo vuoto(t=0.7mm)	272	1460	2.61	1240	11.2
Tubo parzialmente riempito (t=0.7mm)	304	2670	0.93	2725	21.1
Tubo integralmente riempito (t=0.7 mm)	541	5250	0.51	5428	39.9
Tubo vuoto (t=1.5mm)	557	3642	0.28	3919	32.8

**Tab. 4.1 – Tabella riassuntiva di prove svolte con flessione a tre punti su tubi sia vuoti sia parzialmente che integralmente riempiti con schiuma metallica [18].**

Prendendo a riferimento il tubo vuoto di sezione pari a 0.7 mm è possibile valutare le variazioni percentuali delle grandezza misurate. Dal grafico di Fig.4.24 è possibile osservare come l'introduzione delle schiume metalliche comportano un incremento nel peso percentualmente molto inferiore rispetto all'incremento nelle caratteristiche flessionali rilevate. Il tubo integralmente riempito in schiuma metallica raggiunge il peso di un tubo di spessore doppio, ma con caratteristiche flessionali, per quel che concerne il carico massimo applicabile e l'energia di deformazione assorbita molto più alte.

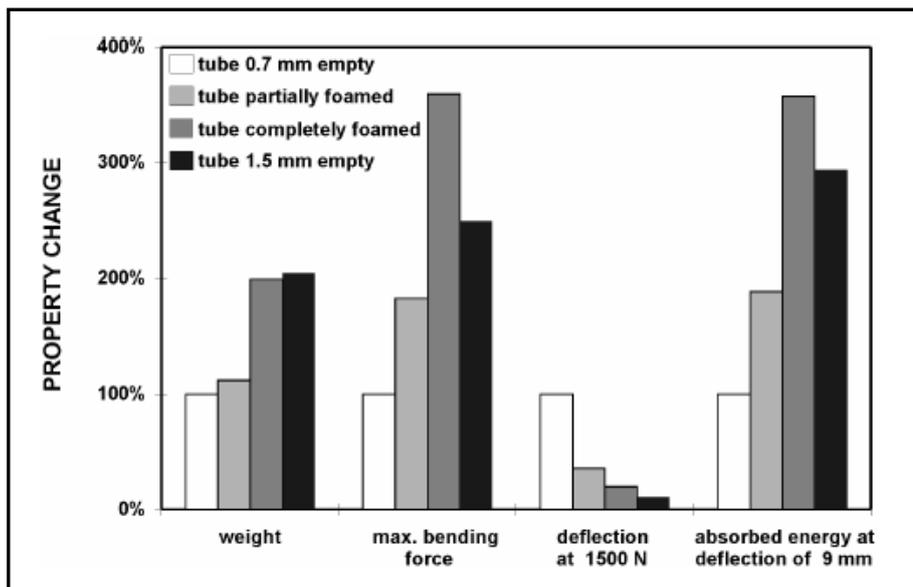


Fig. 4.24 – Grafico che mostra le variazioni in termini percentuali delle principali caratteristiche flessionali oltre al peso [18].

Ulteriori prove sono state svolte sempre su tubi in lega di alluminio riempiti con schiume di alluminio [20] .

- **Materiale:** tubo di alluminio 6060  $\phi$  23 mm lunghezza 350 mm con spessore  $t$  di 1 mm o 0.5 mm ;
- **Riempitivo:** lega di alluminio AlSi10 a densità variabile ;
- **Metodo di prova:** *three point bending*, distanza tra i supporti 310 mm, nella parte a contatto con gli appoggi è stato aggiunto un irrigidimento per evitare il collasso del tubo in quel punto; prove su tubo vuoto, completamente riempito (350 mm di schiuma metallica) e parzialmente riempito (100 mm di schiuma metallica al centro del provino), Fig. 4.25 .

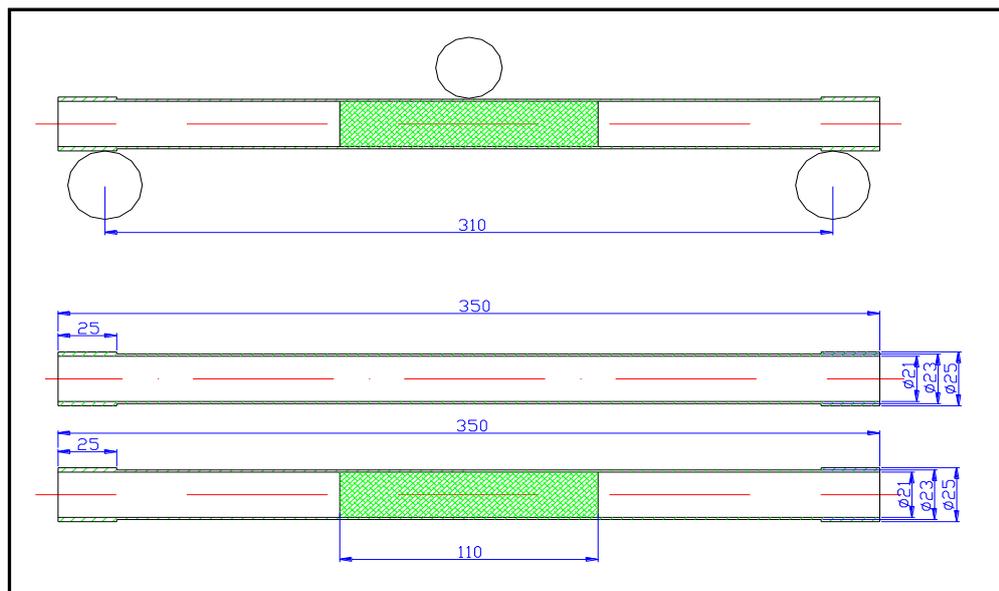


Fig. 4.25 – Schema del metodo di prova utilizzato (sopra) e misure del provino vuoto e di quello parzialmente irrigidito con schiuma metallica [20].

In Fig. 4.26 sono rappresentati i grafici della tensione e della forza flettente applicata, asse delle ordinate, in funzione della freccia, asse delle ascisse. Dai grafici e dalle fotografie che rappresentano gli effetti della flessione su tubi vuoti e su tubi riempiti è possibile osservare come i tubi vuoti presentino in corrispondenza del momento massimo, punto di applicazione del carico, un fenomeno di *buckling*; al contrario, i tubi irrigiditi con schiuma metallica non presentano fenomeni di *buckling* e, nel caso di rottura, sono in grado di sopportare un momento flettente più elevato di circa il 60%, Fig. 4.27 .

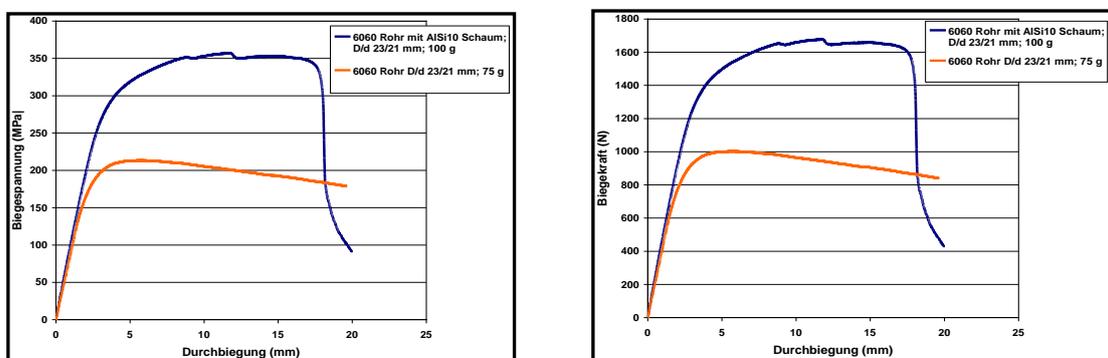


Fig. 4.26 – Andamento della tensione nel tubo rispetto allo spostamento della traversa mobile (sinistra) e del momento flettente rispetto allo spostamento della trasversa mobile (destra) [20].



**Fig. 4.27 – Confronto tra tubo vuoto (sinistra basso) e tubo irrigidito con schiuma metallica (sinistra alto); a destra dettaglio della sezione centrale di tubo riempito con schiuma metallica e soggetto a flessione su tre punti [20].**

Provino	Densità della Schiuma[gr cm <sup>3</sup> ]	Peso [gr]	Forza al collasso [N]	Freccia al collasso[mm]
Tubo vuoto (t=1 mm)	--	212	1790	1.0
Tubo parzialmente riempito (t=1 mm)	0.46	232	1900	1.0
Tubo parzialmente riempito (t=1 mm)	0.85	249	2050	1.5
Tubo vuoto (t=0.5mm)	--	110	1200	1.2
Tubo parzialmente riempito (t=0.5mm)	0.4	130	1500	3.0
Tubo parzialmente riempito (t=0.5mm)	0.6	140	2200	3.5

Tubo integralmente riempito (t=0.5mm)	0.4	166	1600	2.2
Tubo integralmente riempito (t=0.5mm)	0.52	183	2200	3.3

Tab. 4.2 – Tabella riassuntiva delle prove svolte su tubi di alluminio vuoti e riempiti con schiuma di alluminio [20].

In Fig. 4.27 è visibile un grafico riassuntivo delle variazioni delle grandezze esaminate rispetto al tubo vuoto di  $\phi$  25mm e t 1mm preso come riferimento.

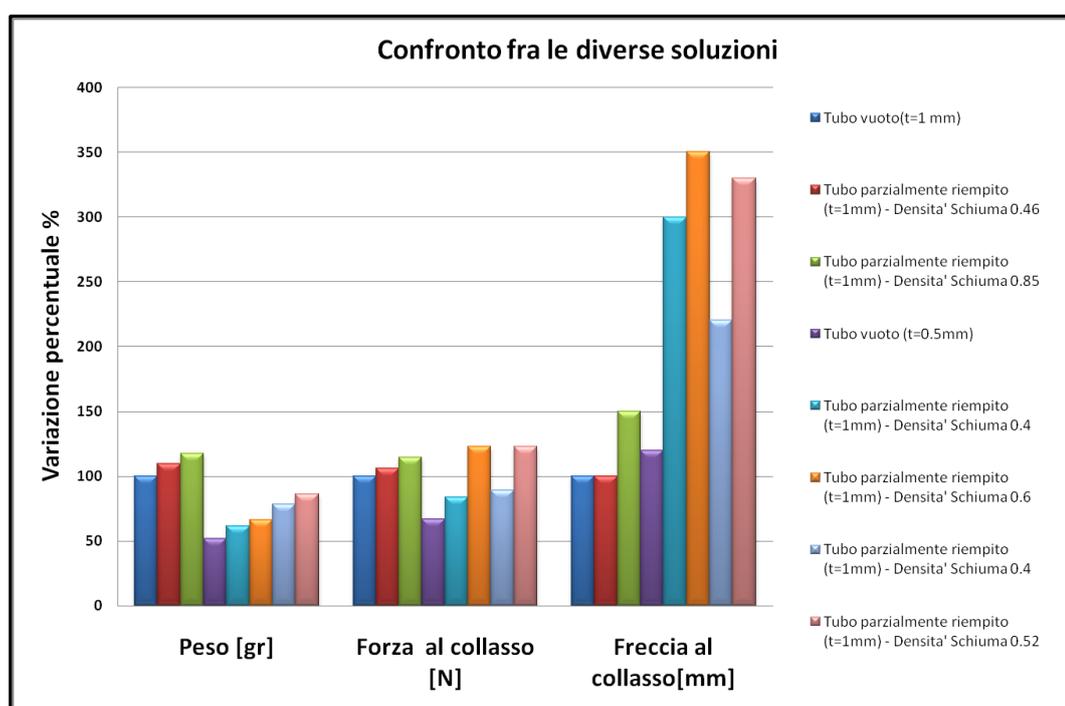


Fig. 4.28 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche flessionali misurate per ogni prova svolta [20].

Si può osservare come i risultati migliori come compromesso tra massa e caratteristiche di resistenza a flessione si ottengono con tubi parzialmente riempiti: in tal caso l'irrigidimento viene inserito nella zona di maggior

sollecitazione. Nel medesimo studio sono stati anche valutate le prestazioni di manubri per uso ciclistico con, Fig. 4.29, e senza irrigidimento, Fig. 4.30.



Fig. 4.29 – Prova di flessione tre punti su manubrio ciclistico senza irrigidimento interno[20].



Fig. 4.30 – Prova di flessione tre punti su manubrio ciclistico con irrigidimento interno in schiuma metallica a densità differente.[20].

In [19], inoltre, è stato svolto un confronto tra tubi in acciaio riempiti con schiuma di alluminio e di zinco. Oltre alle diverse caratteristiche meccaniche dei due metalli di base delle schiume, la differenza maggiore nel comportamento riguarda le modifiche microstrutturali apportate al tubo, in questo caso di acciaio, a seguito del riscaldamento in forno nel processo produttivo della schiuma, realizza “*in-situ*” all’interno dei tubi. La minor temperatura di processo della schiume di zinco, 500° C contro i circa 800° della schiuma di alluminio, comporta un minor deterioramento delle caratteristiche meccaniche del tubo. Per valutare questo deterioramento su alcuni tubi è stato eseguito il processo di

schiumatura poi si è provveduto alla rimozione della stessa ed alla caratterizzazione flessionale.

- **Materiale:** tubo di acciaio  $\phi$  37mm lunghezza 400 mm con spessore  $t$  di 0.75mm nel caso di tubo riempito,  $\phi$  40mm lunghezza 400 mm con spessore  $t$  di 1.5mm nel caso di tubo vuoto utilizzato senza ulteriori trattamenti (“*as-received*”).
- **Riempitivo:** lega di alluminio AlSi12 o Zinco;
- **Metodo di prova:** *three point bending*, distanza tra i supporti 300 mm, diametro degli appoggi  $\phi$  30mm, velocità della prova 10 mm  $\text{min}^{-1}$ ; prove su tubo vuoto con spessore maggiorato per poter confrontare le caratteristiche flessionali a parità di peso, completamente riempito (350 mm di schiuma metallica) e parzialmente riempito (100 mm di schiuma metallica al centro del provino). La schiuma è generata direttamente dentro al tubo, oppure inserita in un secondo momento tramite incollaggio.

La prima prova svolta, i cui risultati in termini relativi sono mostrati in Fig. 4.31, dimostra come, nel caso in cui la schiuma viene inserita all’interno di un tubo che non subisce alcun trattamento termico aggiuntivo dovuto alla fase di schiumatura, la schiuma di alluminio presenti le migliori caratteristiche in qualità delle sue caratteristiche meccaniche superiori rapportate al peso rispetto allo zinco. Occorre sottolineare come un completo riempimento del tubo comporti un aumento della massa senza un significativo incremento delle caratteristiche a

flessione: il rapporto proprietà rispetto al peso può essere incrementato inserendo la schiuma solo in corrispondenza dei punti deboli della struttura.

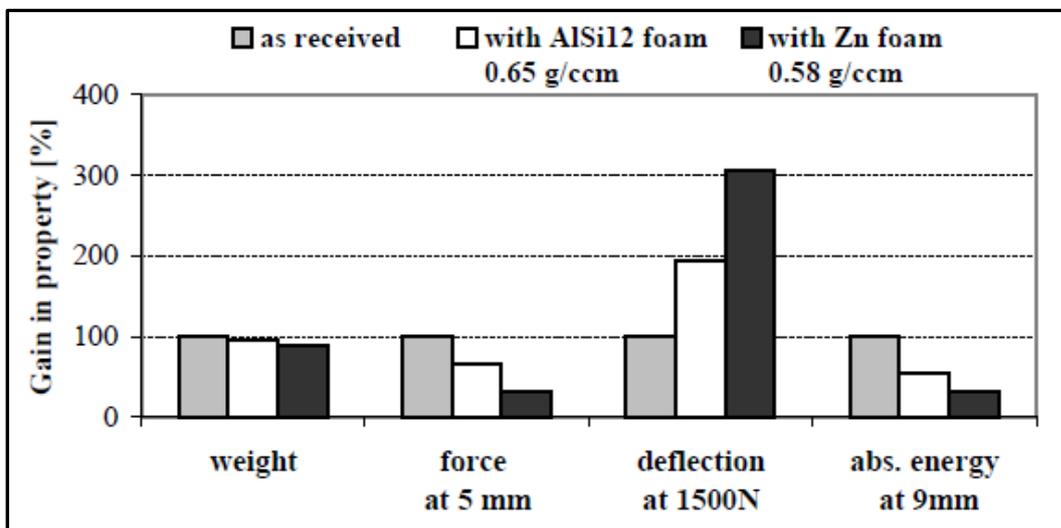


Fig. 4.31 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti, e riempiti in schiuma di alluminio o zinco senza schiumatura in forno.[19].

In Fig. 4.32 è riportato il confronto tra un tubo vuoto che non ha subito alcun trattamento termico, preso come termine di paragone, e due tubi della stessa specie, ma che hanno subito un trattamento di schiumatura rispettivamente a 500°C ed a 800°. La schiuma che si era generata è stata rimossa per osservare le conseguenze del riscaldamento. Il raggiungimento di temperature così elevate comportano delle variazioni nella microstruttura dell'acciaio: ingrossamento del grano, cambio della sua forma ed annullamento dei fenomeni di incrudimento della lavorazione a freddo. Questi cambiamenti hanno effetti negativi sulle caratteristiche meccaniche tanto che il medesimo materiale si comporta in maniera peggiore se riscaldato, tanto più quanto più è alta la temperatura raggiunta.

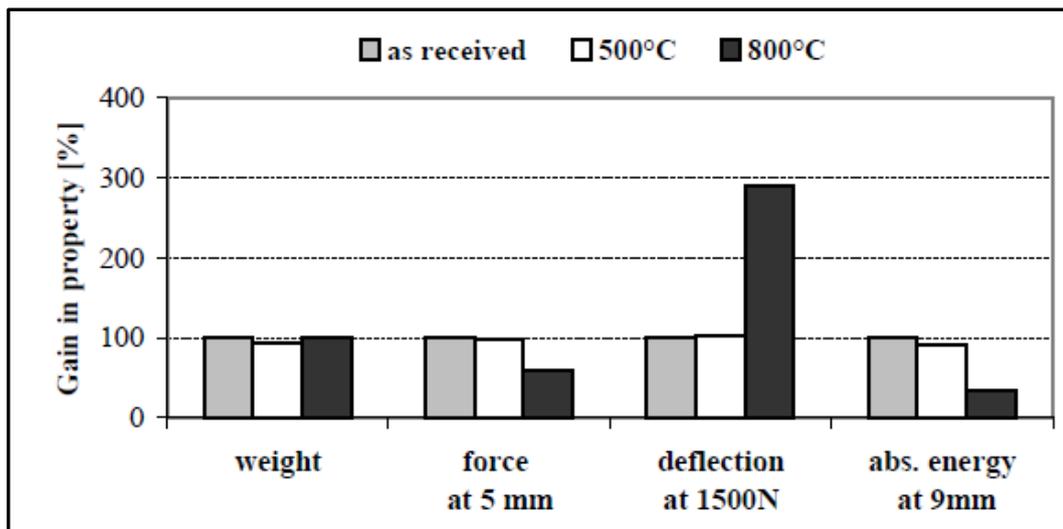


Fig. 4.32 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti senza alcun trattamento e con trattamento termico, analogo a quello della schiumatura a 500°C e a 800°C [19].

Anche nel caso in cui non si rimuova la schiuma metallica all'interno non si ottiene quel miglioramento nelle prestazioni precedentemente osservato con la sola introduzione delle schiume, Fig. 4.33 .

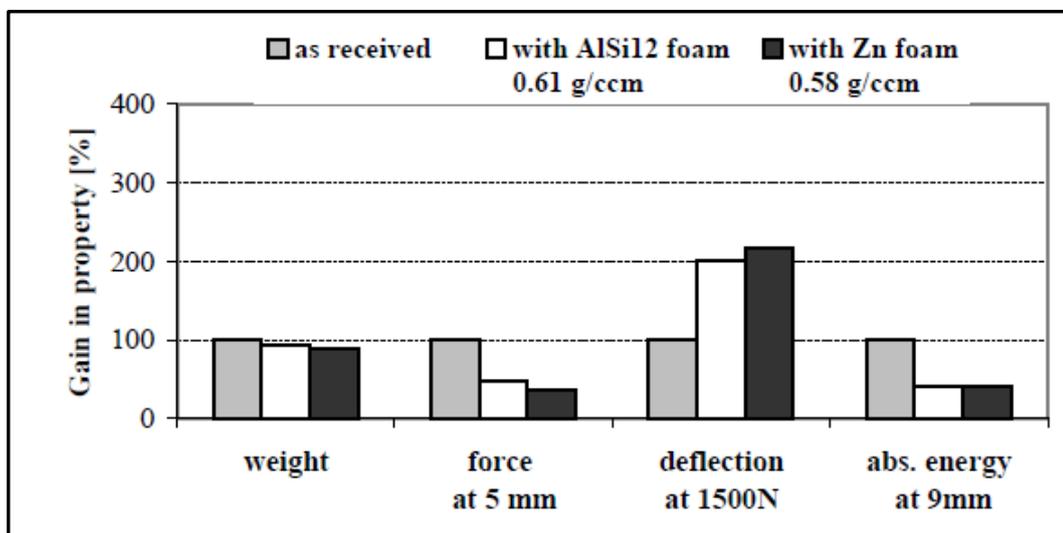


Fig. 4.33 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti e con tubi riempiti di schiuma di alluminio o di schiuma di zinco con schiumatura "in-situ" [19].

Una soluzione interessante è quella di realizzare la schiumatura solo nella parte più debole della struttura: in questo caso la microstruttura dell'acciaio viene

compromessa solo in una zona ristretta del componente. I risultati ottenuti sono in linea con quelli degli studi precedenti nel quale la schiuma era introdotta nel tubo e non realizzata direttamente al suo interno, Fig. 4.34 .

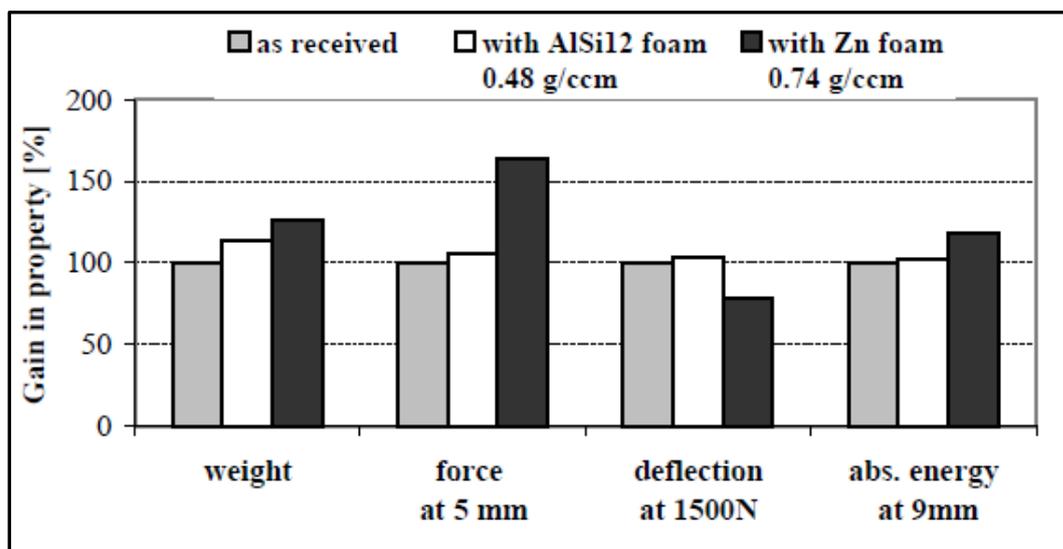


Fig. 4.34 – Confronto in termini di variazione percentuale delle caratteristiche di tubi vuoti e con tubi parzialmente riempiti di schiuma di alluminio o di schiuma di zinco con schiumatura “in-situ” [19].

## 4.4 Caratterizzazione flessionale di varie tipologie di giunzione con e senza riempitivo in schiuma metallica

### 4.4.1 Introduzione

Nel presente paragrafo viene descritta l'attività sperimentale svolta per la caratterizzazione a flessione a quattro punti di tubi in acciaio inossidabile AISI304 saldati di testa, utilizzando varie tecniche di saldatura, sia senza che con riempimento in schiuma metallica. L'attività, svolta per caratterizzare la giunzione di testa, si può idealmente suddividere in tre parti: la prima, in cui sono stati realizzati i provini, la seconda, in cui quest'ultimi sono stati sottoposti alla prova di flessione a quattro punti e, la terza, in cui si sono analizzati i dati. In

totale, sono state pensate ben sette tipologie di provini (tutti in acciaio AISI304) di cui quattro cavi e gli altri tre irrigiditi con schiuma metallica:

### **Serie 2**

- **Tubo integro (INT):** viene provato un tubo in AISI304 privo di saldature e trattamenti termico indotte dal processo di giunzione;
- **Tubo trattato laser (TL):** anche in questo caso il tubo non presenta la saldatura dei componenti, ma sulla mezzeria viene realizzata un trattamento termico LASER con i medesimi parametri di processo utilizzati nella saldatura a tutto spessore del tubo con *keyhole*. In questo modo è possibile valutare l'effetto netto del trattamento termico indotto dalla saldatura LASER, in quanto il componente è esente da errori di posizionamento relativo propri del processo produttivo di saldatura;
- **Tubo saldato laser (LAS):** in questo caso due spezzoni di tubo, di lunghezza complessiva pari al tubo integro, sono saldati di testa con tecnica LASER senza materiale d'apporto.
- **Tubo saldato MIG (MIG):** analogamente al caso di saldatura LASER, due spezzoni di tubo, di lunghezza totale pari al componente integro, sono saldati di testa tramite tecnica MIG.

Le ulteriori tre tipologie di provino sono riempiti con schiuma d'alluminio:

### **Serie 3**

- **Tubo integro (INTs):** contenente due cilindretti di schiuma ricavati da un pannello Alulight, a mezzo di elettroerosione;

- **Tubo saldato MIG (MIGs):** contenente due cilindretti di schiuma ricavati da un pannello Alulight, a mezzo di elettroerosione ;
- **Tubo saldato MIG (MIGsa):** con al suo interno una schiuma d'alluminio ottenuta mediante la schiumatura in forno di una pastiglia.

Alle prove si aggiunge anche la **Serie 1** nel quale si sono eseguite delle prove su tubi integralmente riempiti in schiuma metallica attraverso il procedimento illustrato nel Capitolo I. Per ogni tipologia si andranno a realizzare tre provini e relative tre prove. In Tab. 4.3 sono riassunte le prove svolte e le tecniche utilizzate per la realizzazione.

Serie 1	Description	Materials	Note	Process Parameters
INOX_P01_TS	Laser butt-welded Al-foam filled samples	AISI 304 & Al-Foam	Tube filled in furnace with solid foamable precursor (PR)	P=2.2 kW; Dspot=.5 mm; n=11.0 rpm; 20 l/min Argon assistant gas
INOX_P02_TS	Laser butt-welded Al-foam filled samples	AISI 304 & Al-Foam	Tube filled in furnace with solid foamable precursor (PR)	P=2.4 kW; Dspot=.5 mm; n=11.0 rpm; 20 l/min Argon assistant gas
Serie M e SM	MIG butt-welded Al-foam filled samples	AISI 304 & Al-Foam	Tubes and Tube filled in furnace with solid foamable precursor (PR)	MIG power Volt = 18.0; Ampere = 44.0; Welding Speed = 8.0 rpm; Wire: AISI308L; $\phi$ = 1.0 mm; Speed = 2.9 m/min.

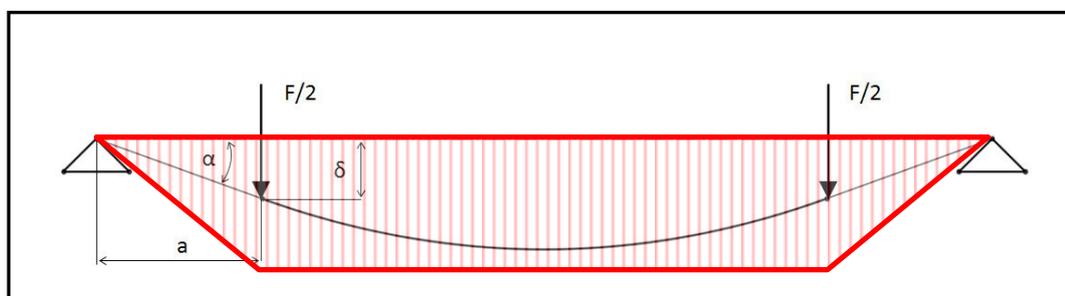
Serie 2	Description	Materials	Note	Process Parameters
21l	Integral empty sample	AISI 304	Tube	
22l				
23l				
21tl	Integral empty sample Laser Heat Treated		Laser heat treated tube	P=3.0 kW; Dspot=.5 mm; n=11.0 rpm; 20 l/min Argon assistant gas
22tl				
23tl				
21Las	Laser welded empty samples		Laser welded tube	P=3.0 kW; Dspot=.5 mm; n=11.0 rpm (5.6 s); 20 l/min Argon assistant gas
22Las				
23Las				
21MIG	MIG welded empty samples		MIG welded tube	Pulsed Arc; I=40A; n=8 rpm; 14 l/min Argon/Elio assistant gas; Filler: AISI 308L (d=1mm); V3.0 m/min
22MIG				
23MIG				

Serie 3	Description	Materials	Note	Process Parameters
31l	Integral empty sample	AISI 304	Tube	
32l				
31ls	Integral Al-foam filled sample	AISI 304 & Al-Foam	Tubes filled with piece of integral foamed paned	P=3.0 kW; Dspot=.5 mm; n=11.0 rpm; 20 l/min Argon assistant gas
32ls				

Tab. 4.3 – Tabella riassuntiva delle prove svolte e delle caratteristiche realizzative di ogni provino.

Ciascun provino andrà poi sottoposto alla prova di flessione a quattro punti, in Fig. 4.35 uno schema del sistema indeformato, della linea elastica e dell'andamento del momento flettente. La scelta della prova di flessione a quattro punti è stata dettata dalla necessità di garantire l'effetto di un momento costante sulle saldature di diversi componenti che possono trovarsi in posizione differenti le une dalle altre. Se si utilizzasse la prova di flessione a tre punti, che, come visto in precedenza, è notoriamente la prova più utilizzata per la caratterizzazione di tubi riempiti in schiuma metallica, il massimo del momento si troverebbe nel punto di contatto tra lo spintore ed il tubo: sarebbe molto difficile, quindi, garantire che la zona della saldatura sia soggetta al massimo del momento o perlomeno a momenti costanti nelle differenti prove. Inoltre, l'effetto dello spintore genera uno schiacciamento del tubo che indebolisce la struttura, riducendo artificialmente le prestazioni del sistema.



**Fig. 4.35 – Schema della flessione su quattro punti ed andamento del momento flettente.**

#### **4.4.2 Attrezzatura e materiali**

Per la prova di flessione è stata utilizzata una macchina servo idraulica Instron da 750 kN con cella di carico da 200 kN. In Fig.4.36 è riportato lo schema costruttivo dell'attrezzatura con le relative misure. Sempre nella medesima figura è possibile osservare la presenza di due cilindri pieni in acciaio C40 di diametro esterno pari al diametro interno del tubo e di lunghezza equivalente alla distanza

tra gli appoggi. L'introduzione di questi cilindri di irrigidimento si è resa necessaria per evitare lo schiacciamento del tubo a causa dell'attrezzatura di prova che inficerebbe i risultati ottenuti.

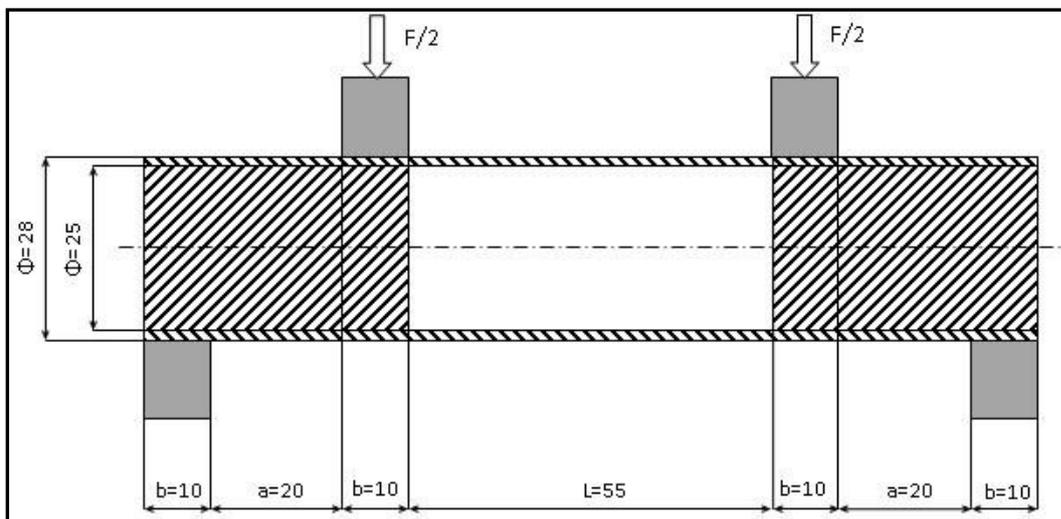


Fig. 4.36 – Schema della prova di flessione su quattro punti realizzata, misure del provino e dell'attrezzatura.

Per ottenere una flessione a quattro punti si è progettata un'opportuna attrezzatura di prova composta da due "selle" superiori e da due inferiori oltre al sistema per potersi interfacciare con la macchina di prova. Le selle presentano un alloggiamento a forma di "U", ricavato eseguendo un foro avente diametro uguale al diametro esterno dei provini ( $D=28$ mm) entro le quali viene alloggiato il campione. In questo modo si impedisce al provino il disassamento durante la prova. In Fig. 4.37 presenti i CAD della sella superiore ed inferiore, in Fig. 4.38 è rappresentata una vista d'insieme dell'attrezzatura completa CAD, mentre in Fig. 4.39 l'attrezzatura realizzata montata sulla macchina di prova.

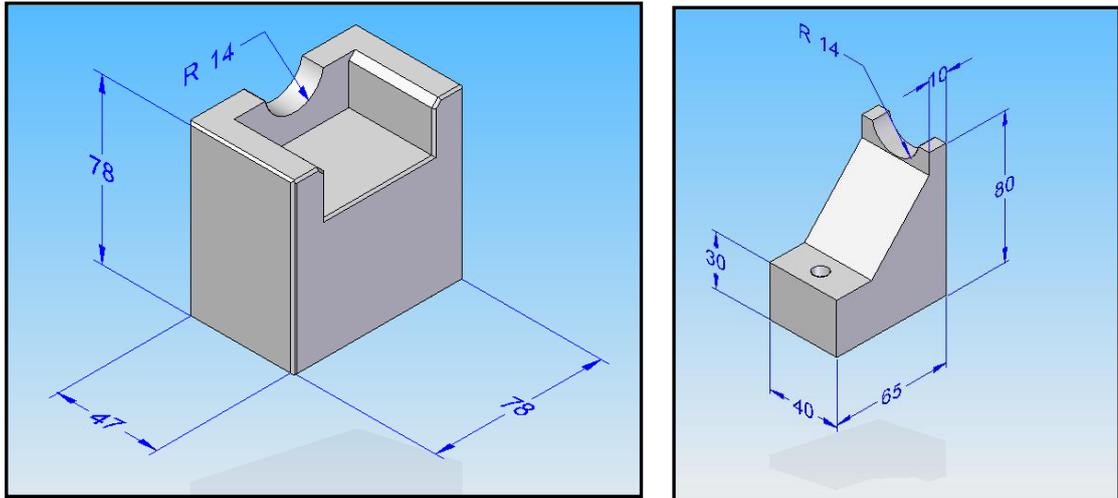


Fig. 4.37 – CAD della sella inferiore (sinistra) e della sella superiore (destra)

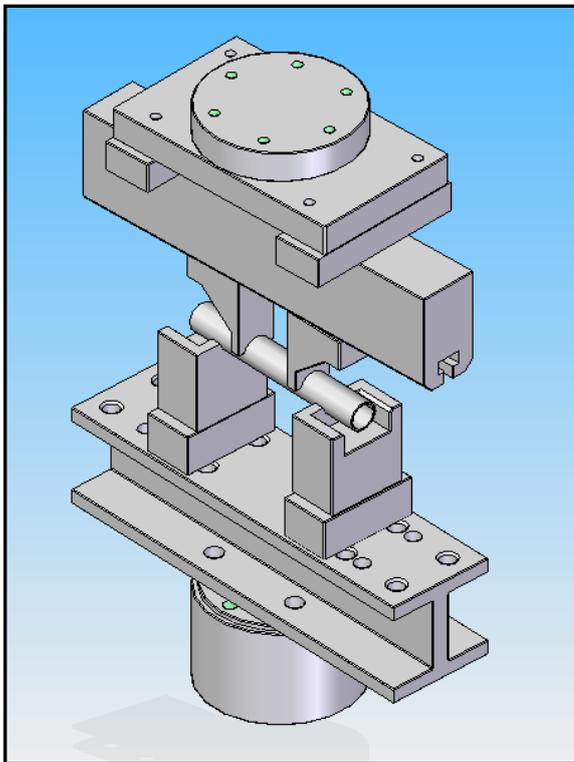


Fig. 4.38 – CAD dell'attrezzatura completa di componenti per l'interfaccia con la macchina di prova.



Fig. 4.39 – Attrezzatura installata sulla macchina di prova.

Per il tubo il materiale è stato scelto l'acciaio inossidabile austenitico AISI304 che è un acciaio al Cr-Ni avente basso tenore di carbonio Cr (18%) Ni (10%) C (0,05%). Oltre a garantire un'ottima resistenza alla corrosione, la presenza del cromo favorisce i fenomeni di adesione con la schiuma di alluminio,

come osservato nel Capitolo I generando un intermetallico con l'alluminio fuso che entra in contatto con la parete del tubo durante la fase di schiumatura. I provini hanno diametro esterno  $D_e=28\text{mm}$  e diametro interno  $D_i=25\text{mm}$ . Ad eccezione dei provini integri, che sono stati ottenuti semplicemente tagliando campioni di 180 mm di lunghezza, tutti gli altri sono stati ottenuti tagliando campioni di 90 mm di lunghezza e saldandoli di testa due a due. Riassumendo, i principali *parametri geometrici* dei provini sono:

- lunghezza totale  $L=180\text{mm}$  (90mm+90mm nel caso di provini saldati);
- diametro esterno  $D_e=28\text{mm}$  ;
- diametro interno  $D_i=25\text{mm}$ .

Oltre al sistema LASER descritto nel Capitolo II, utilizzato per il processo di LASER Foaming, per riuscire a saldare i tubi di testa, è stata progettata e realizzata una sorta di contropunta, visibile in Fig. 4.40, dotata di un alloggiamento cilindrico per il pezzo, di un cuscinetto auto allineante e di un grado di libertà per l'allineamento dell'asse dei tubi. Il mandrino autocentrante e la contropunta permettono di riferire e mantenere in posizione i due spezzoni di tubo durante la fase di saldatura: grazie a questa attrezzatura si realizza il moto relativo fra fascio LASER e provino mettendo in rotazione quest'ultimo.

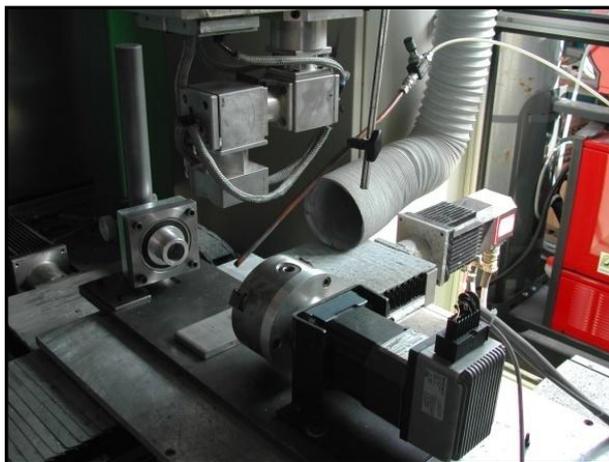


Fig. 4.40 – Sistema per la realizzazione dei provini, sulla tavola del LASER è visibile il mandrino autocentrante mosso dal motore elettrico *brushless* e la contropunta.

#### **4.4.3 Realizzazione dei provini**

Per realizzare i provini cavi si sono impiegate sia la tecnologia LASER che quella MIG. Sostanzialmente si è trattato di eseguite saldature di testa fra tubi in acciaio AISI304. Inoltre si è anche pensato di trattare termicamente il tubo integro per ottenere una zona termicamente alterata nella mezzeria. Il LASER permette di ottenere la temperatura in tutto lo spessore del tubo. Il materiale sostanzialmente fonde e risolidifica molto velocemente, aumentando le dimensioni del grano cristallino nella zona interessata. Per la saldatura delle tipologie TL, LAS, i parametri realizzativi sono riportati nella seguente tabella Tab. 4.4:

	Trattato LASER	Saldato LASER
TEM	TEM00	TEM00
Potenza	3000 W	3000 W
Diametro spot	0.5mm	0.5 mm
Velocità di rotazione	11 giri/min	11 giri/min
Durata	5.6 sec	5.6 sec
Gas di copertura	Argon 20 l/min	Argon 20 l/min

**Tab. 4.4 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo utilizzati nel trattamento termico LASER e della saldatura LASER.**

La saldatura MIG avviene in maniera del tutto analoga a quella LASER salvo che i campioni devono essere preventivamente cianfrinati a v lungo i lembi da unire e l'utilizzo di materiale di apporto. In Tab. 4.5 sono presenti i parametri di processo della saldatura MIG.

	Saldato MIG
Modalità	Pulsed arc
Corrente	40 A
Velocità di rotazione	8 giri/min
Filo	AISI308L d =1 mm Vel=2.9 m/min
Gas di copertura	Argon/Elio 14.5 l/min

**Tab. 4.5 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo utilizzati nella saldatura MIG.**

Nel caso del provino INTs sono stati inseriti, nel tubo integro, due cilindretti di schiuma Alulight ottenuti da un pannello piano per elettroerosione. Il processo di elettroerosione è stato scelto in quanto è l'unico processo di taglio che non danneggia la struttura cellulare della schiuma. Le dimensioni dei cilindri di schiuma metallica sono di lunghezza 30mm e diametro 25mm, la densità relativa di questi cilindretti è stata misurata ed il suo valore era circa 0.13. La disposizione all'interno del tubo dei cilindretti di schiuma metallica e dei cilindretti di acciaio di irrigidimento degli appoggi sono mostrate in Fig. 4.41 .



**Fig. 4.41 – Posizione relativa tra l'irrigidimento in schiuma metallica e quello di acciaio per evitare lo schiacciamento del tubo.**

Le tipologie di provino MIGs e MIGsa, Fig. 4.40, si differenziano fra loro sostanzialmente per la presenza o meno dell'adesione tra la schiuma metallica ed il tubo di acciaio inox: ovvero quel legame metallurgico che si instaura all'interfaccia fra la schiuma d'alluminio e la pelle d'acciaio. I parametri geometrici e realizzativi, invece, rimangono sostanzialmente gli stessi per entrambi i tipi. La loro realizzazione necessita di due fasi, una prima fase per la giunzione della schiuma attraverso tecnica di LASER *Foaming* per trasparenza, e una seconda per la saldatura della pelle d'acciaio. Rispetto alla tecnica di giunzione riportata nel Capitolo III, che consisteva essenzialmente nella saldatura del tubo di acciaio tramite LASER e della successiva schiumatura LASER della

pastiglia, nel caso della saldatura delle pelli esterni tramite MIG si è deciso di invertire i due processi. Alcune prove sono state svolte mantenendo l'ordine descritto nel Capitolo III: così facendo, però, si presentavano due problemi dovuti al rilascio di gas da parte della pastiglia. Nella fase preliminare di saldatura MIG, l'attivazione del precursore schiumogeno da parte del bagno fuso della zona saldata procurava il rilascio di gas (idrogeno) in grado di danneggiare il cordone di saldatura generando delle porosità, infragilendo il materiale di apporto e, a causa della pressione raggiunta, espellendo materiale d'apporto dal bagno fuso con conseguente danneggiamento del cordone di saldatura. Inoltre, durante la fase di schiumatura, non avendo il gas generato la possibilità di fuoriuscire liberamente, a causa della presenza del cordone di saldatura, si registra un aumento di pressione tale da danneggiare la struttura delle cellule in fase di formazione. I risultati di queste prove con il procedimento mantenuto inalterato rispetto a quello utilizzato nel Capitolo III, si trovano nella descrizione della Serie 1. Invertendo le due successioni i problemi sono scomparsi. Realizzando prima la giunzione della schiuma, infatti, si dà la possibilità al gas di fuoriuscire dall'intercapedine fra i due campioni. Questo accorgimento riduce il gradiente di pressione nella zona di giunzione permettendo il raggiungimento di una struttura cellulare più omogenea. Durante la fase di giunzione MIG invece non essendo più presente il materiale precursore, non si ha rilascio di gas e quindi il cordone di saldatura non appare deteriorato.

Nel caso del provino MIGs, come detto, sono stati inseriti, Fig. 4.42, due cilindretti di schiuma Alulight di lunghezza 30mm e diametro 25mm, intervallati da una pastiglia di schiumogeno avente lo stesso diametro ed uno spessore di

circa 2mm necessaria per realizzare la saldatura della schiuma. La pastiglia è stata ricavata compattando a freddo alluminio, silicio e idruro di titanio (AlSi7-TiH<sub>2</sub>), come illustrato nel Capitolo II, Fig. 4.43. In questo caso quindi, dopo il processo di schiumatura e saldatura MIG i cilindretti di schiuma risultano tra loro collegati, ma la schiuma non ha adesione con il tubo di acciaio Inox, salvo, forse, la presenza di collegamenti nella zona di schiumatura. I provini MIGsa, invece, sono stati realizzati partendo da due campioni, forniti dall'Università di Messina, contenenti già una schiuma d'alluminio ottenuta direttamente all'interno del tubo con processo di schiumatura in forno, per un tratto di 30mm a partire da una delle due estremità Fig. 4.45. Per quanto riguarda la loro giunzione, si è ricavata una "tasca", asportando con fresatrice verticale CNC, una piccola parte della schiuma, per l'alloggio della pastiglia schiumogena.



**Fig. 4.42 – Raccolta di tutti gli elementi utilizzati nelle prove di flessione con riempitivo in schiuma metallica..**

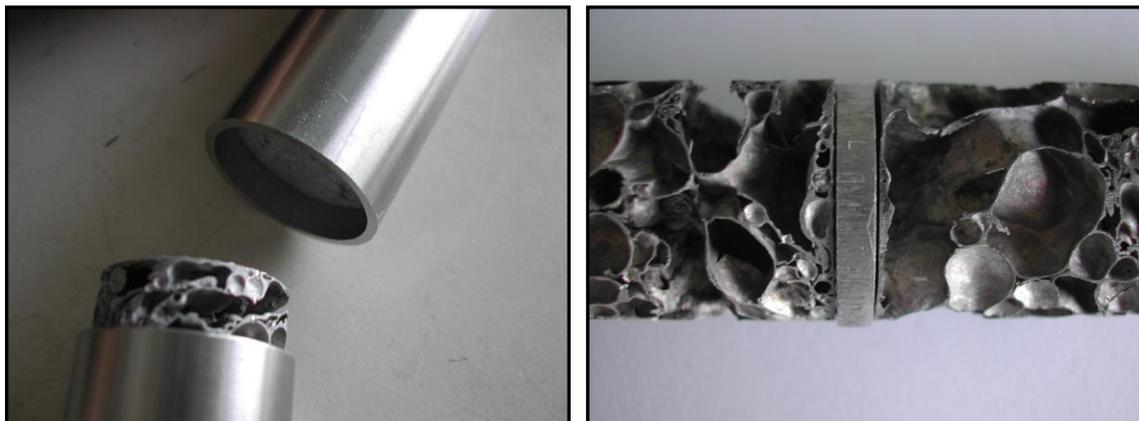


Fig. 4.43 – Posizione relativa dei cilindretti di schiuma metallica rispetto al precursore schiumogeno (destra) ed il loro inserimento nei due monconi di acciaio (sinistra).



Fig. 4.44 – Precursore solido.



Fig. 4.45 – Tubi riempiti in schiuma di alluminio ottenuta con schiumatura in forno.

In entrambi i casi comunque si deve ricorrere a due fasi distinte di saldatura della schiuma e del tubo che vengono brevemente descritte.

**Prima fase:** per ottenere la continuità strutturale della schiuma metallica bisogna portare a fusione sia il precursore schiumogeno che la zona delle schiume metalliche ad esso adiacente. L'attivazione del materiale schiumogeno e la fusione dello stesso e delle schiume metalliche si ottiene utilizzando come fonte di calore il LASER. Dal momento che questa fase richiede una considerevole velocità di rotazione (circa 800 giri/min) bisogna, prima di tutto, che i due monconi di tubo che si vuole successivamente saldare siano tra loro solidali durante la fase di

schiumatura. Per ottenere questo risultato si è pensato di unire preventivamente i due spezzoni di tubo con quattro punti di saldatura LASER a 90° l'uno dall'altro: questa giunzione dell'esterno non ha ripercussioni sulle successive fasi di schiumatura e saldatura MIG, in quanto, essendo molto localizzata non intacca in alcun modo l'integrità né del tubo di acciaio nel suo complesso, né del precursore solido e delle schiume presenti al suo interno. Si procede quindi ad impostare i parametri di processo del LASER Foaming aumentando il diametro dello spot e riducendo la potenza a 2200 W. La velocità di rotazione impressa dal motore al campione è di 800 RpM mentre il verso deve essere concorde alla direzione del flusso del gas di copertura in modo da assicurare una buona protezione del bagno di fusione. L'effetto della rotazione si traduce in una distribuzione della densità più omogenea, rispetto a quella che si avrebbe in caso statico, a patto di non eccedere nella velocità di rotazione, in quanto ciò causerebbe un addensamento del materiale nella periferia per effetto della forza centrifuga [24]. La durata di questa fase è di circa 100 s: l'intervallo di tempo è sufficiente a garantire il giusto apporto di energia termica al processo di schiumatura, come dalle condizioni di schiumatura LASER espresse nel Capitolo III.

**Seconda fase:** una volta unita la schiuma si procede con la saldatura della pelle esterna di acciaio inox. Come illustrato nel Capitolo III, nei lavori precedenti era stato utilizzato il laser anche per questa seconda fase di saldatura (nella Serie 1 si è utilizzato un metodo analogo), ma in quest'occasione è stata presa la decisione di utilizzare il metodo MIG per la pelle d'acciaio AISI304. La decisione è stata dettata dal fatto che utilizzando il laser, la penetrazione del fascio andava ad interessare anche la schiuma dando origine a cordoni di

saldatura contenenti delle inclusioni di alluminio che ne riducevano drasticamente la resistenza del cordone stesso per infragilimento. Mediante MIG, invece, la schiuma non risente in modo considerevole della saldatura in quanto, avendo ridotto con la cianfrinatura la sezione di materiale da congiungere, l'apporto termico richiesto dal sistema è minore. Inoltre, l'utilizzo di materiale d'apporto permette un controllo migliore del bagno fuso e, di conseguenza, è possibile ottenere una giunzione più performante, Fig. 4.46. Nella Tab.4.6 sono riportati i parametri utilizzati per il LASER *Foaming* e per la saldatura MIG dei campioni.

<i>Giunzione della schiuma</i>		<i>Saldatura della pelle d'acciaio</i>	
TEM	TEM00	Modalità	Pulsed arc
Diametro	0.6 mm	Corrente	40-42 A
Velocità di rotazione	800giri/min	Velocità di rotazione	8 giri/min
Durata	100 sec	Filo	AISI308L d =1 mm Vel=2.9 m/min
Gas di copertura	Argon 20 l/min	Gas di copertura	Argon/Elio 14.5 l/min

**Tab. 4.6 – Tabella riassuntiva dei parametri di processo utilizzati per il LASER *Foaming* e per la saldatura.**



**Fig. 4.46 – Realizzazione della giunzione della schiuma con il LASER Foaming e della saldatura dei tubi con MIG (da notare la schiuma in una fase di inizio dell’espansione).**

#### ***4.4.4 Prova sperimentale di flessione a quattro punti SERIE 1***

Nella Serie 1 sono stati caratterizzati una serie di tubi con una schiuma residente ottenuta con schiumatura in forno direttamente all’interno del tubo. Il campione è stato preparato inserendo un disco di materiale precursore in una tasca ricavata nelle schiume sotto la zona di saldatura. La tecnica utilizzata è quella presentata nel Capitolo III nella quale alla fase di saldatura si faceva seguire una fase di schiumatura con LASER per trasparenza.

Due prove sono state svolte realizzando la saldatura di testa dei tubi con il LASER. I risultati ottenuti in termini di momento flettente applicato in funzione della rotazione sono visibili in Fig. 4.47 . Nel medesimo grafico sono presenti, per confronto, i risultati ottenuti semplicemente saldando i tubi di testa con il LASER senza riempitivo in schiuma metallica, sigle Ts nel grafico. Una prova è stata svolta saldando i tubi di testa con tecnica MIG. Analogamente al caso precedente in Fig. 4.48 il risultato ottenuto è messo a paragone con tubi saldati MIG senza schiuma.

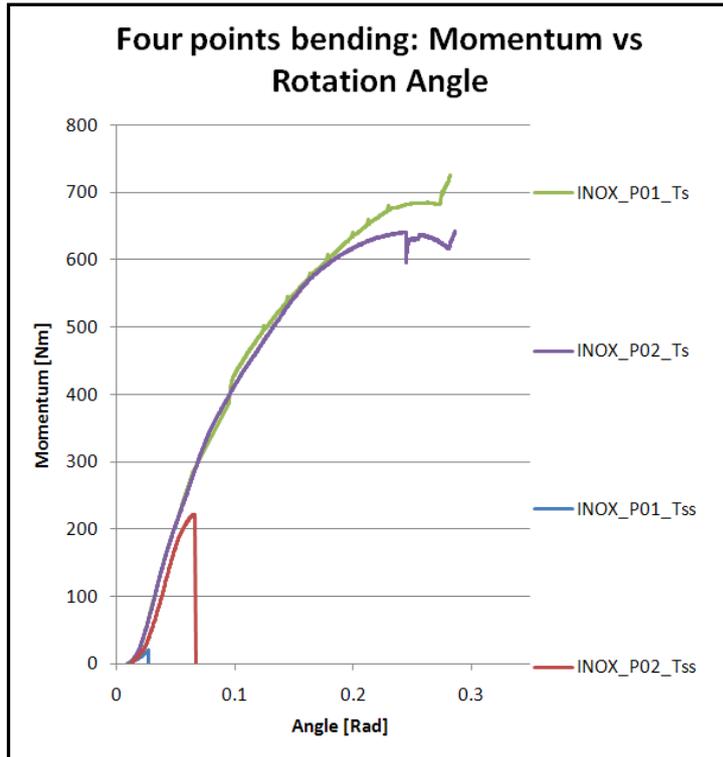


Fig. 4.47 – Grafico momento flettente – angolo di rotazione nel caso di tubi saldati LASER di testa con e senza riempitivo in schiuma metallica.

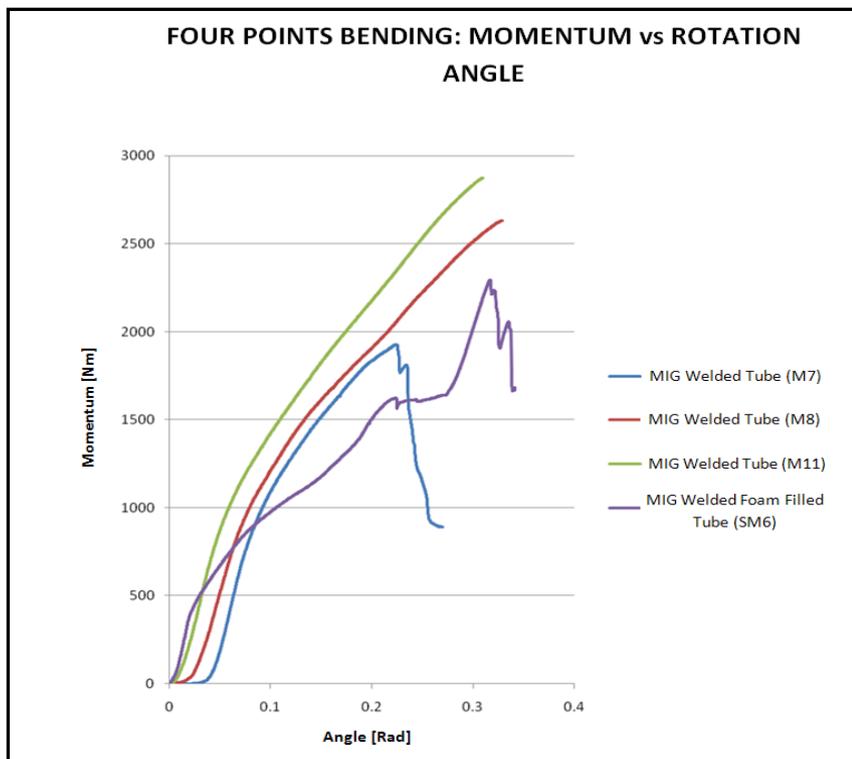
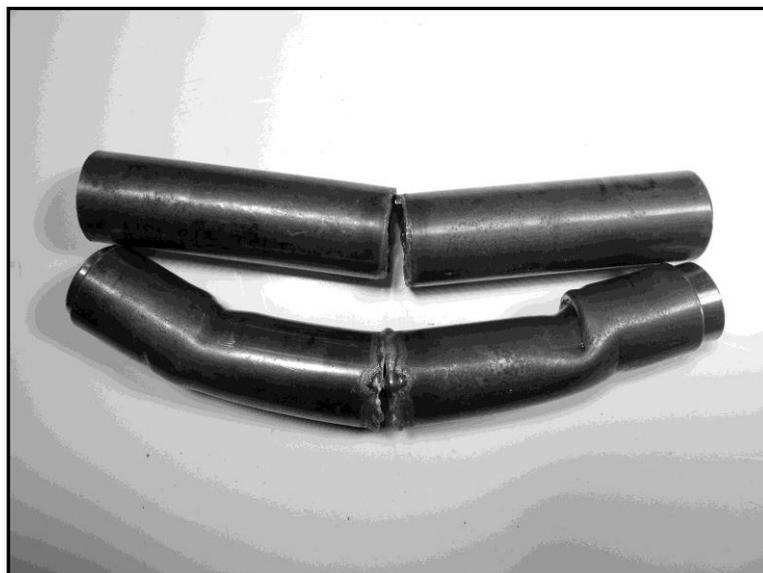


Fig. 4.48 – Grafico momento flettente – angolo di rotazione nel caso di tubi saldati MIG di testa con e senza riempitivo in schiuma metallica.

In Fig. 4.49 sono visibili i campioni saldati LASER e MIG sottoposti alla caratterizzazione a flessione.



**Fig. 4.49 –** Provini irrigiditi con schiuma metallica saldati LASER (sopra) e MIG (sotto).

Dall'analisi dei dati e dei provini è possibile ricavare le seguenti informazioni:

- a) nel caso di saldatura LASER il provino presenta una rottura fragile. Osservando in dettaglio la zona di saldatura si vede come siano presenti dei difetti dovuti all'interazione del LASER con il precursore solido nella fase di saldatura. I difetti osservati infragiliscono il cordone di saldatura e questo spiega le caratteristiche molto inferiori al caso di semplice saldatura dei tubi con schiuma e con continuità di riempitivo;
- b) nel caso della saldatura MIG il comportamento del componente è duttile e la rottura avviene nel cordone di saldatura. Analizzando il cordone non si evidenziano zone particolarmente danneggiate. Come

visibile in Fig. 4.46, anche in questo caso il comportamento del tubo con schiuma al suo interno è decisamente inferiore a quelli semplicemente saldati MIG. La spiegazione di questo fenomeno, in parte visibile anche nei tubi riempiti e saldati LASER è da imputare al trattamento termico che il tubo subisce nella fase di schiumatura. Il riscaldamento prolungato a 750° C ed il lento raffreddamento comportano un decadimento delle caratteristiche meccaniche.

A seguito di queste prove si è deciso di caratterizzare meglio il comportamento dei tubi vuoti con differenti tipologie di saldatura (LASER e MIG) , Serie 2 di prove, e di valutare l'incremento delle performaces a flessione ottenibili semplicemente introducendo nel componente delle schiume opportunamente sagomate, ottenute da un pannello commerciale, Serie 3 di prove.

#### ***4.4.5 Prova sperimentale di flessione a quattro punti SERIE 2***

Nella Serie 2 i provini sottoposti a flessione a quattro punti sono quelli dei campioni privi di riempimento in schiuma metallica. Per evitare che gli appoggi schiaccino il tubo, sono stati inseriti alle estremità di ciascun provino dei tondini di acciaio C40 del diametro di 25mm di lunghezza pari a 40mm, Fig. 4.50.

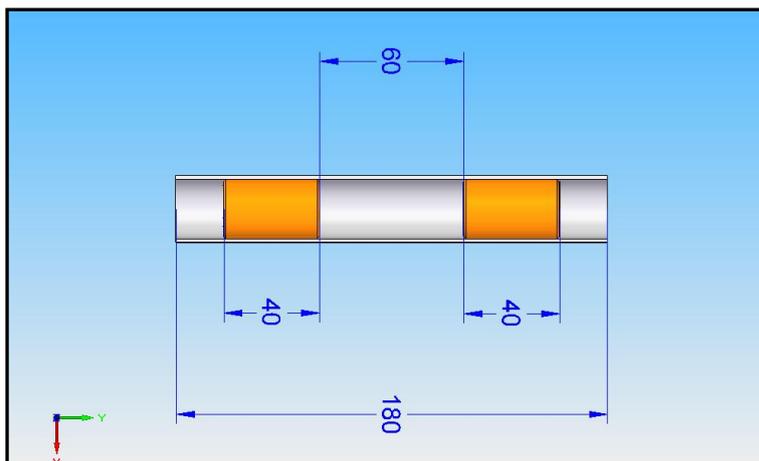


Fig. 4.50 – Schema dei provini senza irrigidimento in schiuma metallica: dimensioni e posizionamento dei cilindri di acciaio

L'attrezzatura precedentemente descritta è inserita all'interno di una macchina di prova servo idraulica. Il carico è applicato in maniera quasi statico con una velocità di 0.10 mm/sec. Il controllo della prova prevede l'interruzione della prova nel caso in cui le estremità del tubo inflesso tocchino gli appoggi superiori, o a seguito del raggiungimento di uno stato tensionale nel tubo tale da rompere il tubo in prossimità del tondino d'acciaio.

Tutti i provini testati in questa fase presentano il fenomeno di ovalizzazione della sezione centrale con schiacciamento della sezione trasversale, che da circolare diventa ellittica, ed un successivo fenomeno di *buckling* locale, come descritto nei paragrafi precedenti, Fig. 4.51.

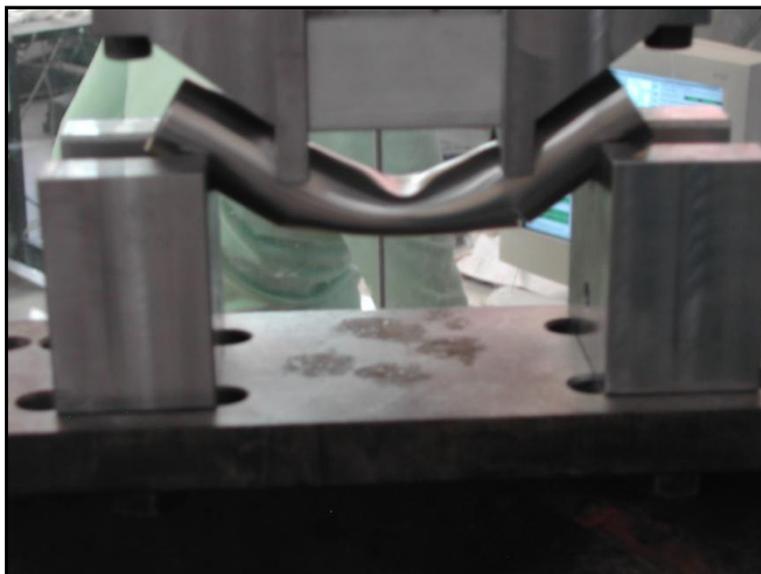


Fig. 4.51 – Fenomeno dell’ovalizzazione della sezione.

Le prime prove svolte hanno riguardato i provini cavi integri: i risultati sono mostrati in Fig.4.52. Come visibile tutti i provini presentano il fenomeno di schiacciamento della sezione e *buckling* locale descritto da Brazier nella sezione di mezzeria. Nel grafico di Fig. 4.53 sono riportati gli andamenti misurati durante le tre prove del carico rilevato dalla cella di carico in funzione della posizione della traversa mobile. I tre provini mostrano un andamento dei grafici forza-spostamento simile, infatti è possibile riconoscere, un primo breve tratto in campo elastico, un secondo più esteso dove si entra in campo plastico e un *buckling*, un collasso della sezione resistente che diventa ellittica, ad una freccia della linea elastica corrispondente a circa 7 mm.



Fig. 4.52 – Deformata finale dei tre provini integri sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzeria (destra).

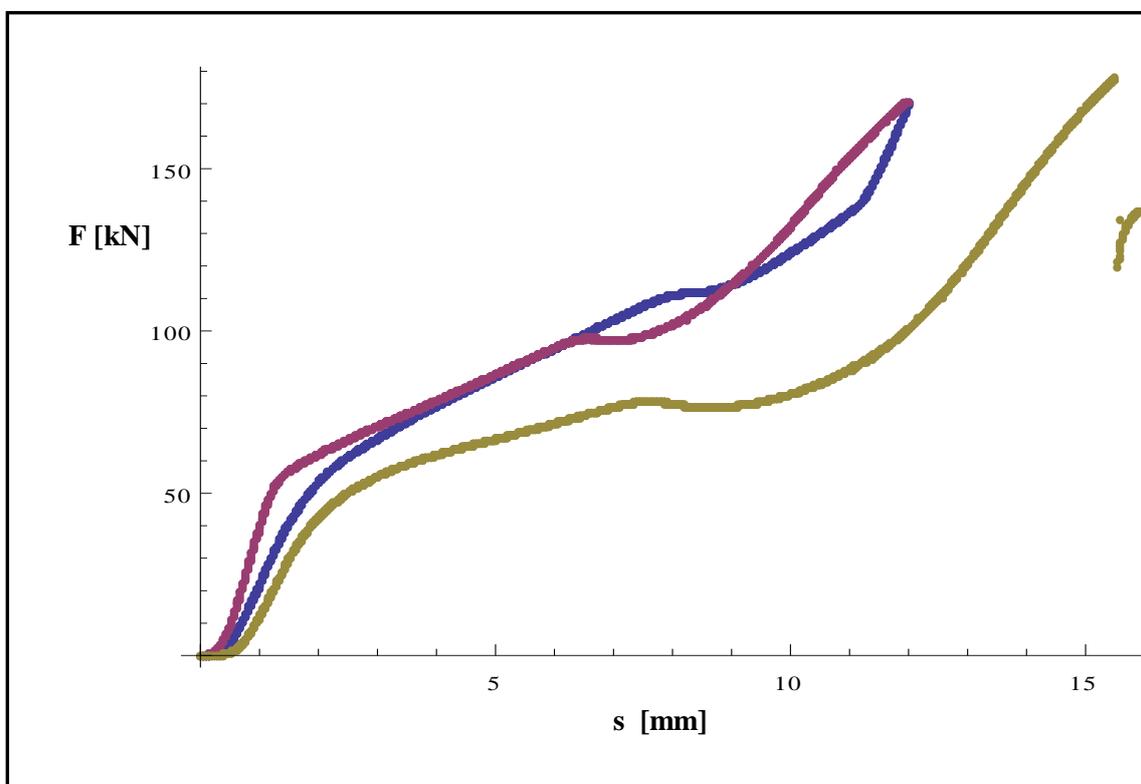


Fig. 4.53 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni integri.

Nel caso dei tubi trattati LASER si assiste sempre al fenomeno di buckling locale, ma è possibile osservare come la sezione danneggiata non sia quella in coincidenza del trattamento termico LASER, ma si trovi nella zona termicamente alterata, Fig. 4.54.



Fig. 4.54 – Deformata finale dei tre provini trattati termicamente LASER sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzzeria (destra).

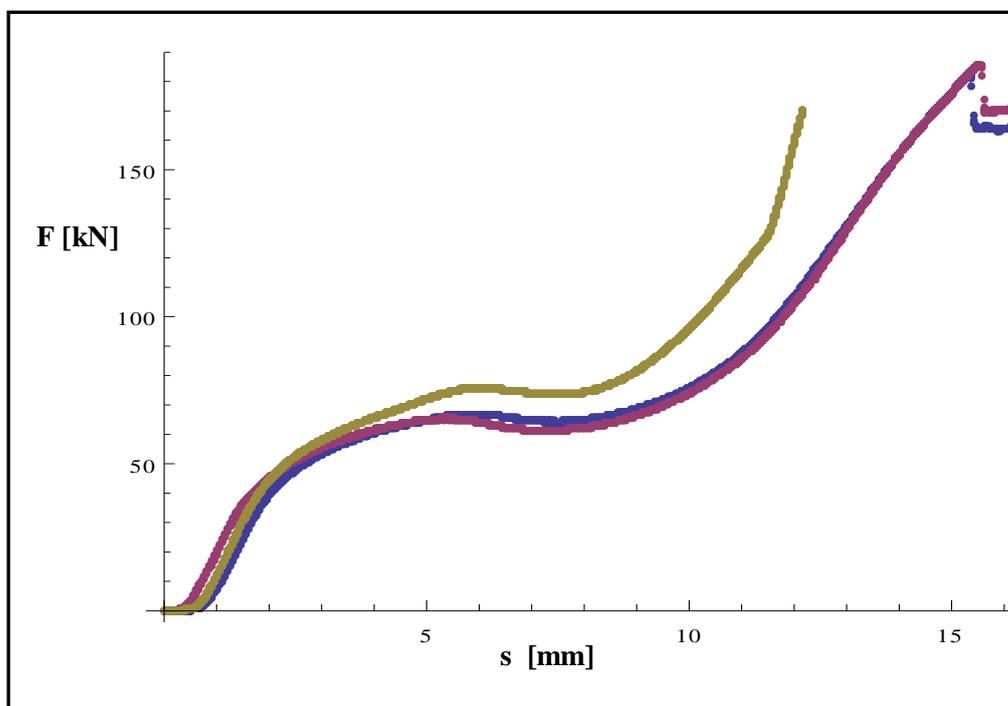


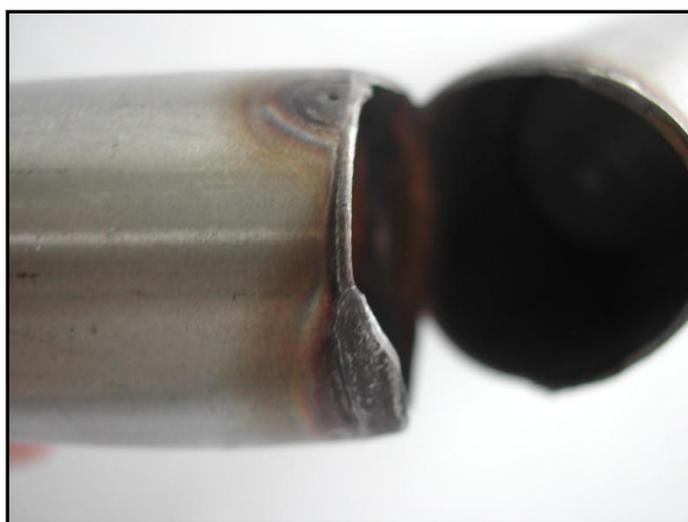
Fig. 4.55 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni trattati termicamente LASER.

Anche in questo caso, per tutti e tre provini sottoposti a flessione presentano un comportamento simile Fig. 4.55 . Da notare sempre la presenza del massimo in corrispondenza del fenomeno del *buckling*.

Nel caso di saldatura mediante LASER il fenomeno di *buckling* si mantiene inalterato rispetto al trattamento termico LASER ed avviene sempre nella zona termicamente alterata, Fig. 4.56. Da notare come il campione 23LAS presenti una rottura praticamente istantanea e fragile dovuta ad un'errata esecuzione della saldatura LASER con assenza di saldatura e scarsa penetrazione del cordone, Fig. 4.57.



**Fig. 4.56 – Deformata finale dei tre provini saldati LASER sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzeria (destra).**



**Fig. 4.57 – Cordone di saldatura LASER mal realizzato: assenza di saldatura e scarsa penetrazione.**

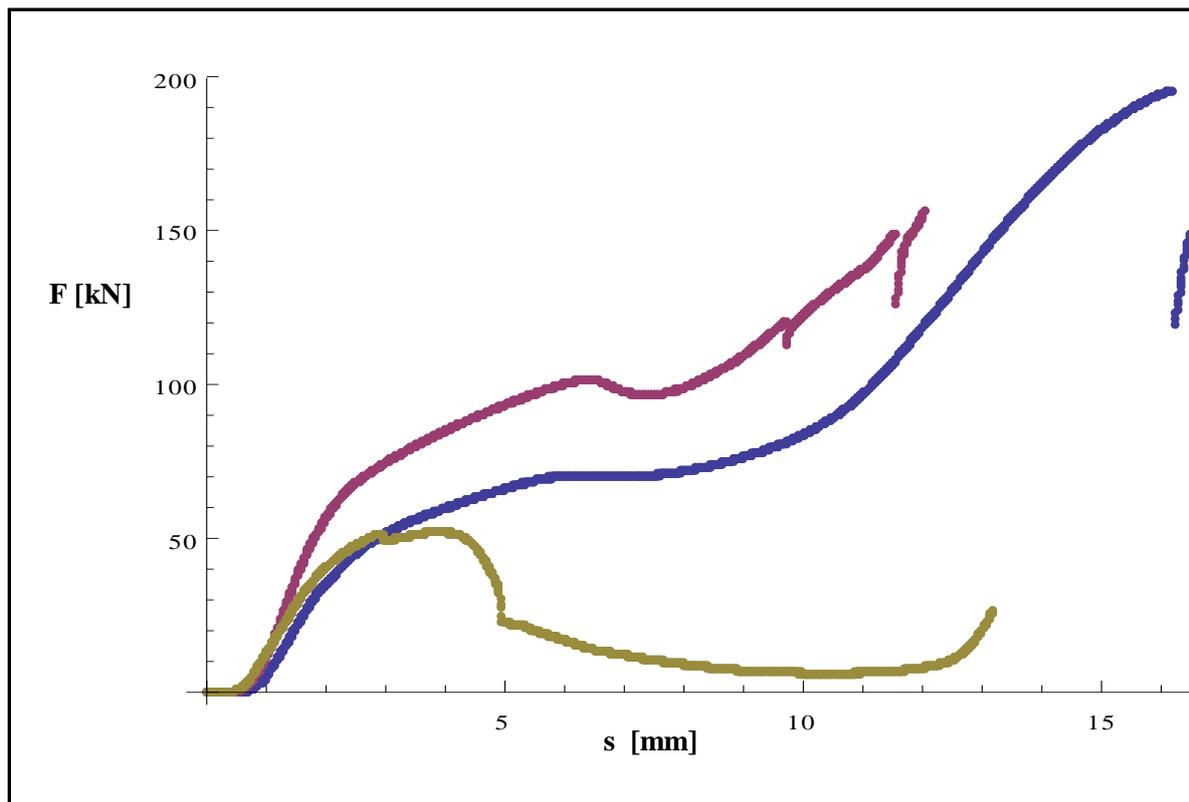


Fig. 4.58 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni saldati LASER.

In Fig. 4.58 è riportato il grafico degli andamenti misurati della forza applicata in funzione dello spostamento della traversa mobile della macchina di prova. Oltre al provino che, come detto, presentava un'anomalia nella saldatura, è possibile individuare negli altri due provini un andamento sensibilmente differente. La causa di queste differenze è da ricercarsi nei disassamenti degli assi dei provini saldati. Questa ulteriore variabile non era presente nei due casi precedenti.

Il medesimo comportamento del caso di saldatura LASER si ripete anche nel caso di saldatura MIG: si evidenzia il fenomeno di buckling spostato nella zona termicamente alterata, Fig. 4.59.



Fig. 4.59 – Deformata finale dei tre provini saldati MIG sottoposti a flessione (sinistra) e dettaglio del fenomeno di ovalizzazione in mezzeria (destra).

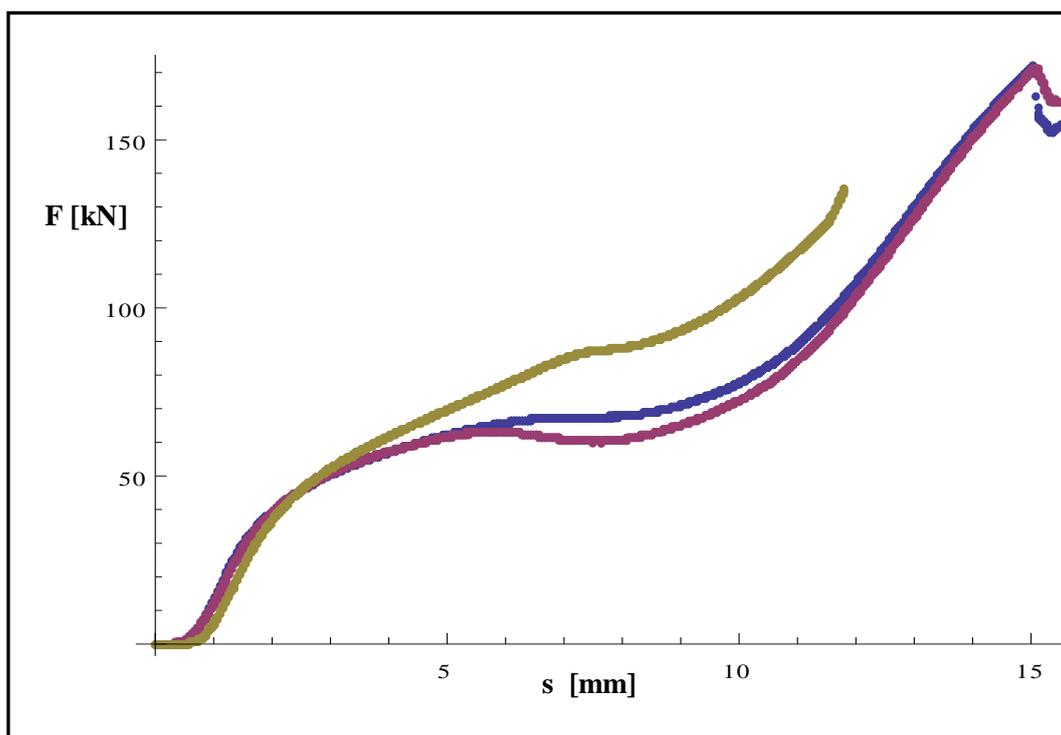


Fig. 4.60 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per i tre campioni saldati MIG.

In Fig. 4.60 è presente il grafico della forza applicata in funzione dello spostamento della trversa mobile della macchina di prova. anche in questo caso sebbene l'andamento sia simile vi sono delle differenze dovute al processo di saldatura che induce delle micro difettologie a livello geometrico, in particolare

piccoli disassamenti nei due componenti giuntati. Anche in questo caso è possibile riconoscere l'insorgere del buckling.

Tutte le tipologie studiate mostrano un andamento sperimentale dei grafici forza-spostamento simile, Fig. 4.61: infatti, dopo un brevissimo tratto in cui vengono compensati gli errori di non perfetto allineamento e tramite il contatto fra provino ed appoggi vengono recuperati tutti i giochi, è possibile osservare un primo tratto in campo elastico, un secondo più esteso in campo plastico dove, in corrispondenza del massimo locale, avviene il fenomeno del buckling .

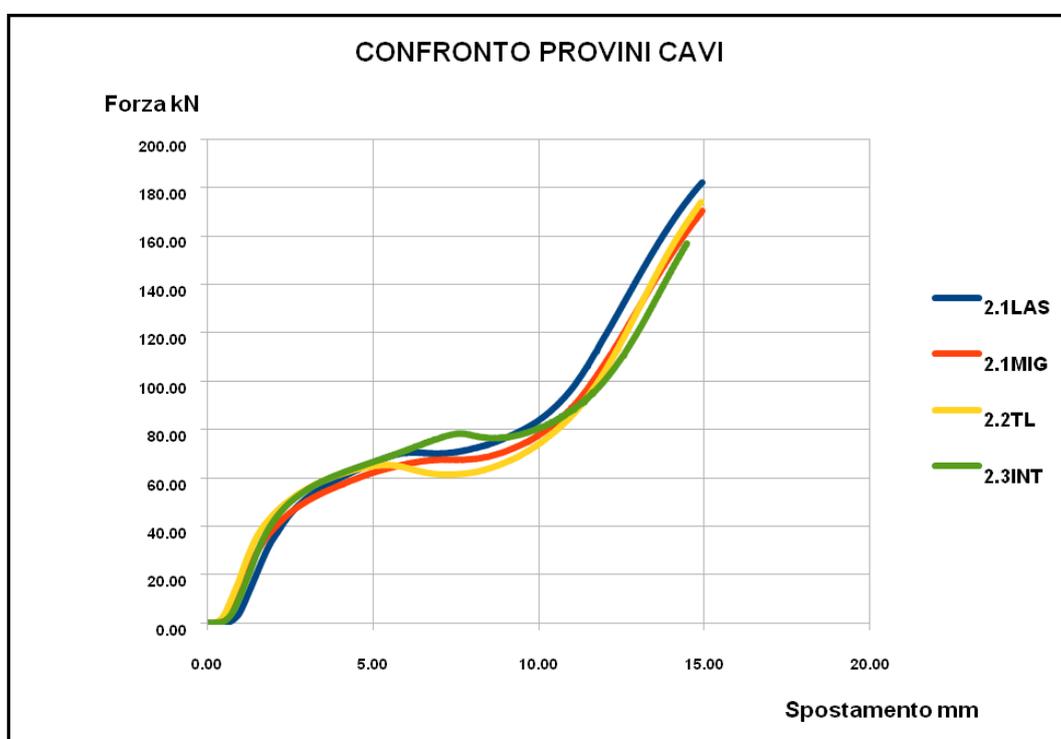


Fig. 4.61 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per tutti i diversi campioni della Serie 2.

I valori di forza e spostamento corrispondenti a questo fenomeno sono in un range di circa 65-80 kN per la forza e di circa 5-7 mm per lo spostamento. Rispetto alla tipologia integra, nelle tipologie saldate l'instabilità si presenta nello stesso modo, ma con carichi lievemente inferiori. Data la similitudine

dell'andamento del grafico di ciascuna delle quattro tipologie dei provini cavi, si può asserire che la presenza della saldatura non determina un particolare calo della resistenza a flessione ma modifica la zona dove avviene il fenomeno del *buckling* (collasso sezione), che si sposta dalla mezzeria in un punto della zona termicamente alterata. Più precisamente, avviene nel tratto della zona termicamente alterata che presenta una dimensione del grano, e quindi proprietà meccaniche inferiori con conseguente riduzione del carico necessario a verificare l'instabilità nelle tipologie saldate. Il fatto che il collasso della sezione compaia indifferentemente a destra o a sinistra della saldatura è da attribuire probabilmente a fenomeni statistici (di scarsa rilevanza) e che, pertanto, non sono stati considerati.

#### **4.4.6 Prova sperimentale di flessione a quattro punti SERIE 3**

L'ultima serie di prove dell'attività sperimentale si è conclusa con la prova dei provini INTs: tubi in acciaio irrigiditi con schiuma d'alluminio. Per ottenere il confronto si sono messi a flessione nuovamente due provini INT, cioè tubi integrali privi di riempimento. Questa scelta è stata fatta per garantire che il confronto avvenga a parità di condizioni dell'attrezzatura, quindi per ottenere risultati più attendibile. Ovviamente sono stati applicate le stesse condizioni di applicazione del carico, vale a dire che anche per questa prova è stato applicato una carico quasi statico con una velocità di 0.10 mm/s.

In Fig. 4.62 è riportato lo schema delle nuove prove eseguite: anche nel presente caso è possibile osservare la presenza dei cilindretti di acciaio per evitare lo schiacciamento dei tubi a cui si aggiungono i cilindri di schiuma metallica ricavati per elettroerosione da pannelli commerciali.

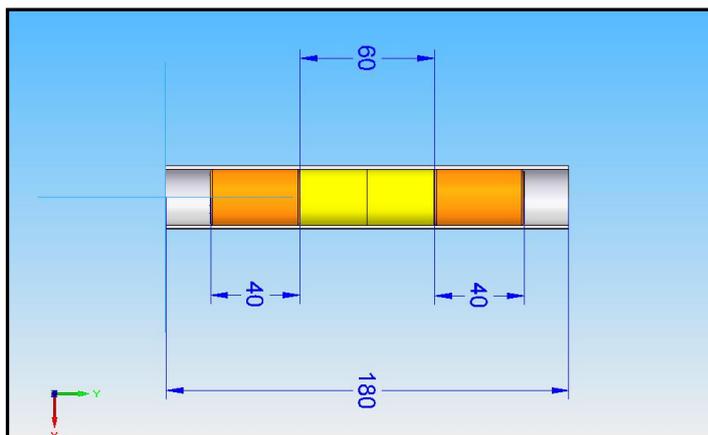


Fig. 4.62 – Schema e dimensioni dei provini utilizzati per la flessione con tubi irrigiditi di schiume metalliche.

In Fig. 4.63 è possibile vedere la forma della deformata finale nel caso di tubi con irrigidimento in schiuma metallica. I dati forniti dalla prova sperimentale hanno messo in evidenza il contributo della schiuma, come visibile in Fig. 4.64 nel quale sono riportate le forze applicate al sistema in funzione dello spostamento della traversa mobile della macchina di misura sia per i provini vuoti che per quelli irrigiditi con schiuma metallica.

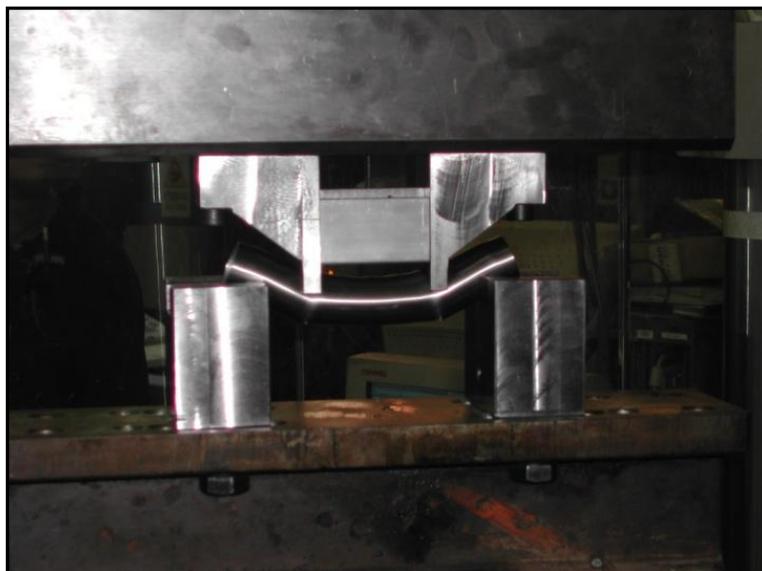


Fig. 4.63 – Deformata finale di tubo irrigidito con schiuma metallica.

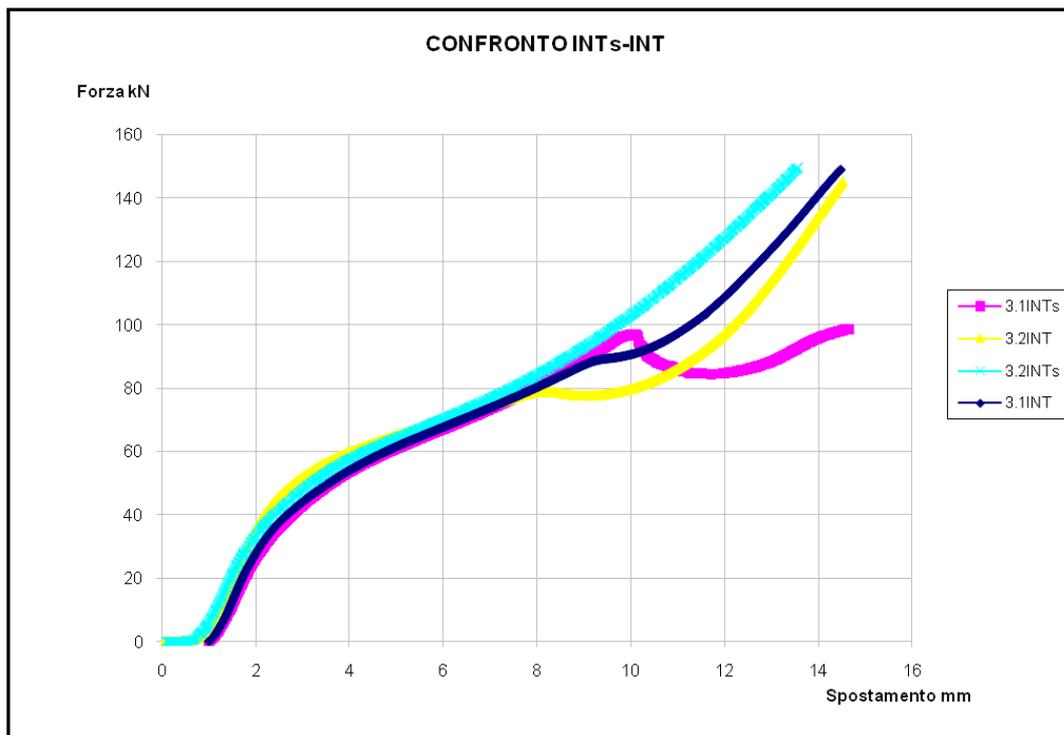


Fig. 4.64 – Grafico dell'andamento della forza in funzione dello spostamento della traversa mobile per tutti i diversi campioni della Serie 3.

La tipologia INTs mostra un andamento sperimentale del grafico forza-spostamento, differente da quello dei provini INT. I due andamenti sono pressoché sovrapponibili fino a che il carico non raggiunge un valore di circa 80 kN in cui il tubo cavo inizia a presentare il fenomeno di *buckling* mentre quello irrigidito con schiuma metallica prosegue la sua deformazione secondo le leggi della flessione. la presenza della schiuma impedisce al materiale del tubo di schiacciarsi, comportandosi da vincolo geometrico ed incrementando il carico applicabile prima di incorrere in un fenomeno di instabilità, Fig. 4.65.

I provini irrigiditi presentano nella superficie sottoposta a compressione un serie di piccole onde, Fig. 4.66. Ciò significa che lo stato tensionale raggiunto dalle fibre compresse è tale da indurre un fenomeno di *buckling* locale o di *wrinkling*. Questo perché la schiuma inserita nel tubo assorbe energia, impedendo

al tubo d'inlettersi al livello di energia corrispondente al *buckling* primario o effetto di Brazier, finché non si arriva ad un livello di energia tale da innescare il fenomeno di *buckling* secondario o di *wrinkling*, che come visto nei paragrafi precedenti necessita di un livello di carico maggiore.

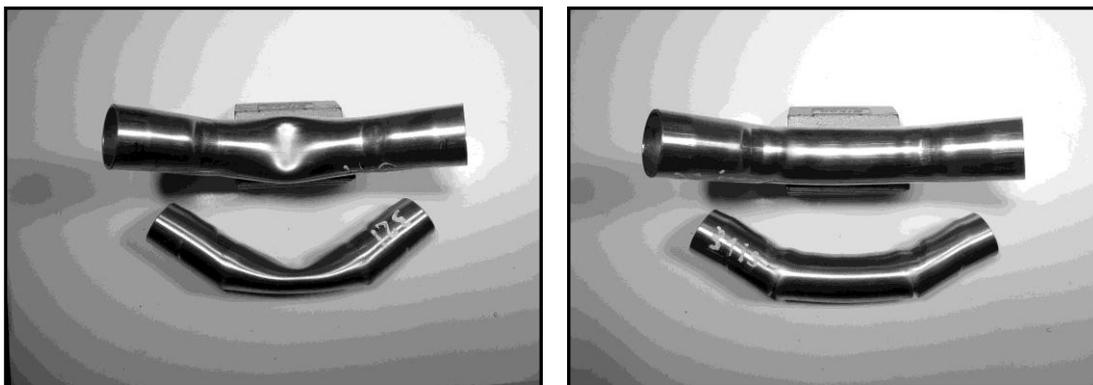


Fig. 4.65 – Deformata finale per i tubi vuoti (sinistra) ed in presenza di irrigidimenti in schiume metalliche (destra).



Fig. 4.66 – Dettaglio del fenomeno di *wrinkling* in presenza di irrigidimenti in schiuma metallica.

#### 4.4.7 Calcolo dell'energia di deformazione

Un parametro importante per la valutazione dell'efficacia dell'inserimento di irrigidimenti è rappresentato dall'energia assorbita durante la prova di flessione

[29]. Per ottenere l'energia assorbita occorre calcolare gli integrali delle curve ricavate con l'interpolazione polinomiale dei dati sperimentali in termini di carico applicato in funzione dello spostamento della traversa, utilizzando la formula seguente

$$\int_0^s F(x)dx$$

In Tab. 4.7 sono riassunti per tutti i campioni della Serie 2 e della Serie 3. Si sono poi eseguite le medie per ogni serie e si è valutata la variazione percentuale rispetto al caso standard rappresentato dai tubi integrali.

<b>Serie 2</b>	Abs. En.	Mean Abs. En.	Mean Abs. En.	Dev. Std	Dev. Std
	[J]	[J]	[%]		[J]
21I	788.14				
22I	807.83				
23I	581.19	788.14	100	13.93	1.8
21tI	529.60				
22tI	537.42				
23tI	604.45	533.51	68	5.53	1.0
21Las	548.39				
22Las	789.18				
23Las	233.14	668.79	85	170.26	25.5
21MIG	532.74				
22MIG	505.82				
23MIG	621.10	553.22	70	60.31	10.9

<b>Serie 3</b>	Abs. En.	Mean Abs. En.	Mean Abs. En.	Dev. Std	Dev. Std
	[J]	[J]	[%]		[J]
31I	996.09				
32I	924.44	960.26	100	50.67	5.3
31Is	904.02				
32Is	1047.35	1047.35	109	101.35	9.7

Tab. 4.7 – Tabella riassuntiva dell'energia di deformazione per i vari provini utilizzati.

Dai dati ottenuti è possibile osservare come qualsiasi tipo di trattamento termico o di giunzione LASER o MIG comporta un abbassamento piuttosto sensibile dell'energia in grado di essere assorbita dal sistema. Invece, nel caso di elementi riempiti in schiuma metallica si assiste ad un incremento di energia assorbita di circa il 9%. Occorre sottolineare che il dato è influenzato dal fatto che uno dei due provini riempiti in schiuma metallica ha presentato una rottura in coincidenza di uno dei cilindri di acciaio di irrigidimento che ne ha limitato l'energia assorbita.

#### **4.5 Bibliografia:**

- 1 Ashby, M.F., (1999), *Materials Selection in Mechanical Design*, Butterworth-Heinemann, Oxford.
- 2 Ashby, M. F., A. G. Evans, N. A. Fleck, L. J. Gibson, J. W. Hutchinson, H. N. G. Wadley, 2000, “*Metal Foams: A Design Guide*”, Butterworth-Heinemann.
- 3 GRANTA Material Intelligence, “*CES Selector 2010*”, [www.grantadesign.com](http://www.grantadesign.com)
- 4 Mai S.P., Fleck N.A., Lu T.J., 2007, “*Optimal design of box-section sandwich beams in three-point bending*”, *International Journal of Solids and Structures*, 44, pp 4742–4769
5. Harte A.-M., Fleck N. A., Ashby M. F., 2000, “*Sandwich panel design using aluminum alloy foam*”, *Advanced Engineering Materials*, 2, No. 4, p. 219 – 222.

6. Karam G. N., 1994, "*Elastic stability of cylindrical shells with soft elastic cores: biomimicking natural tubular structures*", Ph.D. Thesis, Massachusetts Institute of Technology.
7. Cheng P., 1996, "*Weight optimization of cylindrical shells with cellular cores*", Master Thesis, Massachusetts Institute of Technology.
8. Bartolucci S., 2004, "*Commercial application of aluminum honeycomb and foam in load bearing tubular structures*", Master Thesis, Massachusetts Institute of Technology.
9. Cecchini L. S., Weaver P. M., 2003, "*The optimisation of foam-filled cylindrical shells subject to flexural loading*", 44th AIAA/ASME/ASCE/AHS Structures, Structural Dynamics, and Materials Conference, Norfolk, Virginia
10. Cecchini L. S., Weaver P. M., "*Analysis of foam filled rotor sections*"
11. Brazier L. G. , 1927, "*On the Flexure of Thin Cylindrical Shells and Other "Thin" Sections*", Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Vol. 116, No. 773 (Sep. 1, 1927), pp. 104-114
12. Flügge W. , 1932, "*Die stabilität der kreiszylindershale*", Ing. Arch Vol. 3, pp 463 - 506
13. Seide P. , Weingarten V. I. , 1962 , "*Buckling of circular rings and long cylinders enclosing an elastic material under uniform external pressure*", Journal American Rocket Society, Vol. 32, pp 680 – 688.
14. Calladine C. R. , 1983, "*Theory of shell structures*", Cambridge University Press.

15. Fabian O. , 1977, “*Collapse of cylindrical elastic tubes under combined bending, pressure and axial load*”, Int. J. Solids Structure, Vol. 13, pp 1257 – 1270.
16. Reddy B. D., Calladine C. R., 1978, “*Classical buckling of thin-walled tube subjected to bending moment and internal pressure*”, Int. J. Mech. Sci., Vol. 20, pp 641 – 650.
17. ANSYS™ , “*ANSYS structural analysis guide*”.
18. Simancik, F., Rajner, W., Laag, R., 2000, “*Alulight – Aluminum foam for lightweight construction*”, SAE 2000 World Congress, Detroit, Michigan, March.
19. Kovacik, J., Simancik, F., 2001, “*Use of Zinc foam for filling of hollow steel profile*”, International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology 2001.
20. Schäffler P., 2009, “*Aluminium foam potentials for the automotive and other industries*”, 6<sup>th</sup> International conference on porous metals and metallic foams, Bratislava.
21. Kim, A., Cheon S.-S., Hasan, M. A., Cho, S.-S., 2004, “*Bending Behaviour of Thin-walled Cylindrical tube filled with aluminum alloy foam*”, Key Engineering Material, Vols. 270 – 273, pp. 46 – 51.
22. Zarei H.R., Kroeger M., 2008, “*Bending behavior of empty and foam-filled beams: structural optimization*”, International Journal of Impact Engineering, 35, pp 521 – 529.
23. Hanssen A. G., Hopperstad O. S., Langseth M., 2000, “*Bending of square aluminium extrusion with aluminium foam filler*”, Acta Mechanica, 142, pp 13 - 31.

24. Brunke O., Odenbach S., 2003, “*New experiments for influencing and observing the growth process of metallic foams*” Metfoam 2003.
25. Chen W., Wierzbicki T., Santosa S., 2002, “*Bending collapse of thin-walled beams with ultralight filler: numerical simulation and weight optimization*”, Acta Mechanica, 153, pp 183-206
26. Reyes A., Hopperstad O. S., Hanssen A.G., Langseth M., 2004, “*Modeling of material failure in foam-based components*”, International Journal of Impact Engineering, 30, pp 805–834
27. Santosa S., Banhart J., Wierzbicki T., 2001, “*Experimental and numerical analyses of bending of foam-filled sections*”, Acta Mechanica, 148, pp 199-213
28. Campana G., Bonaccorsi L., 2009, “*Welding of Hybrid Metallic Materials with Metal Foamed Core*”, Convegno Aitem 2009, Torino.
29. Peroni, L., Avalle, M., Peroni, M., 2007, “*The mechanical behaviour of aluminium foam structures in different loading conditions*”, Int. Journal of Impact Engineering 35, pp. 644-658.



Capitolo V

***Conclusioni***



## **5 Conclusioni**

### **5.1 Analisi del lavoro svolto**

Nel seguente studio sono state analizzate ed approfondite le diverse fasi per la realizzazione di un manufatto in schiuma metallica. nella prima parte della tesi è stato affrontato il problema della produzione della schiuma metallica, in particolare di quella di alluminio. Dopo una rassegna bibliografica di quelle che, ad oggi, rappresentano le tecniche produttive utilizzate in ambito industriale, l'attenzione è stata focalizzata sulle tecniche di generazione delle schiume tramite realizzazione di un precursore solido con tecniche di metallurgia delle polveri. La tecnica che si è deciso di adottare per la fase sperimentale successiva è stata quella che prevede la compattazione a freddo delle polveri metalliche. Attraverso una proficua collaborazione con il Prof. Bonaccorsi afferente al gruppo di ricerca del Prof. Proverbio presso la Facoltà di Ingegneria dell'Università di Messina è stato possibile il trasferimento tecnologico di tale tecnica presso il laboratorio del DIEM della Facoltà di Ingegneria dell'Università di Bologna. Inoltre, è stato possibile studiare ed approfondire una tecnica di riempimento di componenti cavi, da loro stessi ideata e sviluppata, che prende il nome di espansione controllata.

La possibilità di poter realizzare in autonomia i precursori solidi e di poter ottenere tubi in acciaio riempiti in schiuma metallica ci ha permesso di occuparci della giunzione di componenti tubolari riempiti in schiuma metallica. in questo ambito è stata ideata e sviluppata una tecnica innovativa di giunzione che permette di unire le pelli esterne di acciaio del componente e, al contempo, di ottenere la continuità del riempitivo. Inizialmente si è valutata la fattibilità del

processo che prevede una fase di giunzione del tubo di acciaio con tecniche di saldatura tradizionali quali il MIG o il LASER, e, di seguito, la fase di schiumatura che avviene utilizzando la tecnica della schiumatura LASER per trasparenza. Dimostrata la fattibilità del processo ci si è occupati della ricerca dei parametri di processo ottimali per la realizzazione di una schiuma con una buona morfologia. La campagna sperimentale messa in atto ci ha permesso di trovare un sistema di equazioni empiriche che legano i vari parametri di processo e che rappresentano le condizioni di schiumatura. Accanto alla fase sperimentale è stata affiancata una fase di calcolo numerico che ha portato alla realizzazione di un modello parametrico numerico in grado di fornire importanti informazioni sull'evoluzione sia temporale che spaziale del campo di temperature. Il modello è stato validato dal confronto dei risultati numerici con i dati sperimentali.

Infine, nell'ultima parte dello studio, ci si è occupati della caratterizzazione flessionale dei componenti tubolari prodotti. Dopo una fase di studio del problema sia da un punto di vista analitico che numerico, che hanno permesso di individuare quelli che sono i fenomeni di maggior rilievo nella caratterizzazione flessionale di componenti cavi, ci si è occupati della progettazione della fase sperimentale. È stato messo a punto un sistema per la caratterizzazione flessionale dei tubi su quattro punti che appare la tecnica migliore per mettere in evidenza le caratteristiche peculiari delle schiume metalliche. Sono state svolte delle prove sia su provini vuoti sia integri che saldati di testa con le tecniche tradizionali di saldatura. Questa fase ha permesso di validare il sistema e di evidenziare le differenze che le diverse tecnologie introducono nel comportamento flessionale dei tubi in acciaio. Si è quindi passati

alla caratterizzazione flessionale di componenti riempiti in schiuma metallica dimostrando come un inserimento corretto delle stesse in punti strategici della struttura possano incrementare le caratteristiche flessionali del componente.

## **5.2 *Sviluppi futuri***

Le schiume metalliche appaiono come una classe di materiale dalle enormi potenzialità nell'ambito dell'alleggerimento delle strutture meccaniche. Per questa ragione negli ultimi anni sono state impegnate molte risorse sia in ambito di ricerca che in ambito industriale per il loro sviluppo. Sebbene siano stati compiuti passi importanti verso l'industrializzazione e l'ingegnerizzazione dei processi produttivi rimane ancora molto lavoro da fare in ambito tecnologico per il loro definitivo inserimento tra i materiali ingegneristici consolidati.

Da un punto di vista del processo produttivo adottato occorre indubbiamente industrializzare il processo discriminando l'influenza dei vari parametri che subentrano nella realizzazione del precursore solido e nella sua schiumatura. Per quel che riguarda invece la tecnica di riempimento dei componenti cavi occorre valutare ed implementare la possibilità di produrre geometrie complesse che possano essere opportunamente inserite in zone critiche di strutture meccaniche.

In maniera del tutto analoga occorre approfondire ulteriormente il processo di giunzione sviluppato cercando di migliorare il processo e studiando tecniche alternative di schiumatura del precursore in zone localizzate della struttura senza la necessità di un riscaldamento in forno che, come visto, ha effetti negativi sulle caratteristiche meccaniche.

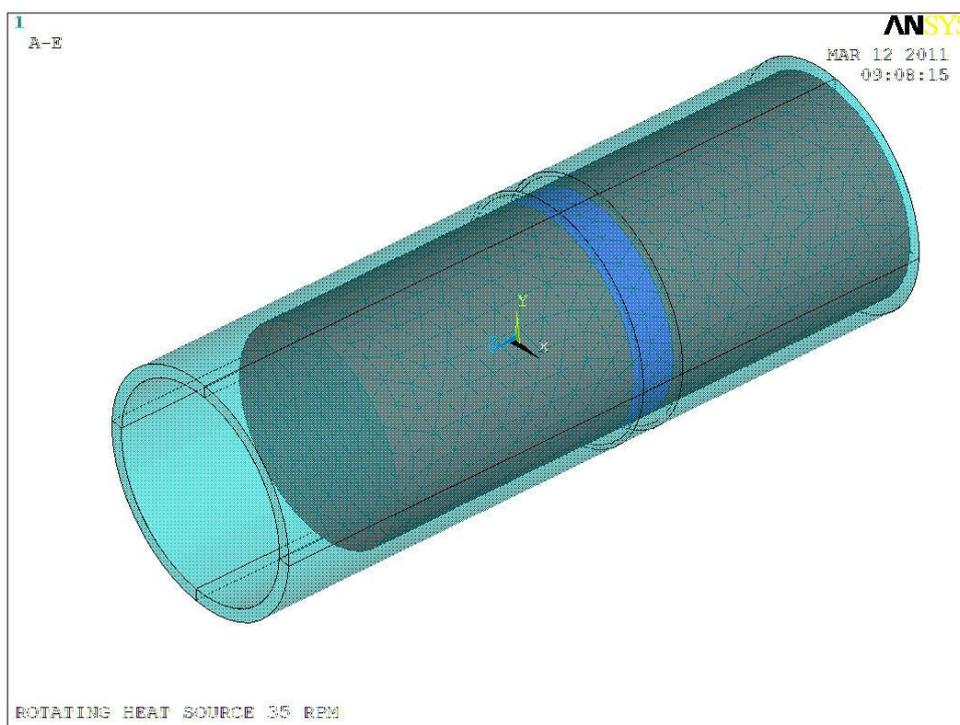
Nella caratterizzazione, assodato che la tecnica di prova a flessione su quattro punti permetta di esaltare le caratteristiche meccaniche della schiuma metallica, occorre trasportare i risultati ottenuti su componenti di natura industriale. Inoltre, occorre studiare delle tecniche di ottimizzazione del progetto in grado di poter fornire al progettista, individuato uno specifico problema, la soluzione ottimale non solo in termini di forma del componente, ma anche in termini di spessori da utilizzare e di caratteristiche della schiuma da ottenere, il tutto finalizzato all'effettiva diminuzione del peso dei componenti strutturali.

Appendice A

***Modello FEM del riscaldamento  
tramite LASER***



Di seguito viene riportato il file APDL per la generazione del modello FEM parametrico utilizzato per la valutazione dell'evoluzione temporale e spaziale del campo termico nel processo di LASER Foaming per trasparenza. In Fig. A.1 è possibile vedere lo schema del modello utilizzato composto dal tubo in acciaio (azzurro trasparente), i cilindretti di schiuma (rosso) ed il precursore (blu).



**Fig.A.1 – Modello FEM utilizzato per il calcolo numerico del campo di temperature nel LASER Foaming.**

!MODELLAZIONE FEM 3D TERMICA DEL PROCESSO DI LASER FOAMING

!REV.01

!AUTORE: GIACOMO BERTUZZI

FINISH

/CLEAR,START

/FILENAME,3DROTATINGHEATSOURCE35RPM

/CONFIG,NRES,5000

/TITLE,ROTATING HEAT SOURCE 35 RPM

/REPLOT

/PREP7

!UNITA'DI MISURA (m, kg, s, K)

PI=(4.0)\*ATAN(1.0)

!\_\_\_\_\_

!-DEFINIZIONE DEI PARAMETRI-

!\_\_\_\_\_

!\_\_\_\_\_

!PARAMETRI MATERIALE TUBO-

!\_\_\_\_\_

RHO1=7870 !DENSITA' [kg/m^3]

YOUNG1=200E9 !MODULO DI YOUNG [Pa]

POISSON1=0.3 !COEFFICIENTE DI POISSON

DIL1=10.8E-6 !COEFFICIENTE DI DILATAZIONE TERMICA [1/K]

CONDTERM1=51.9 !CONDUCIBILITA' TERMICA [W/m.K]

CAPTERM1=486 !CAPACITA' TERMICA [J/kg.K]

EMISSIVITY1=0.9 !EMISSIVITA'

COEFCONV1=50 !COEFFICIENTE DI CONVEZIONE [W/m^2.K]

STEFBOLT=5.67E-08 !COEFFICIENTE DI STEFAN-BOLTZMANN [J/m^2.K^4.s]

TAMB=300 !TEMPERATURA AMBIENTE [K]

!\_\_\_\_\_

!PARAMETRI MATERIALE PRECURSORE-

!\_\_\_\_\_

RHO2=2780 !DENSITA'[kg/m^3]  
YOUNG2=70E9 !MODULO DI YOUNG [Pa]  
POISSON2=0.3 !COEFFICIENTE DI POISSON  
DIL2=24E-6 !COEFFICIENTE DI DILATAZIONE TERMICA [1/K]  
CONDTERM2=204 !CONDUCEBILITA' TERMICA [W/m.K]  
CAPTERM2=962.8 !CAPACITA' TERMICA [J/kg.K]  
MPTEMP,1,0  
MPTEMP,2,933.5  
MPTEMP,3,2792  
MPDATA,ENTH2,0  
MPDATA,ENTH2,,386.9E3  
MPDATA,ENTH2,,10874.72E3

!-----  
!PARAMETRI MATERIALE RIEMPITIVO-  
!-----

RHO3=2780.3 !DENSITA'[kg/m^3]  
YOUNG3=10E9 !MODULO DI YOUNG [Pa]  
POISSON3=0.3 !COEFFICIENTE DI POISSON  
DIL3=20E-6 !COEFFICIENTE DI DILATAZIONE TERMICA [1/K]  
CONDTERM3=30 !CONDUCEBILITA' TERMICA [W/m.K]  
CAPTERM3=880  
MPTEMP,1,0  
MPTEMP,2,933.5  
MPTEMP,3,2792  
MPDATA,ENTH3,0  
MPDATA,ENTH3,,386.9E3  
MPDATA,ENTH3,,10874.72E3

!-----  
!PARAMETRI GEOMETRIA-  
!-----

LUNG=0.08 !LUNGHEZZA DEL TUBO [m]  
DE=0.028 !DIAMETRO ESTERNO TUBO [m]  
SPESS=0.0015 !SPESSORE DEL TUBO [m]

LUNGPREC=0.005 !LUNGHEZZA PRECURSORE[m]  
LUNGRIEMP=0.03 !LUNGHEZZA DEL REIMPIATIVO[m]  
LUNGIRR=0.02 !LUNGHEZZA TONDINO IRRIGIDIMENTO[m]  
SPESSINFL=0.0005 !SPESSORE INFLUENZA [m]  
EMIN=0.0005 !DIMENSIONE MINIMA ELEMENTO [m]  
EMED=0.003 !DIMENSIONE MEDIA ELEMENTO [m]

!\_\_\_\_\_

!PARAMETRI LASER-

!\_\_\_\_\_

POT=1500 !POTENZA [W]  
FISPOT=0.005 !DIAMETRO SPOT [m]  
VROT=35 !VELOCITA' ROTAZIONE [RPM]  
OMEGA=(2\*PI\*VROT)/60 !VELOCITA' ROTAZIONE [Rad/s]  
VTRAT=(2\*PI\*DE\*VROT)/120 !VELOCITA' PERIFERICA [m/s]  
REND=0.27 !RENDIMENTO DEL LASER: RAPPORTO TRA LA POTENZA AEROGATA E QUELLA  
ASSORBITA DAL COMPONENTE IN LAVORAZIONE

QFLU=(REND\*POT)/(PI\*(FISPOT\*\*2)/4) !FLUSSO DI CALORE [W/m^2]  
RIC=10 !RICOPRIMENTO DEL LASER [%]  
INTTIME=FISPOT/VTRAT !INTERACTION TIME [s] RAPPORTO TRA IL DIAMETRO DELLO SPOT E LA  
VELOCITA' DI !PROCESSO, RAPPRESENTA IL MASSIMO INTERVALLO DI TEMPO  
INCREMENTALE AMMISSIBILE  
TSCANS=(PI\*DE)/VTRAT !TEMPO DI SCANSIONE [s]  
POSZ=(LUNG/2)+LUNGRIEMP+LUNGPREC/2 !POSIZIONE DEL LASER LUNGO Z [m]

!\_\_\_\_\_

!PARAMETRI PROCESSO-

!\_\_\_\_\_

DELTAT=INTTIME\*(1-RIC/100) !TIME STEP [s]  
TINIZIO=DELTAT/100 !SET UP TIME [s]  
NSTEP=NINT(TSCANS/DELTAT) !NUMERO DI STEP PER SCANSIONE  
NSCANS=140 !NUMERO DI SCANSIONI

!\_\_\_\_\_

!MODELLAZIONE-

!\_\_\_\_\_

!\_\_\_\_\_

!ELEMENTI & OPZIONI-

!\_\_\_\_\_

ET,1,SOLID70

ET,2,SURF152

KEYOPT,2,1,0

KEYOPT,2,2,0

KEYOPT,2,3,0

KEYOPT,2,4,1

KEYOPT,2,5,1

KEYOPT,2,6,0

KEYOPT,2,7,0

KEYOPT,2,8,3

KEYOPT,2,9,1

R,1,1,STEFBOLT

!\_\_\_\_\_

!MATERIALI-

!\_\_\_\_\_

MP,DENS,1,RHO1

MP,EX,1,YOUNG1

MP,PRXY,1,POISSON1

MP,ALPX,1,DIL1

MP,KXX,1,CONDTERM1

MP,C,1,CAPTERM1

MP,EMIS,1,EMISSIVITY1

MP,DENS,2,RHO2

MP,EX,2,YOUNG2

MP,PRXY,2,POISSON2

MP,ALPX,2,DIL2

MP,KXX,2,CONDTERM2

MP,C,2,CAPTERM2

MP,DENS,3,RHO3

MP,EX,3,YOUNG3

MP,PRXY,3,POISSON3

MP,ALPX,3,DIL3

MP,KXX,3,CONDTERM3

MP,C,3,CAPTERM3

!\_\_\_\_\_

!MODELLAZIONE GEOMETRIA-

!\_\_\_\_\_

!\_\_\_\_\_

!GENERAZIONE DELL'INTERFACCIA LASER-TUBO-

!\_\_\_\_\_

K,1,(DE/2)-SPESSINFL,0,POSZ-(FISPOT/2)

K,2,(DE/2),0,POSZ-(FISPOT/2)

K,3,(DE/2),0,POSZ+(FISPOT/2)

K,4,(DE/2)-SPESSINFL,0,POSZ+(FISPOT/2)

K,5,0,0,0

K,6,0,0,1

A,1,2,3,4

VROTAT,1,,,,,5,6,4

CYLIND,(DE/2)-SPESS,DE/2,-LUNG2,LUNG2,0,90

CYLIND,(DE/2)-SPESS,DE/2,-LUNG2,LUNG2,90,180

CYLIND,(DE/2)-SPESS,DE/2,-LUNG2,LUNG2,180,270

CYLIND,(DE/2)-SPESS,DE/2,-LUNG2,LUNG2,270,360

VOVLAP,ALL

CYLIND,(DE/2)-SPESS,((POSZ-(LUNGPREC/2)),(POSZ+(LUNGPREC/2)))

CYLIND,(DE/2)-SPESS,((POSZ+(LUNGPREC/2)),(POSZ+(LUNGPREC/2))+LUNGRIEMP)

CYLIND,(DE/2)-SPESS,((POSZ-(LUNGPREC/2))-LUNGRIEMP,(POSZ-(LUNGPREC/2)))

VGLUE,ALL

!\_\_\_\_\_

!DISCRETIZZAZIONE-

!\_\_\_\_\_

TYPE,1

MAT,1

VSEL,S,VOLU,,1,4,1

ESIZE,EMIN,

MSHAPE,0,3D

MSHKEY,1

VMESH,ALL

MSHAPE,1,3D

TYPE,1

MAT,1

VSEL,S,VOLU,,15,18,1

ESIZE,EMED,

MSHKEY,0

VMESH,ALL

TYPE,1

MAT,2

VSEL,S,VOLU,,8

ESIZE,EMED,

VMESH,ALL

TYPE,1

MAT,3

VSEL,S,VOLU,,13,14

ESIZE,EMED,

VMESH,ALL

!\_\_\_\_\_

!CREAZIONE EXTRA NODO PER CONVEZIONE ED IRRAGGIAMENTO-

!\_\_\_\_\_

\*GET,NUMERO,NODE,COUNT

N,NUMERO+1,0,0.1

D,NUMERO+1,TEMP,TAMB

LOCAL,12,1,0,0,POSZ,0,0,1,1

NSEL,S,LOC,X,DE/2

NSEL,A,LOC,Z,-LUNG/2

NSEL,A,LOC,Z,LUNG/2

CM,ESTERNO,NODE

NSEL,ALL

NSEL,S,LOC,X,0,DE/2

CM,INTERNO1,NODE

NSEL,ALL

NSEL,S,LOC,X,0,(DE/2-SPES)

NSEL,R,LOC,Z,POSZ+(LUNGPREC/2)+LUNGRIEMP,LUNG/2

CM,INTERNO2,NODE

NSEL,ALL

NSEL,S,LOC,X,LUNG/2

CM,INTERNO3,NODE

CMSEL,S,ESTERNO,NODE

CMSEL,A,INTERNO1,NODE

CMSEL,A,INTERNO2,NODE

CMSEL,A,INTERNO3,NODE

NPLOT

TYPE,2

MAT,1

ESURF,NUMERO+1

/PNUM,NODE,1

/PNUM,TYPE,1

/NUMBER,1

EPLOT

ALLSEL,ALL

VSEL,S,VOLU,8

NSLV,S,1

CM,FOAMABLE,NODE

ALLSEL,ALL

FINISH

/SOLU

ANTYPE,TRANS

TRNOPT,FULL

NROPT,AUTO,,

EQSLV,

SOLCONTROL,ON

AUTOTS,ON

KBC,1

OUTRES,NSOL,LAST,FOAMABLE

TIME,TINIZIO

DELTIM,TINIZIO,TINIZIO,TINIZIO

TUNIF,TAMB

LOCAL,12,1,0,0,POSZ,0,0,1,1

SOLVE

/PSF,HFLU,20

/PSYMB,CS,1

K=1

\*DO,K,1,NSCANS,1

I=1

\*DO,I,1,NSTEP,1

```
TEMPO=(K-1)*TSCANS+I*DELTAT
TIME,TEMPO
DELTIM,DELTAT,DELTAT,DELTAT
SFDELE,ALL,ALL
LOCAL,12,1,0,0,POSZ,(OMEGA*TEMPO*360)/(2*PI),0,0,1,1
NSEL,S,LOC,Y,(FISPOT*360)/(2*PI*DE),(FISPOT*360)/(2*PI*DE)
NSEL,R,LOC,X,DE/2
NSEL,R,LOC,Z,-FISPOT/2,FISPOT/2
SF,ALL,HFLUX,QFLU
ALLSEL,ALL
/VIEW,1,1,1,1
/ANG,1
/REPLOT
EPLOT
SOLVE
I=I+1

*ENDDO

K=K+1

*ENDDO

FINISH

!_____
!POST,TERMICO
!_____

/POST1
/EFACE,1
SET, LAST
PLNSOL,TEMP,,0,
FINISH
```

